



**FACULDADE DE TECNOLOGIA SENAI CIMATEC
PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO STRICTO SENSO
GESTÃO E TECNOLOGIA INDUSTRIAL
MODELAGEM COMPUTACIONAL E TECNOLOGIA INDUSTRIAL**

RAPHAEL FÉLIX REZENDE

**EFEITO DO ÂNGULO DO CHANFRO E DA COMPOSIÇÃO
QUÍMICA DA ZONA FUNDIDA SOBRE A RESISTÊNCIA A
CORROSÃO DAS LIGAS DE ALUMINÍO AA 1060 E AA
3003 EM AMBIENTES DE EXPOSIÇÃO AO HNO₃**

Salvador
2014

RAPHAEL FÉLIX REZENDE

**EFEITO DO ÂNGULO DO CHANFRO E DA COMPOSIÇÃO
QUÍMICA DA ZONA FUNDIDA SOBRE A RESISTÊNCIA A
CORROSÃO DAS LIGAS DE ALUMINÍO AA 1060 E AA
3003 EM AMBIENTES DE EXPOSIÇÃO AO HNO₃**

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação da Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial

Orientador: Prof.Dr. Guilherme Oliveira de Souza

Salvador
2014

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca da Faculdade de Tecnologia SENAI
CIMATEC

Rezende, Raphael Félix.

Estudo Comparativo da resistência a corrosão em juntas soldadas entre as
ligas de alumínio AA1060 e AA3003 / Raphael Rezende - Salvador, 2014.

99f.

Orientador: Prof.Dr. Guilherme Oliveira de Souza

Dissertação (Mestrado Profissional em Gestão e Tecnologia Industrial) –
Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC, Salvador, 2014.

1. Corrosão. 2. Soldagem. 3. Alumínio. 4. HNO₃ I. Faculdade de Tecnologia
Senai-Cimatec. II. Guilherme Souza

CDD 629.2504

RAPHAEL FÉLIX REZENDE

**EFEITO DO ÂNGULO DO CHANFRO E DA COMPOSIÇÃO
QUÍMICA DA ZONA FUNDIDA SOBRE A RESISTÊNCIA A
CORROSÃO DAS LIGAS DE ALUMINÍCIO AA 1060 E AA
3003 EM AMBIENTES DE EXPOSIÇÃO AO HNO₃**

Dissertação apresentada como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Gestão e Tecnologia Industrial, Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC.

Aprovada em 22 de 06 de 2014.

Banca Examinadora

Guilherme Oliveira de Souza – Orientador _____

Doutor em Engenharia Mecânica pela Universidade de Federal da Bahia, Salvador, Brasil, Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

Manuel Carreira Neto _____

Doutor em Engenharia de Materiais pela Universidade de São Paulo, Salvador, Brasil, Ford Brasil

Sérgio Rodrigues Barra _____

Doutor em Engenharia Mecânica pela Universidade de Santa Catarina, Natal, Brasil Universidade Federal do Rio Grande Norte (UFRN).

*“O mais importante da vida não é a situação em
que estamos, mas a direção para qual nos
movemos”*

(Oliver Wendell Holmes)

AGRADECIMENTOS

Aos meus anjos da guarda por ter permitido realizar esse sonho e galgar mais um degrau na escala de conhecimento;

Aos familiares, mãe, pai, irmãos, sobrinhos, tios, tias, primos e namorada;

Aos amigos de faculdade, em especial aos da graduação, especialização e mestrado, pelos momentos de alegrias, dificuldade e grandes aprendizados;

Aos amigos (as) pessoais, em especial aos amigos da vida, da praia, da academia, aos alunos, aos que se foram (Giuliana Dal Sóglio e Fábio Dudeiz), a minha namorada Laís Estrela, aos professores Sérgio Barra e Charles Chemale e aos amigos do trabalho Welton Conceição, Raimar Barbosa, Lucas Nogueira, Leandro Messias, Rafael Claro e Márcio Carvalho;

Ao educador e amigo Guilherme Oliveira por ter aceitado o pedido para ser orientador deste trabalho;

Aos professores do curso, em especial ao professor Manuel Carreira e a professora Adriana Halfeld Vieira;

A todos que de uma forma ou de outra, contribuíram para a realização desde estudo, o meu muito obrigado.

RESUMO

As ligas de alumínio caracterizam-se por uma ampla gama de aplicações industriais, principalmente em ambientes que requerem especial proteção contra corrosão. Neste caso, para as indústrias que produzem ou utilizam como insumo o ácido nítrico HNO_3 , o armazenamento ou transporte requerem cuidados especiais na etapa de construção, por soldagem. Na soldagem da liga 3003, observa-se na região da solda, a falha prematura em serviço “corrosão”, normalmente, associada à condição de soldagem. Portanto, considerando os mecanismos associados “soldabilidade e corrosão”, este trabalho, teve como objetivo comparar o desempenho de juntas soldadas das ligas 1060 e 3003 para aplicações que requerem contato com HNO_3 .

Assim, o experimento avaliou o efeito da soldagem sobre o surgimento de regiões preferenciais à corrosão. Como procedimento experimental, os corpos de prova foram soldados com diferentes ângulos de chanfro (60° e 90°). Para a caracterização microestrutural das amostras, foi empregado o microscópio ótico. Como etapa do trabalho, as amostras foram submetidas ao ensaio acelerado de corrosão, por imersão em meio de HNO_3 , e em seguida medida a rugosidade, na região do metal de base, zona de fusão e raiz da solda.

A partir dos resultados de rugosidade, foi possível extrair que a diferença básica em uma resposta a resistência a corrosão, para ambas as ligas, será função das condições impostas pela soldagem e também, alterações de ordem metalúrgica. Tendo uma tendência de melhoria na resposta contra o fenômeno corrosivo, à amostra que apresentou tais condições: menor diferença na composição química (balanço químico – menor diluição), na região do metal de solda e penetração na raiz (ausência de fresta), onde se destacou a liga 1060 soldada com o metal de adição 1100, utilizando como abertura de chanfro o ângulo de 90° .

Palavras-chaves: Corrosão, Soldagem, Alumínio, AA 1060 e AA 3003, HNO_3

ABSTRACT

A wide range of industrial applications, especially in environments that require special corrosion protection, characterizes aluminum alloys. In this case, for industries that produce or use as input HNO_3 , storage or transport requiring special care by welding in the construction phase. In welding alloy 3003, specifically in the weld region, emerged premature failure in service "corrosion", which it is ordinarily associated with welding condition. Therefore, regarding the associated "weldability and corrosion" mechanisms, this research aimed to compare the performance of welded alloys 1060 and welded alloys 3003, specifically for applications which require contact with HNO_3 .

Furthermore, the experiment assessed the effect of welding on the appearance of preferential corrosion regions. During the experimental procedure, the specimens were welded with different chamfer angles (60° and 90°). For microstructural characterization of the samples, we used an optical microscope. As experimental step, the samples were exposed to accelerated corrosion essays by immersion in HNO_3 medium, afterwards it was measured the roughness in the metal's base region, in the melting zone and at the root area.

To summary, from the results of surface roughness, it was possible conclude that the basic difference in a reply corrosion resistance, for both alloys, must depends on the conditions imposed by the welding and additionally by the changes metallurgical order. Having an improving trend in the response against the corrosive phenomenon, the sample showed such conditions: minor difference in chemical composition (chemical balance), in the weld metal region and in the root penetration – with no gap –, where it excelled the league 1060, which was welded with filler metal 1100, using as an opening chamfer, an angle of 90° .

Keywords: Corrosion, Welding, Aluminum, HNO_3

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1. Visão geral do sistema, em alumínio, para transporte e armazenamento de ácido nítrico, planta de produção de fertilizantes.....17
- Figura 2. Aparência interna da união após exposição às condições de operação (corrosão localizada na raiz do cordão)18
- Figura 3. Características e aplicações dos materiais (reino).....23
- Figura 4. Ilustração do efeito da adição de Fe e Si sobre a resistência a corrosão intergranular na série 3XXX.....32
- Figura 5. Em (a) difratograma mostrado a evolução da microestrutura em função da temperatura de tratamento térmico (aquecimento contínuo de 50 °C/h até a temperatura de 550 °C, condição como fundido) e (b) e (c) micrografias contendo a matriz α -Al (dendrítica) e os intermetálicos β -AlFeSi e α -AlFeMnSi.....33
- Figura 6. Exemplos de aplicação para a série 1XXX.....35
- Figura 7. Aplicações da série 3XXX na confecção de trocadores de calor.....36
- Figura 8. Identificação das regiões envolvidas no cálculo da diluição.....40
- Figura 9. Esquema de montagem para união de tubos em alumínio usando o ponteamto e um posicionador.....41
- Figura 10. Aspecto superficial do metal com corrosão uniforme e perda de espessura.....46
- Figura 11. Efeito do tipo de solução e do valor do pH sobre a resistência à corrosão. Em (a) comportamento da perda de massa da liga AA3004-H14 (60 °C) em função do pH e em (b) resistência à corrosão da liga AA1100-H14 em diferentes soluções químicas.....46
- Figura 12. Representação esquemática do processo de formação do pite (corrosão) nas ligas de alumínio (série 3XXX), quando imersas em HNO_3 48
- Figura 13. Aspecto macro e micro visual da corrosão Intergranular em junta soldada.....53

Figura 14. Aspecto de trincas inter e trans-granular oriundas da corrosão sob tensão.....	53
Figura 15. Aspecto visual da corrosão filiforme em aletas de alumínio revestidas com cobre (esquerda) e uma amostra da corrosão filiforme após ensaio de névoa salina (direita).....	55
Figura 16. Série galvânica para diferentes ligas imersas em água do mar, a 25°C.	56
Figura 17. Aspecto de uma união por soldagem, entre dois materiais dissimilares (aço carbono e aço inoxidável), mostrando a corrosão no metal menos nobre.....	56
Figura 18. Ilustração do chanfro mostrando o fator de entrada, AC e seus níveis (60° e 90°).....	59
Figura 19. Preparação e condição da operação de soldagem empregada.....	61
Figura 20. Região onde foi seccionados as amostras para o ensaio de corrosão (corte transversal).....	61
Figura 21. Ilustração da bancada experimental para ensaio acelerado de corrosão por imersão (adaptação da norma ASTM A 262).....	63
Figura 22. Apresentação da forma de medição da rugosidade superficial via rugosímetro portátil.....	65
Figura 23. Aspecto visual da região do metal de base, afastado da solda, nas amostras das ligas 1060 e 3003, com ângulo de chanfro de 60°.....	66
Figura 24. Aspecto visual das regiões sobre avaliação, das ligas 1060 e 3003, após ensaio de corrosão: metal base e região da solda (centro e raiz), para ângulo de 90°.....	67
Figura 25. Aspecto superficial da zona de fusão, demonstrando a diferença de degradação entre as ligas 1060 e 3003, para o ângulo de chanfro de 60°.....	67
Figura 26. Aspecto superficial da zona de fusão, demonstrando a diferença de deterioração entre as ligas 1060 e 3003, para o ângulo de chanfro de 90°.....	68
Figura 27. Aspecto superficial da zona de fusão, demonstrando a diferença de	

degradação entre as ligas 1060 e 3003, para o ângulo de chanfro de 60 e 90°.....69

Figura 28. Diferença na suscetibilidade a formação da linha de segregação, para as ligas 1060 e 3003, com os ângulos de 60 e 90°, após ensaio de corrosão.....70

Figure 29. Exemplos do aprisionamento da camada de óxido causando a falta de fusão. Nas figuras (a) e (b) localização e detalhe do aprisionamento da camada de Al₂O₃ na região da linha de fusão. Nas figuras (c) e (d) localização e detalhe do aprisionamento da camada de alumina na região central da raiz do cordão – fresta decorrente da dissolução da Al₂O₃ após ensaio de corrosão.....71

Figura 30. Presença da falta de fusão nas amostras, com ângulo de 60°, evidenciadas com maior intensidade após ensaio de corrosão.....72

Figura 31. Microestrutura da liga AA 1060 (a) 60° e (b) 90°, e da liga AA 3003 (c) 60° e (d) 90°, após o ensaio de corrosão intergranular.....73

Figura 32. Valores de rugosidade das ligas AA 1060 e AA 3003, na região do metal de base, após ensaio de corrosão.....75

Figura 33. Valores de rugosidade da liga AA 1060 e AA 3003, para o ângulo de 60°, nas regiões do centro da solda e raiz da solda, após ensaio de corrosão.....76

Figura 34. Valores de rugosidade da liga AA 1060 e AA 3003, para o ângulo de 90°, nas regiões do centro da solda e raiz da solda, após ensaio de corrosão.....77

Figura 35. Valores de rugosidade da liga AA 1060/1100, para os ângulos de 60 e 90°, nas regiões do centro da solda e raiz da solda, após ensaio de corrosão.....78

Figura 36. Valores de rugosidade da liga AA 3003/1100, para os ângulos de 60 e 90°, nas regiões do centro da solda e raiz da solda, após ensaio de corrosão.....79

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 Classificação das ligas de alumínio fundidas segundo a AA.....	26
Quadro 2 Resumo do sistema de designação da especificação do alumínio e suas ligas.....	28

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 Alguns compostos intermetálicos possíveis de formação nas ligas comerciais de alumínio - séries 1XXX e 3XXX.....	52
Tabela 2 Condições experimentais utilizada; composição do metal de base e geometria do chanfro.....	59
Tabela 3 Parâmetros empregados para as soldas.....	60
Tabela 4 Composição química das ligas AA 3003 e AA 1060, e do ER 1100, Metal de Adição.....	61

LISTAS DE SIGLAS

AA – Aluminum Association

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

ANSI – American National Standards Institute

ASTM – American Society for Testing and Materials

AWS – American Welding Society

CA – Corrente alternada

CC – Corrente contínua

CP – Corpo de prova

HNO₃ – Ácido Nítrico

MIG – Metal Inerte Gás

NACE – National Association of Corrosion Engineers

TIG – Tungstenio Inerte Gás

UNS – Unified Numbering System

ZTA – Zona Termicamente Afetada em uma solda

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	17
1.1 Objetivos.....	20
1.1.1 Objetivo Geral.....	20
1.1.2 Objetivo Específico.....	20
1.2 Organização da dissertação.....	21
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	22
2.1 Classificação das ligas de alumínio.....	22
2.1.1 Famílias, classes, sub-classes e membros.....	22
2.1.2 Grupo das ligas trabalháveis.....	24
2.1.3 Grupo das ligas Fundidas.....	25
2.1.4 Sistema de designação de têmpera para as ligas de alumínio.....	26
2.1.5 Efeitos dos elementos químicos sobre o desempenho em serviço das séries 1XXX e 3XXX.....	27
2.1.5.1 Efeito do manganês.....	29
2.1.5.2 Efeito do silício.....	30
2.1.5.3 Efeito do ferro.....	31
2.1.6 Características e aplicações das ligas 1XXX e 3XXX.....	34
2.1.6.1 Serie - 1XXX - Al Puro.....	34
2.1.6.2 Serie 3XXX - Liga Al-Mn.....	35
2.2 Processos de soldagem aplicados às ligas de alumínio.....	36
2.2.1 Preparação para a soldagem do alumínio.....	37

2.2.2	Juntas aplicadas às ligas de alumínio.....	39
2.2.3	Condição superficial da chapa.....	40
2.2.4	Montagem e Fixação.....	41
2.2.5	Escolha do metal de adição.....	41
2.3	Mecanismos de corrosão em ligas de alumínio.....	42
2.3.1	Tipos de corrosão em alumínio.....	45
2.3.1.1	Corrosão uniforme	45
2.3.1.2	Corrosão localizada.....	46
2.3.1.3	Corrosão transgranular e intergranular.....	49
2.3.1.4	Corrosão sob tensão.....	53
2.3.1.5	Corrosão filiforme.....	54
2.3.1.6	Corrosão galvânica.....	55
3	MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	55
3.1	Procedimento experimental.....	59
3.2	Procedimento para soldagem.....	60
3.3	Procedimentos para ensaio de corrosão.....	61
3.4	Procedimento para análise de corrosão.....	63
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	66
4.1	Análise visual na região do metal de solda.....	66
4.2	Análise visual na região da solda.....	67
4.3	Análise das medição de rugosidade.....	74

5 CONCLUSÕES.....	80
REFERÊNCIAS.....	82
APÊNDICE A – Raízes e Faces da solda.....	86
APÊNDICE B – Valores de rugosidade medidos após ensaio acelerado de corrosão.....	89

1 INTRODUÇÃO

No Brasil as indústrias que produzem ou utilizam o ácido nítrico (HNO_3) como insumo do seu processo, convivem com o problema de corrosão localizada em uniões por soldagem de tanques e tubovias (BARRA, 2009). Considerando que as empresas dos setores químicos e petroquímicos adotam paradas programadas de suas plantas para inspeção e manutenção, a possibilidade da ocorrência de falha prematura nas uniões pode impactar em uma simples manutenção corretiva da região perfurada (corroída) ou, em caso extremo, até provocar a necessidade de uma parada não programada da planta, impactando diretamente sobre a produção. Na figura 1, pode-se visualizar um sistema em alumínio, responsável pelo transporte e armazenamento de ácido nítrico em uma unidade de produção de fertilizantes.

Figura 1 Visão geral de um sistema, em alumínio, para transporte e armazenamento de ácido nítrico, planta de produção de fertilizantes.



Fonte: (ABAL, 2006).

O processo de corrosão é um dos principais mecanismos responsáveis pela diminuição da durabilidade dos equipamentos. Além disso, em muitas situações, a corrosão pode levar a falhas em serviço, com consequências catastróficas ao ambiente e, inclusive, perdas de vidas.

Para o alumínio e suas ligas, as informações sobre as condições impostas pelo processo de fabricação, são interessantes, por exemplo, quando se pensa nos efeitos indesejáveis que um inadequado procedimento de soldagem (escolha de parâmetros) poderá ocasionar sobre a vida em serviço do equipamento. Barra *et al.*

(2009) e Vergel (2004) citam que, a partir, de uma determinada condição de soldagem, pode-se afetar consideravelmente a resistência à corrosão localizada nas ligas de alumínio da série 3000, sendo a mesma uma das principais ligas usada em ambiente de exposição ao ácido nítrico concentrado (ASM HANDBOOK, 1999). Durante o processo de soldagem, a composição química na região do depósito nas ligas de alumínio podem mudar significativamente e fases metálicas podem precipitar como partículas intermetálicas. Dehmasa e Weisbecker (2005) comentam que estas partículas, precipitadas a partir da solução sólida, são geralmente precipitados secundários ou, como são geralmente de tamanhos reduzidos, são considerados como dispersoides. Estas transformações (presença de precipitados), a partir de uma determinada condição de soldagem (pré-aquecimento, abertura de raiz, ângulo do chanfro ou composição química do metal de solda), afetam consideravelmente a resistência a corrosão da região (ZEEMANN, 2011; BARRA *et al.*, 2009; VERGEL *et al.*, 2004). Como exemplo do problema, a figura 2 apresenta a aparência interna da união após exposição às condições de serviço (corrosão localizada na raiz do cordão).

Figura 2 Aparência interna da união após exposição às condições de operação (corrosão localizada na raiz do cordão)



Fonte: (BARRA, 2009).

Portanto, considerando os mecanismos associados à soldabilidade e corrosão do alumínio este trabalho avalia o efeito da soldagem sobre o surgimento de regiões sujeitas à corrosão, a partir da variação dos diferentes valores de ângulo do chanfro (60 e 90°), em uniões, por soldagem, das ligas AA 1060 e AA 3003 como metal base, e eletrodos AWS ER 1100 como metal de adição.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

O trabalho tem como objetivo geral uma análise da resistência a corrosão de juntas soldadas de alumínio ASTM AA 1060 e AA 3003, como metal base, e eletrodo AWS ER 1100, como metal de adição, em ambiente de exposição ao ácido nítrico, HNO_3 .

1.1.2 Objetivos Específicos

Tendo em vista a importância da correlação a nível macro e microscópico e as condições de soldagem, sobre as propriedades a corrosão das ligas de alumínio 1060 e 3003, define-se os seguintes objetivos:

- Realizar uma revisão crítica e atualizada da literatura no que diz respeito aos trabalhos existentes que relacionem a influência da composição química das ligas de alumínio e a soldagem das mesmas sobre a resistência à corrosão;
- Mapear a corrosão das amostras, correlacionando: composição química do metal de solda, presença de precipitados nos grão e defeitos de soldagem, através da análise visual e da análise de rugosidade entre a liga 1060 e a liga 3003, ambas soldadas com eletrodo ER 1100, após ensaio por imersão em ácido nítrico, HNO_3 ;
- Comparar, a partir das características superficiais dos depósitos a influência na mudança do metal de base e do ângulo do chanfro sobre a resistência a corrosão localizada.

1.2 Organização da dissertação de mestrado

Esta dissertação está construída da seguinte maneira: no **capítulo 1**, faz-se uma introdução ao trabalho, apresentando o objetivo geral e específico e passos que

serão desenvolvidos para o alcance dos mesmos; no **capítulo 2**, será abordado, brevemente, alguns aspectos e considerações sobre as ligas de alumínio, destacando as ligas das séries 1XXX e 3XXX, o sistema de designação usado e respectivas identificações e classificações, seguida da influência dos elementos de ligas, vantagens, aplicações, aspectos de soldabilidade e peculiaridades em relação ao material e aos processos comumente usados para sua união, e também uma breve descrição das principais formas e mecanismos de corrosão encontradas nas ligas de alumínio, com nuances e divergências entre os principais autores dos temas listados acima; no **capítulo 3**, traz-se a descrição dos equipamentos, acessórios, materiais e o método experimental, desenvolvida em etapas, seguida de todas as considerações pertinentes; no **capítulo 4** serão apresentados os resultados e as análises referentes às características superficiais dos depósitos; macro e microestrutura e a variação de rugosidade após o ensaio de corrosão por imersão em HNO_3 ; e por fim, no **capítulo 5** apresenta-se as conclusões sobre o tema, comentários finais e considerações acerca do trabalho exploratório desenvolvido, tanto da pesquisa bibliográfica como dos testes executados.

2 REVISÃO DA LITERATURA

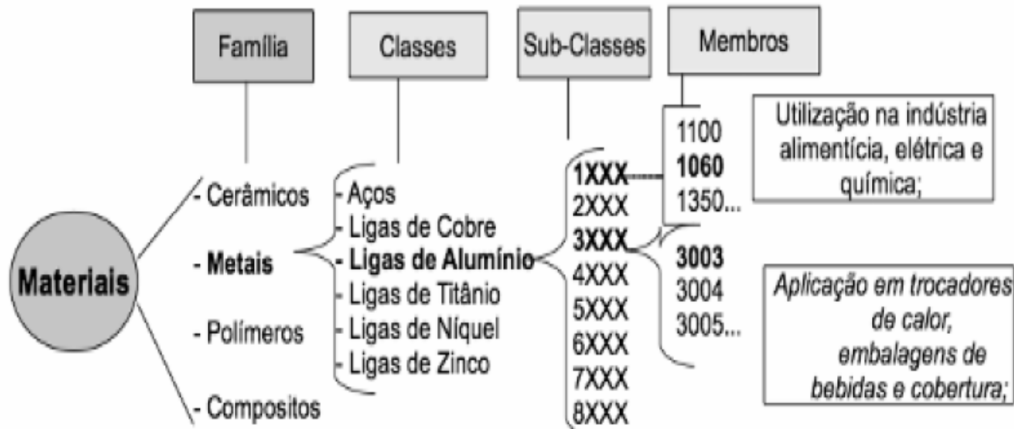
Este capítulo aborda alguns aspectos e considerações sobre as ligas de alumínio destacando as ligas das séries 1XXX e 3XXX. Na sequência, tópico 2.1, será apresentado o sistema de designação usado e respectivas identificações e classificações, seguida da influência dos elementos de ligas e finalmente as principais vantagens e aplicações das ligas 1XXX e 3XXX. O tópico 2.2 irá tratar da soldagem do alumínio e suas ligas, apresentando algumas peculiaridades em relação ao material e aos processos comumente usados para sua união. Mostrando as principais dificuldades associada à soldagem do alumínio, como exemplo, deve-se citar: a presença de uma camada de óxido refratário, a alta condutibilidade térmica e elétrica do alumínio, bem como os problemas de soldabilidade e efeitos metalúrgicos, ambas as influencias contribuem significativamente nos cuidados que devem ser considerados e nos requisitos de soldagem. Diferentes tipos de corrosão mais ou menos visíveis a olho nu podem ocorrer nas ligas de alumínio tais como corrosão uniforme, corrosão localizada, corrosão sob tensão, corrosão galvânica etc. O tópico 2.3 irá dar uma breve descrição das principais formas e mecanismos de corrosão encontradas nas ligas de alumínio e alguns dos fatores que são intrínsecos ao material, ao meio e as condições de utilização.

2.1 Classificação das Ligas de Alumínio

2.1.1 Famílias, classes, sub-classes e membros

Segundo o que preconiza Ashby *et al.*, (2007), as famílias dos materiais (metal, polímero ou cerâmico) podem ser expandidas com o intuito de tornar claro as *classes* (alumínio e suas ligas), as *subclasses* (série 6XXX) e os *membros* (liga AA6061) que as compõem, cada qual sendo caracterizada por um conjunto de atributos (propriedades). Como exemplo, a figura 4 ilustra a localização da liga AA 6061 (membro) em função da sua família, classe, subclasse e grupo.

Figura 3 Taxonomia dos materiais (reino).



Fonte: Adaptação do próprio autor da (ASHBY *et al.*, 2007, adaptada).

Uma vantagem da utilização de um sistema para a denominação padronizada do alumínio e suas ligas, bem como da sua respectiva identificação de têmpera, é a facilidade de entendimento, aceitação e utilização em diferentes regiões. Portanto, a adoção de um sistema padronizado é extremamente prática para a utilização da designação, tanto por fabricantes como por usuários, das diferentes ligas de alumínio disponíveis no mercado.

A classificação mais utilizada para do alumínio e suas ligas é baseada no sistema proposto pela *Aluminum Association, Inc.* (AA). Este sistema, denominado de “*The Aluminum Association Alloy and Temper Designation System*”, fundamentado na norma ANSI H35, também, é adotado pela Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT), como referência no Brasil, através da norma NBR 6834:2006 - Alumínio e Suas Ligas - Classificação. De forma simplificada, a NBR 6834:2006 delibera a classificação da composição química do alumínio e suas ligas, adotando um sistema de designação em função do seu processo de fabricação e da sua aplicação (BARRA, 2009).

Kaufman e Rooy (2004) e Schweitzer (2003) citam o *Unified Numbering System* (UNS) como outro sistema de classificação das ligas metálicas, largamente utilizado quando se pretendem correlacionar diferentes denominações propostas por entidades ou fabricantes. O UNS tem a vantagem de cobrir todos os tipos de ligas metálicas. Para o alumínio e suas ligas, o UNS adota a designação proposta pela *Aluminum Association*, para formatar a sua classificação. Nesse caso, para as ligas trabalháveis, o número UNS é obtido pela combinação do código A9 (identificação

de que se trata de uma liga de alumínio) com a especificação da liga segundo a AA (por exemplo, especificação AA 3003 e respectivo UNS A93003). Para as ligas fundidas, que apresenta uma letra como prefixo de identificação da liga, após o código A9, usa-se um número (1 se a letra for A, 2 se a letra for B, e assim por diante) no lugar da letra, após o código A9. Para as ligas fundidas sem a letra como prefixo, usa-se o número 0 (A0). Assim, por exemplo, no sistema UNS, a liga 356.0 será A03560 e a liga C356.0 será A93356. Detalhamento sobre a referência cruzada (equivalência) entre diferentes normas e especificações das ligas metálicas pode ser obtido na referência “*Metals and Alloys in the Unified Numbering System*” (ASTM INTERNATIONAL, 1998).

Com relação à composição química da liga, os principais elementos de liga adicionados ao alumínio são o cobre (série 2XXX - Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Cu-Mg-Li, Al-Cu-Mg-Si), o manganês (série 3XXX - Al-Mn, Al-Mn-Mg) o silício (série 4XXX - Al-Si), o magnésio (série 5XXX - Al-Mg, Al-Mg-Mn), magnésio e silício (série 6XXX - Al-Mg-Si, Al-Mg-Si-Mn, Al-Mg-Si) e o zinco (série 7XXX - Al-Zn, Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Mn, Al-Zn-Mg-Cu). Outros elementos que venham a ser adicionados em pequenas quantidades à liga terão a função de refinamento de grão ou desenvolvimento de uma especial propriedade. Como particularidade, a série 1XXX é considerada como alumínio comercialmente puro⁽¹⁾ ($Al \geq 99,00\%$), a série 8XXX contempla as ligas que englobam outros não usuais elementos químicos (por exemplo, Fe ou Sn) e, por sua vez, a série 9XXX engloba as ligas não contempladas nas demais séries. Kutz (2002) cita que os principais benefícios da compreensão deste sistema de designação é que o mesmo permite dizer muito sobre uma determinada liga apenas conhecendo a série em que o mesmo pertence.

A classificação proposta pela AA é subdividida nos grupos das ligas trabalháveis e das ligas fundidas.

2.1.2 Grupo de ligas trabalháveis

Considera-se como ligas trabalháveis aquelas na qual a forma final do produto (parafuso, pino, perfilado, outros) é obtida pela transformação de um componente semimanufaturado (chapa, vergalhão, perfil, outros) ou pela transformação mecânica, a frio ou a quente, do metal no estado sólido (tarugo ou placa) (ASTM INTERNATIONAL, 1998).

As ligas trabalháveis ainda apresentam uma subdivisão quanto ao mecanismo de resistência da liga, ou seja, elas subdividem-se em *ligas tratáveis termicamente* ou em *ligas não-tratáveis termicamente*.

A classificação das ligas trabalháveis emprega um sistema de quatro dígitos $YX_1X_2X_3$. O primeiro dígito “Y” representa o elemento de liga principal e o grupo da liga. O segundo dígito “X₁” representa as variações em relação aos limites de impurezas ou modificações na liga original. Por sua vez, o terceiro e o quarto dígito, “X₂” e “X₃”, indicam as diferentes ligas do grupo/série ou o teor de pureza para o alumínio.

Exemplo da classificação de uma liga trabalhável:

Liga AA 3003

AA - *Aluminum Association*

3 (**Y**) - principal elemento de liga: manganês;

0 (**X₁**) - Sem variação na composição original. Se 1 - primeira variação da liga (0,15 a 0,50% de variação em um ou mais elementos químicos da liga) e para 2, 3, 4, significa que a liga sofreu sucessivas variações na composição original;

03 (**X₂** e **X₃**) - designa uma específica liga da série.

2.1.3 Grupo de ligas Fundidas

Para as ligas fundidas, utiliza-se uma designação equivalente aquela adotada para as ligas trabalháveis, ou seja, as ligas fundidas, também, utilizam quatro dígitos de identificação. Como diferença principal, existe um ponto “.”, separando o terceiro e quarto dígito (indicação que o produto está sob a forma de peça fundida ou lingote). Nesse caso, o último dígito, após o ponto, indicará a forma do produto (fundido ou lingote) e o primeiro dígito identificará o grupo da liga (série). Os dois dígitos seguintes caracterizam a liga ou a pureza do alumínio ou somente as diferentes ligas de uma série. O quadro 1, apresenta um resumo da classificação das ligas fundidas.

Quadro 1 Classificação das ligas de alumínio fundidas segundo a AA.

Designação da AA (YX ₁ X ₂ .X ₃)	Liga	Identificação do quarto dígito (X ₃)	Variações na liga (A, B ou C)
1XX.X	Puro Al (99% ou mais)	0 - Peça fundida 1 ou 2 - Lingote	Modificações das ligas originais.
2XX.X	Al-Cu		
3XX.X	Al-Si + Cu e/ou Mg		
4XX.X	Al-Si		
5XX.X	Al-Mg		
6XX.X	Série não utilizada		
7XX.X	Al-Zn		
8XX.X	Al-Sn		
9XX.X	Al + outros elementos		

⁽¹⁾ Somatório de Fe + Si ≤ 1%; percentual individual de Cu, Cr, Mn, Ni, Zn, Ti e Sn ≤ 0,10%; percentagem individual de outros elementos ≤ 0,05%.

Fonte: (ASTM INTERNATIONAL, 1998, adaptado)

2.1.4 Sistema de designação de têmpera para as ligas de alumínio

A designação de têmpera é apresentada imediatamente após a definição da série, separada por um "-" (por exemplo, AA3003-H12). A letra maiúscula após o "-" indica a classe do tratamento térmico (vide quadro 2) e os números seguintes detalham como a liga foi fabricada.

A especificação básica adotada para a têmpera, válida para ligas fundidas e trabalháveis, é descrita pela seguinte designação LN_1N_2 . Onde: **L** representa o tipo de tempera e N_1 e N_2 representam as operações que o produto deve sofrer. Detalhamento sobre as especificações adotadas para os diferentes meios de têmperas são descritos por Barra e Buschinelli (1999).

Exemplo da identificação de uma têmpera:

Liga AA 5252-H27

H (**L**) - Encruado;

2 (**N₁**) - Encruado e recozido parcialmente;

7 (**N₂**) - Grau de encruamento.

2.1.5 Efeitos dos elementos químicos sobre o desempenho em serviço das séries 1XXX e 3XXX

Os elementos de liga, empregados na obtenção de uma ou mais propriedades de uma liga metálica, podem ser classificados em três grupos principais, ou seja, o grupo dos *elementos de liga básicos* (Cu, Mn, Si, Mg, Li e Zn), o grupo dos *elementos de adição auxiliares* (Cr, Ni, Zr e Ti) e o grupo das *impurezas* (Fe e Si) (KUTZ, 2002). Portanto, é factível que, dependendo da natureza de uma liga (condição almejada pelo projeto), um determinado elemento de liga poderá se enquadrar em um dos grupos citados anteriormente, ou seja, um elemento de liga poderá ocasionar, para ligas de diferentes séries, desempenho melhor ou pior em relação a uma condição de serviço (por exemplo, resistência a corrosão).

Por sua vez, Kaufman e Rooy (2004) destacam as características de cada grupo no que se refere à maximização da característica da liga uma determinada condição de

serviço. Os autores citam que os integrantes do grupo dos *elementos básicos* (também definido como *elementos principais*) controlam o processo de fundição e o desenvolvimento de uma determinada propriedade da liga. Para o grupo dos *elementos de adição auxiliar* (também definido como *elementos secundários*), os efeitos predominantes são o controle sobre o modo de solidificação, o refino das fases primárias, o tamanho e a forma dos grãos, a promoção e supressão de fases e a redução da oxidação.

Por último, o grupo das *impurezas* influencia o processo de fundição e a formação de fases insolúveis na matriz (intermetálicos).

Como as ligas não tratáveis termicamente (séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX) exibem em geral boa resistência à corrosão, a seleção de uma liga específica será baseada em outros fatores definidos em projeto. Como exemplo, dessa característica, as ligas da série 1XXX (alumínio comercialmente puro) exibem resistência mecânica inferior aquelas que compõem a série 3XXX (Al-Mn, Al-Mn-Mg) e, portanto, para uso em ambiente corrosivo, as ligas da série 3XXX serão preferencialmente escolhidas por agregar resistência mecânica e resistência à corrosão (SCHWEITZER, 2003).

Quadro 2 Resumo do sistema de designação da especificação do alumínio e suas ligas

Designação da AA Séries (YX ₁ X ₂ X ₃)	Liga	Mecanismo de resistência	Sistema de designação de têmpera	Máxima solubilidade do elemento de liga / impurezas na matriz de alumínio % em peso (% em átomos)
1XXX	Puro Al (99% ou mais)	1 (*)	F (como fabricado) Sem controle especial sobre o mecanismo de resistência mecânica (tratamento térmico ou deformação mecânica). O (recozido) Menor valor de resistência mecânica (melhorara a ductilidade e a estabilidade	Cu = 5,65 (2,40) a 548 °C Mg = 17,40 (18,50) a 450 °C Mn = 1,82 (0,90) a 658 °C Si = 1,6 (1,60) a 577 °C Zn = 82,80 (66,40) a 382 °C Fe = 0,05 (0,025) a 655 °C Cr = 0,77 (0,40)
2XXX	Al-Cu	2 (**)		
3XXX	Al-Mn	1 (*)		
4XXX	Al-Si	1 (*)		
5XXX	Al-Mg	1 (*)		
6XXX	Al-Mg-Si	2 (**)		

Designação da AA Séries (YX ₁ X ₂ X ₃)	Liga	Mecanismo de resistência	Sistema de designação de têmpera	Máxima solubilidade do elemento de liga / impurezas na matriz de alumínio % em peso (% em átomos)
7XXX	Al-Zn	2 (**)	dimensional).	a 661 °C
8XXX	Al + outros elementos	-	H (encruado) Aumento da resistência mecânica por deformação plástica.	Li = 4,20 (16,30) a 600 °C Mg ₂ Si = 1,80 (1,90) a 595 °C MgZn ₂ = 16,90 (9,60) a 475 °C
9XXX	Série não utilizada	-	W (solubilizado) Envelhecimento natural em temperatura ambiente após solubilização. T (tratado termicamente) Possibilidade da variação da resistência mecânica com ou sem encruamento complementar.	

Fonte: (ASTM INTERNATIONAL, 1998, adaptado)

(*) Não-tratável termicamente com variação de resistência mecânica através de encruamento;

(**) Tratável termicamente com variação de resistência mecânica através de tratamento térmico.

Nota: (1) A solubilidade, em peso, no estado sólido (20 °C) é estimada para ser de 2% para o Mg e o Zn, 0,1 a 0,2% para o Ge, Li e Ag e abaixo de 0,1% para todos os outros elementos. (2) A máxima solubilidade para todos os elementos ocorre na temperatura eutética. Contudo, Cr, Ti, V, Zn e Zr apresentam máxima solubilidade na temperatura peritética.

2.1.5.1 Efeito do manganês

O manganês (Mn), considerado um elemento de liga básico na série 3XXX, tem a função de melhorar a resistência mecânica da liga por meio do mecanismo de solução sólida e do endurecimento por deformação. Kissell e Ferry (2002) citam que a presença de Mn, na série 3XXX, eleva em 20% a resistência mecânica em relação ao alumínio comercialmente puro (não ligado).

O Mn apresenta limitada solubilidade na matriz de alumínio e, sob concentração na ordem de 1% em peso, forma a série 3XXX das ligas trabalháveis e não-tratáveis termicamente (TOTTEN; MACKENZIE, 2006). Este elemento é, também, largamente empregado como elemento suplementar, tanto nas ligas tratáveis quanto nas ligas não-tratáveis termicamente, como forma de melhorar a resistência mecânica e, ao mesmo tempo, aliar a boa ductilidade e a resistência à corrosão. Em função da sua baixa solubilidade na matriz, o Mn forma predominantemente segunda fase (precipitação de intermetálicos - por exemplo, $MnAl_6$). Belov *et al.* (2002) mostram que a presença das impurezas Fe e Si reduzem a solubilidade do Mn na matriz de Al e acelera a decomposição da solução sólida, supersaturada com Mn, em temperaturas na faixa de 400 a 500°C.

Zolotarevsky *et al.* (2007), Kaufman e Rooy (2004) e ASM International (2003) citam que a adição de Mn nas ligas de alumínio, na ordem de 0,5% ou mais (elevada fração de $MnAl_6$), auxilia na neutralização dos efeitos negativos do Fe sobre a matriz (controle na formação do intermetálico Al_3Fe , que apresenta caráter catódico e potencial de corrosão " E_{corr} " 0,25 V superior ao potencial da matriz - redução da *drive force* galvânica para a formação de pite).

Os autores descrevem ainda que a presença de Mn na matriz (0,1 a 1,0%) provoca um incremento na resistência mecânica, em virtude da anomalia na formação de soluções sólidas supersaturadas, sob condições de solidificação em não-equilíbrio.

Kaufman e Rooy (2004) relatam que, para as ligas trabalháveis, o Mn apresenta um importante papel no processo de endurecimento por deformação.

A presença do ferro e do manganês produz um isomorfo e, pela composição química resultante, induz estequiometria favorável à formação do menos prejudicial e insolúvel intermetálico $AlFeMn$. Por sua vez, Davis (2001) descreve que as ligas da série 3XXX, por apresentarem Si e Fe como impurezas, formam a precipitação dos intermetálicos $Al_6(Mn,Fe)$ e $Al_{12}(Fe,Mn)Si$ - com potencial equivalente ao da matriz de Al - e, na presença de Cu, o intermetálico $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Como resultado, estes

intermetálicos apresentam efeito sobre a resistência mecânica e, sobre tratamento térmico, no controle do tamanho de grão da série.

Se a quantidade de Mn for suficientemente alta para causar saturação na matriz, poderá ocorrer segregação de intermetálico para a região central dos braços dendríticos (precipitação de fase rica em Mn - tipicamente $(\text{Mn,Fe})\text{Al}_6$). No entanto, dependendo do teor dos elementos presentes na liga, outra fase $((\text{Mn,Fe})_3\text{SiAl}_{12})$ pode ocorrer fora da região central dos braços dendríticos (MACKENZIE E TOTTEN, 2006).

Fang *et al.* (2007) mostram que a tolerância de Fe (impureza) na liga Al-Si pode ser controlada pela incorporação de Mn a liga. A presença de Mn inibe a formação da fase monoclinica $\beta\text{-AlFeSi}$ (forma nodular), privilegiando o surgimento da fase cúbica $\alpha\text{-AlFeMnSi}$ (vide figura 3, itens b e c). Os autores relatam ainda que a relação crítica entre os teores de Mn e Fe (**Mn/Fe**) para eliminação do composto $\beta\text{-AlFeSi}$ varia com a composição da liga.

2.1.5.2 Efeito do silício

Para as séries 1XXX e 3XXX, o silício (Si) está alocado no grupo das *impurezas*.

Totten e MacKenzie (2003) e Kaufman e Rooy (2004) relatam que a presença de silício, na matriz de alumínio, baixa o ponto de fusão e eleva a fluidez da liga. Adicionalmente, uma moderada elevação da resistência mecânica e da ductilidade é obtida pela adição de Si (endurecimento por precipitação). Seu excesso na matriz tende a formar segunda fase.

A introdução de Si na matriz de alumínio origina a formação de um composto eutético (Al+Si), que definirá muitas das propriedades da liga Al-Si (por exemplo, facilidade de preenchimento das cavidades durante o processo de fundição). Nesse caso, a concentração de Si pode ser dividida em: (a) $\text{Si} < 1,65\%$, representando silício em solução (solução sólida e precipitados) e (b) $\text{Si} > 20\%$, representando Si na forma de partícula/fase - por exemplo, presença de cristal de Si nos contornos de grão (ZOLOTOROVSKY *et al.*, 2007).

Davis (2001) e Mathers (2002) citam que, para pequenas concentrações de Si, há preferência à formação do intermetálico Al_3Fe e, à medida que o teor de Si é incrementado, das fases ternárias $\alpha\text{-Al-Fe-Si}$ e $\beta\text{-Al-Fe-Si}$. Adicionalmente, Mathers

(2002) enfatiza que as referidas fases contribuem para o aumento da resistência mecânica.

Kaufman e Rooy (2004) mostram que adição de Si, também, melhorar a resistência ao mecanismo de decoesão, em condições de temperatura elevada, a resistência a trinca de solidificação e a capacidade do metal líquido preencher o molde (controle da relação entre a *taxa de solidificação x volume de metal líquido x formação de porosidade*). O silício se combina com o Fe e outros elementos químicos para formar compostos insolúveis na matriz.

Em soldagem, a região do depósito (proximidade da linha de fusão e zona termicamente afetada) pode sofrer variação da resistência à decoesão em função da presença de inclusões não metálicas (silicatos e sulfetos) paralelas a direção de laminação da chapa (KOU, 2002).

A capacidade de fundição da liga de alumínio é máxima para um teor de Si de 13% em peso (composição eutética), no entanto, teor elevado de Si, dificulta o processo de usinagem (dureza e abrasão) e decresce o valor do coeficiente de expansão linear (VARGEL *et al.*, 2004).

2.1.5.3 Efeito do ferro

Nas séries 1XXX e 3XXX, o ferro (Fe) está alocado no grupo das impurezas.

Mathers (2002) comenta que a presença de ferro reduz a solubilidade do Mn na matriz de alumínio.

Na matriz de alumínio, como a quantidade das fases insolúveis aumenta com o incremento do teor de ferro, no processo de fundição as características de preenchimento (vazamento) da cavidade do molde são prejudicadas. Igualmente, a presença de ferro na matriz induz a formação de fases intermetálicas na presença do Mn, Cr e outros elementos que tenham afinidade (KAUFMAN e ROOY, 2004).

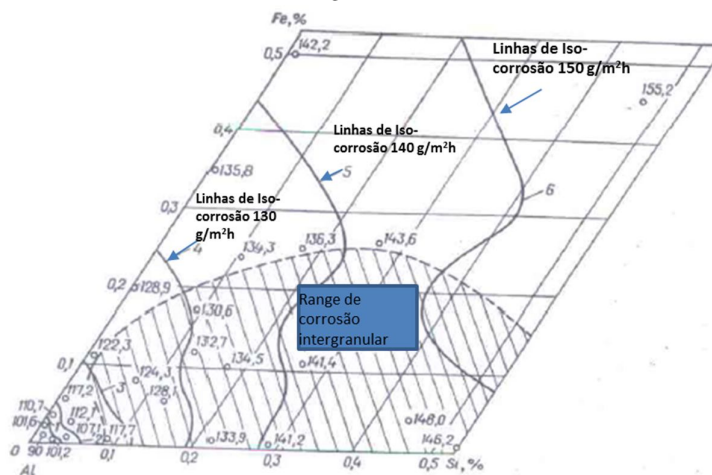
Para a série 1XXX, alumínio comercialmente puro e não tratável termicamente, o processo de produção da liga não permite a eliminação completa das impurezas Fe e Si. Dessa forma, devido à baixa solubilidade do Fe e do Si na matriz de alumínio, haverá a precipitação dos intermetálicos Al-Fe e Al-Fe-Si. Como regra geral, a fração volumétrica das partículas de segunda fase ($FeAl_6$, $FeAl_3$, Fe_3SiAl_{12} ou $Fe_2Si_2Al_{19}$) tem relação direta com a quantidade de Fe presente na forma de impureza (MACKENZIE e TOTTEN, 2006; DAVIS, 2001; KAUFMAN e ROOY, 2004).

Vergel et al. (2004) enfatizam que a o surgimento da corrosão intercrystalina é causada pela presença do intermetálico FeAl_3 nos contornos de grão. Por sua vez, ASM International (2003) relata que formação de partículas intermetálicas, nobres em relação à matriz, como no caso do FeAl_3 , produz pontos catódicos localizados, elevando o pH local e causa a dissolução alcalina da matriz e dos contornos dos intermetálicos (início da quebra da passivação).

Elementos químicos de transição, como o Fe, Ni e o Ce, na matriz de alumínio, têm baixa solubilidade (na ordem de 0,01 a 0,03%) e não formam solução sólida supersaturada, mesmo sobre rápida solidificação (TOTTEN e MACKENZIE, 2003). Portanto, esses elementos químicos são considerados indesejáveis como elemento de liga na matriz de alumínio, sendo o Fe e o Si as principais impurezas nas séries 1XXX e 3XXX - onde os referidos elementos químicos não são intencionalmente adicionados à liga (ZOLOTOREVISKY *et al.*, 2007).

Dovbishchenko *et al.* (1973) citam que, na soldagem do alumínio comercial, o incremento das impurezas (Fe e Si), durante a formação da zona fundida, induzem o aumento do processo de corrosão intercrystalina do depósito. Adicionalmente, o autor menciona que a utilização de alumínio de elevada pureza incrementa a vida em serviço dos equipamentos em até 5 vezes. A figura 5 ilustra o efeito da adição de Fe e Si sobre a resistência a corrosão intergranular.

Figura 5 ilustração do efeito da adição de Fe e Si sobre a resistência a corrosão intergranular na série 3XXX.



Fonte: (DOVBISHCHENKO et al.,1973), adaptada

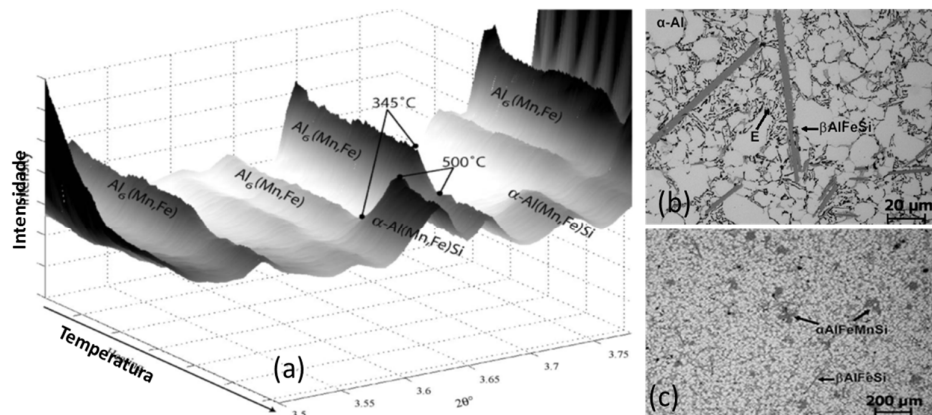
Através deste estudo Dovbishchenko et al., (1973), demonstraram o efeito combinado do Fe e Si no processo de corrosão da região soldada, em solução de 50% de HNO_3 . Como detalhe, as curvas de 1 a 6 “linhas de iso-corrosão” definem o grau de perda de massa (100, 110, 120, 130, 140 e 150 $\text{g/m}^2\text{h}$) para cada concentração presentes dos elementos Fe e Si. De acordo com Schweitzer (2003), quando os níveis individuais dos elementos Fe e Si estão abaixo de 0,10% a tenacidade da liga é melhorada.

Segundo Desck *et al.* (2012), o aumento na energia de soldagem gera um aumento na taxa de precipitados intermetálicas e o mesmo terá consequência na resistência a corrosão das ligas de alumínio. Isso demonstra que a resistência à corrosão da liga é influenciada pela presença de baixos teores de impurezas (fases intermetálicas) e, adicionalmente, que seu comportamento eletroquímico pode ser controlado através de tratamento térmico (ARNBERG e LI, 2002).

Nesta linha de pesquisa Dehmasa *et al.* (2005), analisando o efeito da temperatura sobre os picos de difração de corpos de prova de alumínio (figura 6), relatam que, na temperatura ambiente, são observadas a solução sólida de alumínio e a fase intermetálica $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$. Para a temperatura 350 °C, ocorre a formação do composto intermetálico $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$, em detrimento da fração volumétrica de $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$, sugerindo que o intermetálico $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$ seja formado a partir da decomposição da fase $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$. Finalmente, acima de 500°C o volume de α -

Al(Mn,Fe)Si apresenta um leve decréscimo e a fração da fase $Al_6(Mn,Fe)$ permanece constante até 550 °C.

Figura 6. Em (a) difratograma mostrado a evolução da microestrutura em função da temperatura de tratamento térmico (aquecimento contínuo de 50 °C/h até a temperatura de 550 °C, condição como fundido) e (b) e (c) micrografias contendo a matriz α -Al (dendrítica) e os intermetálicos β -AlFeSi e α -AlFeMnSi



Fonte: Dehmasa *et al.*, 2005; Fang *et al.*, 2007, adaptada

2.1.6 Características e aplicações das ligas 1XXX e 3XXX

2.1.6.1 Serie - 1XXX - Al Puro

Características Gerais:

- Endurecida por deformação (não-tratável termicamente);
- Fe e Si como principais impurezas;
- Alta resistência à corrosão e condutividade elétrica, fácil conformação e excelente acabamento superficial e soldabilidade;
- Utilização na indústria alimentícia, elétrica e química;
- Fácil soldabilidade (arco elétrico) e brasabilidade. Contudo, apresentando dificuldade na soldagem por ponto.
- Os consumíveis aconselháveis segundo AWS são: ER1100 e ER 4043;
- Faixa de temperatura de fusão → 642 - 656 °C;
- Principais representantes → 1100, 1060 e 1350;
- Faixa típica de resistência mecânica → 10 a 27 kpsi.

A série 1XXX representa o alumínio puro comercial, com variação de pureza mínima de 99% de Al para a liga 1100, 99,50% para as ligas 1050 e 99,75% para a liga 1175, por exemplo. As impurezas presentes nesta liga reduzem sua condutividade elétrica (ASTM INTERNATIONAL, 1998).

Esta série apresenta sua resistência baseada no endurecimento por deformação, não sendo indicada para o uso onde a resistência mecânica é a primeira consideração (BELOV et al 2002).

Seu uso é recomendado para condições onde a resistência à corrosão, a facilidade de conformação ou a condutividade elétrica são os fatores principais. Alguns exemplos de aplicações desta liga é a utilização na confecção de embalagens de medicamentos e alimentos (figura 7), tanques, condutores elétricos, etc.

Figura 7 Exemplos de aplicação para a série 1XXX



Fonte: (ABAL, 2006)

2.1.6.2 Serie 3XXX - Liga Al-Mn

Características Gerais:

- Endurecida por deformação;
- Fácil conformação, resistente à corrosão e média resistência mecânica;
- Boa soldabilidade ao arco elétrico, por ponto e brasabilidade.
- Eletrodos recomendados segundo AWS: ER4043 e ER 5356;
- Faixa de temperatura de fusão → 628 - 654 0C;
- Aplicação em trocadores de calor, embalagens de bebidas e cobertura;
- Principais representantes → 3003, 3004 e 3005;
- Faixa típica de resistência mecânica → 16 a 41 kpsi

As ligas da série 3XXX apresentam sua resistência mecânica baseada no mecanismo de endurecimento por deformação e pela fina dispersão de $(Mn, Fe)Al_6$ ancoradas nos contornos dos grãos e sub-grãos (TOTTEN e MACKENZIE, 2003). Esta serie possui boa resistência ao processo corrosivo e fácil união através de soldagem e brasagem (BARRA e BUSCHINELLI, 1999).

A liga 3003 é amplamente utilizada em utensílios de cozinha e equipamentos para a indústria química, por não apresentar reações químicas com produto armazenado (ASHBY *et al.*, 2007). A liga 3005 tem aplicação na confecção de telhas e revestimentos laterais. Variações desta série são utilizadas na confecção de tubos e aletas para trocadores de calor. A liga 3004 e sua modificação (3104) são as mais utilizadas industrialmente das ligas de alumínio devido sua aplicação na confecção de recipientes para embalagem de bebidas (latas) (ASM INTERNATIONAL, 2003). Em face da boa resistência à corrosão característica desta série, esta apresenta um melhor desempenho ao fenômeno do que a liga 1100 em aplicação marinha e alimentícia, devido ao reduzido efeito do ferro nesta série (ZOLOTOREVISKY *et al.*, 2007). A figura 8 apresenta algumas aplicações típicas da série 3XXX.

Figura 8 Aplicações da série 3XXX na confecção de trocadores de calor e embalagens para bebidas.



Fonte: (TECNOMETAL, 2013)

2.2 Processos de soldagem aplicados às ligas de alumínio

Hoje, vêm-se dando uma maior importância da soldagem do alumínio e suas ligas, já que o volume de uso deste material tem crescido nestes últimos anos, havendo uma exigência clara por processos de soldagem com maior capacidade de produção e que garantam cordões de solda de qualidade e com boa aparência.

As ligas de alumínio podem ser soldadas, com os processos ao arco elétrico com proteção gasosa (MIG, TIG e plasma), a gás (oxiacetileno), por resistência, laser e feixe de elétrons (AWS, 2000). Este metal apresenta também boa brasabilidade (MAC ARTHUR, 1975). Segundo literatura, ao longo dos últimos 25 anos, a soldagem a arco alcançou aceitação completa como um método para a união do alumínio (ALCAN, 1993), entretanto a soldagem com eletrodos revestidos (SMAW), largamente empregada em aços, não é muito comum na união do alumínio e suas ligas (AWS, 2000). Segundo Cigweld (2000), os processos MIG e TIG, são considerados como os mais frequentes processos, utilizados para a união do alumínio e suas ligas.

De acordo com Ryan (1988) o processo de soldagem MIG é o mais amplamente utilizado, especialmente para a construção mais pesada, usando geometrias de solda e preparações semelhantes aos descritos em aços estruturais. Já o processo TIG é empregado para as pequenas soldas, em estruturas leves, e ambos os processos também podem ser usados para realização de reparos em manutenção (ALCAN, 1993).

Uma característica essencial em ambos os processos, é a presença de um fluxo de gás inerte da tocha de soldagem em direção à peça, o que protege o arco da contaminação do ar e impede a oxidação da chapa soldada (AWS, 2000). O gás padrão para o alumínio é o argônio. Uma possibilidade alternativa é o hélio, embora este tenha uma aplicação limitada hoje (RYAN, 1988). A soldagem com gás de proteção pode ser utilizado com a maioria dos tipos de alumínio, incluindo as séries 1xxx, 3xxx, 5xxx e 6xxx. Não sendo indicadas para as ligas 2xxx por causa da possibilidade do trincamento a quente, nem para o tipo mais forte de liga, as da série 7xxx, onde só será soldado a partir de resultados que dependem criticamente de boas técnicas (ALUMINUM ASSOCIATION, 1998).

Deve-se destacar com isso, que a soldagem das ligas de alumínio requer a observação de procedimentos específicos, que envolvem desde a seleção do processo de soldagem e do tipo de gás adequado, armazenamento do material antes de ser soldado até a limpeza das juntas antes da operação de união, na geração de juntas de qualidade. Estes procedimentos serão tratados no tópico posterior.

2.2.1 Preparação para a soldagem do alumínio

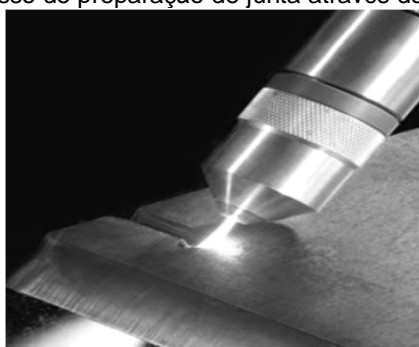
Assim como comentado no tópico anterior, a obtenção de bons resultados na soldagem do alumínio e suas ligas exige a adoção de certos cuidados especiais, no armazenamento e manuseio dos materiais de base e de adição, na preparação da junta, na própria operação de soldagem e na limpeza e acabamento da junta (AWS, 2000; Mac Arthur, 1975).

A contaminação do material, em qualquer etapa do processamento, representará a geração de descontinuidades, instabilidade no processo de soldagem ou baixo desempenho da junta soldada (Saperstein, 1964). De acordo com Vilarinho (2000), esses cuidados são comuns a todos os processos de soldagem aplicados ao alumínio e suas ligas, demandando apenas a sua adequada adaptação, em função das diferenças operacionais entre os processos de soldagem.

O primeiro ponto importante a ser tratado após a especificação das ligas a serem utilizadas na soldagem (materiais de base e de adição) é o armazenamento e manuseio desse material, de modo a evitar a sua contaminação. É recomendado pela literatura, sempre que possível, que ambos, tanto o metal de base quanto o metal de adição, sejam armazenados sob temperatura e umidade controladas (umidade relativa abaixo de 30%) (Ovchinnikov, 1990). Com relação ao metal de base, é desejável que este seja colocado na posição vertical e espaçado para possibilitar a circulação de ar e evitar a condensação nos pontos em contato (Kuriyam, 1975). A embalagem do metal de adição só deverá ser aberta no momento da operação de soldagem e seu armazenamento posterior deverá seguir as recomendações anteriores. Prevenindo a contaminação durante o armazenamento e o manuseio, reduz-se o esforço e o custo associado à descontaminação previamente à soldagem.

Com relação à preparação da junta, corte do metal de base, o mesmo deverá ser feito através de um processo que minimize o tamanho da zona afetada termicamente (YAMAMOTO, 1998). Recomenda-se a utilização de corte por plasma, serra ou usinagem por máquina de chanfrar (AWS, 2000). Nas séries 2XXX, 6XXX e 7XXX, pela susceptibilidade a fissuração, é recomendável levar em consideração a necessidade de remoção de 3 mm da camada afetada, antes da operação de soldagem (ALCAN, 1993). Segue abaixo (figura 9) uma imagem de corte a plasma, na preparação de juntas chanfradas de alumínio.

Figura 9 Processo de preparação de junta através do corte a plasma



Fonte: (ASTM INTERNATIONAL, 1998)

2.2.2 Juntas aplicadas às ligas de alumínio

A configuração da junta é selecionada de acordo com a aplicação específica e devem levar em conta aspectos práticos como as solicitações de serviço, o processo de soldagem a ser empregado e o acesso à junta (AWS, 2000). A ASTM Handbook (2008) em seção VI aborda os principais tipos de juntas utilizadas na união dos componentes soldados em ligas de alumínio.

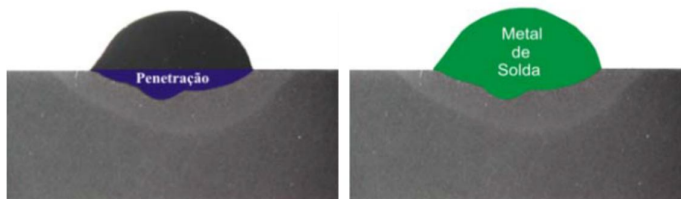
A seleção adequada do tipo de junta será decisiva também na geração de descontinuidades ou no baixo desempenho da junta soldada (resistência mecânica e corrosão). Kuriyama et. al. (1975) estudando os efeitos da configuração da junta e a influência no grau de porosidade na soldagem de alumínio, os mesmos, observaram que a soldagem sobre chapa, em juntas chanfradas, tem grande vantagem sobre soldagens sem chanfro. Juntas de topo estreitas e profundas tendem a reter o gás antes de este percorrer o caminho até a atmosfera (Hettes, 1998). Esta observação, também, foi comprovada na soldagem MIG na posição horizontal com junta de topo em “Y”, com abertura de raiz zero e 1,2 mm (Kuriyama, 1975). A porosidade com

abertura de raiz 1,2 mm ficou bem abaixo das soldas realizadas com abertura de raiz zero, aproximando do valor de porosidade da solda realizada diretamente sobre a chapa. Em soldagens TIG e MIG, a adoção apropriada da abertura de raiz pode marcadamente reduzir os níveis de porosidade a valores aproximados aos de soldagens diretamente sobre a chapa. A aplicação de gás de purga sob a junta com abertura na raiz melhora a qualidade (resistência a corrosão) e também reduz a porosidade do cordão de solda (ZEEMANN, 2011; SAPERSTEIN, 1964).

Hiroshige (2013) e Zeeman (2011) relatam outro aspecto importante na escolha da configuração da junta, seria em função da dificuldade de executar a solda para ângulos de chanfro fechados, pois nestas condições de configuração as mesmas acabam tornando mais difícil o acesso a junta e o manuseio da tocha de soldagem durante a execução do passe de raiz, com isso, gera-se defeitos como falta de fusão e falta de penetração.

Por outro lado a seleção de ângulos mais abertos promoveram maiores diluições (DAVISON, 2012). Ou seja, maior será a quantidade do metal de base que se funde, e maior será, a sua participação na formação da composição química do metal de solda. Entretanto, a diluição dependerá do tipo de junta, tipo de processo e parâmetros utilizados (HIROSHIGE, 2005). Matematicamente, o grau de diluição é definido pelo quociente entre a área da penetração do metal de solda e a área total do metal de solda, figura 10.

Figura 10 Identificação das regiões envolvidas no cálculo da diluição.



Fonte: Registro do próprio autor

O efeito da diluição nas transformações metalúrgicas, que podem ocorrer durante a soldagem, é maior quando se solda materiais dissimilares (SILVA *et al.*, 2009). A mistura das composições entre o metal de adição e o metal de base pode favorecer uma composição intermediária com propriedades totalmente diferentes daquelas que se esperaria para a solda (CALLISTER, 2006).

Barra *et al.* (2008) e ZEMANN (2011), avaliando os possíveis efeitos da geometria do chanfro sobre a resistência à corrosão, em meio de HNO_3 , decorrente da soldagem da liga AA 3003, relacionou que: As variáveis de soldagem que induzem um aumento na diluição da zona fundida, afetam negativamente na resistência à corrosão.

2.2.3 Condição superficial da chapa

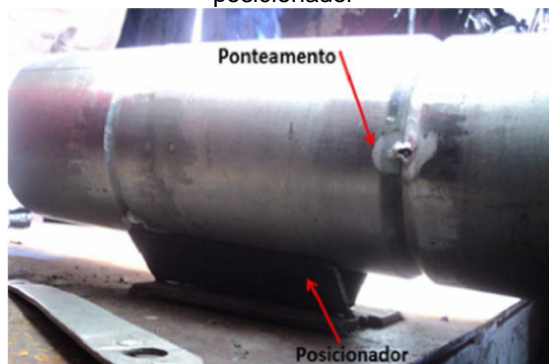
A limpeza no local da solda deve ser um item de especial atenção, pois muitos contaminantes são oriundos do ambiente de fabricação industrial (óleo, graxa, partículas de abrasivos, limalhas de ferro etc). Ovchinnikov (1990) comenta que a superfície áspera do alumínio acaba retendo umidade e contaminantes que ajudam também na formação de porosidade. Desta forma, diferentes formas de limpeza removem diferentes tipos e quantidades de sujeiras, podendo afetar na qualidade do cordão de solda executado.

A última etapa preliminar à montagem para soldagem é a limpeza dos componentes da junta. Essa etapa é requerida para retirar os contaminantes acumulados nas etapas anteriores e a camada de óxido que existe na superfície das ligas de alumínio. Quanto menor for a quantidade de contaminantes presentes, menores serão o custo e o tempo para uma limpeza efetiva (AWS, 2000).

2.2.4 Montagem e Fixação

A montagem da junta é efetuada através de gabaritos, posicionadores, ponteamto com solda ou outros elementos de fixação ("cachorros", "sargentos", etc.). No caso da montagem por ponteamto com solda, os pontos devem ser efetuados conforme procedimentos qualificados, de modo que haja garantias de penetração, isenção de defeitos e perfil adequado para que os passes subsequentes possam ser depositados diretamente sobre eles, sem comprometimento da integridade da solda (ALUMINUM ASSOCIATION, 1998). A figura 11 mostra um esquema de montagem para união de um tubo em alumínio, usando o ponteamto e um posicionador para facilitar na soldagem.

Figura 11 Esquema de montagem para união de tubos em alumínio usando o ponteamento e um posicionador



Fonte: Registro do próprio autor

2.2.5 Escolha do metal de adição

A nomenclatura do metal de adição segundo especificação A5.10 da AWS (Especificação e nomenclatura dos metais de adição), utilizado na soldagem do alumínio e suas ligas, segue também a especificação adotada pela *Association Aluminum*. A nomenclatura empregada baseia-se na composição química do consumível e é composta pelas letras **E** e **R**, seguidas por quatro dígitos (**ERXXXX**).

Exemplo: **ER-4043**

Onde:

E XX metal de adição adequado para a confecção de eletrodo/fio (ER e MIG);

R XX Metal de adição adequado para a confecção de vareta (TIG);

4043 - Liga da série 4XXX (Al-Si)

O diâmetro do eletrodo e a combinação *metal de base x metal de adição* (composição da solda) são os fatores fundamentais na seleção do metal de adição. Com isso, as propriedades mecânicas como, resistência mecânica e alongação, são afetadas pela escolha do binômio *metal de base x metal de adição*.

Segundo a AWS (2000), a especificação do metal de adição (fio/vareta) no uso dos processos MIG ou TIG é uma decisão de projeto e não deve ser deixada para os fabricantes. Às vezes é uma escolha entre mais do que uma liga de enchimento

possível, e a seleção então depende de qual dos seguintes fatores é o mais importante. A seleção do melhor metal de adição para uma determinada condição de soldagem deverá levar em consideração “fatores”:

- Facilidade de soldagem ou redução na tendência à fissuração a quente;
- Resistência requerida na região da solda;
- Ductilidade da região soldada;
- Temperatura de serviço;
- Resistência à corrosão;
- Diferença de coloração entre a região soldada e o restante do metal.

Na definição do metal de adição é utilizada a tabela da AWS A5.10, onde a mesma fornece um guia completo para a seleção dos adequados metais para as ligas de alumínio, AWS (2000).

2.3 Mecanismos de corrosão em ligas de alumínio

Diferentes tipos de corrosão, mais ou menos visíveis a olho nu, podem ocorrer nas ligas de alumínio, tais como corrosão uniforme, corrosão localizada, corrosão sob tensão, corrosão galvânica etc. Este capítulo aborda as principais formas e mecanismos de corrosão encontradas nas ligas de alumínio e alguns dos fatores que são intrínsecos ao material, ao meio e as condições de utilização.

O fenômeno da corrosão tem sido conhecido desde a descoberta dos metais, porém a investigação científica começou no início do século XIX com Nicholson (experimento com a decomposição eletrolítica da água pela passagem de uma corrente elétrica fornecida por uma bateria galvânica) (ASM INTERNATIONAL, 2003).

Mais adiante, o cientista Humphrey Davy estabeleceu uma relação entre o surgimento da corrente elétrica e a oxidação de zinco. Em 1830, o químico de Genebra Augusto Rive desenvolveu a base da teoria eletroquímica da corrosão. No início do século 20, esta teoria foi retomada por Whitney, e completada por Hoar e Evans no final de 1920 (TALBOT, 1997).

O primeiro relato de experimento de corrosão em alumínio é por volta de 1890, quando o metal estava disponível em quantidade suficiente para vislumbrar a sua utilização para construção e utensílios de cozinha. Sua resistência à água da chuva e aos vários tipos de bebidas, tais como cerveja, café e chá, foi avaliado no início da década de 1890 (SHACKELFORD, 2001).

Muitas décadas de experiência com seu uso em edifícios, obras públicas, construção naval, etc confirmaram as observações dos químicos do século 19. Alumínio e suas ligas a série 1000, 3000, 5000, 6000 e 8000 têm excelente resistência a atmosferas corrosivas nos ambientes marinhos, urbanos e industriais (KINZIE, 2003). Uma boa resistência à corrosão, assim como leveza, explica os desenvolvimentos numerosos de aplicações do alumínio e oferece aos usuários uma série de grandes vantagens.

A manutenção é mínima, mesmo quando nenhuma proteção extra (anodização, pintura) é fornecida. Quando o alumínio é pintado, a substituição da tinta é menos frequente e menos urgente porque o metal subjacente geralmente tem boa resistência à corrosão (NUNES, 2007). Isto tornou-se um forte argumento de vendas, especialmente para aplicações onde o usuário deseja manter uma aparência boa da superfície com o menor custo possível. Exemplos são veículos comerciais, outdoor, instalações municipais, sinais de trânsito (placas indicadoras, pórticos), etc. Isto também se aplica ao domínio dos transportes, comunicação e muitas outras aplicações.

Segundo a ASM International (1997), a corrosão do alumínio é causada por reações eletroquímicas entre um metal (ou uma liga) e uma fase aquosa. Ela procede de acordo com um processo eletroquímico complexo que é relacionados com a estrutura atômica da matéria. A matéria é construída a partir de partículas elementares que transportam as cargas elétricas, íons e elétrons, e também partículas eletricamente neutras (KAUFMAN, 2004).

Nos metais, o ambiente elétrico de átomos é constituído de elétrons livres capazes de se mover por todo o metal. Na fase aquosa, que é uma solução, as seguintes espécies podem ser encontrada, íons positivos (cátions), íons negativos (ânions) e moléculas neutras, como água e vários outros compostos não dissociado (WOLYNEC, 2003). As reações fundamentais da corrosão no alumínio, em meio aquoso é objeto de muitos estudos. Em termos simplificados, a oxidação do alumínio na água prossegue de acordo com a equação 1:

Eq. (1)



O tipo predominante de corrosão vai depender de um certo número de fatores que são intrínsecos para o metal e as condições de utilização. Com isso, a severidade do processo corrosivo, atuante sobre uma liga de alumínio, será função das condições físico-químicas impostas pelo meio corrosivo (concentração de íons, temperatura, pH, velocidade do fluido, agitação, pressão, outros), pelo grau de aeração da solução, pela fonte de calor (transferência de calor entre o metal e a solução em contato), pelos elementos de liga constituintes do substrato (precipitação de intermetálicos), pela aderência dos depósitos de corrosão, pelo processo de fabricação (soldagem, conformação, fundição, por exemplo) e pelo desenho do componente (BARRA, 2009; DOVBISHCHENKO, 1979; BROWN, 1999, VERDEL, 2013).

ASM International (1997) e Talbot (1997) relatam que a corrosão prematura das ligas de alumínio é incomum, se as mesmas estiverem devidamente selecionadas, aplicadas e protegidas. No entanto, caso estes cuidados não sejam tomados, elas tornam-se mais susceptíveis à corrosão do que outras ligas (aço carbono ou aço inoxidável), em função da sua alta reatividade sem a presença da camada passivadora (Al_2O_3).

A camada passivadora protege o material criando uma barreira entre o substrato e o meio corrosivo (GEMELLI, 2010). Essa camada pode formar-se durante sua exposição ao oxigênio, e iniciar em alguns milissegundos (LUBOS, 2008). No entanto, a espessura da camada de óxido deve variar em função da temperatura, do meio e da composição química da liga. Em contato com ar e na temperatura ambiente, a espessura da camada de Al_2O_3 atinge um valor na ordem de 2-3 μm (ASTM International, 2003). Com relação a resistência da camada passivadora do alumínio (filme de óxido), a ASTM International (2003) relaciona alguns fatores influentes na quebra do filme passivo, pode-se citar como exemplo: condições favoráveis para o processo de quebra da película passivadora (material fragilizado) e o impedimento da sua tentativa de regeneração (meio agressivo). Com isso, apenas um mecanismo de dano é necessário para iniciar e propagar a corrosão no material.

Barra e Buschinelli (1999), estudando as características relacionadas com a metalurgia da soldagem do alumínio e suas ligas, mostraram que o mecanismo

relacionado com a corrosão depende, também, do fluxo de corrente (circuito elétrico local) na interface da união (ânodo/cátodo), adicionalmente, a severidade do ataque está interligada principalmente com os seguintes fatores:

- Condutividade do eletrólito - um incremento na condutividade elétrica irá aumentar o efeito corrosivo;
- Relação entre as áreas catódica e anódica - uma relação alta entre estas áreas ($\text{Área}_{\text{catódica}}/\text{Área}_{\text{anódica}}$) minimiza o ataque corrosivo, no entanto, um valor reduzido da relação tornará o ataque mais severo.

2.3.1 Tipos de corrosão em alumínio

2.3.1.1 Corrosão uniforme

A corrosão uniforme consiste no ataque de toda a superfície metálica em contato com o meio corrosivo, como consequência, tem-se a diminuição contínua e uniforme da espessura, ao longo de toda a superfície (ASM INTERNATIONAL, 2003). Este tipo de corrosão ocorre em geral devido à micro-pilhas de ação local e é provavelmente o mais comum dos tipos de corrosão, principalmente nos processos corrosivos de estruturas expostas às atmosferas e/ou outros meios que estejam em ação uniforme sobre a superfície do metal, ver figura 12, (DAVIS, 1993).

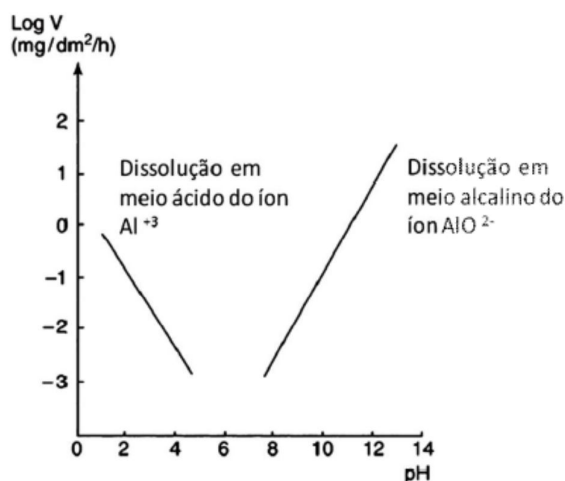
Figura 12 Aspecto superficial do metal com corrosão uniforme e perda de espessura



Fonte: (GENTIL, 2007)

No caso do alumínio, este tipo de corrosão é observado especialmente em ambientes de exposição altamente ácidos e/ou meios alcalinos, onde a solubilidade do filme de óxido passivo é alta, ver (figura 13).

Figura 13 Taxa de dissolução da alumina em meio aquoso em função do pH.



A corrosão uniforme é a forma de desgaste de mais fácil acompanhamento, em especial quando se trata de corrosão interna em equipamentos ou instalações, tendo em vista que a perda de espessura é aproximadamente a mesma em toda a superfície metálica. Com isso, a taxa de corrosão pode ser facilmente determinada através da medição da perda de massa (DUNLOP, 1996).

2.3.1.2 Corrosão localizada

Esta forma localizada de corrosão é caracterizada pela formação irregular de cavidades na superfície do metal de pequena extensão e razoável profundidade (ASM INTERNATIONAL, 1997). O diâmetro e a profundidade dependem de vários parâmetros relacionados com o metal, o meio e as condições de serviço (WOLYNEC, 2003).

Também chamada de corrosão por pite, a mesma é um tipo característico de corrosão de materiais metálicos formadores de películas de proteção “metais passivos” e resulta, de modo geral, da atuação de sítios “pilhas ativo-passivas”, em pontos nos quais a camada de passivação é rompida (GENTIL, 2007).

A corrosão por pite é um dos principais mecanismos de ataque corrosivo ao alumínio (SVENNINGSEN, 2003). Os pontos de corrosão formam-se em descontinuidades localizadas na película de óxido expostas a atmosfera, água do mar ou outros eletrólitos (meios ácidos e/ou alcalinos). Os pontos de corrosão podem ser

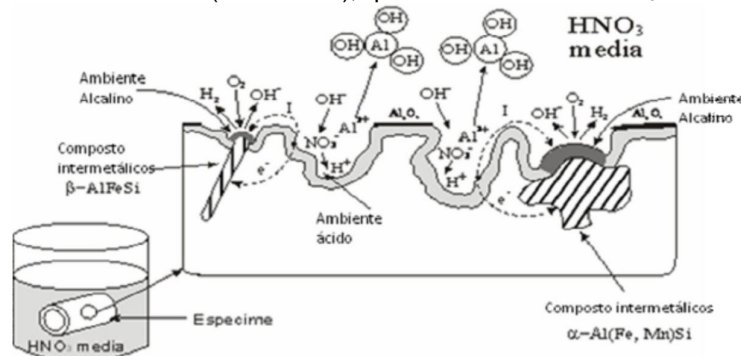
pequenos e concentrados ou podem variar no tamanho e na sua dispersão sobre a superfície, e isso, será dependente da composição da liga, qualidade do filme de óxido e do ambiente corrosivo (GEMELLI, 2009 e WOLYNEC, 2003).

De acordo com Gentil (2007) e Nisancioglu (2002) a resistência do alumínio ao mecanismo de corrosão por pite dependerá significativamente das impurezas presentes na liga. A presença dos elementos de liga ao alumínio (como o cobre e o ferro, por exemplo), excetuando-se o Mn, o Mg e o Zn, aumenta a susceptibilidade a esta forma de corrosão.

Até hoje, o mecanismo de corrosão por pite não é totalmente compreendido, apesar do grande número de estudos e publicações sobre este assunto. O que é bem conhecido são as condições em que a corrosão localizada se inicia e se propaga, e como retardá-la (NISANCIOGLO, 2002).

Com base na figura 14, Barra (2009), Nisancioglo (2002), Marcus (2002) e Svenningsen (2003) enfatizam a ocorrência do desenvolvimento do pite através de duas regiões eletro-quimicamente diferenciadas em relação ao restante do meio. A primeira região, referente ao ambiente do pite, apresenta característica ácida “redução local do pH” (ocorrência de hidrólise do metal) e, por sua vez, uma segunda região, adjacente às partículas intermetálicas “pontos catódicos”, demonstrando caráter alcalino (ocorrência do processo de redução). Na figura 15, é possível visualizar o aspecto superficial da corrosão por pite, com furo passante.

Figura 14 Representação esquemática do processo de formação do pite (corrosão) nas ligas de alumínio (série 3XXX), quando imersas em HNO_3 .



Fonte: (BARRA, 2009)

A figura 14 permite inferir que a formação e a propagação dos pites são descritas pelas reações apresentadas nas equações (2, 3, 4 e 5);

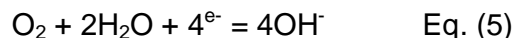
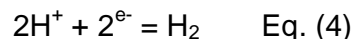
O meio interno ao ânodo muda e o pH irá decrescer (equação 3). Para balancear as cargas positivas geradas pelas reações 2 e 3, íons de nitrato irão migrar para o interior do pite, aumentando a severidade do meio e acelerando o crescimento do pite (elevado pH - alcalinização). O deslocamento do pH, para um valor fora da região de imunização, conforme figura 13, (presença dominante do Al^{3+} $4 < pH > 8,5$ presença dominante do AlO_2^-), resulta na desestabilização local da camada de óxido (Al_2O_3) - formação de “pontos fracos à corrosão” (NISANCIOGLO, 2002 e VARGEL *et al.*, 2004).

O componente de alumínio, ativo na superfície das partículas, será, também, seletivamente dissolvido, deste modo, enriquecendo a referida superfície e incrementando a atividade catódica das partículas intermetálicas. O HNO_3 é ionizado em íons de nitrato NO_3^- e um próton hidratado H_3O^+ , conhecido como um íon *hydronium* ou *hidroxônio* (equação 6).

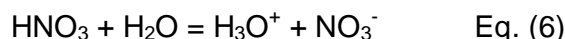
1. Reação anódica do alumínio (matriz)



2. Reações de evolução do hidrogênio e redução do oxigênio (processo de redução no cátodo - partículas intermetálicas)

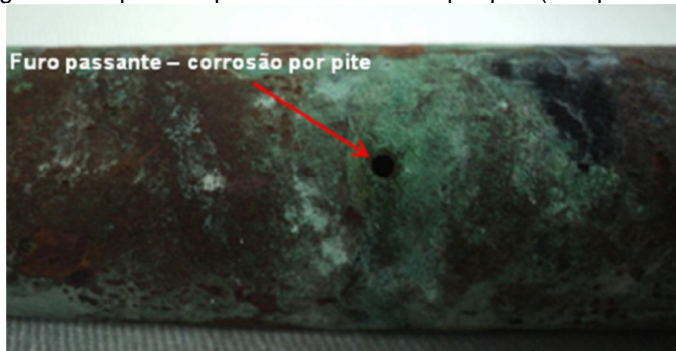


3. Reação de dissociação do HNO_3 solução aquosa



Fonte: (ASM INTERNATIONAL, 1997)

Figura 15 Aspecto superficial da corrosão por pite (furo passante).



Fonte: Registro do próprio autor

2.3.1.3 Corrosão transgranular e intergranular

Segundo o Handbook Corrosion of Aluminium (1999), a corrosão ao nível do grão, poderá se propagar de duas maneiras diferentes:

- Ela se espalha em todas as direções (trans-granular): A corrosão afeta indistintamente todos os constituintes metalúrgicos, não há corrosão seletiva. Isto é chamado transgranular ou corrosão transcristalina porque se propaga do interior dos grãos;
- Segue-se caminhos preferenciais (intergranular): A propagação da corrosão será através dos contornos de grãos. Esta forma de corrosão caracteriza-se por um ataque seletivo ao longo dos contornos de grão do alumínio, sem um apreciável ataque aos grãos propriamente ditos.

Rohrman F, (1934) e Lifka B, (1972) mencionam em seus trabalhos, que o mecanismo atuante para esse tipo de corrosão é eletro-químico e depende da presença de sítios localizados, geralmente precipitados de fases intermetálicas. As ligas de alumínio que não apresentarem este tipo de precipitação, ou onde está precipitação tem potencial equivalente ao da matriz, não são susceptíveis a esta forma de corrosão.

Conforme literatura, no alumínio, em especial as ligas 1100, 3003, 3004 e as ligas da série 5XXX com até 3% de Mg, as mesmas, são especialmente resistentes à

corrosão intergranular. As ligas desta última série com mais de 3% de Mg, fabricadas sob condições especiais e utilizadas em alta temperatura, também apresentam boa resistência ao fenômeno (LIFKA B, 1972).

A susceptibilidade das ligas da série 5XXX aumenta com a elevação do teor de Mg, com a elevação da temperatura de serviço, com o grau de deformação a frio e com o tempo de fabricação (MONDOLFO, 1971). As ligas 6061 e 6063, normalmente apresentam um grau reduzido de corrosão intergranular quando submetidas a ambientes corrosivos. Sob condições desfavoráveis de operação a liga 7075 apresenta susceptibilidade a esta forma de corrosão e seu grau dependerá do tipo de têmpera utilizada (NISANCIOGLU, 1988).

A série Al-Cu é a que apresenta a maior susceptibilidade de todas as ligas de alumínio. Contudo, quando propriamente tratadas termicamente as ligas 2014, 2017 e 2024 apresentam susceptibilidade apenas em ambientes severos, como atmosfera industrial e ambiente marinho (GODARD, 1969).

Considerando a resistência à corrosão das ligas de alumínio aplicados no armazenamento e/ou transporte de HNO₃ concentrado (98%), Zaitseva et al. (1989), estudando o comportamento do alumínio comercialmente puro (pureza na faixa de 99,50 a 99,99% de Al), o mesmo enfatizou que as ligas comerciais apresentam vida em serviço na ordem de 5 a 10 anos. Nesse caso, a variação no tempo da vida em serviço será função da presença de compostos intermetálicos anódicos em relação à matriz. Por sua vez, Dovbishchenko et al. (1979) avaliaram que o uso de ligas de alumínio de elevada pureza (valor máximo individual de 0,06-0,25% para o Fe e o Si e relação Fe/Si de 2/1) eleva a resistência à corrosão intercrystalina (vida em serviço de 4 a 5 vezes maior do que as ligas comerciais). Entretanto, na exposição da liga à HNO₃ aquecido, um aumento na quantidade total de impurezas (Fe + Si), de 0,012 para 1,0%, dobra a taxa geral de corrosão do metal.

Nessa mesma linha de pesquisa, Ambat *et al.* (2006), avaliando a resistência à corrosão do alumínio na presença de partículas intermetálicas (presença de Fe no composto), enfatizou que a imposição de tratamento térmico causa a precipitação de intermetálicos, elevando a formação de pontos anódicos em relação à matriz de Al.

Como resultado dessa precipitação, Ambat *et al.* (2006) e Afseth *et al.* (2006) comentam que a elevação no número de pontos anódicos apresentam importante papel no mecanismo de corrosão localizada (ataque seletivo). Em complemento, a ASM International (1997) e Zeemann *et al.* (2011), reportam que a quantidade

relativa de compostos intermetálicos na matriz em Al é influenciada, além da presença de Fe e da história térmica, pela concentração de Si (relação Fe/Si).

Como forma de facilitar o entendimento do papel das diferentes fases intermetálicas, sobre a resistência à corrosão em Al, a tabela 1 apresenta um resumo das características (composição química) dos principais compostos intermetálicos presentes nas séries 1XXX e 3XXX.

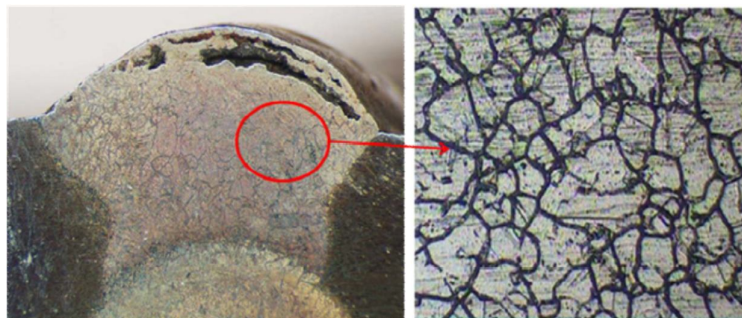
Tabela 1 Alguns compostos intermetálicos possíveis de formação nas ligas comerciais de alumínio - séries 1XXX e 3XXX

Intermetallic compounds	Al_4FeSi_2	Al_6Fe	Al_3FeSi / β -AlFeSi	Al_8Fe_2Si / α (AlFeSi)	$Al_6(FeMn)$	Al_3FeSi / γ (AlFeSi)	Al_3Fe	Al_6Mn	Al_3FeSi_3 / δ (AlFeSi)
Composition (% weight)	25,4% Fe, 25,5% Si,	26,5 % Fe	25,6% Fe / 12,8% Si	31,6% Fe, 7,8% Si	19,6% Fe, 7,1% Mn	33,9% Fe, 16,9% Si	36,9% Fe	23,34% Mn	33,9% Fe, 16,9% Si
Solution potential "E _{corr} " (V)	-	-	-	-	≈ -0,83	-	-0,56	-0,85	-

Fonte: (BARRA, 2009)

Para as ligas endurecíveis por precipitação, o tamanho e distribuição de intermetálicos precipitados depende da têmpera e das condições de envelhecimento artificial (DOVBISHCHENKO *et. al.* 1979). Em ligas de alumínio, podem ocorrer duas situações distintas: a precipitação de um fases anódicos ou a precipitação de fases catódicas. Abaixo segue a figura 16, do aspecto macro e microvisual da corrosão intergranular em uma junta soldada.

Figura 16 Aspecto macro e micro-visual da corrosão Intergranular em junta soldada.

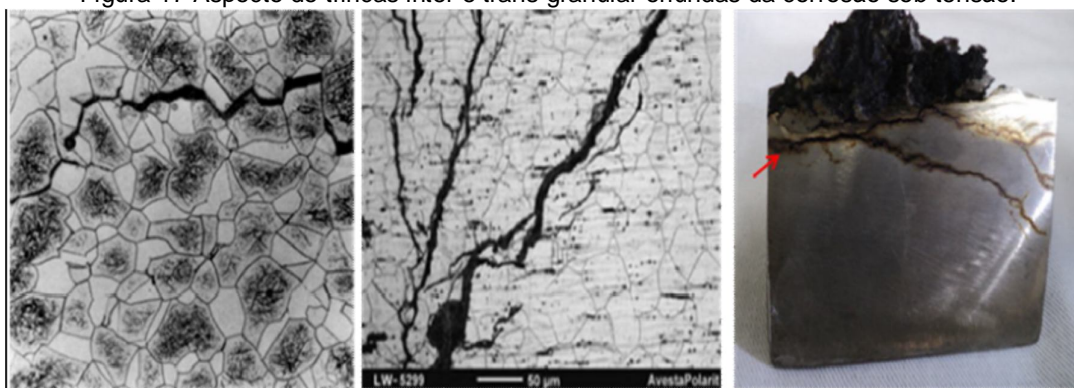


Fonte: Próprio Autor

2.3.1.4 Corrosão sob tensão

Chama-se corrosão sob tensão uma forma de corrosão que é provocada pela existência de tensões trativas de certo valor em regiões de uma peça metálica (SÉRGIO P, 1999). Alguns autores não consideram a corrosão sob tensão como um fenômeno sinérgico, isto é, em que a tensão acelera a corrosão e a corrosão agrava o efeito da tensão, mas sim um fenômeno único, que depende da ação simultânea de tensões de tração e do contato com um meio agressivo, a qual irá manifestar as trincas, perpendiculares à direção de tensão, podendo as mesmas ser, simples ou ramificadas, inter ou trans-granulares (SÉRGIO P. 1999; WILLIAM D. C. 1991). Ver imagens a seguir (figura 17) de trincas oriundas da corrosão sob tensão.

Figura 17 Aspecto de trincas inter e trans-granular oriundas da corrosão sob tensão.



Fonte: (HANDBOOK Vol. 13,1998) e Próprio Autor

A corrosão sob tensão é um fenômeno típico de alguns materiais metálicos quando em contato com determinados meios corrosivos. O “*Corrosion Data Survey*”, G.A. Nelson, publicado pela NACE (*National Association of Corrosion Engineers*), relaciona mais de 200 combinações de materiais metálico-meios corrosivos que podem resultar em corrosão sob tensão e, continuamente, outras combinações estão sendo descobertas.

Segundo relato de William D. C. (1991), historicamente, essa forma de corrosão foi observada, pela primeira vez, em caldeiras rebitadas, onde era feito o tratamento da água de alimentação com solução de soda cáustica; em algumas regiões mais tensionadas e onde a concentração da soda remanescente atingia níveis mais altos,

manifestavam-se as trincas que, com frequência acabavam causando a explosão da caldeira.

A suscetibilidade de ligas de alumínio a corrosão sob tensão foi mencionado pela primeira vez em 1922 por Rawdon, que estabeleceu uma relação entre a suscetibilidade à corrosão intercrystalina e a corrosão sob tensão em ligas de duralumínio (GODARD, H, 1960). No alumínio, as trincas originadas por corrosão sob tensão apresentam-se em sua maioria associada à propagação intergranular. Contudo, nem todas as ligas de alumínio que sofrem corrosão intergranular são susceptíveis a corrosão sob tensão (TABRZI, 1991).

A trinca gerada a partir da corrosão sob tensão é observada nas ligas com alta resistência mecânica como Al-CU, Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu, Al-Si-Mg (com alto Si) e Al-Mg (<3% Mg) (LIFKA B, 1972). No caso das ligas de alumínio puro e Al-Mn, Al-Si, Al-Mg (> 3% Mg) e Al-Mg-Si (exceto sob condições anormais de tratamento térmico) não são susceptíveis à ocorrência deste tipo de trinca (MONDOLFO, L, 1971).

2.3.1.5 Corrosão filiforme

Segundo literatura este tipo de corrosão se processa sob a forma de finos filamentos, mas com alguns micrometros de profundidade (RIQUE, 1984). Ela se desenvolve como filamentos estreitos, cerca de 0,1-0,5 mm de largura e alguns milímetros de comprimento, propagando-se na interface metal-meio (STEELE, (1994), GENTIL (2007), SHARMAN, (1944)).

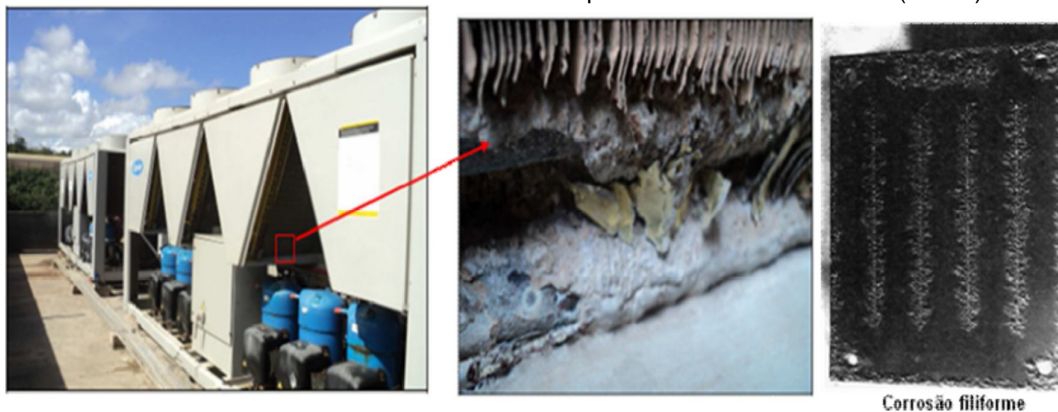
Este tipo de corrosão, descrita pela primeira vez em 1944 por Sharman, foi observado em chapas de aço e em seguida em ligas de alumínio de alta resistência para aplicações aeroespaciais e em chapas estruturais, nas áreas costeiras do norte da Europa (RIQUE, 1984).

A corrosão filiforme, geralmente, ocorre em superfícies metálicas revestidas com tintas e/ou revestida com outra liga metálica, ocasionando o ataque do metal subjacente e o deslocamento do material revestido.

Gentil (2007) e Rique (1984) relatam que a frequência deste tipo de corrosão está associada a umidade relativa do ar (maiores de 85%), a permeabilidade do oxigênio e da água, através do revestimento e da presença de falhas como; riscos e regiões de bordas com arestas.

Após a introdução de novas técnicas de revestimento por deposição eletrostática, com menores índices de descontinuidades no revestimento, em perfis e/ou em chapas de alumínio da série 3000, 5000 e 6000, a corrosão filiforme foi reduzida (STEELE, 1994). Segue a (figura 18), um exemplo de corrosão sob esfoliação em aletas de alumínio em unidade de refrigeração.

Figura 18 Aspecto visual da corrosão filiforme em aletas de alumínio revestidas com cobre (esquerda) e uma amostra da corrosão filiforme após ensaio de névoa salina (direita)



Fonte: (HANDBOOK CORROSION, 1999) e Próprio Autor

2.3.1.6 Corrosão galvânica

Denomina-se corrosão galvânica o processo corrosivo resultante do contato elétrico de dois materiais diferentes (ASM INTERNATIONAL, 1997). Segundo Wollynec (2003) o mecanismo de corrosão é mais intenso, quanto mais distante são os materiais na tabela de potenciais eletroquímicos (série galvânica). Já Gentil (2007) comenta, também, a respeito da influência entre a diferença entre as áreas catódicas e a áreas anódicas. A figura 19 exibe uma tabela resumida de série galvânica.

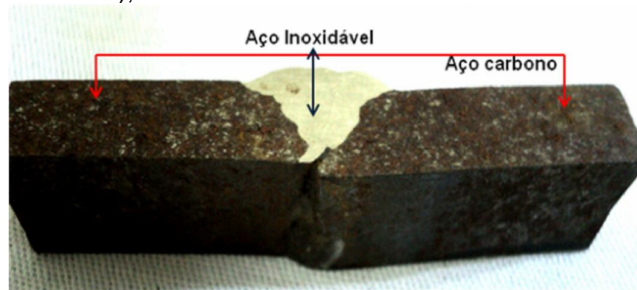
Figura 19 Série galvânica para diferentes ligas imersas em água do mar, a 25°C.



Fonte: (ASM INTERNATIONAL, 1997), adaptação

A tendência de um metal causar corrosão galvânica em outro é expressa pela “série galvânica” apresentada acima, que dependerá das condições do ambiente. Nesta série, para condições marinhas, o metal anódico é usualmente atacado pelo contato com um metal mais catódico. Alguns exemplos do efeito do contato de alguns metais com o alumínio são apresentados no Handbook Corrosion of Aluminium (1999), como exemplo a figura 20, mostra a união por soldagem de dois materiais dissimilares, apresentado corrosão galvânica aquele que se apresenta mais anódico (menos nobre).

Figura 20 Aspecto de uma união por soldagem, entre dois materiais dissimilares (aço carbono e aço inoxidável), mostrando a corrosão no metal menos nobre.



Fonte: Registro do próprio autor

Segundo Gentil (2007) e Gemelli (2009), os mesmos consideram que dentro da corrosão galvânica, localizam-se também, as corrosões denominadas gráfitica e a dezincificação. A primeira está relacionada ao processo corrosivo que ocorre nos ferros fundidos cinzentos e nos nodulares. A grafita é um material muito mais catódico que o ferro, assim os veios ou nódulos de grafita do ferro fundido funcionam como área catódica enquanto o ferro tem o papel de área anódica, transformando-se em produto de corrosão (CHAMPION, 1952). A corrosão por dezincificação está relacionada ao processo corrosivo que se observa nas ligas de zinco, especialmente nos latões, onde da corrosão resulta a destruição do zinco (material mais anódico), restando o cobre e produtos de corrosão (TABRZI, 1991).

Ainda segundo Tabrzi (1991), o alumínio quando em contato com um metal dissimilar e, na presença de um eletrólito, tende a ser corroído mais rapidamente do que se estivesse exposto isoladamente no mesmo ambiente.

Levando em conta a premissa de que a corrosão galvânica é similar ao funcionamento de uma pilha e, portanto, depende do fluxo de corrente elétrica na interface de união, vários são os fatores que determinarão a severidade do ataque, o Handbook Corrosion of Aluminium (1999), destaca:

- Condutividade eletrolítica - um aumento na condutividade elétrica provocará uma elevação no efeito corrosivo;
- Polarização - algumas junções apresentando elevada polarização reduzem apreciavelmente o fluxo de corrente. Por exemplo, o aço inoxidável é mais catódico que o Al, porém, devido à polarização, esta junção pode ser empregada em diversos ambientes;

- Relação de área entre o ânodo e o cátodo (ânodo/cátodo) - uma alta relação minimiza o ataque galvânico e, em contrapartida, uma baixa relação de área tornará o ataque mais severo.

3 MATERIAIS E MÉTODO

Para executar o estudo comparativo da resistência à corrosão em ambiente de exposição ao ácido nítrico HNO_3 , de juntas soldadas em seções tubulares, confrontando as ligas de alumínio ASTM AA1060 e AA3003, foi realizado um experimento em duas etapas:

- Confecção de corpos de prova em seções tubulares de ambos os materiais, seguindo procedimento de soldagem padronizado de maneira a reproduzir juntas soldadas como as encontradas em tubovias de ácido nítrico;
- Ensaio de corrosão por imersão em ácido nítrico (HNO_3), a partir de amostras extraídas dos corpos de prova confeccionados.

Nesta parte do trabalho será apresentada a descrição dos métodos experimentais e de análise adotados, assim como dos equipamentos, acessórios e materiais utilizados além da metodologia experimental, desenvolvida em etapas.

A etapa inicial do trabalho foi o planejamento experimental que tem como objetivo a otimização do número de corpos de prova/ensaios e posterior avaliação da interação dos fatores de entrada, sobre os efeitos a resistência a corrosão.

Para elaboração da soldagem foi necessário inicialmente a preparação do chanfro em V, com ângulo de 60 e 90° para cada tipo de material (1060 e 3003) através da usinagem. O processo empregado para a soldagem foi o processo GTAW ou TIG. Para ambos os materiais o metal de adição foi o mesmo o eletrodo ER 1100.

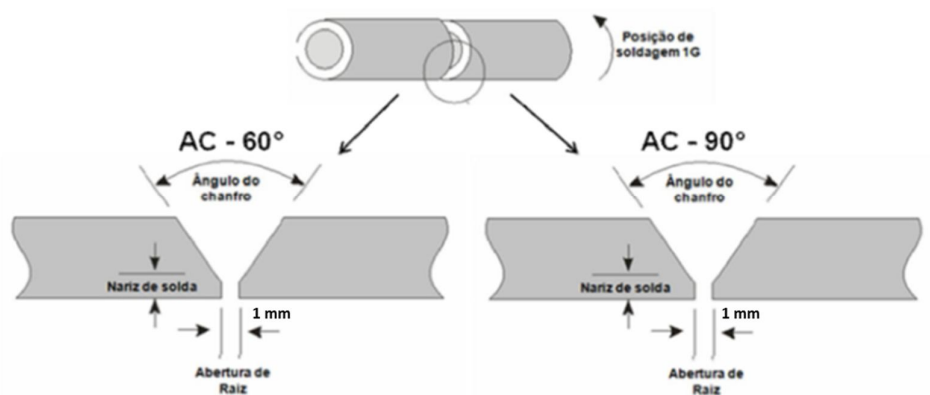
Logo após a soldagem foram confeccionados os corpos de prova para o ensaio de corrosão por imersão em meio de HNO_3 , seguindo como referência as sequências básicas descritas na norma ASTM A 262.

Em sequência, foram feitas as medidas de rugosidade superficial nas amostras após 24 horas de ensaio. Foram feitas as medidas de rugosidade nas regiões do metal de base, na raiz e no centro da solda. Por fim, e não menos importante a etapa de avaliação do aspecto superficial, através da microscopia óptica, com imagens macrográficas das regiões preferencialmente corroídas.

3.1 Procedimento Experimental

Este experimento foi planejado utilizando projeto ou planejamento fatorial 2^k completo com replicação, tendo como variáveis o metal de base, ou seja, o material da seção de tubulação soldada (AA1060/1100 e AA3003/1100) e o ângulo de chanfro (AC), ilustrado na figura 21.

Figura 21 Ilustração do chanfro mostrando o fator de entrada, AC e seus níveis (60° e 90°)



Fonte: Próprio autor

O objetivo de se variar o ângulo de chanfro de 60° e 90° seria em função da mudança na quantidade de metal depositado, em ambas as juntas, e como consequência, ciclos térmicos diferentes (aporte de calor) induzindo possivelmente sobre as soldas a ocorrência de precipitações de fases (mudanças de fases). A mudança no ângulo do chanfro permite, também, avaliar o acesso a raiz da solda e a ocorrência de defeitos tais como; falta de fusão ou penetração e a presença da linha de segregação/óxido.

A tabela 2 relaciona as condições experimentais adotadas de acordo com o planejamento fatorial 2^k completo.

Tabela 2 Condições experimentais utilizada; composição do metal de base e geometria do chanfro.

AMOSTRA	METAL DE BASE	AC (°)
X1	AA 1060	60

AMOSTRA	METAL DE BASE	AC (°)
X2		
X3		
X4		
X5	AA 1060	90
X6		
X7		
X8	AA 3003	60
X9		
X10		
X11	AA 3003	90
X12		

Fonte: Registro do próprio autor.

Com intuito de se evitar a ocorrência de distorções estatísticas nos resultados obtidos, os ensaios foram executados em ordem totalmente aleatória. Barros Neto, Scarminio e Bruns (1995) relatam que a numeração dos ensaios é apenas uma forma conveniente de se identificar as várias combinações de níveis, e nada tem a ver com a ordem em que os experimentos são executados.

3.2 Procedimento para Soldagem

A confecção dos corpos de prova se deu a partir de tubos das ligas 1060 e 3003 de diâmetro de 3", com espessura de parede de 4 mm. A partir destes tubos foram extraídas, por serramento, seções de 150 mm de comprimento que tiveram posteriormente suas extremidades torneadas para regularização geométrica e geração dos chanfros de 60° e 90°. O passo seguinte foi soldar as seções de tubo. Na confecção dos corpos de prova soldados o preenchimento do chanfro foi realizado na posição 1G e os parâmetros de soldagem utilizados como procedimento são apresentados na tabela 3.

Tabela 3 Parâmetros empregados para as soldas

Processo	TIG
----------	-----

Tensão	25 a 27 V
Tipo de corrente	CA
Intensidade de corrente	90 a 120 A
Gás de proteção	Ar - (99,99% de pureza)
Vazão de gás	15 l/min
Metal de adição / Fabricante	AWS ER 1100 (1,2 mm) / Kestra
Limpeza	Acetona
Diâmetro nominal do tubo	3"
Espessura	4 mm
Nº de passes	3
Abertura de raiz	1 mm

Fonte: Registro do próprio autor.

A deposição foi manual sem o uso do pré-aquecimento, de cobre junta e do gás de purga. A tabela 4 resume a composição química nominal dos metais de base (1060 e 3003) e do eletrodo ER 1100 (metal de adição) empregado nos experimentos e, por sua vez a figura 22 apresenta a preparação (poteamento), a operação (execução) e o resultado da união.

Tabela 4 Composição química das ligas AA 3003 e AA 1060, e do ER 1100, Metal de Adição

Material	Al (%)	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Zn (%)	Outros Total (%)
AA 3003 – MB	Bal.	0,60	0,70	0,05 - 0,20	1,00 - 1,50	0,10	0,15
AA 1060 – MB	Bal.	0,20	0,50	0,05 - 0,20	0,03	0,15	0,05
ER 1100 – MA	Bal.	0,04	0,14	0,05 - 0,20	0,05	0,10	0,15

Fonte: ASM HANDBOOK (1998).

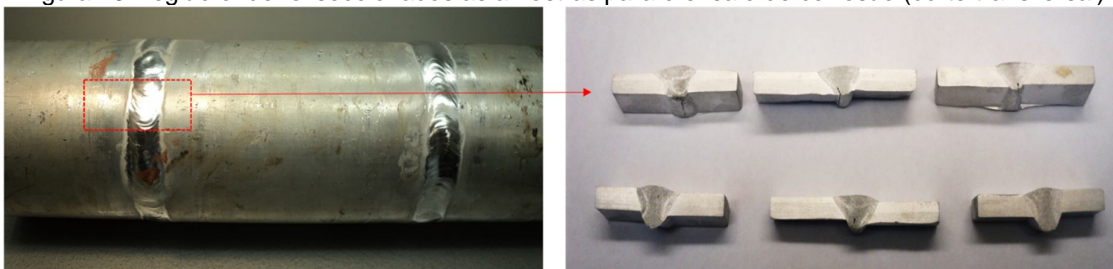
Figura 22 Preparação e condição da operação de soldagem empregada



Fonte: Registro do próprio autor.

Após a obtenção dos corpos de prova soldados foram extraídas as amostras para que posteriormente fossem submetidas ao ensaio de corrosão. Para tal, os corpos de prova soldados foram seccionados utilizando-se um disco de corte abrasivo e as mesmas foram extraídas da região indicada na figura 23 (corte transversal).

Figura 23 Região onde foi seccionados as amostras para o ensaio de corrosão (corte transversal).



Fonte: Registro do próprio autor.

3.3 Procedimentos para ensaio de corrosão

Para o ensaio de corrosão foram utilizados os aparatos de ensaio e o método experimental adotado pela norma ASTM A 262 como base para execução do ensaio por imersão em meio de HNO_3 . Esta norma descreve as diretrizes básicas para conduzir ao ensaio e induzir aceleradamente a corrosão intergranular nas amostras em análise, com isso, pode-se obter uma resposta ao fenômeno (corrosão) em um curto intervalo de tempo.

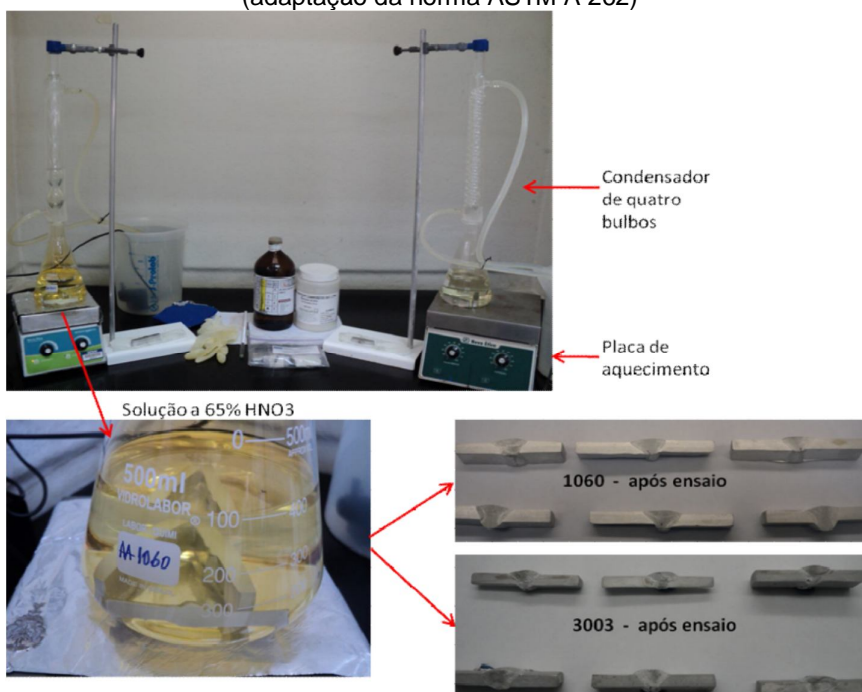
De acordo com a norma ASTM A 262, as amostras foram cortadas com dimensões de 75 mm por 20 mm, e a superfície lixada em sequência de lixas com grana 120, 180, 220, 600 e 1200 e posteriormente polida com pasta de alumina. O objetivo era obter uma condição superficial com $0,18 \mu\text{m}$. A solução utilizada foi de 35% H_2O deionizada e 65% de HNO_3 . As amostras (3 de cada vez) foram posicionadas no fundo do erlenmeyer. Foi feito o aquecimento até a temperatura de ebulição quando iniciou a contagem do tempo. As amostras permaneceram por 24 horas na solução em ebulição. Foram retiradas, lavadas, secadas e submetidas ao ensaio metalográfico e medição de rugosidade. A figura 24 mostra o esquema do ensaio por imersão.

Como apresentado por Kinzie (2003) é importante ressaltar que os métodos experimentais aplicados na medição da evolução do processo de corrosão sob determinadas condições têm caráter apenas qualitativo (comparativo), uma vez que as condições laboratoriais raramente podem ser equiparadas em tempo com as condições reais de operação do componente ensaiado.

Os materiais e equipamentos usados durante a execução do ensaio de corrosão por imersão foram:

- 2 litros de ácido nítrico;
- 2 erlenmeyer de 1 l;
- 2 condensadores de bulbo;
- 2 placas de aquecimento;
- 2 bombas de aquário;
- 2 pares de luvas;
- 2 recipientes com água.

Figura 24 Ilustração da bancada experimental para ensaio acelerado de corrosão por imersão (adaptação da norma ASTM A 262)



Fonte: Registro do próprio autor.

3.4 Procedimentos para análise de corrosão

Para avaliar a intensidade do processo corrosivo sofrido pelos corpos de prova, após ensaio de corrosão, foram adotados os seguintes métodos de análise:

- a) Visual (macro e micrografia);
- b) Medição da rugosidade.

Quando se pensa em simular ou avaliar o comportamento das séries 1XXX e 3XXX, frente ao mecanismo de corrosão em meio de HNO_3 , a grande dificuldade experimental é definir qual o melhor processo/método de ensaio acelerado de corrosão que se adéque na avaliação do desempenho das uniões soldadas, ou de outras regiões de interesse. O que se observa é que os ensaios normalizados baseiam-se ou na medição de *perda de espessura em função do tempo de exposição* (por exemplo, **mm/ano** – norma ASTM G31) ou na medição da *perda de massa em função do tempo de exposição* (por exemplo, **g/h**) do componente avaliado. Entretanto, estes métodos de avaliação não se adaptam às condições apresentadas por corpos de prova contendo a região soldada como foco da avaliação do comportamento à corrosão, ou seja, é esperado que a região soldada não tenha comportamento uniforme, em diferentes pontos do cordão (zona de fusão e raiz da solda), quanto à evolução de perda de massa e/ou espessura da superfície. Baseados nessas dificuldades, Barra *et al.* (2007/2008) propuseram o mapeamento da resistência à corrosão, em diferentes regiões do depósito. Outra possibilidade de acompanhamento da evolução da rugosidade superficial (desempenho do corpo de prova frente ao mecanismo de corrosão) pode ser conseguida substituindo a medição via rugosímetro pela medição através da aplicação de interferometria a laser (caracterização de topografia da superfície) (BARRA, 2008).

Finalmente, é importante ressaltar os métodos experimentais aplicados na medição da evolução do processo de corrosão, sob determinadas condições, têm caráter apenas qualitativo (comparativo), uma vez que as condições laboratoriais raramente podem ser equiparadas em tempo (projetadas) com as condições reais de operação do componente ensaiado (Kinzie, 2003). Os métodos de análise (visual e rugosidade) são descritos em sequência.

a) Após as devidas preparações das amostras extraídas para análise macro e microestruturais (lavadas e secas), as mesmas foram submetidas a observações em um microscópio óptico e a uma lupa (marca Leica com analisador de imagem), ambos interligados a um computador com software. Foram fotografadas diversas imagens, com diferentes ampliações, nas regiões da ZF, ZTA e raiz da solda. O objetivo foi avaliar o aspecto visual após ensaio de corrosão e a degradação superficial sofrida em regiões das amostras (metal base, centro e raiz da solda).

b) Para a medição de rugosidade antes e após ensaio foi utilizado como referência de procedimento o manual do rugosímetro. O rugosímetro portátil utilizado no trabalho foi o RP-200 do fabricante Instrutherm. Inicialmente foram selecionados os parâmetros de medição (rugosidade, cut-off e comprimento de avaliação) e em seguida foram realizadas as verificações (medindo o equipamento com um padrão de rugosidade). Os parâmetros selecionados foram: rugosidade - R_a , comprimento da cut-off - 0,25 mm e comprimento de avaliação de 1,25 mm, vide imagem 25, onde apresenta a forma de medição via rugosímetro portátil. Antes do ensaio de corrosão foram tomadas medições de rugosidade nas amostras para garantir que a superfície teria em média 0,18 μm de acabamento superficial após lixamento e polimento. Depois do ensaio de corrosão foram tomadas novas medições em três regiões: metal de base, raiz da solda e centro da solda, sendo que foram feitas três medições em cada uma das regiões das amostras. Não foram realizadas medições de rugosidade na região da ZTA devido às suas dimensões, por isso, não será tratada neste trabalho a rugosidade desta região. Levou-se em consideração a premissa de que quanto maior for a rugosidade da amostra após ensaio por imersão, maior será a degradação superficial apresentada pelo material (maior taxa de corrosão).

Figura 25 Apresentação da forma de medição da rugosidade superficial via rugosímetro portátil.



Fonte: Próprio autor.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

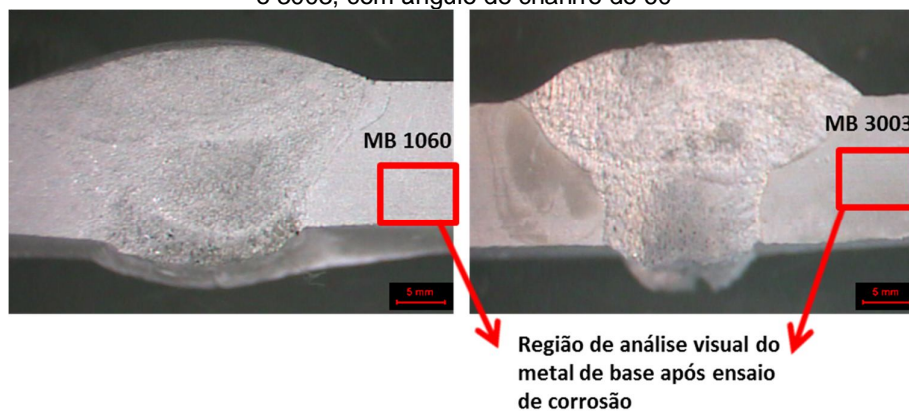
Nesta parte do trabalho serão apresentados os resultados e as análises referentes às características superficiais dos depósitos, macro e microestrutura e a variação de rugosidade após o ensaio de corrosão por imersão em HNO_3 .

4.1 Análise visual na região do metal de base

Após os ensaios de corrosão verificou-se que todas as amostras de tubo soldado sofreram corrosão no metal de base e na região da solda (zona de fusão e raiz da

solda), ou em ambas as posições, sendo que no material das amostras da liga 1060 e 3003, afastados da região da solda, a corrosão, em aspecto visual, foi semelhante entre si, não tendo uma perda “degradação superficial” tão relevante quanto a região afetada pelo processo de soldagem. Na figura 26 é possível verificar o aspecto visual da região do metal de base nas amostras das ligas 1060 e 3003, com ângulo de chanfro de 60°.

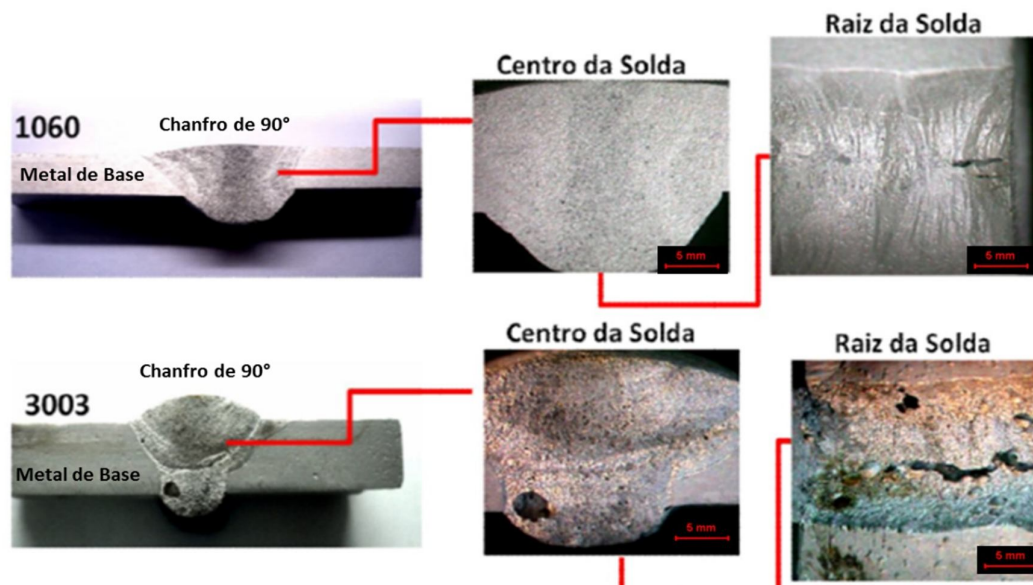
Figura 26 Aspecto visual da região do metal de base, afastado da solda, nas amostras das ligas 1060 e 3003, com ângulo de chanfro de 60°



Fonte: Registro do próprio autor.

A imagem da figura 27 mostra as regiões que foram avaliadas para ambas as ligas 1060 e 3003 (metal de base, zona de fusão e raiz da solda) com ângulo de chanfro de 90°. Imagens de todas as amostras submetidas ao ensaio de corrosão por imersão em HNO_3 são apresentadas no Apêndice A.

Figura 27 Aspecto visual das regiões sobre avaliação, das ligas 1060 e 3003, após ensaio de corrosão: metal base e região da solda (centro e raiz), para o ângulo de 90°



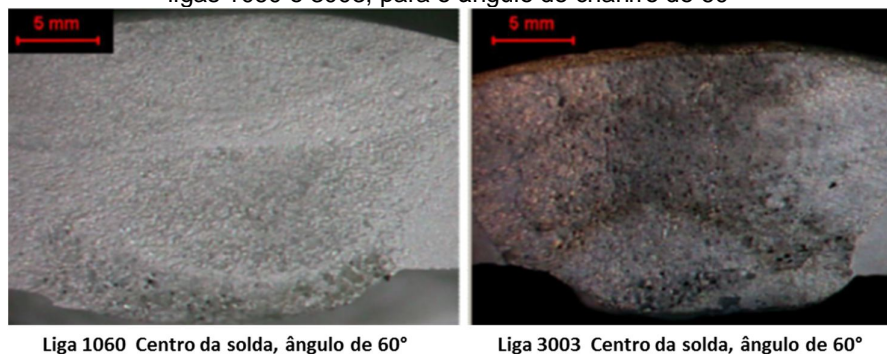
Fonte: Registro do próprio autor.

4.2 Análise Visual na região da solda

a) Zona de Fusão (centro da solda)

Foi verificado após o ensaio que a liga 1060 e a liga 3003 apresentaram corrosão com graus de diferentes intensidades na região da solda, tanto no centro do cordão como na raiz da solda, sendo que a liga 3003 apresentou em aspecto visual, um maior grau de deterioração, intensificação relevante para os corpos de prova com ângulo de 60°. A figura 28 mostra o aspecto superficial da zona de fusão, demonstrando a diferença de deterioração entre as ligas 1060 e 3003, para o ângulo de chanfro de 60°.

Figura 28 Aspecto superficial da zona de fusão, demonstrando a diferença de deterioração entre as ligas 1060 e 3003, para o ângulo de chanfro de 60°



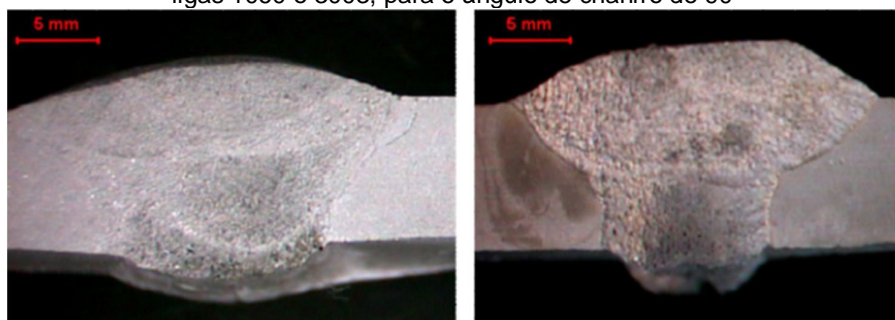
Liga 1060 Centro da solda, ângulo de 60°

Liga 3003 Centro da solda, ângulo de 60°

Fonte: Registro do próprio autor.

A figura 29 mostra o aspecto superficial da zona de fusão, demonstrando a diferença de deterioração entre as ligas 1060 e 3003, para o ângulo de chanfro de 90°.

Figura 29 Aspecto superficial da zona de fusão, demonstrando a diferença de deterioração entre as ligas 1060 e 3003, para o ângulo de chanfro de 90°



Liga 1060 Centro da solda, ângulo de 90°

Liga 3003 Centro da solda, ângulo de 90°

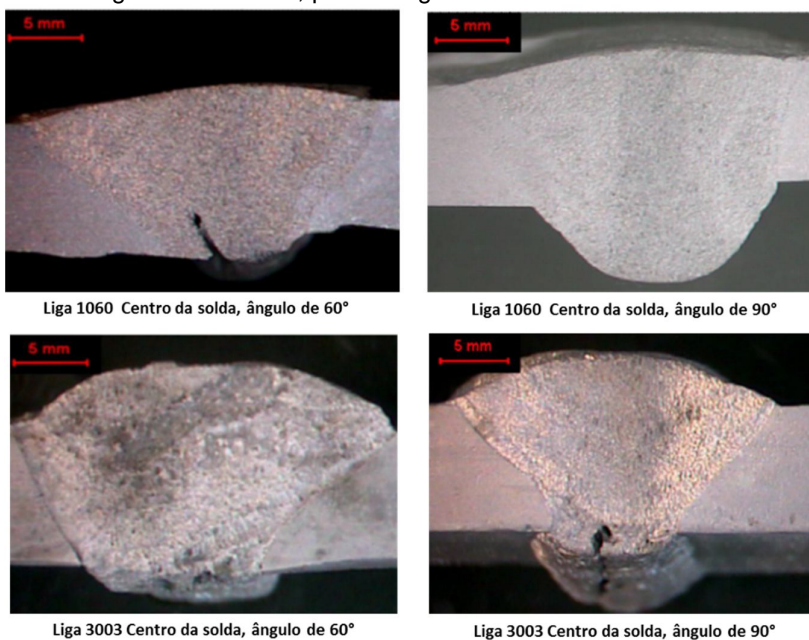
Fonte: Registro do próprio autor.

Segundo a AWS (1999), a zona fundida é formada por contribuições do metal base e do metal de adição, que são misturados, no estado líquido na poça de fusão, uma maior contribuição do metal de base na mistura, gera uma maior diluição. Nesta linha raciocínio, sabe-se que para ângulos menores de soldagem, aumenta-se o efeito da diluição, ou seja, maior será a participação do metal de base na poça de fusão (BARRA, 2009, ZEEIMANN, 2011, APEX, 2012). O coeficiente de diluição pode variar entre 100% (soldagem autógena) e 0% (brasagem) e o seu valor depende além do processo de soldagem, das condições de operação, da espessura de peça e do tipo de junta (APEX, 2012).

Portanto, levando em conta este fato, LIVIUS (2013) considera factível que dependendo da natureza de uma liga (condição almejada pelo projeto) um determinado elemento de liga poderá ocasionar, para ligas de diferentes séries (3003 soldada com eletrodo 1100), desempenho melhor ou pior em relação a uma condição de serviço (por exemplo, resistência a corrosão). Com isso, a mistura das composições entre o metal de adição e o metal de base pode favorecer uma composição intermediária com propriedades totalmente diferentes daquelas que se esperaria para a solda (CALLISTER, 2006).

Este fato possivelmente explicaria o comportamento diferenciado, em aspecto visual, da liga 1060 e 3003, quando comparado, os ângulos, para o mesmo material (ver imagem 30).

Figura 30 Aspecto superficial da zona de fusão, demonstrando a diferença de deterioração entre as ligas 1060 e 3003, para o ângulo de chanfro de 60 e 90°



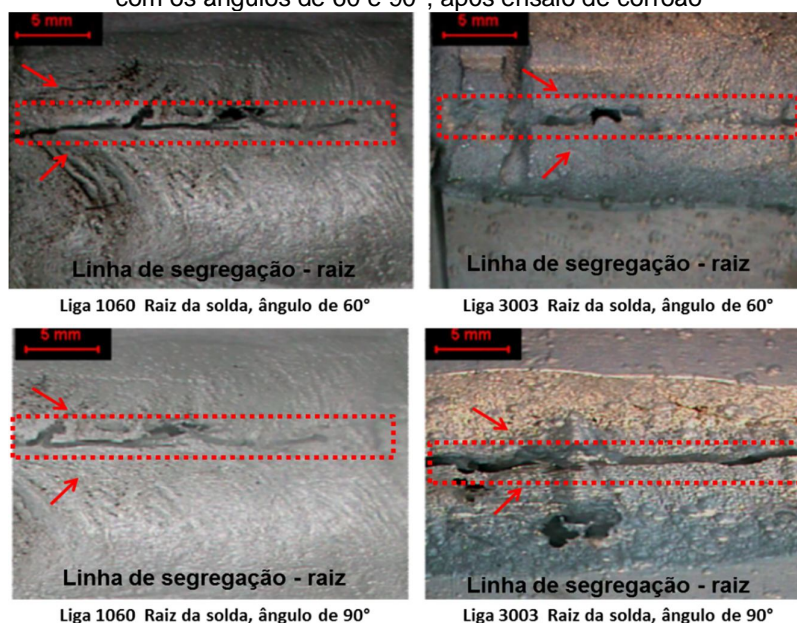
Fonte: Registro do próprio autor.

Com isso, é possível inferir que entre os ângulos de 60 e 90°, há uma diferença diluição da zona fundida (ângulo de 60°, maior diluição) e o mesmo acaba em tese provocando um efeito negativo na resistência a corrosão do depósito.

b) Raiz da solda

É importante salientar que após a soldagem foi possível visualizar a presença de uma linha central (linha de segregação) na raiz da solda. Com isso, o teste de corrosão intergranular (ASTM A 262) em meio de HNO₃ se mostrou uma ferramenta importante para evidenciar os diferentes graus de corrosão na região da raiz, para ambos os materiais (AA1060 e AA3003), tendo sido verificado que as amostras da liga 3003 soldadas com eletrodo 1100, apresentaram maior suscetibilidade na formação da referida linha do que as amostras da liga 1060, soldadas com o mesmo metal de adição. A imagem 31 ilustra essa diferença na suscetibilidade a formação da linha de segregação, para as ligas 1060 e 3003, com os ângulos de 60 e 90°, após ensaio de corrosão.

Figura 31 Diferença na suscetibilidade a formação da linha de segregação, para as ligas 1060 e 3003, com os ângulos de 60 e 90°, após ensaio de corrosão



Fonte: Registro do próprio autor.

Segundo os autores Barra (2001), Rihar (2000) e Zeemann (2011), a soldagem do alumínio e suas ligas apresentam a presença não controlada da camada de alumina (Al₂O₃), durante o processo de solidificação da poça de fusão. De acordo com Zeemann (2011), a alumina é um dos principais constituinte da linha de segregação (linha central), encontrada na raiz das soldas da série 3000.

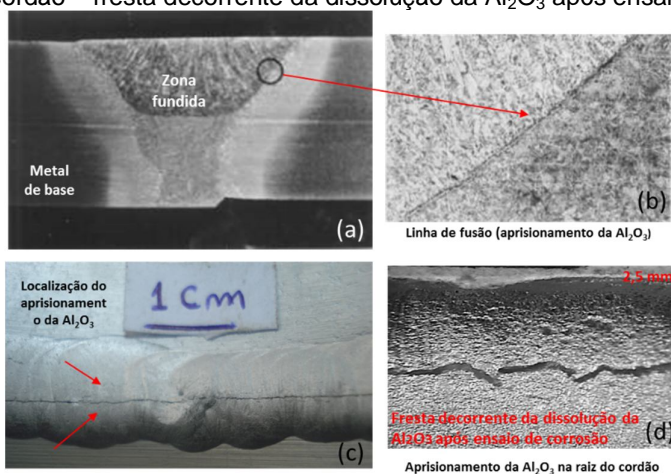
A formação da linha central na raiz vista da figura 31 é um indicativo de retenção de segregação (impurezas), que pode ser perigosa para aplicações em ácido nítrico (ZEEMANN, 2011).

Adicionalmente, o autor Rihar (2000) comenta que em um eventual aprisionamento da Al_2O_3 poderá ocorrer conseqüente falta de fusão, tanto da poça com o metal de base quanto da poça com os cordões adjacentes.

Com isso, pode-se inferir que uma mudança na condição de soldagem, combinação metal de base e metal de adição não controlada da região do depósito durante a operação de soldagem produzirá um aumento na espessura da camada de Al_2O_3 e, como conseqüência, a possibilidade da inclusão da camada da Al_2O_3 no decorrer da solidificação da zona fundida. Nesse caso, a presença da camada de alumina pode induzir o mecanismo de formação da falta de fusão – dificuldade na união *poça x metal de base* (BARRA, 2009).

Como exemplo da falta de fusão, causada pela alumina, a figura 32 apresenta a localização do defeito e sua característica em formar uma linha preferencial para o aprisionamento da camada de óxido entre o metal de base e a zona fundida, e também, o aprisionamento na região central na raiz do cordão, que por conseqüência causa uma fresta decorrente da dissolução da Al_2O_3 , após ensaio por imersão em HNO_3 (RIHAR, 2000 e BARRA, 2009).

Figure 32 Exemplos do aprisionamento da camada de óxido causando a falta de fusão. Nas figuras (a) e (b) localização e detalhe do aprisionamento da camada de Al_2O_3 na região da linha de fusão. Nas figuras (c) e (d) localização e detalhe do aprisionamento da camada de alumina na região central da raiz do cordão – fresta decorrente da dissolução da Al_2O_3 após ensaio de corrosão

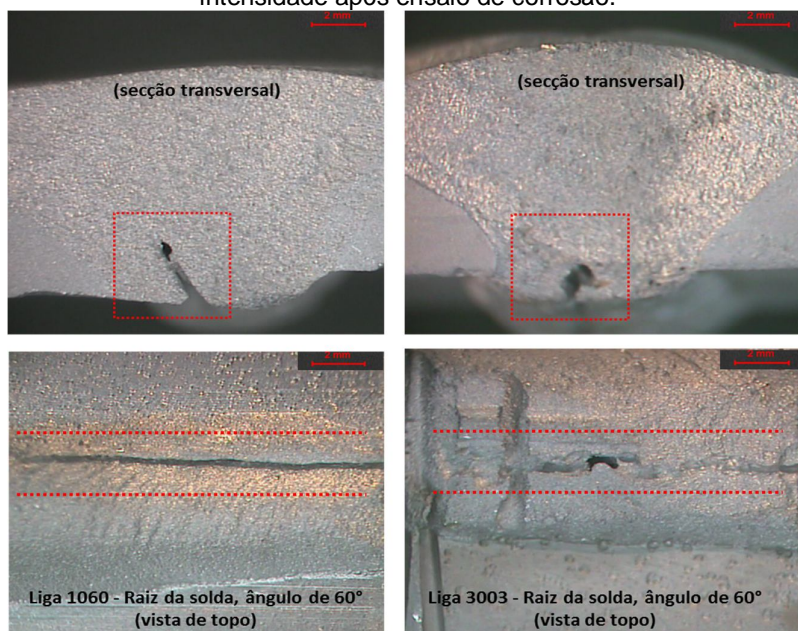


Fonte: RIHAR, 2000 e BARRA, 2009

Vale ressaltar que o referido defeito normalmente não é detectável pelos ensaios não destrutivos convencionais (visual, líquido penetrante, outros). Segundo Zeemann (2011), esse defeito quando encontrado em laudos radiográficos são geralmente confundidos como trincas. Porém quando se emprega a técnica metalográfica o defeito pode ser identificado.

Como exemplo desse defeito a figura 33 mostra para ambas as ligas a presença da falta de fusão na raiz evidenciadas com maior intensidade após ensaio de corrosão. Possivelmente, o aparecimento deste defeito (falta de fusão) poderá ser influenciado pela presença da alumina na região do depósito, como também pela escolha do ângulo do chanfro.

Figura 33 Presença da falta de fusão nas amostras, com ângulo de 60°, evidenciadas com maior intensidade após ensaio de corrosão.



Fonte: Próprio autor

Em função do ângulo do chanfro, foi observado que o mesmo é uma variável importante e é determinante na quantidade de material depositado (ciclo térmico). As amostras extraídas dos corpos de prova soldados com um ângulo mais fechado (60°) se mostraram mais vulneráveis à corrosão, pois este valor desfavorece a fusão e a penetração na raiz que, por vezes, somado à presença da linha de segregação causa uma fresta ou fenda na raiz. Está se apresentou como uma região propícia ao processo corrosivo e autocatalítico.

Barra (2009) comenta que, como visto nas figuras 32 e 33, que a soldagem sem aplicação adequada de proteção da raiz (não aplicação de gás de purga na raiz do depósito, por exemplo) induz condições favoráveis ao crescimento da espessura da camada de Al_2O_3 . Ao expor essa região ao meio corrosivo, primeiramente ocorre a formação de uma fresta pela dissolução da linha central de Al_2O_3 e com isso, tem-se um incremento da severidade local pela ação adicional da presença da fresta.

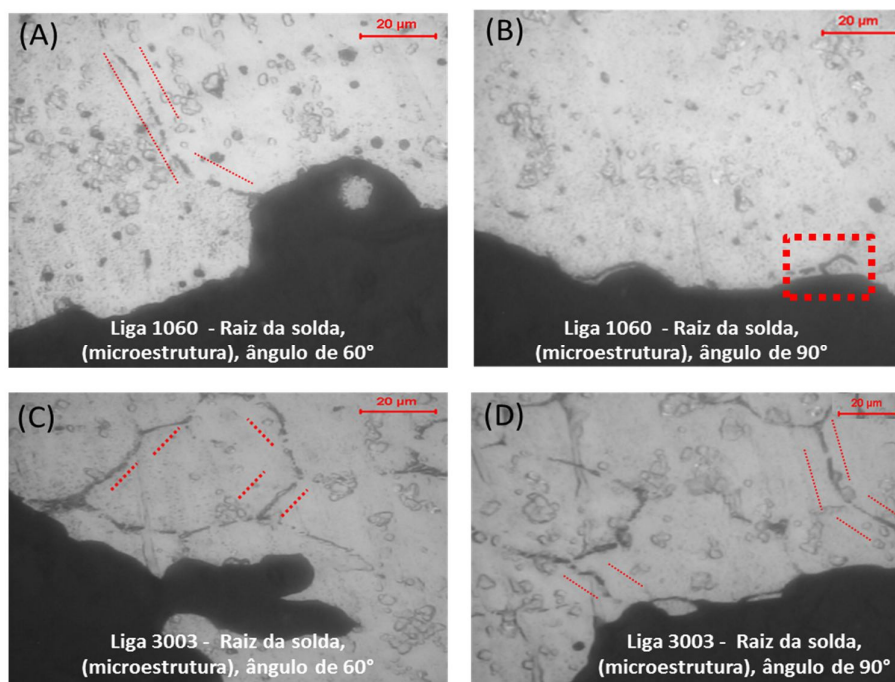
Segundo Rihar (2000), nestes casos em que surgem uma linha central à raiz e a conseqüente falta de fusão, a região, apresenta-se vulnerável à corrosão, se mostrando, como um sítio para nucleação do defeito. Com isso, sua intensidade será influenciada pela escolha dos parâmetros de soldagem.

Vale ressaltar que a presença desta linha se destacou nas juntas da liga 3003 com ângulo de chanfro de 90° . Uma possível explicação para a acentuada corrosão na liga 3003 (região da solda), será devido ao seu maior teor de elementos de liga, o que gera conseqüentemente um maior número de precipitados ou sítios de segregação durante a solidificação, vide figura 34 (C e D), (AMBAT, 2006). Segundo Ozório (2003), as impurezas encontradas no metal de base ou no metal de adição (Fe e Si) acabam se segregando e agrupam-se (formação da linha central a raiz ou precipitações de fases no contorno de grão).

Por outro lado no caso da soldagem da liga 1060 com o ER 1100 eventuais precipitações não ocorrem devido a um balanço químico mais homogêneo entre o metal de base e o metal de adição. Acredita-se que nesta situação há a presença de precipitados, porém reduzidos e homogeneizados na matriz, vide figura 34 (A e B). No caso da liga 1060 estes precipitados serão também rejeitados para os contornos durante a solidificação formando sítios de corrosão, porém sua composição química não será em muito modificada, ou seja, não há um desbalanço químico no metal de solda ao contrário do encontrado na soldagem da liga AA 3003 com uso do mesmo metal de adição o ER 1100. Nesta condição, AA 3003 com o ER 1100, promove uma composição química do metal de solda não controlada e heterogênea ocasionando uma maior deterioração da região depósito.

A figura 34 evidencia uma dispersão de precipitados como conseqüência menores sítios de corrosão intergranular na liga 1060 (A e B) e o ataque forte nos contornos da liga 3003 (C e D) para os ângulos de chanfro 60° e 90° , respectivamente.

Figura 34 Microestrutura da liga AA 1060 (a) 60° e (b) 90°, e da liga AA 3003 (c) 60° e (d) 90°, após o ensaio de corrosão intergranular.



Fonte: Próprio Autor

Vergel *et al.* (2004) enfatizam que o surgimento da corrosão intercrystalina é causada pela presença do intermetálico $FeAl_3$ nos contornos de grão. Por sua vez a ASM International (2003) relata que formação de partículas intermetálicas nobres em relação à matriz, como no caso do $FeAl_3$, produz pontos catódicos localizados elevando o pH local e causando a dissolução alcalina da matriz e dos contornos dos intermetálicos (início da quebra da passivação). Dovichchenko *et al.* (1973) citam que, na soldagem do alumínio comercial o incremento das impurezas (Fe e Si), durante a formação da zona fundida, induzem o aumento do processo de corrosão intercrystalina do depósito.

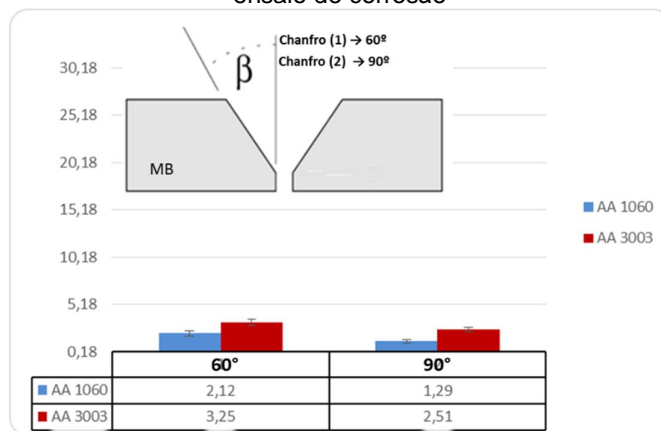
Como a influência do metal de base, ligas 1060 e 3003, sobre a resistência a corrosão em meio de HNO_3 não foi significativa a susceptibilidade a corrosão do conjunto será dependente da escolha correta dos parâmetros de soldagem, por exemplo, ângulo do chanfro que permita uma diluição adequada e penetração além da escolha do metal de adição (mesma composição química do metal de base), principalmente quando se fala da raiz da solda, onde a susceptibilidade é agravada pela formação e execução de um perfil de solda com passes de penetração variados

ou com defeitos de ordem metalúrgica (presença de segregação ou precipitados nos contornos de grão).

4.3 Análise das medições de rugosidade

Serão apresentados a seguir, como referência, a característica topográfica das amostras após o ensaio, nas regiões do metal de base, zona de fusão e raiz da solda. Os resultados e as análises referentes às características superficiais das regiões foram associados a degradação superficial (taxa de corrosão). Com isso, levou-se em consideração a premissa: quanto maior a rugosidade da amostra após ensaio, maior será a degradação superficial apresentada pelo material (maior taxa de corrosão). Na imagem da figura 35, é exibido em gráfico a rugosidade medida na região do metal de base para as ligas 1060 e 3003, região afastada da solda. Nas imagens das figuras 36, 37, 38 e 39 é possível verificar na região da solda (centro e raiz), os valores coletados para as condições de mudança de chanfro (ângulo de 60 e 90°) e mudança do metal de base (AA 1060 e AA 3003). Vale ressaltar que a rugosidade na região da ZTA não foi medida devido a limitação do equipamento, limitação essa comentada no tópico 3.4 deste trabalho.

Figura 35 Valor de rugosidade das ligas AA 1060 e AA 3003, na região do metal de base, após ensaio de corrosão

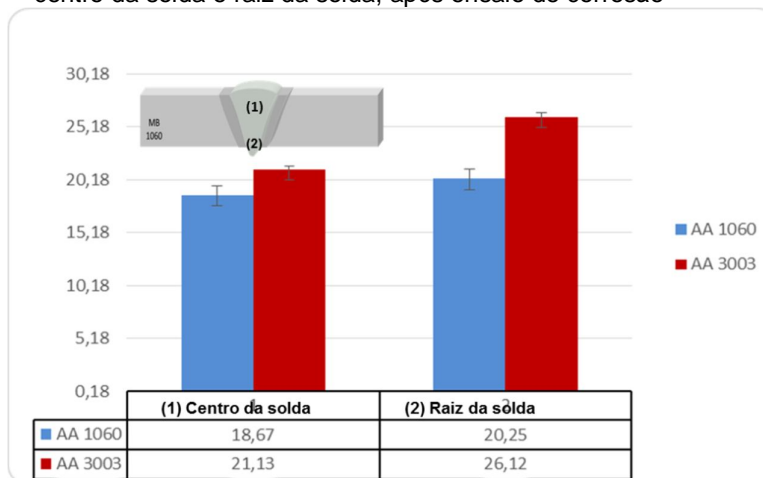


Fonte: Registro do próprio autor.

O gráfico da figura 35 demonstra que não houve uma variação significativa de rugosidade após ensaio de corrosão, entre as ligas 1060 e 3003 (região do metal de base). Schweitzer (2003) comenta que as ligas não tratáveis termicamente (séries 1XXX e 3XXX, por exemplo) exibem em geral boa resistência à corrosão em meio de ácido nítrico concentrado, com isso, a seleção de uma liga específica será baseada em outros fatores definidos em projeto. Como exemplo, dessa característica, as ligas da série 1XXX (alumínio comercialmente puro) exibem resistência mecânica inferior aquelas que compõem a série 3XXX (Al-Mn, Al-Mn-Mg) e, portanto, para uso em ambiente corrosivo, as ligas da série 3XXX serão preferencialmente escolhidas por agregar resistência mecânica e resistência à corrosão (SCHWEITZER, 2003). Kissell e Ferry (2002) citam que a presença de Mn, na série 3XXX, eleva em 20% a resistência mecânica em relação ao alumínio comercialmente puro (não ligado). Além disso Belov (2002), comenta que a adição de Mn nas ligas de alumínio na ordem de 0,5% ou mais (elevada fração de $MnAl_6$) auxilia na neutralização dos efeitos negativos do Fe como impureza (corrosão intergranular).

Com isso, é possível inferir que as ligas se mostram eficientes à deterioração frente a condições de imersão ao HNO_3 , porém constata-se uma influência negativa da soldagem do ponto de vista de redução da resistência a corrosão, já que as principais regiões afetadas foram justamente às regiões resultantes das condições impostas pela soldagem, vide imagem 36, 37, 38 e 39.

Figura 36 Valor de rugosidade da liga AA 1060 e AA 3003, para o ângulo de 60°, nas regiões do centro da solda e raiz da solda, após ensaio de corrosão



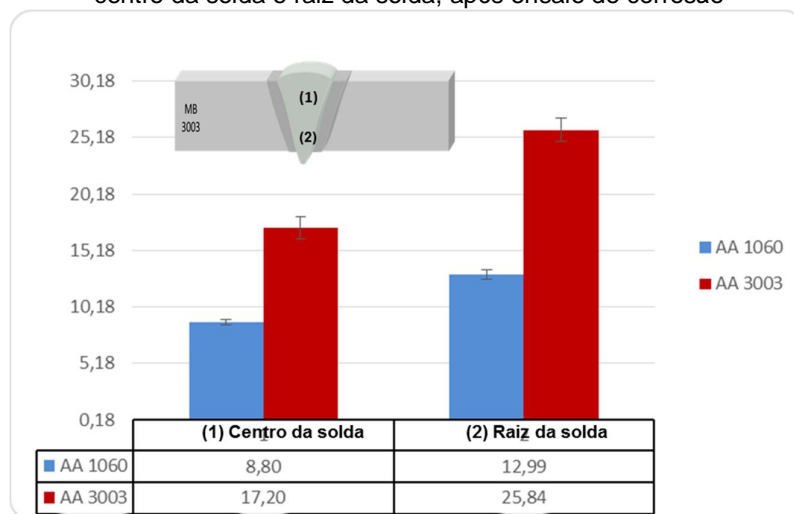
Fonte: Registro do próprio autor.

A partir da análise do gráfico da figura 36, comparando as ligas AA 1060 e AA 3003 para o ângulo de chanfro de 60°, a diferença na resistência à corrosão se deu principalmente na região da raiz da solda. Supõe-se que a causa mais provável para a rugosidade (degradação) desta região deva estar provavelmente associada aos defeitos de soldagem, tais como: falta de fusão/penetração, somado a presença de filmes de segregação (alumina e precipitados). Tais defeitos potencializam a corrosão na região tornando-a vulnerável ao meio. Acredita-se que nesta região por apresentar discontinuidades (frestas e linha central de segregação) as mesmas acabam promovendo a formação de um processo autocatalítico na região e acaba potencializando o efeito do ataque localizado.

A rugosidade na região da raiz assumiu os maiores valores para a liga 3003 com ângulo de 60°. Acredita-se que o comportamento desta liga é resultado da presença da linha de segregação, falta de fusão e também da possível presença de precipitados nos contornos de grão.

Vale ressaltar que a corrosão para a junta com 60° provavelmente sofreu uma influência da diluição, ou seja, maior mistura entre as composições do metal de adição e o metal de base, favorecendo um efeito negativo, quando comparado com o ângulo de 90° (vide figura 37).

Figura 37 Valor de rugosidade da liga AA 1060 e AA 3003, para o ângulo de 90°, nas regiões do centro da solda e raiz da solda, após ensaio de corrosão



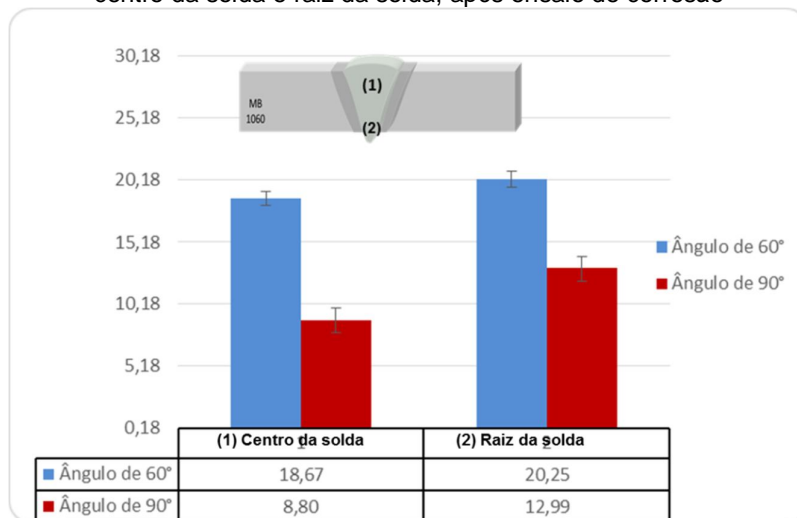
Fonte: Registro do próprio autor.

A análise comparativa entre as amostras das ligas AA1060 e AA3003 para o ângulo de 90° na figura 37 permitiu observar que nas regiões do centro e da raiz da solda, a rugosidade apresentou diferença significativa entre as ligas. Com valores de rugosidade relevantes na liga 3003, quando comparada com a liga 1060.

A provável explicação para a variação de rugosidade na região da solda (centro e raiz da solda) nas amostras da liga 3003 seria a linha de segregação e a possível presença de precipitados intermetálicos nos contornos de grãos, ambos os efeitos potencializam e agravam a degradação. Para a liga 3003 a presença de impurezas advindas no balanço de composição química no metal fundido (mistura metal de base com o metal de adição), resulta em uma corrosão acentuada na região soldada.

Vale ressaltar o desempenho da liga 1060 para o ângulo de 90°, em ambas as regiões da solda, principalmente na região que se mostrou mais vulnerável entre as amostras analisadas a raiz.

Figura 38 Valor de rugosidade da liga AA 1060/1100, para os ângulos de 60 e 90°, nas regiões do centro da solda e raiz da solda, após ensaio de corrosão

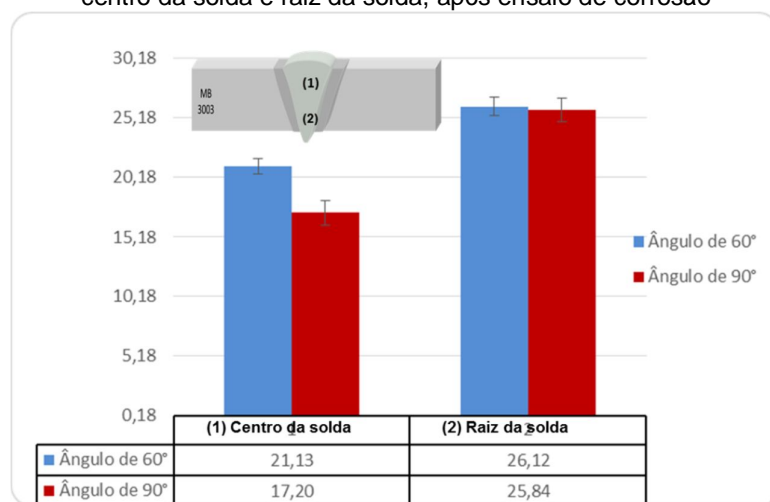


Fonte: Registro do próprio autor.

Analisando o gráfico da figura 38 acrescido da ideia proposta por Barra et al. (2008), onde o mesmo, avaliando os possíveis efeitos da geometria do chanfro sobre a resistência à corrosão, em meio de HNO_3 , decorrente da soldagem da liga AA3003-O, relacionou que: As variáveis de soldagem que induzem um aumento na diluição da zona fundida, também, afetam negativamente na resistência à corrosão. Além disso, o mesmo relata em seu trabalho que a manipulação inadequada da tocha de soldagem (tecimento) induzem a formação, localizada, de regiões com perda de resistência à corrosão. Em função do ângulo do chanfro de 60° ser menor que o ângulo de 90°, o mesmo permite um aumento de diluição, conseqüentemente, uma redução de resistência a corrosão, onde é potencializado quando não há uma penetração adequada na raiz ou, também, quando há a presença de filmes de segregação (alumina).

Levando em consideração estes fatores, a seleção adequada do tipo de chanfro será decisiva, também, na geração de discontinuidades e/ou no baixo desempenho da junta soldada (resistência mecânica e corrosão). Porém, o pretendido, de modo geral é que haja garantias de penetração, isenção de defeitos e perfil adequado de raiz.

Figura 39 Valor de rugosidade da liga AA 3003/1100, para os ângulos de 60 e 90°, nas regiões do centro da solda e raiz da solda, após ensaio de corrosão



Fonte: Registro do próprio autor

Avaliando o gráfico da figura 39 e comparando com o gráfico da figura 38, percebe-se que houve uma maior degradação superficial (maior rugosidade), após ensaio de corrosão na liga 3003 em ambas as regiões da solda: centro e raiz, para ambos os ângulos de soldagem. Com isso, a liga 3003 assumiu valores maiores de rugosidade (taxa de corrosão) quando comparado com a liga 1060.

Através do estudo dos os efeitos da configuração da junta e a influência no grau de rugosidade entre as ligas 1060 e 3003 pode-se observar que as juntas chanfradas com 90° se mostrou com uma leve vantagem sobre a soldagem de chanfros de 60°, com exceção da liga 3003, na região da raiz, onde essa diferença “vantagem” foi sutil.

O desempenho entre as juntas, provavelmente, será função da diferença: na diluição entre os chanfros (homogeneidade da zona de fusão), na ausência de defeitos de soldagem (falta de fusão na raiz) ou na ausência da linha centra de segregação. No caso das juntas com 60°, acredita-se que as mesmas, tendem a reter o filme de segregação na região de falta de fusão e este acaba sofrendo um processo de corrosão acentuado explicando o fato do ângulo de 60° assumir os maiores valores de rugosidade, em ambas as ligas.

Atestando que em soldagens, a adoção apropriada da abertura de chanfro ou escolha adequada do binômio metal de base / metal de adição, pode marcadamente reduzir os níveis de resistência a corrosão da região de depósito.

5 CONCLUSÕES

O principal objetivo deste trabalho foi analisar a resistência a corrosão de juntas soldadas de alumínio ASTM 1060 e 3003 em ambiente de exposição ao ácido nítrico, HNO_3 . Visando este objetivo este trabalho se focou na análise visual e na análise da rugosidade das soldas, após ensaio de corrosão, nas regiões do metal de base, zona de fusão e raiz da solda, para abertura de chanfro de 60 e 90°, tendo como conclusões no que se refere a análise destas regiões:

O experimento realizado permitiu concluir que a corrosão para as ligas de alumínio 1060 e 3003, como metal base (região afastada da solda) tiveram valores próximos de rugosidade superficial e com aspecto visual de degradação, após ensaio, semelhantes entre si.

Dos resultados da análise visual e de rugosidade nas amostras, foi possível extrair que a diferença básica em uma resposta a resistência à corrosão, para ambas as ligas, será função das condições impostas pela soldagem (escolha do ângulo de chanfro e binômio metal base/metal de adição) e suas alterações metalúrgicas já que as principais regiões afetadas foram justamente as regiões do centro e raiz da solda.

Acredita-se que a corrosão na região da solda (centro e raiz da solda) seja dependente da composição química do metal de solda (presença de precipitados Fe/Si), efeitos indesejáveis da diluição, além também, da formação de um perfil de solda com passe de penetração variado (descontinuidades na raiz) e com presença da linha central de segregação na raiz. Região preferencialmente corroída em ambas as ligas, para ambos os ângulos de chanfro cujos os efeitos (falta de fusão e linha de segregação) potencializaram o ataque localizado. Embora vale ressaltar que na soldagem da liga 1060 com o eletro ER 1100 a linha de segregação se mostrou menos acentuada nas amostras com ângulo de 90° (menor diluição). Quanto mais homogêneo for o balanço químico da região (pureza das ligas) menor será a

quantidade de precipitados no centro da solda e na raiz, conseqüentemente menores serão os teores de segregação/precipitados e melhor será o desempenho frente a corrosão localizada. Este seria o caso da liga AA1060 soldada com o eletrodo ER 1100. Foi possível identificar com a metalografia um número limitado de precipitado na raiz e um melhor desempenho (menor intensidade de deterioração) na região do centro da solda, quando comparado com a liga 3003 para o mesmo ângulo de chanfro (90°). Possivelmente o ângulo de 90° permitiu uma menor diluição da zona fundida o que em tese afetou positivamente na resistência à corrosão intergranular da região de depósito.

Nas amostras com ângulo de chanfro de 60° foi possível visualizar a falta de fusão ou penetração decorrente da dificuldade no acesso e na manipulação da tocha de soldagem durante a execução do passe de raiz, este também foi um fator que contribuiu sensivelmente na resistência à corrosão em meio de HNO₃.

No caso da liga 3003, também para o ângulo 60°, somou-se à falta de penetração e a presença de impurezas advindas no balanço de composição química do metal fundido (metal de adição mais metal de base), cujos efeitos potencializaram o ataque localizado.

Com isso, apresentou-se com maior tendência de melhoria na resposta contra o fenômeno corrosivo a amostra que apresentou tais condições: composição química adequada do metal de solda e penetração na raiz (ausência da fresta), onde teve destaque a liga 1060 com metal base, soldada com metal de adição o ER 1100 e abertura de chanfro de 90°.

REFERÊNCIAS

ABAL: **Associação Brasileira do Alumínio**. Disponível em: <http://www.abal.org.br>. Acesso em: 25 de Jul. 2014.

AMBAT R., Dwaarkadasa E.S., **Effect of hydrogen in aluminium and aluminum alloys: A review**, *Bulletin of Materials Science*, vol. 19, 1996, p. 103-114.

AMBAT, R., Davenport, A. J., Scamans, G. M., Afseth, A., 2006, "**Effect of iron-containing intermetallic particles on the corrosion behaviour of aluminium**", *Corrosion Science*, No. 48, pp. 3455-3471.

Apex,. S. 2012. Marder, Dilution Control in Gas-Tungsten-Arc Welds Involving Superaustenitic Stainless Steels and Nickel-Based Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions*

ASHBY, M., Shercliff, H., Cebon, D., 2007, **Materials: Engineering, Science, Processing and Design**, Butterworth-Heinemann, New York, 528 p.

ASM International, 1997, **ASM Handbook: Corrosion**, Vol. 13, Ohio, USA, 3455 p.

ASM International, 1998, **Metals and Alloys in the Unified Numbering System**, 8th Edition, Ohio, USA, 475 p.

ASM International, 2003, **ASM Handbook: Corrosion**, Vol. 13A, Ohio, USA, 2597 p.

Barra, S. R., Buschinelli, A. J1999, "**Aspectos de Metalurgia da Soldagem do Alumínio e Suas Ligas**", Estudo dirigido da disciplina EMC 6601 do Programa de Pós-Graduação em Engenharia ., Mecânica da UFSC, Florianópolis, Santa Catarina, Brasil, 47 p.

BARRA, S. R., OLIVEIRA, T. P., REZENDE, R. F., **Efeito da Geometria do Chanfro e da Composição Química do Metal de Adição sobre a Resistência à Corrosão na União da Liga AA3003, Imersa em HNO₃**, V Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2008/2009. Salvador, Brasil, 10 p.

BELOV, N. A., Asimov, A. A., Eskin, D. G., 2002, **Iron in aluminum alloys: impurity and Alloying element**, CRC Press, 360 p.

BROWN, R. S., 1999, **Selecting alloys for severely corrosive service**, *Anti-Corrosion Methods and Materials*, Vol. 46, No. 1, pp. 6-13.

CALLISTER, Jr. W. D. - John Wiley & Sons, Inc., New York, NY, 2006. **Materials Science and Engineering an Introduction** pp 303 - 333.

CHAMPION F.A., **Corrosion testing procedures**, Chapman & Hall, Londres, 1952.

CHATALOV A.Y., **Effect du pH sure le comportement e'lectrochimique des metaux et leur resistance a` la corrosion**, Dokl. Akad Nauk, SSSR, nos 86, 1952, p. 775-777.

DAVIS, J. R., 1993, **Aluminum and aluminum alloys**, ASM International, Ohio, USA, 784 p.

DAVIS, J. R., 2001, **Alloying: Understanding the Basics**, ASM International, Ohio, USA, 647 p.

DESCK, L., 2012, Rooy, E. L., **Aluminum Alloy: Properties, Processes, and Applications**, ASM International, Ohio, USA, 112 p.

DILLON R.L., Hope R.S., **Erosion end Cavitations' -corrosion of aluminum alloys**, REV, rapport HW-74359, April 2008.

DOVBISHCHENKO, I.V. et al., 1979, **The effect of iron and silicon on the corrosion resistance of welded joints in commercial aluminium in nitric acid**, Avt. Svarka, No. 3, pp. 44-47.

DUNLOP H.M., Benmalek M., **Role and characterization of surfaces in the aluminium industry**, 9e Entretiens du Centre Jacques Cartier, E' cole polytechnique de Montreal, 2 octobre 1996.

FANG, X., Shao, G., Liu, Y.Q., 2007, **Effects of intensive forced melt convection on the mechanical properties of Fe-containing Al-Si based alloys**, Materials science & engineering. A, Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing, Vol. 445-446, pp. 65-72.

GATELIER C.R., **Pollution microbienne des carburants et corrosion des reservoirs, Corrosion Treatments Protections et Finitions**, vol. 21, 1973, p. 103-109.

GENTIL V. 2007 **Corrosão**, 5 ed., Rio de Janeiro-Livro Técnico e Científico Editora S.A, pp. 73 - 82; 154- 160.

GODARD H.P., Cooke W.E., **The analysis and composition of aluminium corrosion products, Corrosion**, vol. 16, 1996, p. 181t-187t.

GODARD H.P., **The corrosion behavior of aluminium in natural waters**, The Canadian Journal of Examining causes of aluminum corrosion, Materials Performance, 8, 25 1969.

HEDRICK H.G., Crum M.G., Reynolds R.J., Culver S.C., **Mechanism of microbiological corrosion of aluminum alloys, Electrochemical Technology**, 2007, p. 75-77.

KAUFMAN, J. G., Rooy, E. L., 2004, **Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications**, ASM International, Ohio, USA, 340 p.

KINZIE, R. C., 2003, **Measuring the rates and impact of corrosion damage**, Aircraft Engineering and Aerospace Technology, Vol. 75, No. 2, pp. 123-129.

KOU. S. 2002., **Welding Metallurgy Inc.**, New York, USA. 233 p.

LIFKA B.W., Sprowls D.O., **Significance of intergranular corrosion in high-strength aluminum alloy products**, ASTM, STP, vol. 516, 1972, p. 120-144.

LIVIUS, I. 2013, Effects of Base Material Dilution on the Corrosion Resistance of the Weld Joint of Super GAMMA System Stainless Steel, Current Advances in Materials and Processes 18(2):604.

LUBOS, P., 2008, "**Effect of filling conditions on the quality of cast aluminum cylinder heads**", Metalurgia, Vol. 14, pp. 31-39.

MARCUS, P., 2002, **Corrosion Mechanisms in Theory and Practice**, Marcel Dekker, Inc, New York, USA, 729 p.

MATHERS, G., 2002, **Welding of Aluminium and Its Alloys**, Woodhead Publishing, Abington, England, 236 p.

MONDOLFO, L. F., **Structure of the aluminum magnesium zinc alloys**, Metallurgical Reviews, 16, 95, 1971.

NADEZHGIN, D., DAVISON, T., 2012. **Effects of Weld Dilution on Digester Weld Overlay**, 11th International Symposium on Corrosion in the Pulp and Paper Industry.

NISANCIOGLU, **Corrosion** 1988, 44, 414

NISANCIOGLU, K., **Understanding Corrosion Mechanisms of Impure Aluminum and Related Phenomena**, 201st Meeting of The Electrochemical Society, Philadelphia, USA, 2002. 8 p.

RIHAR, F. et al., 2000 "Phase formation in Al-Fe thin film systems welding", Intermetallics, Vol. 23,, pp. 143-147.

RIQUE J.P., **La Corrosion filiforme dans les peintures pour l'aéronautique**, Surfaces, vol. 117,

ROHRMANN F., **Transactions of the Electrochemical Society**, vol. 66, 1934, p. 229.

SCHWEITZER, P. A., 2003, **Metallic Materials: Physical, Mechanical, and Corrosion Properties**, Marcel Dekker, Inc., New York, USA. 702 p.

SÉRGIO P. C., 1999 **Comportamento Mecânico e Fratura de Componentes Metálicos** ed. 1 Universidade Federal do Paraná, pp. 75 - 90.

SHACKELFORD, J. F., Alexander, W., 2001, **Materials Science and Engineering Handbook**, CRC Press, Boca Raton, USA, 1980 p.

SPROWLS D.O., Summerson T.J., Lofting F.E., 1974, **Exfoliation corrosion testing of 7075 and 7178 aluminium alloys**, ASTM, STP 558, p. 99-113.

STEELE G.D., **Filiform corrosion on architectural aluminium**. A review, *Anti-Corrosion Materials & Methods*, vol. 41, 1994, p. 8-12.

SVENNINGSSEN, G., **Corrosion of Aluminium Alloys**, Poster, The NorLight Conference 2003, Trondheim, Norway, 2003.

TABRZI M.R., Lyon S.B., Thompson G.E., Ferguson J., **The long term corrosion of aluminium in alkaline media**, *Corrosion Science*, vol. 32, 1991, p. 733-742.

TALBOT, D., 1997, **Corrosion Science and Technology**, CRC Press, Boca Raton, USA, 391 p.

TOTTEN, G. E., MacKenzie, D. S., 2003, **Handbook of Aluminum: Alloy Production and Materials Manufacturing**, Vol. 2, Marcel Dekker Inc., New York, USA, 736 p.

VARGEL, C., Jacques, M., Schmid, M. P., 2004, **Corrosion of aluminium**, Elsevier Science, 626 p.

VARGEL, C., Jacques, M., Schmid, M. P., 2004, **Corrosion of aluminium**, Elsevier Science, 626p.

WOLYNEC, S., 2003, **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**, Edusp, São Paulo, Brasil, 166 p.

ZAITSEVA, L. V., Malakhova, E. K., Kiseleva, L. A., Meshcheryakov, A. V., Berezovskii, L. B., 1989, **Corrosion Resistance of Aluminum in Concentrated Acids**, *Khimicheskie i Neftyanoe Mashinostroenie*, No. 9, pp. 28-29.

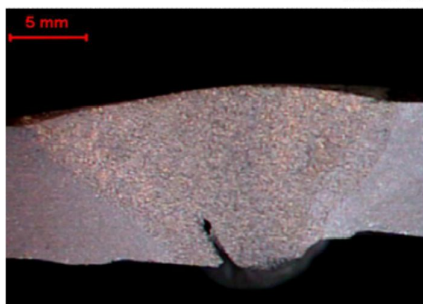
ZEEMANN, A., 2011, **Produtos Tubulares em alumínio**, TECMETAL.

ZOLOTOREVSKY, V. S., Belov, N. A., Glazoff, M. V., 2007, **Casting Aluminum Alloys**, Elsevier Science Publishing Company, 530 p.

APÊNDICE A

Raízes e Faces da Solda

Face da solda

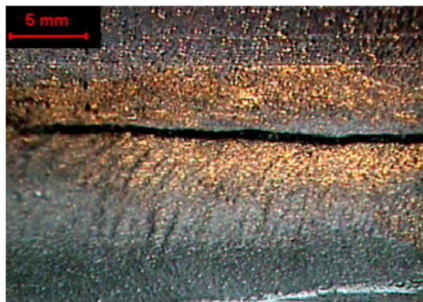


CP 1 - 1060 / AC 60°



CP 7 - 3003 / AC 60°

Raiz da solda

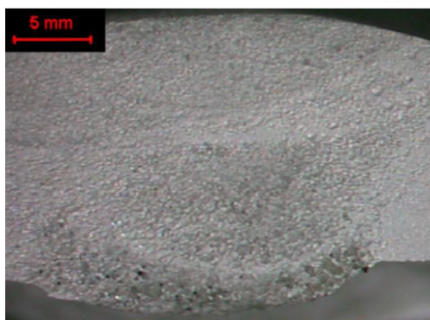


CP 1 - 1060 / AC 60°

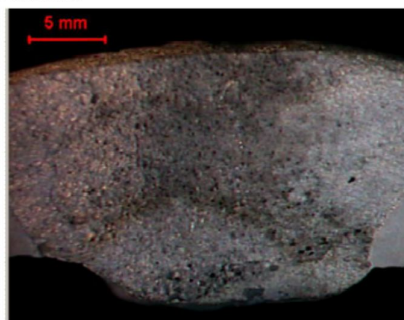


CP 7 - 3003 / AC 60°

Face da solda

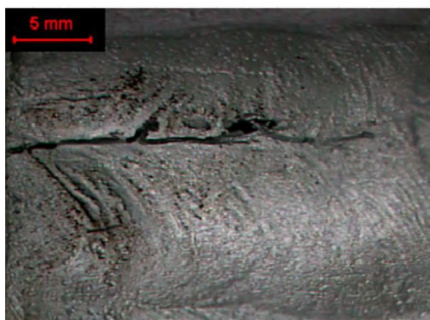


CP 2 - 1060 / AC 60°

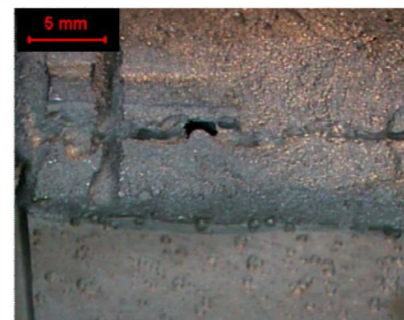


CP 8 - 3003 / AC 60°

Raiz da solda

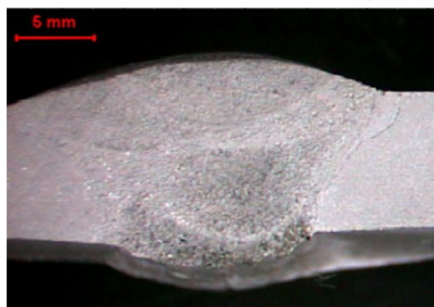


CP 2 - 1060 / AC 60°



CP 7 - 3003 / AC 60°

Face da solda

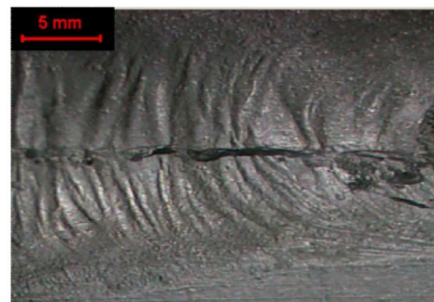


CP 3 - 1060 / AC 60°

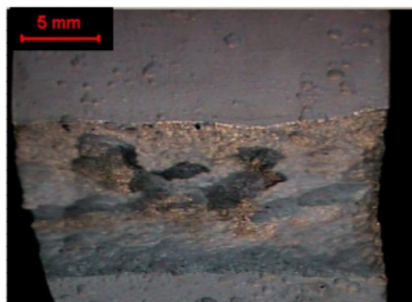


CP 9 - 3003 / AC 60°

Raiz da solda

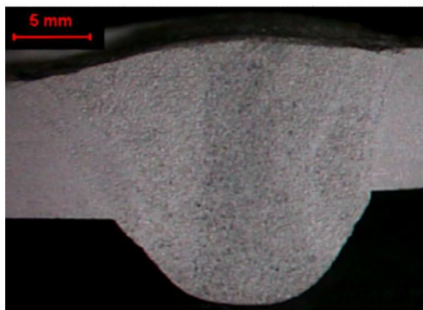


CP 3 - 1060 / AC 60°

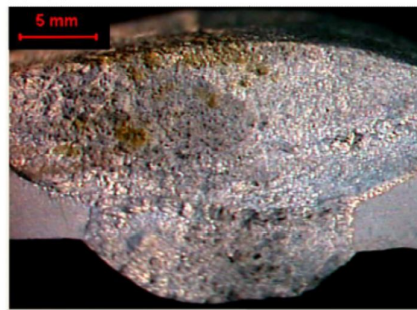


CP 9 - 3003 / AC 60°

Face da solda

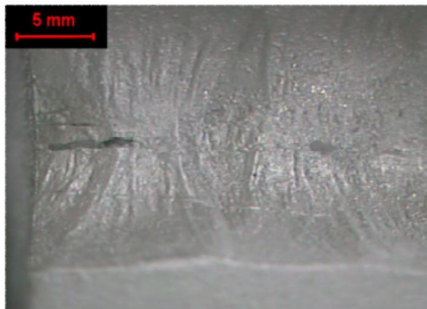


CP 4 - 1060 / AC 90°

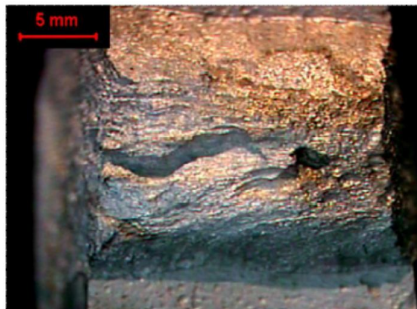


CP 10 - 3003 / AC 90°

Raiz da solda

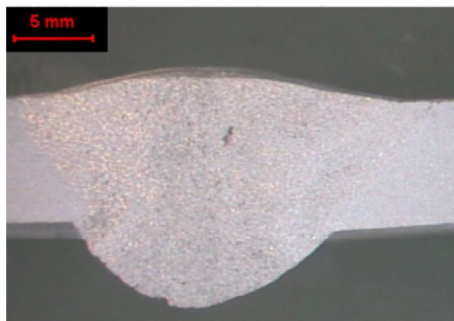


CP 4 - 1060 / AC 90°

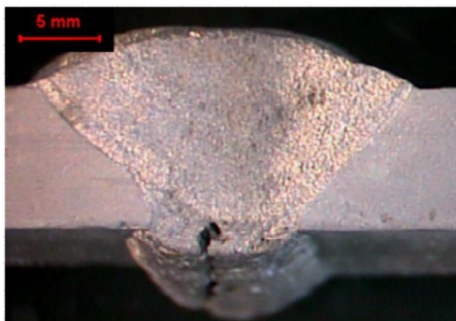


CP 10 - 3003 / AC 90°

Face da solda

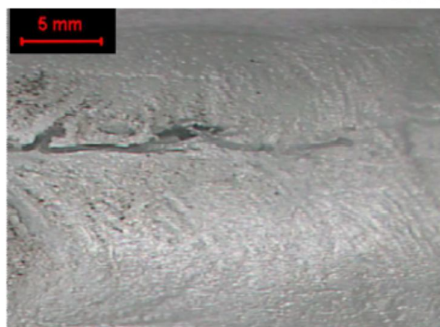


CP 5 - 1060 / AC 90°



CP 11 - 3003 / AC 90°

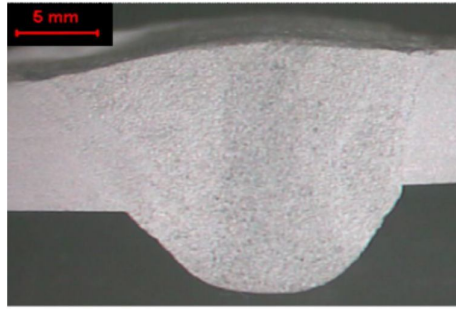
Raiz da solda



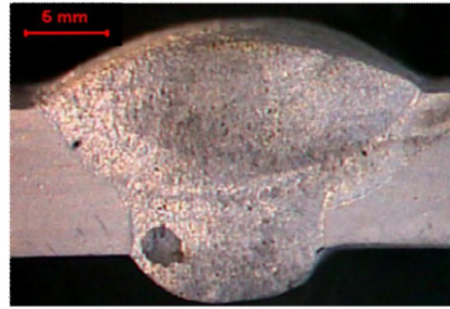
CP 5 - 1060 / AC 90°



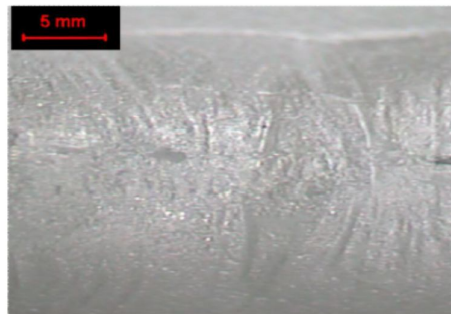
CP 11 - 3003 / AC 90°

Face da solda

CP 6 - 1060 / AC 90°



CP 12 - 3003 / AC 90°

Raiz da solda

CP 6 - 1060 / AC 90°



CP 12 - 3003 / AC 90°

