



FACULDADE DE TECNOLOGIA SENAI CIMATEC
ESPECIALIZAÇÃO EM ENGENHARIA DE SOLDAGEM

RODOLFO HEITOR CAMPOS

AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO DE TUBOS SOLDADOS DE
AL-MN AA3003 EM CONDIÇÕES DE SERVIÇO COM ÁCIDO
NÍTRICO

Salvador – Bahia
2015

RODOLFO HEITOR CAMPOS

**AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO DE TUBOS SOLDADOS DE
AL-MN AA3003 EM CONDIÇÕES DE SERVIÇO COM ÁCIDO
NÍTRICO**

Trabalho de Conclusão de curso apresentada ao Curso de Especialização em Soldagem da Faculdade de Tecnologia SENAI Cimatec como requisito final para a obtenção do título de Pós-graduado em Engenharia de Soldagem.

Orientador: Prof. Dr. Engº. Charles Chemale Yurgel

Salvador – Bahia

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca da Faculdade de Tecnologia SENAI
CIMATEC

C198a Campos, Rodolfo Heitor

Avaliação do desempenho de tubos soldados de Al-Mn AA3003 em
condições de serviços com ácido nítrico / Rodolfo Heitor Campos. – Salvador, 2015.

47 f. : il. color.

Orientador: Prof. Dr. Charles Chemale Yurgel.

Monografia (Especialização em Engenharia de Soldagem) – Programa de
Pós-Graduação, Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC, Salvador, 2015.

Inclui referências.

1. Ácido nítrico. 2. Corrosão - Soldagem. 3. Fases intermetálicas. 4. Al-Mn
AA3003. 5. Soldagem de alumínio. I. Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC. II.
Yurgel, Charles Chemale. III. Título.

CDD 671.52

RODOLFO HEITOR CAMPOS

AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO DE TUBOS SOLDADOS
DE AL-MN AA3003 EM CONDIÇÕES DE SERVIÇO COM
ÁCIDO NÍTRICO

Trabalho de conclusão de curso apresentada como requisito parcial para a obtenção
do título de Especialista em Soldagem, Faculdade de Tecnologia SENAI Cimatec

Aprovada em 07 de abril de 2015.

Banca Examinadora

Dr. Engº Charles Chemale Yurgel – Orientador
Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

Dr. Engº Manoel Carreira Neto
Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

Dr. Engº Carlos Augusto de Souza
Faculdade de Tecnologia SENAI CIMATEC

07 de abril de 2015

Dedico este trabalho a Sara e Elis.

AGRADECIMENTOS

A Deus...

Aos colegas Carlos Passos e Luciano Alvim, que comigo dividiram muitas dúvidas e esclarecimentos ao longo do curso...

Ao colega Raphael Rezende e à coordenadora do curso Adriana Vieira, pela ajuda inestimável com a parte experimental do trabalho...

Ao professor Sérgio Barra (UFRN) pela valiosa revisão do texto...

Ao colega Paulo Guedes (Petrobras), pelos tubos de alumínio...

Aos soldadores Gerson e Temístocles, pelos cordões de solda e corpos-de-prova...

À Petrobras/Fafen-BA, por proporcionar o apoio financeiro para a realização da pós.

“Não peça a Deus uma vida fácil, peça a Ele para ser mais forte”

John F. Kennedy (1917 – 1963)

RESUMO

A liga de alumínio AA3003 apresenta resistência bastante satisfatória à corrosão em ácido nítrico (HNO_3) concentrado. No entanto, trechos tubulação neste material unidos por solda sofrem de um fenômeno de corrosão localizada na região do cordão de solda. Este trabalho tem por objetivo fazer uma leitura dos principais conceitos envolvendo a soldagem de alumínio e sua corrosão associada quando submetido a um meio de HNO_3 , discorrendo brevemente sobre alguns trabalhos representativos sobre o assunto e sobre alguns cuidados e dificuldades concernentes a este tipo de soldagem. Em complemento é realizada a soldagem de tubos de alumínio da liga AA3003, dos quais corpos-de-prova extraídos são submetidos a ensaios de corrosão acelerada de acordo com a norma ASTM G67. Por fim, o trabalho se propõe a analisar as causas de problemas de corrosão encontrados nestes cordões de solda.

Palavras-chave: ácido nítrico, corrosão, fases intermetálicas, soldagem, Al-Mn AA3003

ABSTRACT

Aluminium AA3003 alloy shows a reasonable corrosion resistance to concentrated nitric acid (HNO_3). However, welded pipe sections exhibit a located corrosion phenomenon in the region of the weld bead. This work aims to make a reading of the main concepts involving aluminum welding and associated corrosion when subjected to hum nitric acid medium, talking briefly about some representative papers on the subject and about care and difficulties concerning this type of welding. In addition, a weld of 3003 alloy aluminum tubes is held, of which specimen were extracted in order to be subjected to accelerated corrosion testing in agreement with ASTM G67. Finally, the work aims to analyze the causes of corrosion problems found in these weld beads.

Keywords: nitric acid, corrosion, intermetallic phases, welding, Al-Mn AA3003

LISTA DE TABELAS

Tabela 1:	Parâmetros de soldagem.....	29
Tabela 2:	Resultados para corpos-de-prova sem solda.....	34
Tabela 3:	Resultados para corpos-de-prova com solda.....	34

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Taxas de corrosão típicas HNO ₃ , % para diferentes ligas metálicas.....	16
Figura 2 – Tubos de alumínio 3003 com perda de espessura localizada no cordão de solda e ZTA.....	16
Figura 3 – Taxa de corrosão de algumas ligas de alumínio em HNO ₃	17
Figura 4 – (a) Micrografia contendo a matriz α -Al e os intermetálicos β -AlFeSi e α -AlFeMnSi. (b) Representação do efeito do aquecimento sobre a evolução da precipitação de partículas α -AlFeMnSi	18
Figura 5 – Efeito da microestrutura no potencial eletroquímico.	19
Figura 6 – Influência dos percentuais de Fe e Si na corrosão em ligas de alumínio.....	21
Figura 7 – Porosidade distribuída em uma chapa de 6mm soldada por TIG	23
Figura 8 – Aprisionamento de óxido em uma solda de filete	24
Figura 9 – Efeito da polaridade na limpeza catódica e balanço térmico	25
Figura 10 – Trinca de solidificação em solda de alumínio	26
Figura 11 – ZTA de um material trabalhado a frio após soldagem: (a) Ciclos de temperatura; (b) Perfil de resistência ou dureza; (c) Variações no tamanho de grão.	27
Figura 12 – Perfis de tensão de escoamento através das soldas de duas chapas de alumínio 5083 deformado a frio.....	28
Figura 13 – Esquemático do chanfro utilizado para soldagem	29
Figura 14 – Tubos em alumínio 3003.....	30
Figura 15 – Vareta utilizada para soldagem.....	30
Figura 16 – Tubo soldado	31
Figura 17 – Trechos de tubo com solda e sem solda	33
Figura 18 – Corpos-de-prova preparados para o ensaio	33
Figura 19 – Aspecto macroscópico das amostras sem solda, antes do ensaio	35
Figura 20 – Aspecto microscópico da amostra sem solda (CP – SS 04), depois do ensaio	35
Figura 21 – Aspecto microscópico CP – CS 05, depois do ensaio	36
Figura 22 – Aspecto macroscópico da raiz da solda, depois do ensaio, CP 03.....	36
Figura 23 – Aspecto macroscópico da raiz da solda, depois do ensaio, CP 04.....	37
Figura 24 – Aspecto macroscópico da raiz da solda, depois do ensaio, CP 05.....	37
Figura 25 – Folha de dados da vareta utilizada para soldagem	38
Figura 26 – Área de provável composição química do resultado da soldagem	38
Figura 27 – Trecho da norma AWS 5.10, destaque para a composição aceitável da vareta ER1100.....	39

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	13
1.1	O Alumínio.....	13
1.2	Soldagem de alumínio.....	14
1.3	Ácido nítrico (HNO_3)	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1	Corrosão em ligas de alumínio	17
2.2	Corrosão em juntas soldadas de alumínio.....	19
2.3	Problemas diversos na soldagem de alumínio.....	22
3	ESTUDO DE CASO.....	29
3.1	Descrição.....	29
3.2	Ensaio de corrosão.....	32
4	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	34
5	CONCLUSÕES.....	40
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	41
	Anexo A – Procedimento de referência.....	44
	Anexo B – RQPS de Referência.....	46

1. INTRODUÇÃO

1.1 ALUMÍNIO

Em comparação com outros metais não-ferrosos, como cobre, prata ou ouro, o alumínio iniciou sua contribuição à civilização muito tardiamente. A descoberta de sua forma metálica é atribuída a Sir Humphrey Davy (1778–1829) em 1809, a partir de então, diferentes estudiosos aprimoraram os métodos de produção do alumínio metálico utilizando principalmente o minério bauxita (contendo de 35% a 55% de alumina) e driblando as dificuldades de redução de seu óxido extremamente estável.

Vargel (2004) afirma que o alumínio só veio a se tornar um metal industrial no final do século XIX, e desde então, sua produção só tem aumentado, notavelmente a partir dos anos de 1950, vindo a se tornar hoje o metal não-ferroso de maior consumo mundial. Este fato pode ser atribuído a várias de suas características que são decisivas no critério de escolha de seus usuários. Dentre elas destacam-se:

a) BAIXA DENSIDADE

É, em geral, a característica que primeiro vem à mente em se tratando de alumínio, a densidade do metal puro e suas ligas é em média 2700 kg/m^3 , cerca de um terço da do aço. Esta característica tornou o alumínio o metal de fabricação de todas as aeronaves do planeta, desde 1930.

b) CONDUTIVIDADE TÉRMICA

Possui 60% da condutividade térmica do cobre, o que levou o alumínio, desde o início, a substituí-lo na fabricação de painéis e outros utensílios de cozinha. Esta característica também garante a utilização do alumínio em equipamentos e sistemas de troca térmica como radiadores de carros, ar condicionados, refrigeradores e outros.

c) CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

Possui $2/3$ da condutividade elétrica do cobre, o principal metal para esse tipo de aplicação, sendo assim, o alumínio é seu substituto natural onde existem restrições de peso.

d) RESISTÊNCIA À CORROSÃO

Alumínio e suas ligas exibem excelente resistência à corrosão em ambientes marítimos, urbanos e industriais, sendo o material utilizado por muitas décadas em prédios, embarcações etc.

e) FACILIDADE DE UTILIZAÇÃO

O alumínio pode ser processado com as mesmas técnicas utilizadas para os metais tradicionais: estampagem, dobramento, extrusão, usinagem, fundição etc. Muitas vezes, devido à sua leveza e resistência mecânica mais baixa, pode ser conformado sem a necessidade de ferramentas especiais. Além disso, peças de alumínio podem ser unidas de maneira bastante simples, lançando mão de soldagem, união por rebite, aparafusamento etc.

f) ABUNDÂNCIA

Todas essas propriedades vantajosas não tornariam o alumínio uma escolha natural para utilização se ele não fosse abundante. Chang et al. (2012) afirmam que o elemento químico alumínio (Al) é o terceiro mais abundante no planeta Terra, seguido do ferro (Fe) e só perdendo para os elementos oxigênio (O) e silício (Si).

Um exemplo de como a abundância é decisiva na escolha é o caso do titânio (Ti), que possui uma relação de resistência mecânica/densidade ainda mais vantajosa que o alumínio, porém, o mesmo é 15 vezes menos abundante que o alumínio na crosta terrestre.

1.2 SOLDAGEM DE ALUMÍNIO

Como a soldagem de alumínio não é tão frequente quanto a do aço na indústria, é interessante exibir uma comparação entre características que influenciam no comportamento à soldagem dos dois metais. Mathers (2002) lista algumas diferenças importantes entre aço e alumínio:

- A distância entre os pontos de fusão dos metais e seus respectivos óxidos. Os óxidos de ferro fundem em temperaturas próximas ou abaixo às do ferro, enquanto o óxido de alumínio funde a cerca de 2060 °C, 1400 °C acima do ponto de fusão do próprio alumínio;
- O óxido de alumínio é durável, altamente tenaz e rápida formação, o que dá ao alumínio sua conhecida resistência à corrosão;
- O coeficiente de dilatação térmica do alumínio é aproximadamente o dobro do aço;
- O coeficiente de condutividade térmica do alumínio é seis vezes o do aço;
- O calor específico do alumínio é o dobro do aço;
- O alumínio tem alta condutividade elétrica, $\frac{3}{4}$ da do cobre, porém, seis vezes a do aço;
- O alumínio não é magnético, o que significa que o sopro magnético não é um problema existente;

Dos pontos observados, algumas características influenciam fortemente a soldabilidade das ligas de alumínio, por exemplo, o alto ponto de fusão do óxido de alumínio exige um cuidado especial na remoção de óxidos para garantir que não haja contaminação no cordão de solda.

Dentre as características, a dilatação térmica do alumínio torna mais difícil o controle de deformações e distorções na soldagem; a alta condutividade térmica faz com que o calor seja conduzido para fora do ponto de soldagem mais rapidamente, o que exige o uso de maior aporte de calor; o calor específico alto leva à mesma demanda térmica. A alta condutividade elétrica leva a dificuldades em soldas de resistência, pois, menor quantidade de energia contribui efetivamente para o aquecimento da peça.

A soldagem exige mão-de-obra com maior habilidade para lidar com estes fatores, por exemplo, o alumínio não muda de cor com o aumento de temperatura, ao contrário do aço, isto pode trazer dificuldades para o soldador julgar quando a fusão está prestes a ocorrer. Outra dificuldade encontrada pelo executante da solda é manter o calor na poça líquida sem permitir que peça soldada seja perfurada.

1.3 ÁCIDO NÍTRICO (HNO_3)

Na Indústria Química, o ácido nítrico é obtido a partir do processo Ostwald, que consiste na oxidação da amônia com ar sob telas catalíticas de platina, sendo esta uma reação que ocorre a altas temperaturas e cujo produto, inicialmente, é um gás nitroso, que não preocupa do ponto de vista de corrosão. Conforme se avança no processo, temos a condensação deste gás em meio aquoso a uma concentração por volta dos 60%, sendo a mesma já bastante corrosiva para algumas ligas metálicas.

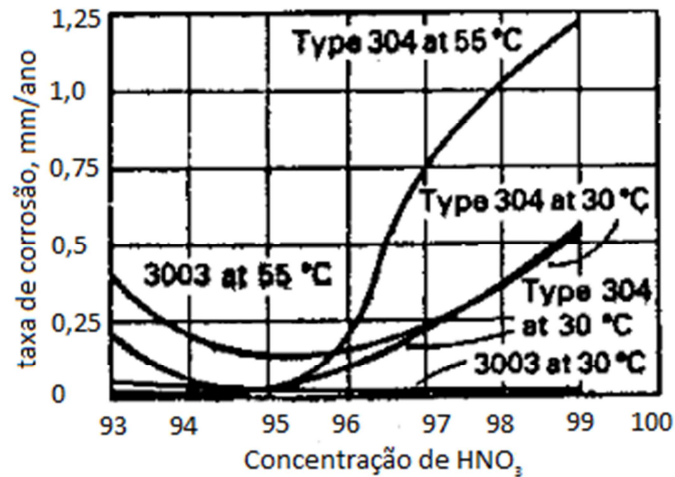
O ácido nítrico é utilizado principalmente na fabricação de fertilizantes sintéticos, explosivos (pólvora negra, trinitrolueno, nitroglicerina), mas temos aplicações específicas que pedem o ácido a uma concentração mais alta, por exemplo, o processo de nitretação do tolueno, para formar o TDI (diisocianato de tolueno, utilizado para fabricação do poliuretano), o processo secundário consiste na remoção de água do HNO_3 .

Até concentrações até de 95%, materiais como o aço inox 304L têm taxa de corrosão aceitável do ponto de vista de vida em serviço, sendo utilizado para armazenamento e transporte. No entanto, acima dos 95%, há poucas alternativas para lidar com o ácido. Além do alumínio, temos metais de alto teor de silício classificados no ASTM A518 (aproximadamente 14%Si), ou materiais não-metálicos como Teflon® ou vidro.

Na Figura 1 é possível notar que as faixas de utilização dos metais apresentados é limitada, ligeiras variações de temperatura ou concentração podem mudar bastante a taxa

de corrosão. Nota-se que em concentrações acima de 95% a liga de alumínio da série 3XXX é especialmente resistente à corrosão neste meio.

Figura 1 – Taxas de corrosão típicas HNO₃, % para diferentes ligas metálicas Fonte: ASM International 1997



No entanto, da experiência e manutenção e montagem, observa-se que quando esta liga é soldada, parte dessa resistência pode ser perdida, ver Figura 2. Como será discutido no Capítulo 2, é muito importante que não haja descaracterização demasiada da liga soldada a partir da adição de metal na poça de fusão, pois são geradas regiões localizadas com perdas diferenciadas de resistência ao meio. Este é um ponto chave para uma solda de peças em alumínio que venham a operar com ácido nítrico.

Figura 2 – Tubos de alumínio 3003 com perda de espessura localizada no cordão de solda e ZTA. Fonte: Do autor

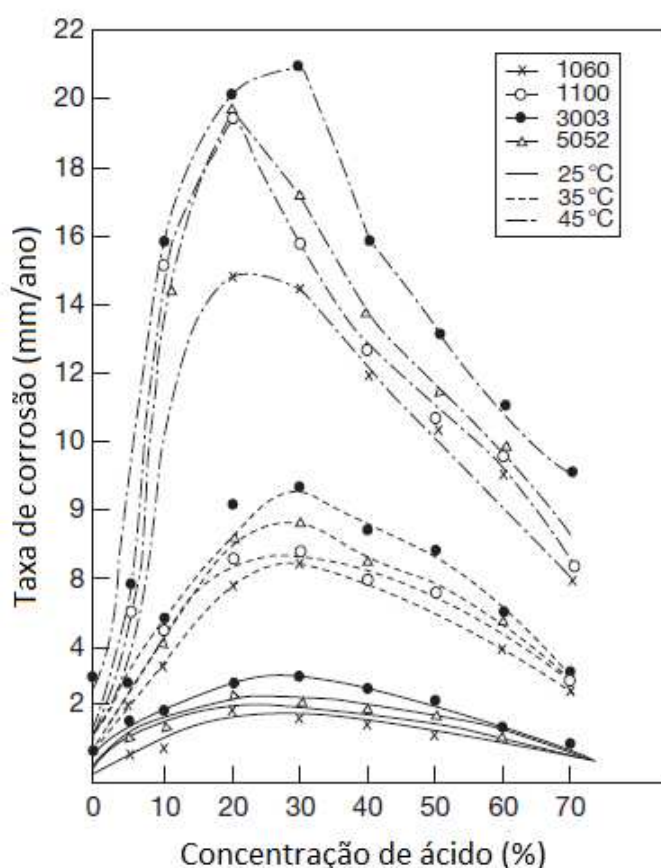


2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 CORROSÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Whillock et al. (2010) afirmam que a taxa de corrosão do alumínio e suas ligas é apreciável em ácido nítrico de baixa concentração, por exemplo, cerca de 3 a 5 mm/ano em uma solução de 30% de concentração. Entretanto, para concentrações acima dos 85% esta taxa reduz para menos de 0,1 mm/ano; da mesma forma vapores que exalam de ácidos concentrados podem ser nocivos ao se diluírem com a umidade do ar. A Figura 3 mostra que esta taxa é significativamente sensível à temperatura e concentração.

Figura 3 – Taxa de corrosão de algumas ligas de alumínio em HNO₃. Fonte: Whillock et al. (2010)



Barra et al. (2009) citam que, dentre as possíveis formas de corrosão localizada, a corrosão intergranular é a mais frequentemente encontrada nas ligas de alumínio que experimentam graus de corrosão em diferentes meios. Por sua vez, a severidade do processo corrosivo atuante sobre uma liga de alumínio será função das condições físico-químicas impostas pelo meio corrosivo (concentração, temperatura, pH, velocidade, agitação, pressão, outros), pelo grau de aeração da solução, pela fonte de calor

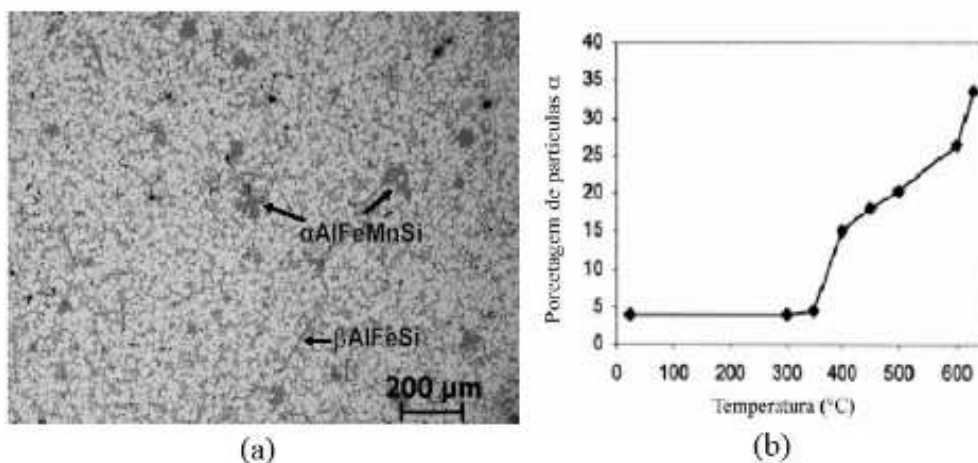
(transferência de calor entre o metal e a solução), pelos elementos de liga constituintes do substrato (precipitação de intermetálicos com caráter catódico), pela aderência de depósitos (corrosão por fresta), pelo processo de fabricação (soldagem, conformação, fundição, por exemplo) e pelo desenho/projeto do componente/peça.

Barra e Buschinelli (1999) definem este tipo de corrosão por um ataque seletivo ao longo dos contornos de grão do alumínio, sem um apreciável ataque aos grãos propriamente ditos. O mecanismo atuante é eletro-mecânico e depende da presença local de sítios preferenciais nos contornos dos grãos, geralmente precipitação de segunda fase (compostos intermetálicos).

Nisancioglu (2002) mostra que os pontos catódicos, na matriz de alumínio, são formados por compostos intermetálicos que incorporam as impurezas Fe e Si. Considerando a resistência à corrosão das ligas de alumínio aplicadas no armazenamento e/ou transporte de HNO_3 concentrado (98%), Zaitseva et al. (1989), estudando o comportamento do alumínio comercialmente puro (pureza na faixa de 99,50 a 99,99% de Al), enfatizam 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 catódicos em relação a matriz.

Arnberg & Li (2002), pesquisando o efeito do aquecimento e homogeneização sobre a evolução das partículas intermetálicas, observaram que a fração de $\alpha\text{-Al}(\text{Mn},\text{Fe})\text{Si}$ se eleva com o incremento da temperatura e do tempo de homogeneização. O fenômeno descrito pelos autores é apresentado na Figura 4, na qual observa-se que a transformação inicia entre 300 e 400 °C e que, a partir deste ponto, cresce com o incremento da temperatura.

Figura 4 – (a) Micrografia contendo a matriz $\alpha\text{-Al}$ e os intermetálicos $\beta\text{-AlFeSi}$ e $\alpha\text{-AlFeMnSi}$. (b) Representação do efeito do aquecimento sobre a evolução da precipitação de partículas $\alpha\text{-AlFeMnSi}$. Fonte: Arnberg & Li (2002)



Sinyavskii et al.(2004) identificam, a partir de experimentos com diversas ligas de alumínio, dois tipos de corrosão intergranular. Um deles está associado à precipitação compostos intermetálicos (fase β) nos contornos de grão, já citado nos parágrafos anteriores. O outro tipo, que eles chamam de *corrosão cristalográfica*, é observada nos contornos de grão a um certo estágio da recristalização e crescimento de grãos, estando associado à difusão de lacunas nos contornos; isto pode ser prevenido aumentando-se o teor de Fe na estrutura, que desacelera a recristalização. Esta conclusão é bastante aderente à informação mostrada na Figura 6.

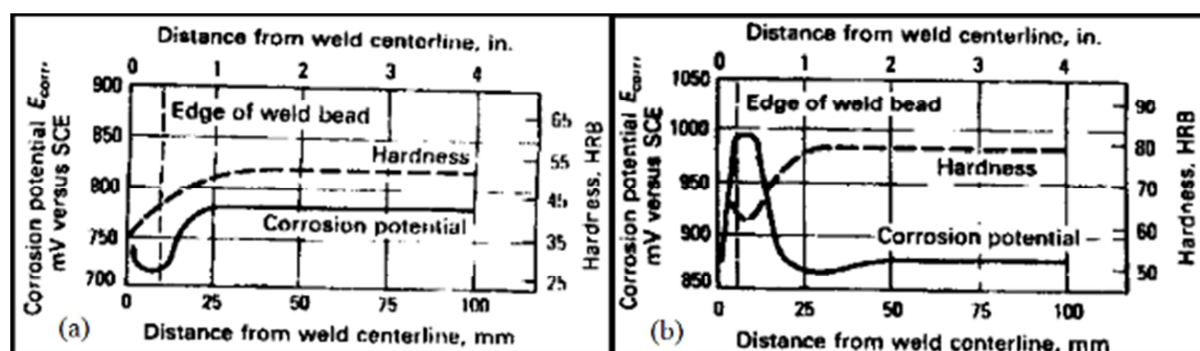
2.2 CORROSÃO EM JUNTAS SOLDADAS DE ALUMÍNIO

ASM International (1997) afirma que variações na microestrutura através do metal de base e da zona termicamente afetada (ZTA) em revestimentos de ligas de alumínio são conhecidas por produzir susceptibilidade à corrosão nessas ligas, quando expostas a determinados meios. Neste caso, o tipo de corrosão é galvânica, pois a variação microestrutural provoca mudanças de potencial eletroquímico favorecendo a corrosão localizada, principalmente, na ZTA e na linha de fusão.

Em geral o procedimento de soldagem que imputa menor quantidade de calor no processo tem menor influência na microestrutura e menor chance de prejudicar a resistência à corrosão do cordão de solda.

A variação da microestrutura, representada pela variação de dureza das diversas regiões (Figura 5) é acompanhada por uma mudança do potencial eletroquímico, o que gera regiões susceptíveis à corrosão. Observa-se que regiões adjacentes ao cordão de solda podem apresentar-se catódicas (Figura 5a) ou anódicas (Figura 5b) em relação ao metal de base.

Figura 5 – Efeito da microestrutura no potencial eletroquímico. Fonte: ASM International 1998.



Dovbishchenko et al. (1973) 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 $\rightarrow$ 2/1) eleva a resistência à corrosão intercrystalina e à corrosão localizada em juntas soldadas (vida em serviço de 4 a 5 vezes maior que do que as ligas comerciais). Entretanto, na exposição da liga a HNO_3 aquecido, um aumento na quantidade total de impurezas (Fe + Si), de 0,012 para 1,0%, dobra a taxa geral de corrosão do metal de base e da junta soldada.

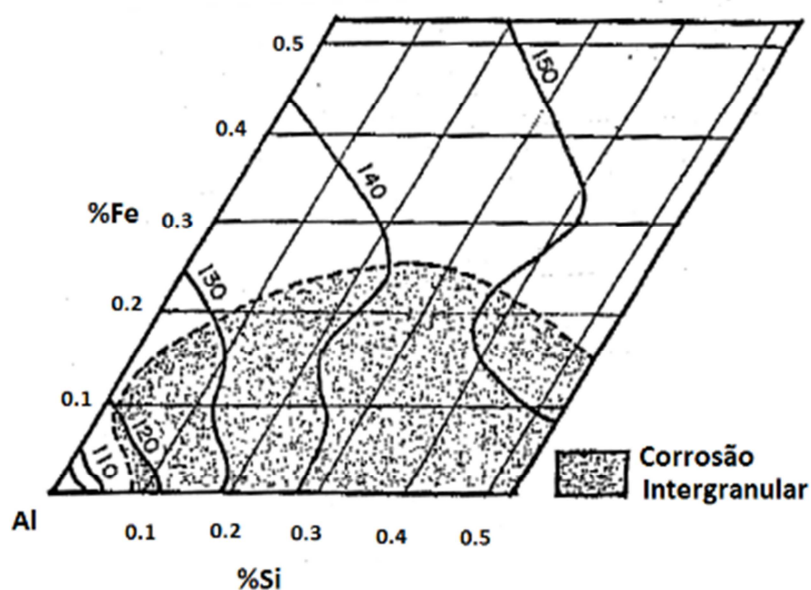
Dovbishchenko (1979) afirma que, quanto menor a quantidade de impurezas maior a resistência à corrosão do alumínio e, além disso, que elementos de liga, também, podem prejudicar a resistência à corrosão por reduzir a fixação mecânica do filme de óxido. Há evidências, também, de que o filme de óxido no cordão de solda se torna menos denso na presença de elementos de liga.

O autor afirma que, para que a zona fundida seja mais resistente à corrosão, a soldagem deve ser executada com um eletrodo de maior pureza que o metal base. Então, foram realizados de experimentos variando-se os percentuais de ferro (Fe) e silício (Si), impurezas típicas das ligas de alumínio, executava soldas autógenas e ensaios de corrosão acelerada com ácido nítrico a 50%.

A partir dos resultados o autor obteve a Figura 6, que virou referência no assunto, por ser de interpretação bastante prática, onde é apresentado um gráfico mostrando a influência dos teores de Fe e Si tanto na corrosão uniforme (linhas cheias) como na corrosão intergranular (área hachurada) de ligas de alumínio. Verifica-se que o aumento da quantidade de impurezas, tanto Si como Fe, aumenta a taxa de corrosão generalizada, e teores de Si maiores que de Fe favorecem a corrosão intergranular devido aos efeitos de segregações em contornos de grão. Pode-se notar, também, as isolinhas 110, 120, 130, 140 e 150 $\text{g/m}^2\cdot\text{hr}$, mostrando as perdas de massas por corrosão.

Zaitseva et al. (1980,1981) observaram, a partir do acompanhamento de alguns equipamentos de alumínio em serviço com ácido nítrico, que as juntas soldadas são as regiões mais vulneráveis à corrosão. A partir deste ponto, os autores montaram um procedimento experimental onde submeteram chapas de alumínio de diferentes composições a um tratamento térmico na faixa de 650 °C por 6 horas, simulando assim uma condição de soldagem neste metal. Feito isto, submeteram os corpos-de-prova a uma solução de ácido nítrico concentrado a 98%, nos quais foi observada corrosão intergranular.

Figura 6 – Influência dos percentuais de Fe e Si na corrosão em ligas de alumínio. Fonte: Dovbishchenko (1979)



Esta susceptibilidade está associada à presença de impurezas na composição do cordão de solda, sobretudo Fe e Si, que contribuem para formação de compostos intermetálicos. Estes últimos podem ser catódicos em relação à matriz e, com isso, provocar perda de massa na região onde se formam.

Nessa linha de pesquisa, Ambat et al. (2006), avaliando a resistência à corrosão do alumínio na presença de partículas intermetálicas (presença de Fe no composto), enfatizam que a imposição de tratamento térmico causa a precipitação de intermetálicos na matriz (redução na concentração de soluto), elevando a formação de pontos catódicos em relação à matriz de Al (reatividade catódica). Como resultado dessa precipitação, a elevação no número de pontos catódicos (compostos intermetálicos com caráter anódico em relação à matriz) apresenta importante papel no mecanismo de corrosão localizada (ataque seletivo). Em complemento, a ASM International (1997) reporta que a quantidade relativa de compostos intermetálicos, na matriz de Al, é influenciada, além da presença de Fe e da história térmica, pela concentração de Si (relação Fe/Si).

Observa-se casos práticos na indústria brasileira, como o apresentado em Leite (1992), onde o autor resgata o histórico de falhas de soldas em tanques de alumínio para armazenamento de ácido nítrico. Ele faz uma comparação entre a performance de diferentes ligas das séries 3000, 5000 e 6000, dando ênfase que os critérios de inspeção em fabricação e reparos são fundamentais para atestar a qualidade das juntas soldadas.

Por sua vez, Angelis & Sanches (1996) apresentaram o desenvolvimento da qualificação de um procedimento de soldagem da liga de alumínio AA3003-O, com arame

1100 em chapas espessas, utilizando o processo MIG pulsante. No artigo, os autores mostraram as diversas dificuldades encontradas para se obter uma solda de qualidade razoável, como por exemplo, a questão da porosidade.

Barra et al. (2009) fizeram um apanhado geral sobre a questão da corrosão em juntas soldadas de alumínio submetidas ao ácido nítrico. Os autores sugerem cuidados na soldagem que evitem ou minimizem a formação de compostos intermetálicos, segundo eles principais responsáveis pela perda de resistência à corrosão do metal soldado. Além da composição química dos consumíveis, outros critérios como escolha de posição de soldagem, taxa de aquecimento ou resfriamento podem influenciar na resistência à corrosão da junta resultante. No mesmo trabalho, os autores sugerem uma técnica para medir a perda de massa da junta soldada em ensaios de corrosão acelerada e assim comparar resultados de soldagens com parâmetros distintos.

Rezende et al. (2012), avaliando o efeito do pré-aquecimento sobre o surgimento de regiões preferências à corrosão na zona termicamente afetada, mostraram resultados que apontam efeito nocivo da temperatura de pré-aquecimento T_0 sobre resistência à corrosão na faixa de 500 a 600 °C, fenômeno governado pela precipitação de $FeAl_3$.

Em alguns casos, inclusive o formato do chanfro foi investigado com respeito à resistência à corrosão. O chanfro “V” foi ensaiado em Barra et al. (2008) com ângulos de abertura diferentes, e os de valores maiores se mostraram mais eficientes na resistência à corrosão, embora que ligeiramente. O mesmo chanfro é exibido em ASM International (1998) como típico para soldas de alumínio, mostrando ângulos de 60–90° ou 110°.

2.3 PROBLEMAS DIVERSOS NA SOLDAGEM DE ALUMÍNIO

2.3.1 Porosidade

Barbosa (2001) afirma que as ligas de alumínio, em geral, apresentam acentuada tendência ao aparecimento de porosidade na junta soldada, a mesma pode ser causada por fatores como:

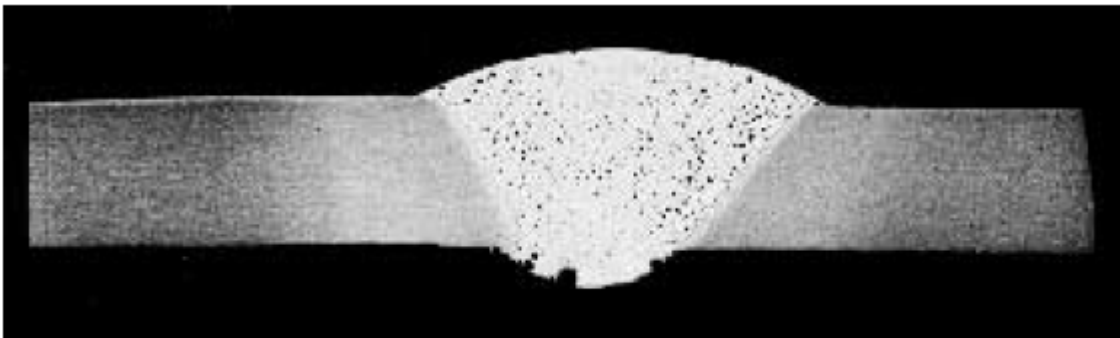
- Elevada fluidez do metal líquido (devido à grande diferença entre a temperatura líquidus e a temperatura solidus e às elevadas temperaturas atingidas durante o processo de soldagem);
- A presença de gases (principalmente hidrogênio, proveniente de contaminantes presentes na superfície do metal ou mesmo da umidade do ar), fator que é agravado por uma velocidade de solidificação elevada que não permita que os gases escapem do metal líquido durante a solidificação ou por uma velocidade de soldagem muito alta, que não permita o escape dos gases da poça;

- Aprisionamento de ar que surge no metal líquido durante a fusão ou, em alguns casos, do metal vaporizado, que não conseguem escapar durante a solidificação;

Em função desses fatores, Angelis & Sanches (1996) atestaram sérias dificuldades em produzir soldas em alumínio livres de poros, observando que a posição de soldagem é um ponto de atenção, pois permitem a eliminação dos gases. Posições plana e vertical ascendente são benéficas, enquanto as sobre cabeça e vertical descendente permitem a retenção de gases na poça. Eles também verificaram que a limpeza cuidadosa é importante antes da soldagem e nos consumíveis sobretudo para remoção de umidade e possíveis hidrocarbonetos. Evita-se o uso de processos de soldagem que dependam de fluxos, que podem carrear umidade.

Além disso, quanto mais tempo a poça demorar para se solidificar, mais oportunidade haverá para a liberação de gases aprisionados na solda, ou seja, é interessante para eliminação de poros trabalhar com alta corrente e pré-aquecimento. Um exemplo de cordão solda de alumínio com poros é ilustrado na Figura 7.

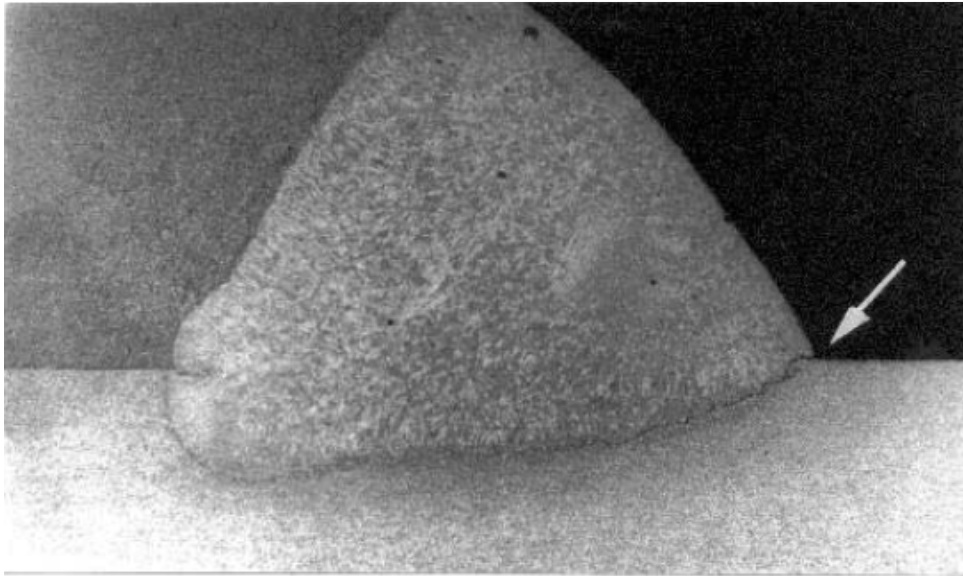
Figura 7 – Porosidade distribuída em uma chapa de 6mm soldada por TIG. Fonte: Mathers (2002)



2.3.2 Remoção de óxido

O óxido de alumínio (Al_2O_3) é muito tenaz e se forma muito rapidamente, mesmo numa atmosfera pobre em oxigênio, e isso é o que contribui com a excelente resistência à corrosão do alumínio. Este óxido também possui ponto de fusão bastante elevado, 2060 °C, enquanto que o metal puro funde a 660 °C. A remoção de óxido antes da soldagem reduz o risco de porosidade, além disso, também é necessária para dispersar o filme e evitar defeitos como falta de fusão e inclusão de óxido, como mostrado na Figura 8.

Figura 8 – Aprisionamento de óxido em uma solda de filete. Fonte: Mathers (2002)

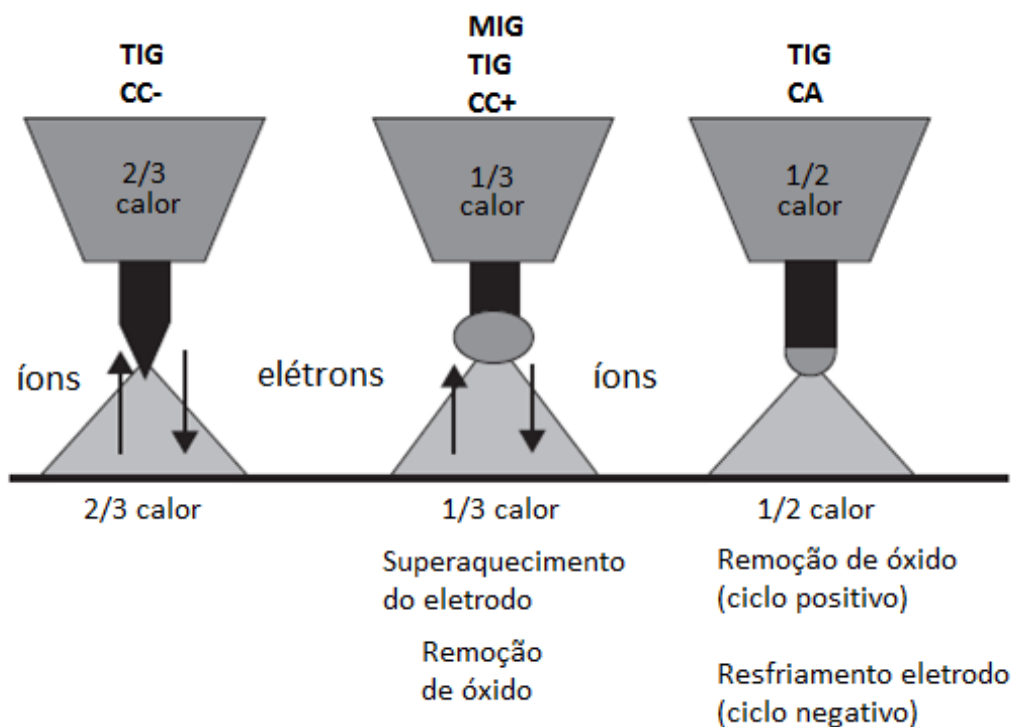


No entanto, Mathers (2002) observa que isto impõe uma dificuldade que não ocorre em todos os metais, onde o óxido funde antes do metal de base e flutua juntamente com a escória, porém, o mesmo lembra que, a favor da solda, pode-se usar o artifício da *limpeza catódica*, buscando a utilização da polaridade adequada em cada processo de soldagem.

Na soldagem TIG, por exemplo, é muito comum conectar o eletrodo no polo negativo com corrente contínua (CC-), pois há interesse de depositar maior calor na peça e na vareta, posicionada sempre próxima à peça, porém, este tipo de configuração não promove limpeza catódica, o que para o alumínio é ruim, devido a sua capacidade de formar óxidos. Utilizando, ao contrário, CC+, haveria superaquecimento do eletrodo de tungstênio (encurtando sua vida) e pouco aporte de calor na peça.

O melhor resultado é obtido utilizando corrente alternada (CA), onde ocorre remoção de filme de óxido no meio ciclo de eletrodo positivo, e na outra metade do ciclo (eletrodo negativo) ocorre resfriamento do eletrodo e penetração do cordão de solda. Podemos ver um resumo do que foi dito na Figura 9.

Figura 9 – Efeito da polaridade na limpeza catódica e balanço térmico. Fonte: Mathers (2002)



2.3.3 Trincas a quente

Mathers (2002) afirma que o aparecimento de trincas a quente é um problema na soldagem que não ocorre em metais puros mas pode ser observado em ligas. Além do alumínio, é um defeito também encontrado em aços, ligas de cobre e níquel, sendo o mecanismo fundamental o mesmo para qualquer liga, função de como o metal se solidifica.

A adição de elementos de liga ao metal puro irá causar mudanças em sua temperatura de solidificação e pode resultar em diferentes fases: solução sólida, compostos intermetálicos etc. A composição que resulta num mais baixo ponto de fusão da liga é conhecida como composição eutética, que solidifica a uma determinada temperatura, enquanto as composições não-eutéticas solidificam ao atravessar uma faixa de temperaturas. Assim, é de se esperar que o primeiro componente da liga a se solidificar seja o metal de maior ponto de fusão/solidificação.

A consequência deste processo de solidificação é que a liga de menor ponto de fusão é aprisionada entre os outros constituintes que se solidificam primeiro, entre os contornos de grão. Se a diferença entre o maior e menor ponto de fusão for suficientemente grande, um filme líquido se formará entre os contornos e irá originar uma trinca à medida que o metal esfria e contrai. Os resultados são ilustrados na Figura 10.

Figura 10 – Trinca de solidificação em solda de alumínio. Fonte: Mathers (2002)



Na maioria dos metais este efeito é causado pelo aprisionamento de impurezas, por exemplo, enxofre no aço. Nas ligas de alumínio, no entanto, são os próprios elementos de liga que formam componentes com pontos de solidificação menores que o metal base. Isso significa que todas as ligas de alumínio são suscetíveis a este tipo de trinca, diferenciando apenas o grau.

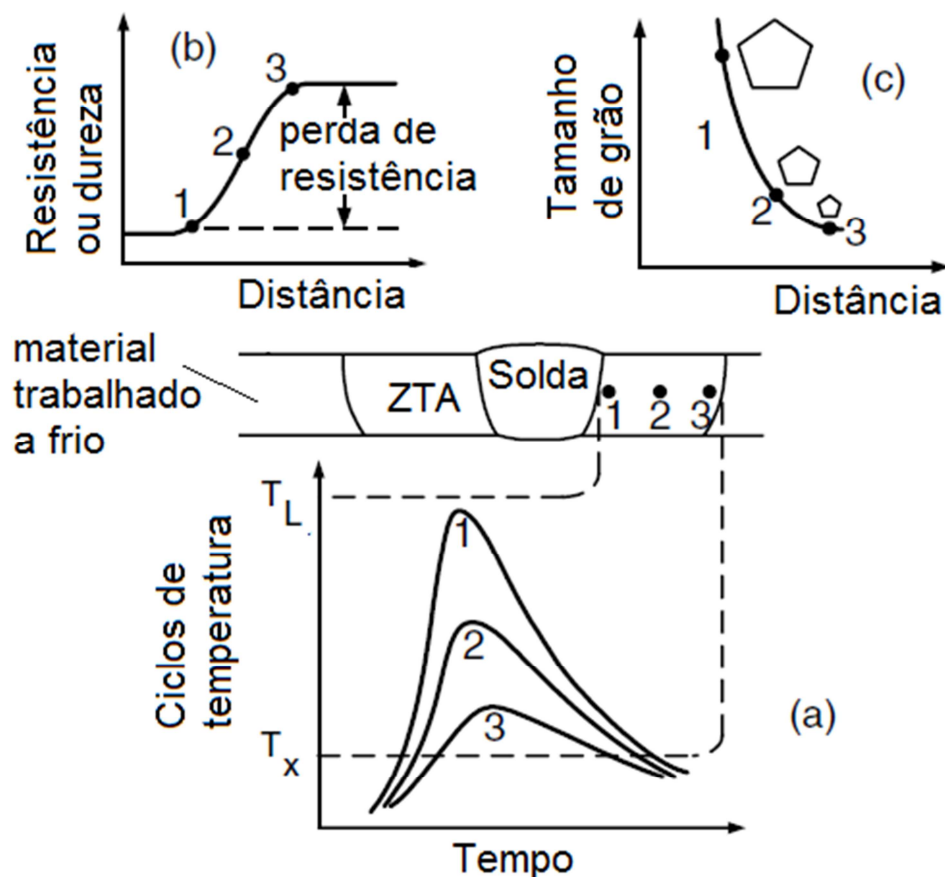
2.3.4 Variação de resistência devido à soldagem

Durante os processos de fusão, os componentes a serem unidos são aquecidos a altas temperaturas para facilitar sua coalescência. O calor da operação de soldagem é conduzido para o metal de modo que em qualquer junta soldada haja três regiões distintas – o cordão de solda, a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base não afetado pelo processo.

No cordão de solda a fusão consiste numa mistura do metal de adição (se houver um) e o metal de base. As propriedades desta solda dependem das composições do metal de base e do eletrodo, da diluição, da qualidade do processo de soldagem, do soldador e da taxa de resfriamento.

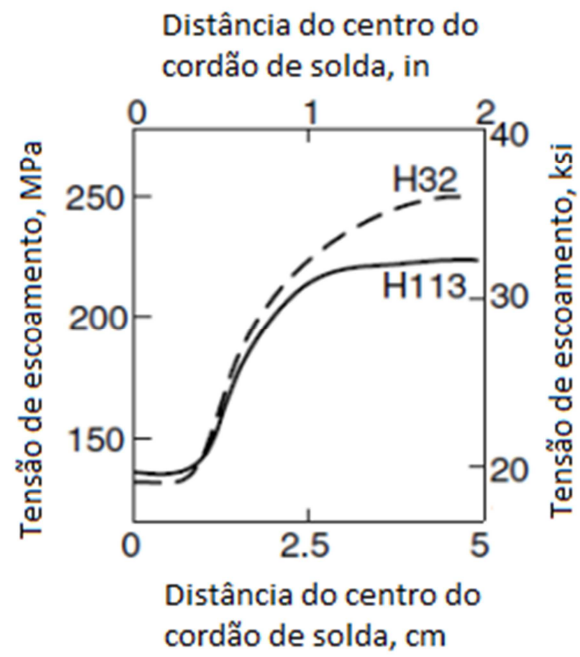
As variações de resistência e tamanhos de grão podem ser bem exemplificados na Figura 11, pode-se observar numa mesma peça soldada, diferentes taxas de resfriamento em função dos ciclos térmicos. Assim, quanto mais próxima a temperatura no metal se aproximar da linha de fusão T_L , maior será o pico de temperatura e mais tempo o material permanecerá acima da temperatura de recristalização T_X . Isso resultará num maior tamanho de grão e menor resistência.

Figura 11 – ZTA de um material trabalhado a frio após soldagem: (a) Ciclos de temperatura; (b) Perfil de resistência ou dureza; (c) Variações no tamanho de grão. Fonte: Kou (2003)



Esta situação ocorre, por exemplo, nas ligas de alumínio não-tratáveis termicamente, como as da série 3XXX ou 5XXX. As ligas deformadas a frio irão sofrer recristalização na região da ZTA quando soldadas, e haverá crescimento de grãos maiores nesta região. O que é possível observar na Figura 12, onde se mostra a perda de resistência mecânica em duas chapas de alumínio deformadas a frio. Notar que houve uma variação de até 40% na tensão de escoamento do material ao longo da região do cordão e da ZTA.

Figura 12 – Perfis de tensão de escoamento através das soldas de duas chapas de alumínio 5083 deformado a frio. Fonte: Kou (2003)



3. ESTUDO DE CASO

3.1 DESCRIÇÃO

Em complemento à revisão bibliográfica mostrada no Capítulo 2, optou-se por realizar um estudo de caso contemplando a soldagem de tubos de alumínio e ensaios de corrosão nos mesmos. O metal de base utilizado neste estudo é o alumínio liga 3003, enquadrado na norma ASTM B241. Esta especificação traz uma boa combinação de resistência mecânica e resistência à corrosão, porém esta última pode ser prejudicada caso haja descuidos na soldagem.

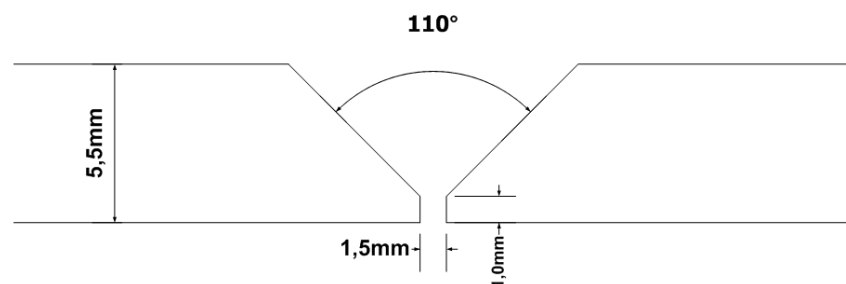
Na Tabela 1 são mostrados os principais parâmetros de soldagem empregados, para os quais foi utilizado como referência um procedimento qualificado para chapas de alumínio (ver Anexos A e B).

Tabela 1 – Parâmetros de soldagem

VARIÁVEIS	PARÂMETROS
Diâmetro externo do tubo	3,5 in
Espessura do tubo	0,216 in
Material do tubo (ver Figura 14)	ASTM B241 alumínio 3003
Processo	TIG
Tipo	Manual
Corrente	140A CA
Tensão	15V
Número passes	02
Velocidade soldagem	1,6 mm/s
Pré-aquecimento	100°C
Metal de adição	Alumínio ER 1100
Marca comercial (ver Figura 15)	UTP A47 (Fe<0,4; Si<0,3)
Diâmetro da vareta	1/8"

Os tubos foram chanfrados conforme o desenho da Figura 13.

Figura 13 – Esquemático do chanfro utilizado para soldagem. Fonte: Do autor

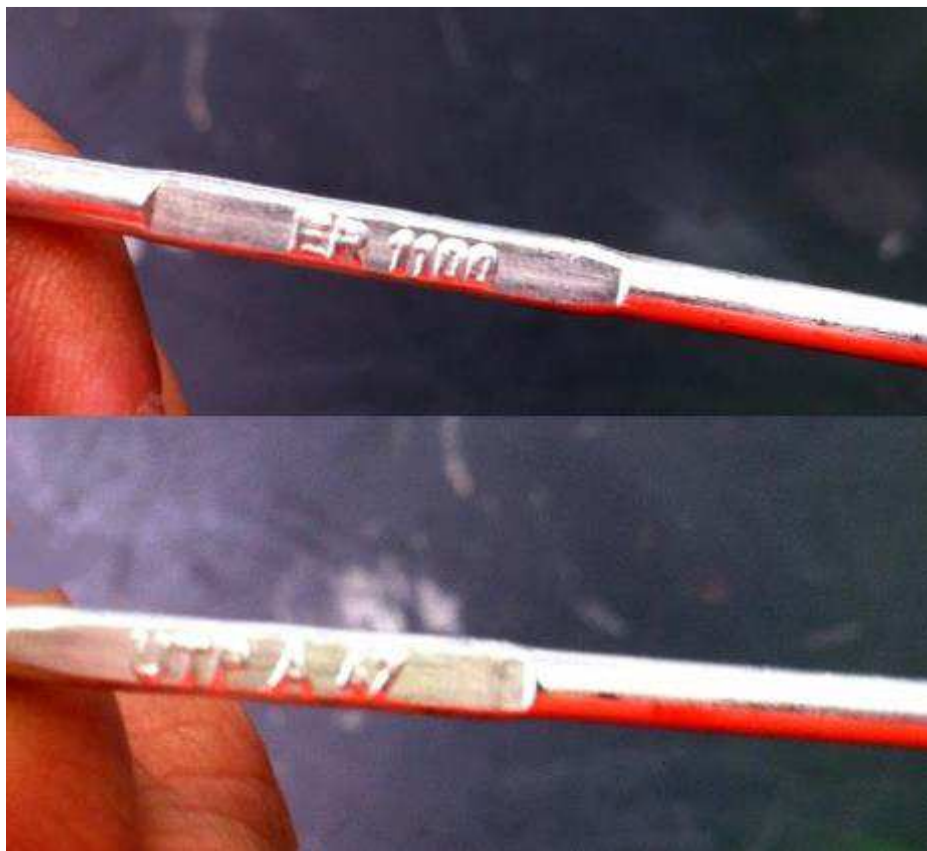


Os trechos de tubo e varetas de solda utilizados são exibidos respectivamente nas Figuras 14 e 15.

Figura 14 – Tubos em alumínio 3003. Fonte: Do autor



Figura 15 – Vareta utilizada para soldagem. Fonte: Do autor



Em relação à experiência dos soldadores e pessoas qualificadas da planta industrial em questão, pode-se traçar alguns comentários. A escolha do processo GTAW (TIG) é acertada levando em consideração a qualidade da solda, BARRA et al. (2009) recorda que, para ligas de alumínio o processo GTAW (TIG) pode ser usado em espessuras de 0,25 até 150 mm e em diversas posições de soldagem. Por se tratar de um processo lento, é bastante manobrável para tubos e formas variadas, e permite excelente controle de penetração.

Outros processos poderiam ser utilizados, como o GMAW (MIG), porém, processos como o eletrodo revestido (SMAW), arco submerso (SAW), que utilizam fluxos podem acumular umidade, que é fonte de hidrogênio, resultando numa grande quantidade de poros. Mathers (2002) recorda que esta é uma das razões pelas quais não são processos comumente utilizados em ligas de alumínio.

A escolha da vareta de solda em um material diferente do 3003 também foi adequada, quando se utiliza a série 1000, busca-se níveis mais baixos de Fe e Si, o que pode ser vantajoso, conforme comentado no Capítulo 2.

Durante a execução da soldagem, alguns cuidados com limpeza foram observados, como limpeza com solvente de metal de base e vareta, secagem e escovamento. O resultado visual da solda pode ser verificado na Figura 16.

Figura 16 – Tubo soldado. Fonte: Do autor



3.2 ENSAIO DE CORROSÃO

Foram realizados ensaios de imersão em solução de ácido nítrico de corpos de prova soldados. Estes testes se basearam nas normas ASTM G1, ASTM G31 e ASTM G67.

Dividiu-se o ensaio em 03 etapas:

- **Teste por imersão:** Mergulhar corpos de prova em ácido nítrico (diluído a 70%) a 30°C (86 °F) durante 24 h e determinar a perda de massa por unidade de superfície como medida de susceptibilidade à corrosão intergranular;
- **Visual e Microscopia Óptica:** Exames metalográfico nas amostras (com solda e sem solda) realizados com objetivo de estabelecer a susceptibilidade a corrosão intergranular;
- **Cálculo da perda de massa:** Pesas as amostras e determinar a perda de massa por unidade de área e expressar como g/cm²;

Cabe uma observação sobre a norma ASTM G67, a mesma propõe um experimento que proporciona uma medida quantitativa da susceptibilidade à corrosão intergranular nas ligas da série 5XXX (Al-Mg), as mesmas sofrem um ataque ainda mais severo se comparado à liga 3003. Como não temos um documento equivalente para as ligas da série 3XXX, a norma foi utilizada para auxiliar a traçar critérios de aceitação, tempo de ensaio, diluição do ácido, aparato experimental etc.

O ácido nítrico dissolve preferencialmente os compostos intermetálicos (Al-Fe-Mn) formados nos limites dos grãos, tendo com isso um efeito de ataque localizado nos contornos, provocando a perda de massa nas amostras.

Baseado no ASTM G67, considerou-se alta a perda de massa na ordem de 0,025 a 0,075 g/cm² (160–480 mg/in²), enquanto que, amostras com perda entre 0,001 a 0,015 g/cm² (10–100 mg/in²) foram consideradas resistentes. Quando os compostos intermetálicos estiverem distribuídos de forma aleatória, o ataque preferencial pode resultar em uma perda de massa intermediária. Neste caso, um exame metalográfico estabeleceu se houve ou não a perda de massa resultado do ataque intergranular. Ainda, os ensaios de corrosão por imersão tiveram duração de 24 horas, e a solução utilizada foi a de ácido nítrico a 70% de concentração.

Para determinar a taxa de corrosão seguiu a expressão abaixo, lançou-se mão da equação proposta no ASTM G31:

$$\text{Taxa de corrosão} = (K \times W) / (A \times T \times D)$$

Onde:

K = constante para escolha da unidade desejada (pol/mês) = $2,87 \times 10^2$

T = tempo de exposição (h) = 24h

A = área (cm²)

W = perda de massa (g)

D = densidade (g/cm³) = 2,70 g/cm³

A partir dos tubos soldados foram extraídos corpos de prova, mostrados nas Figuras 17 e 18. Notar que foram utilizadas amostras de tubos de alumínio soldados e não soldados, o que serviu para comparação de desempenho em meio ácido.

Figura 17 – Trechos de tubo com solda e sem solda. Fonte: Do autor

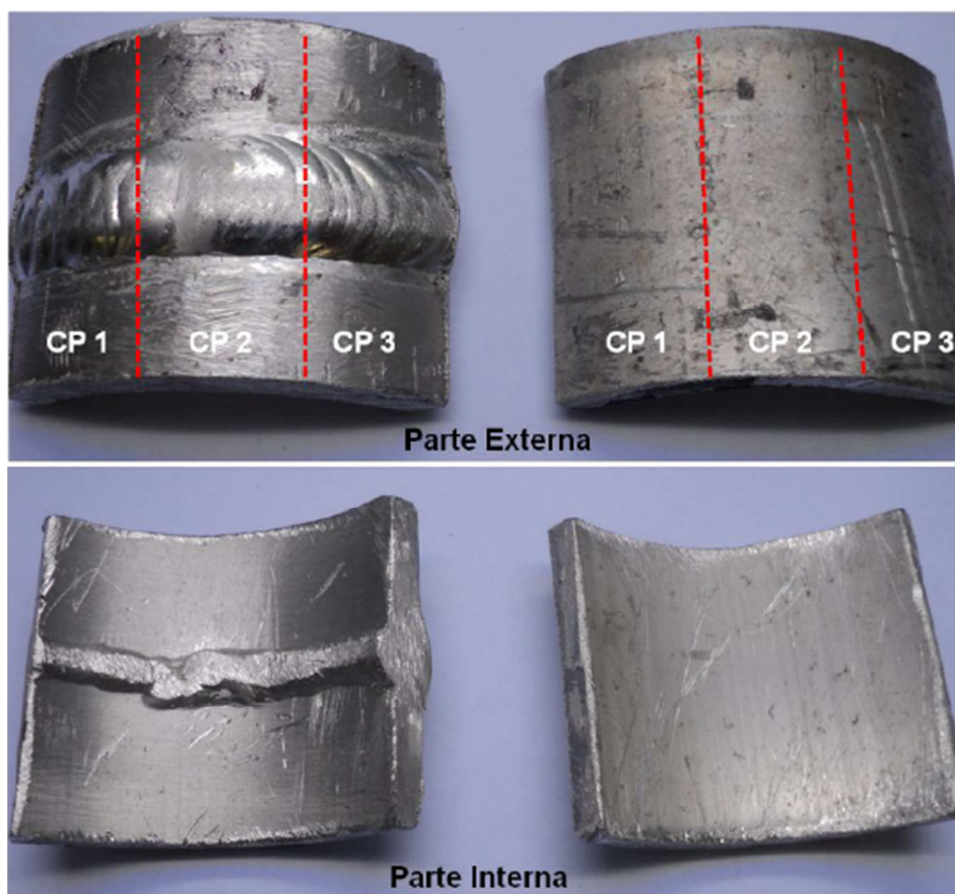
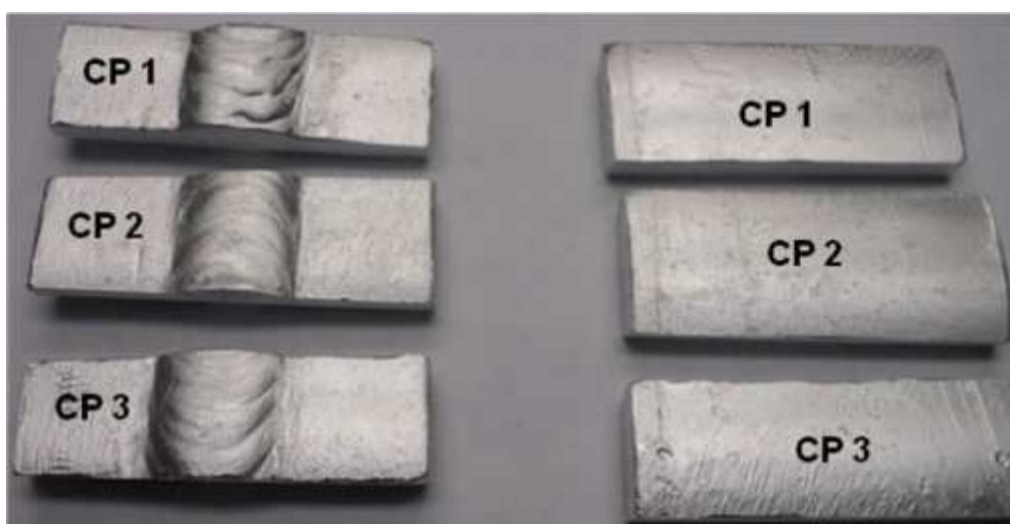


Figura 18 – Corpos-de-prova preparados para o ensaio. Fonte: Do autor



4. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

As Tabelas a seguir resumem os valores quantitativos de perda de massa obtidos nos ensaios de corrosão para os corpos-de-prova sem solda (Tabela 1) e com solda (Tabela 2).

Tabela 2 – Resultados para corpos-de-prova sem solda

Corpos-de-prova	Área (cm ²)	Massa (g) Antes / Depois	Perda de massa (g)	Perda de massa/área (g/cm ²)	Taxa de Corrosão (pol/mês)
CP-SS 03	27,90	14,8910 / 14,7824	0,1086	0,0038	0,00061
CP-SS 04	29,41	15,3151 / 15,2027	0,1124	0,0038	0,00061
CP-SS 05	24,59	12,4197 / 12,3275	0,0922	0,0037	0,00066
CP = Corpo de Prova / CS = Com Solda / SS = Sem Solda					

Tabela 3 – Resultados para corpos-de-prova com solda

Corpos-de-prova	Área (cm ²)	Massa (g) Antes / Depois	Perda de massa (g)	Perda de massa/área (g/cm ²)	Taxa de Corrosão (pol/mês)
CP-CS 03	23,36	12,0603 / 9,6007	2,4623	0,1054	0,4668
CP-CS 04	24,84	13,8578 / 10,9831	2,8747	0,1157	0,5125
CP-CS 05	24,36	14,9327 / 12,0147	2,9180	0,1197	0,5305
CP = Corpo de Prova / CS = Com Solda / SS = Sem Solda					

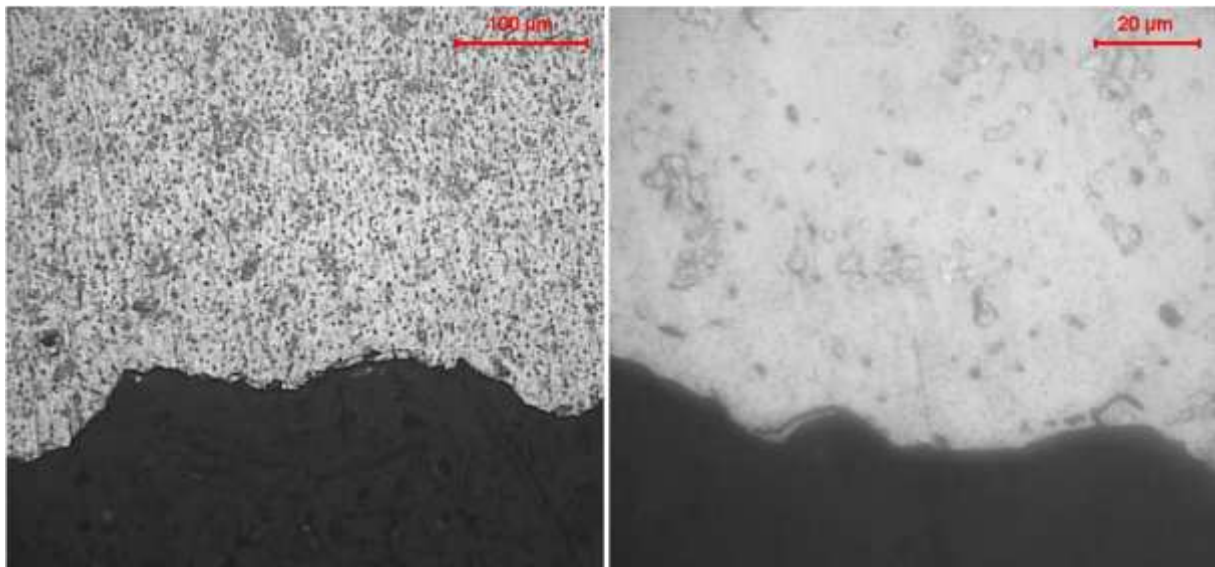
Como foi mencionado no item 3.2, o ASTM G67 sugere que um corpo-de-prova apresentando perda de massa de 0,001 a 0,015 g/cm² é considerado resistente à corrosão ao ácido nítrico. Assim, fica evidente ao olhar as Tabelas 2 e 3, que os corpos-de-prova soldados sofreram um ataque severo e aqueles sem solda resistiram bem.

Para atestar a resistência do corpo-de-prova sem cordão de solda, além das informações de perda de massa da Tabela 2, pode-se observar a Figura 20 onde, na análise microscópica, não é identificado qualquer indício de corrosão localizada intergranular.

Figura 19 – Aspecto macroscópico das amostras sem solda, antes do ensaio. Fonte: Do autor

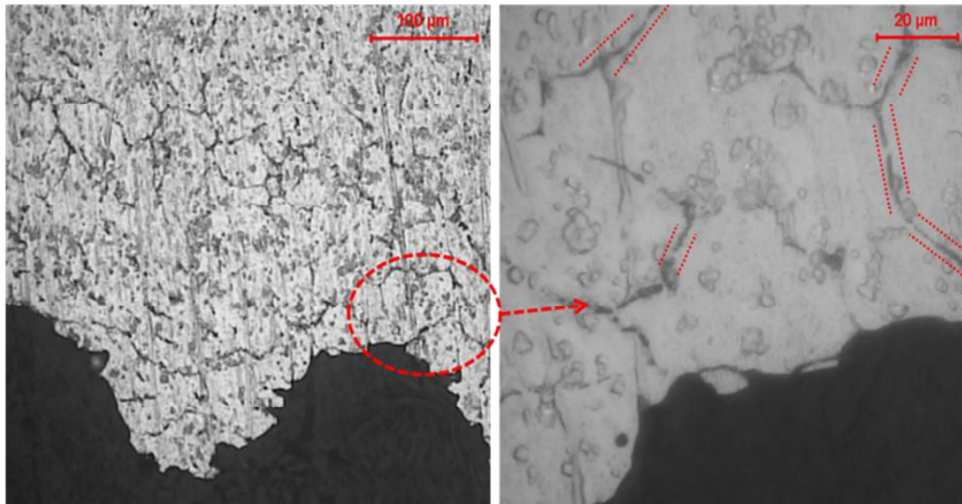


Figura 20 – Aspecto microscópico da amostra sem solda (CP – SS 04), depois do ensaio, demonstrando ausência de corrosão intergranular. Fonte: Do autor



Analogamente, realizou-se uma análise microscópica das amostras soldadas e corroídas, chegando-se ao resultado da Figura 21, onde são destacadas algumas regiões de corrosão preferencial.

Figura 21 – Aspecto microscópico CP – CS 05, depois do ensaio. Fonte: Do autor



Nas Figuras 22, 23 e 24 é possível imagens macroscópicas das amostras soldadas ensaiadas com ácido nítrico. É nítida a segregação no centro do cordão de solda, que pode ser interpretada como a concentração de soluto ou compostos de segunda fase nos contornos de grão daquela região. Outros autores relatam tal ocorrência, como Kou (2003), que cita a ocorrência de segregações de cobre (Cu) na soldagem TIG autógena entre folhas de alumínio 1100 com alumínio 2024.

Figura 22 – Aspecto macroscópico da raiz da solda, depois do ensaio, corpo de prova com solda – 03. Fonte: Do autor

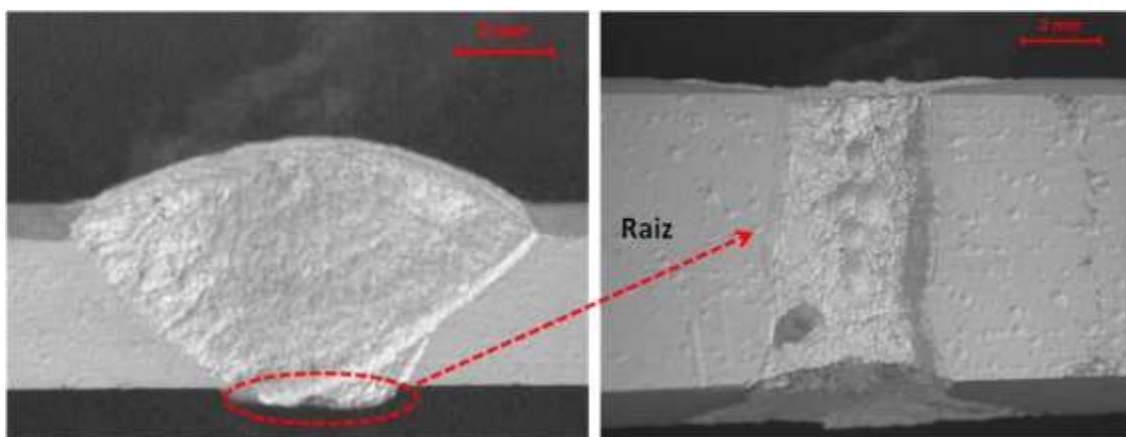


Figura 23 – Aspecto macroscópico da raiz da solda, depois do ensaio, corpo de prova com solda – 04. Fonte: Do autor

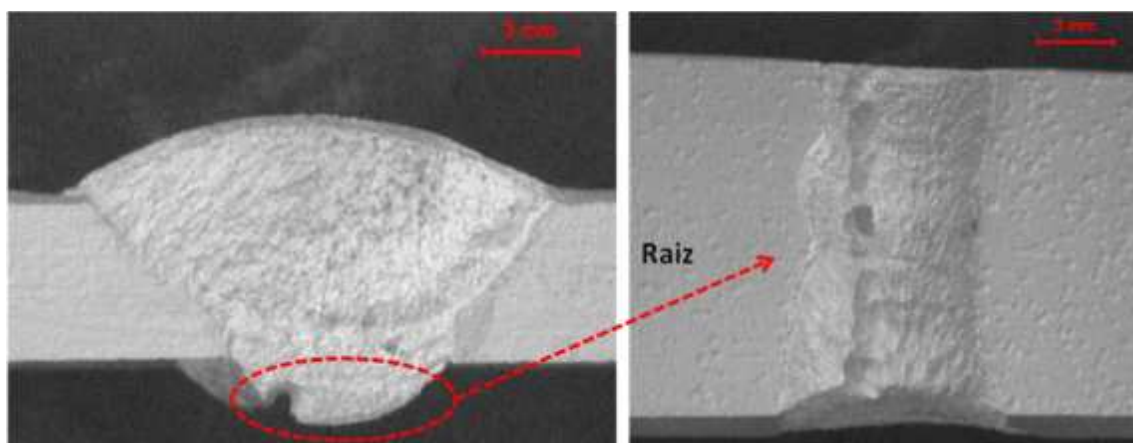
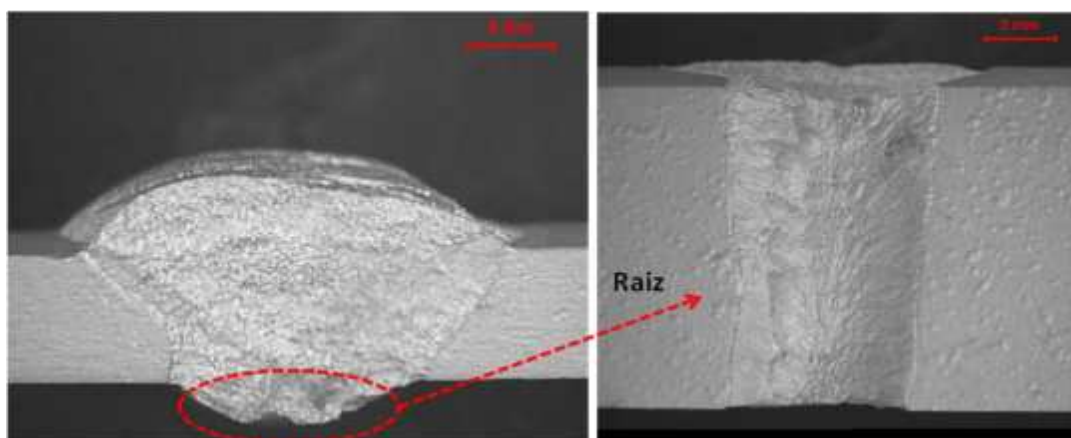


Figura 24 – Aspecto macroscópico da raiz da solda, depois do ensaio, corpo de prova com solda – 05. Fonte: Do autor



Neste caso, a utilização de consumíveis de baixo teor de impurezas pode ser inócua se, no processo de solidificação houver aglomeração dessas segregações numa determinada região, pois ali haverá uma corrosão mais acentuada.

A não observação de poros no cordão é um sinal de que a limpeza cuidadosa e o pré-aquecimento trazem benefícios. Por outro lado, o pré-aquecimento, levando a um resfriamento mais lento, mantém a peça soldada por mais tempo em temperaturas elevadas. Este fator foi mencionado por Arnberg & Li (2002) como um contribuinte para aumento da fração da fase intermetálica $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$ na matriz.

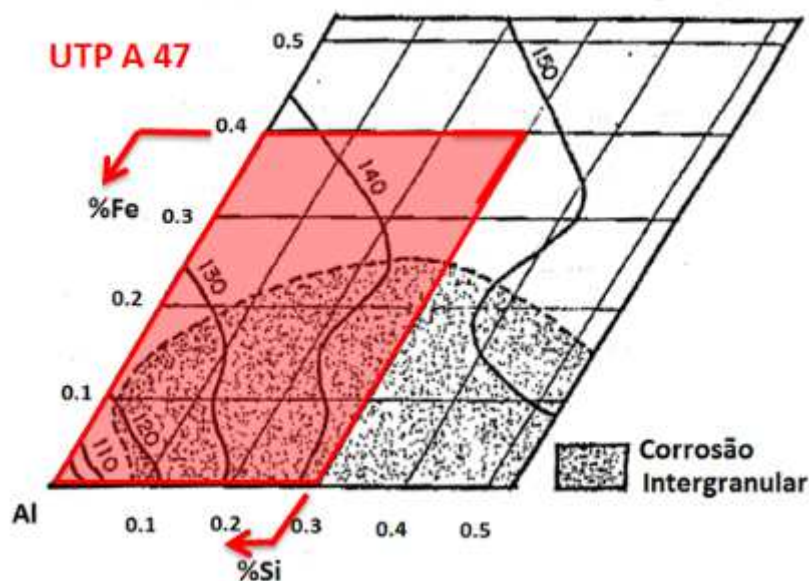
O fator que mais provavelmente levou os corpos-de-prova soldados ao insucesso foi a composição da vareta utilizada para soldagem e, por conseguinte, a composição resultante da diluição no cordão de solda e ZTA. Podemos observar pela folha de dados do fabricante, onde são destacados os teores de Fe e Si, elementos contribuintes na susceptibilidade de corrosão das ligas de alumínio abordadas.

Figura 25 – Folha de dados da vareta utilizada para soldagem. Fonte: Catálogo UTP

UTP TIG rods and MIG wires for aluminium and aluminium alloys							
UTP designation	Weld metal analysis	Yield strength	R _{p0,2}	Application field	Supply		Approvals
Material No.		Tensile strength	R _m		TIG rods	MIG	
DIN 1732	%	Elongation	A	Base materials	1000 lg	wires	
AWS A5.10		Melting range		Shielding gas: EN 439 I1–argon 100 %	Ø mm	Ø mm	
UTP A 47							
3.0259	Al 99,5	40 MPa		Pure aluminium materials according to	2,0*	1,0*	–
SG–Al99,5	Si < 0,3	80 MPa		DIN 1712, e. g. Al99,5 (3.0255), Al99,7	2,5*	1,2*	
ER 1100	Fe < 0,4	30 %		(3.0275), Al99,8 (3.0285), E Al (3.0257),	3,2*	1,6*	
		647 – 658° C		Al99 (3.0205), as well as aluminium alloys with a Mg-content up to approx. 2 % and a Si-content of 0,5 %.			

Num retrospecto ao disposto no Capítulo 2 deste trabalho, se tomarmos a Figura 6 de Dovbishchenko (1979) e hachurarmos a área de possível resultado de composição do cordão-de-solda realizado, teremos o mostrado na Figura 26. Na especificação da vareta utilizada não houve preocupação em simular a diluição para manter uma proporção de Fe e Si que posicionasse o desempenho de resistência do cordão de solda numa região favorável da Figura 6. Sabe-se que para a vareta utilizada $Fe < 0,4$ e $Si < 0,3$, porém, a depender de quais sejam estes valores, pode-se cair justamente na faixa de corrosão intergranular.

Figura 26 – Área de provável composição química do resultado da soldagem. Fonte: Do autor



Nos processos de aquisição de consumíveis para aplicações industriais é importante então, especificar níveis ainda menores de Fe e Si que os utilizados neste trabalho. No entanto, um ponto delicado é que os fabricantes de consumíveis estão cobertos pela norma AWS 5.10, que admite a possibilidade de a soma de Fe e Si em varetas ER1100 ser apenas menor que 0,95% (ver Figura 27), o que está longe de ser adequado para aplicações de alumínio com ácido nítrico. Como o mercado para varetas ER1100 de alta pureza (melhor que a prevista pela norma) é restrito – existem poucas plantas que produzem e consomem ácido nítrico no mundo – os fabricantes tratam este produto como algo especial.

Figura 27 – Trecho da norma AWS 5.10, destaque para a composição aceitável da vareta ER1100. Fonte: Do autor

Alloy Symbol			Chemical Composition in Weight Percent ^{a,b}										
AWS Classification	ISO 18273 Numerical	ISO 18273 Chemical	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ga, V	Ti	Zr	Al _{min.}
ALUMINIUM-LOW ALLOYED													
ER1070, R1070	Al 1070	Al99,7	0.20	0.25	0.04	0.03	0.03	—	0.04	V 0.05	0.03	—	99.70
ER1080A, R1080A	Al 1080A	Al99,8(A)	0.15	0.15	0.03	0.02	0.02	—	0.06	Ga 0.03	0.02	—	99.80
ER1100, R1100	Al 1100	Al99,0Cu	Si + Fe 0.95		0.05–0.20	0.05	—	—	0.10	—	—	—	99.00
ER1188, R1188	Al 1188	Al 99,88	0.06	0.06	0.005	0.01	0.01	—	0.03	Ga 0.03 V 0.05	0.01	—	99.88
ER1200, R1200	Al 1200	Al99,0	Si + Fe 1.00		0.05	0.05	—	—	0.10	—	0.05	—	99.00
ER1450, R1450	Al 1450	Al99,5Ti	0.25	0.40	0.05	0.05	0.05	—	0.07	—	0.10–0.20	—	99.50
ALUMINIUM-COPPER													
R-206.0 ^c	—	—	0.10	0.15	4.2–5.0	0.20–0.50	0.15–0.35	—	0.10	—	0.15–0.30	—	Rem
ER2319, R2319	Al 2319	AlCu6MnZrTi	0.20	0.30	5.8–6.8	0.20–0.40	0.02	—	0.10	V 0.05–0.15	0.10–0.20	0.10–0.25	Rem
ALUMINIUM-MANGANESE													
ER3103, R3103	Al 3103	AlMn 1	0.50	0.7	0.10	0.9–1.5	0.30	0.10	0.20	—	Ti + Zr 0.10	—	Rem

5. CONCLUSÕES

Os exames realizados levam às seguintes observações:

- Os resultados obtidos evidenciaram início de corrosão nos contornos de grãos nos corpos de prova com solda, com uma perda de massa média na ordem de 0,1136 g/cm², bem acima do considerado aceitável. Nos corpos de prova sem solda a perda de massa foi irrelevante, na ordem de 0,00061 g/cm²;
- Os aspectos metalográficos das três amostras soldadas após o teste evidenciou a corrosão perfurante na linha de segregação “central da raiz”, demonstram a influência do procedimento de soldagem sobre a resistência a corrosão intergranular em ligas de alumínio da série 3XXX;

De maneira mais explícita, pode-se inferir que os tubos soldados sofreram um ataque corrosivo preferencial na junta soldada e falhariam eventualmente após certo tempo em operação, justamente por este ataque ser localizado.

Conclui-se, da mesma forma que nos trabalhos predecessores citados no Capítulo 2, que a liga de alumínio 3003, embora seja recomendada para trabalhar com ácido nítrico concentrado, pode sofrer corrosão intergranular na região das soldas se não houver demasiado controle sobre a composição química resultante na região soldada, além do controle de alguns parâmetros como pré-aquecimento ou outros que levem a peça a um resfriamento lento, que favorece a formação de fases intermetálicas.

Observa-se também uma certa dicotomia no esforço de se obter uma solda sem defeitos macro como poros ou trincas (segregações) e ao mesmo tempo livre da suscetibilidade à corrosão intergranular, pois os parâmetros que livram o cordão de uma classe de problemas podem levar à outra.

Como proposta para futuras investigações fica a busca de consumíveis com uma relação ótima de Fe e Si associada a uma simulação prévia da composição resultante na região soldada.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

American Welding Society, **AWS 5.10: Specification for Bare Aluminum and Aluminum-Alloy Welding Electrodes and Rods**, Miami, USA, 2000, 31 p.

ANGELIS, J. B., SANCHES, A. L., Soldagem de chapas espessas de ligas de alumínio tipo AA 3003-O – Um caso prático de qualificação de procedimento, 1996.

ARNBERG, L., LI, Y.J., Evolution of eutectic intermetallic particles in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization, **Materials Science and Engineering**, No. 347, 2002, pp. 130-135.

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

ASM International, **ASM Handbook: Welding, Brazing, and Soldering**, Ohio, USA, 1998. Vol. 6, 2873 p.

ASTM International, **ASTM G1: Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens**, Pennsylvania, USA, 2012. 9 p.

ASTM International, **ASTM G31: Standard Guide for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals**, Pennsylvania, USA, 2012. 10 p.

ASTM International, **ASTM G67: Standard Test Method for Determining the Susceptibility to Intergranular Corrosion of 5XXX Series Aluminum Alloys by Mass Loss After Exposure to Nitric Acid (NAMLT Test)**, Pennsylvania, USA, 2013. 3 p.

BARBOSA, Cássio, **Caracterização de Ligas de Alumínio Extrudadas e Soldadas por Centelhamento**. Rio de Janeiro, 2001. 154 p. (D.Sc.), Universidade Federal do Rio de Janeiro.

BARRA, S. R., BUSCHINELLI, A. J., Aspectos de Metalurgia da Soldagem do Alumínio e Suas Ligas, **Estudo dirigido da disciplina EMC 6601**, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFSC, Florianópolis, Santa Catarina, Brazil, 1999. 47 p.

BARRA, S. R., OLIVEIRA, T. P., JÚNIOR, A. R. A., FILHO, A. C. T., Efeito da geometria do chanfro e da composição química do metal de adição sobre a resistência à corrosão na união da liga AA 3003, imersa em HNO₃. **V Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**, Salvador, 2008.

BARRA, S. R., OLIVEIRA, T. P., REZENDE, R. F., Mecanismo de corrosão em juntas soldadas de tubovias de alumínio empregadas no transporte de ácido nítrico (HNO₃). **Congresso de Corte & Conformação de Metais**, São Paulo, 2009.

CHANG, R., GOLDSBY, K., **Chemistry**, New York, McGraw-Hill Inc., 2012. 1168 p.

DOVBISHCHENKO, I. V., The effect of iron and silicon on the corrosion resistance of welded joints in commercial aluminum in nitric acid, **Avtom. Svarka**, 23 (3) vol. 2, no. 1, pp. 44 – 47, 1979.

KOU, Sindo. **Welding metallurgy**. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2003. 468 p.

LEITE, R. C., Falhas em soldas de tanques de alumínio para estocagem de ácido nítrico, **IBP: 19º Seminário de Inspeção de Equipamentos**, 10:1669, 1992.

MATHERS, Gene. **The welding of aluminium and its alloys**. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd., 2002. 236 p.

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

REZENDE, R. F., JUNIOR, J. G. O., BARRA, S. R., Efeito da temperatura de pré-aquecimento sobre a resistência à corrosão da liga 3003, em meio de HNO₃. **Intercorr**, Salvador, 2012.

SINYAVSKII, V. S., ULANOVA, V. V., KALININ, V. D., On the Mechanism of Intergranular Corrosion of Aluminum Alloys, **Protection of Metals**, Vol. 40, No. 5, 2004, pp. 481–490.

VARGEL, Christian, **Corrosion of Aluminum**. Oxford: Elsevier Ltd, 2004. 626 p.

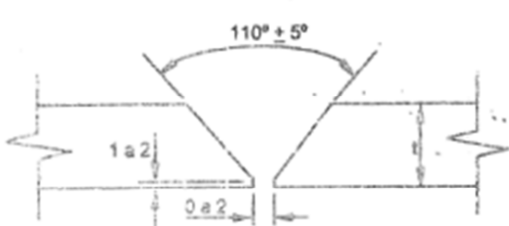
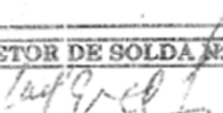
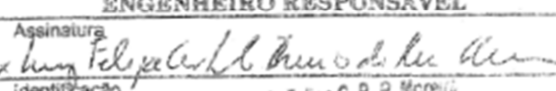
WHILLOCK, G. O. H., WORTHINGTON, S. E., **Corrosion in nitric acid**, Elsevier, 2010, pp. 1250-1269.

ZAITSOVA, L. V., KUZUYUKOV, A. N., Susceptibility of Aluminum to Intergranular Corrosion, **Plenum Publishing Corporation**, pp 364-365, 1980.

ZAITSOVA, L. V., KUZUYUKOV, A. N., MALAKHOVA, É. K., MASHCHENKO, N. S., Failure of technical-aluminum welded joints in nitric acid, **Khimicheskie i Neftyanoe Mashinostroenie**, 17 (8), pp 27-29, 1981.

ZAITSOVA, L. V., MALAKHOVA, E. K., KISELEVA, L. A., MESHCHERYAKOV, A. V., BEREZOVSKII, L. B., "Corrosion Resistance of Aluminum in Concentrated Acids", **Khimicheskie i Neftyanoe Mashinostroenie**, No. 9, pp. 28-29, 1989.

ANEXO A – PROCEDIMENTO DE REFERÊNCIA

PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM DA EXECUTANTE		Código: TG-07-ALU Folha: 01/02 Revisão: 0 Data: 20/09/2005
Dados do Procedimento de Soldagem		
Processo de Soldagem: TIG		
Tipo: Manual	Código de Referência: Asme IX	
Nº RQPS de Cobertura: TG-07-ALU		
Outros:		
Detalhes da Junta 	Metais de Base Especificação: ASTM B 209 UNS A95052 P Nº: 22 G Nº: N.A. Faixa Espes. Metal de Base: 1,6 a 18,0 mm Faixa Espes. Metal de Solda: 1,6 a 18,0 mm Faixa de Diâmetros: Todos Outros:	
PREPARAÇÃO DA JUNTA: O chanfro e superfícies próximas, numa faixa de 20 mm de cada margem, pelos lados internos e externos, devem estar isentos de tinta, óleo, graxa, umidade ou quaisquer outras substâncias prejudiciais à qualidade da solda. A limpeza deverá ser feita com acetona.		
Metais de Adição		
Especificação: SFA 5.10		Classificação: AWS ER 1100
F Nº: 21		A Nº: N.A.
Tipo de Revestimento: N.A.		
Tipo de Fluxo: N.A.		
Marca Comercial: BTS A-47 (Bohler-Thyssen)		
ARMAZENAMENTO E SECAGEM: Conforme procedimento específico.		
Obs.:		
Posição de Soldagem Posição: Todas	Progressão de Soldagem Progressão: Ascendente	
Preparação da Junta Corte: Serra e/ou plasma e disco abrasivo.	Acoplamento Acoplamento: Ponteameto.	
Observações:		
INSPETOR DE SOLDAS N. II		ENGENHEIRO RESPONSÁVEL
Assinatura: 		Assinatura: 
Identificação: Nelson Kasuo Fujihashi Inspetor de Soldas N. 2 FRTS IS 0502-N 2		Identificação: Luiz Felipe C. B. R. Moreira Engenheiro Mecânico CREA/BA - 11565
Data: 20/09/2005		Data: 20/09/2005

PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM DA EXECUTANTE

Código: TG-07-AIU

Folha: 02/02

Revisão: 0

Data: 20/09/2005

Ciclo Térmico

Pré-aquecimento		Temperatura interpasse	
Temperatura:	100° C mínimo.	Temperatura:	200° C máximo.
Método Pré-aquecimento:	Maçarico tipo chuveiro.	Controle da Temperatura:	Pirômetro de contato.
Controle da Temperatura:	Pirômetro de contato.		

Pós-aquecimento		Tratamento Térmico	
Temperatura:	N.A.	Taxa de Aquecimento:	N.A.
Tempo:	N.A.	Taxa de Resfriamento:	N.A.
Método Pós-aquecimento:	N.A.	Temperatura Patamar:	N.A.
Controle da Temperatura:	N.A.	Tempo Patamar:	N.A.

Gás de Proteção

Proteção da Face		Proteção da Raiz	
Gás:	Argônio	Tipo Gás:	N.A.
Composição:	99,999%	Composição:	N.A.
Vazão:	10 a 22 L/minuto	Vazão:	N.A.

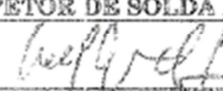
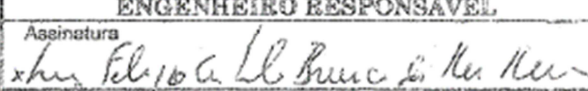
Equipamentos

Fontes de Soldagem:	Equipamento de C.A. de alta frequência.
Tochas:	Heliarc HW-26v ou similar.
Eletrodo Tungstênio:	AWS EWTh-2
Ferramentas:	Lixa lixa com disco de desbaste.

Técnicas de Soldagem

Abertura de Arco:	O arco deve ser aberto no chanfro ou em uma chapa apêndice.
Oscilação:	Máx. 3 x Ø da varela
Limpeza entre passes:	Remover escórias, óxidos, poros e etc.
Golvagem da Raiz:	N.A.
Reparo:	Conforme procedimento específico.

PASSOS	PROCESSO	METAL DE ADIÇÃO		CORRENTE		TENSÃO (V)	VELOCID. AVANÇO (cm/min.)	OBS
		CLASSIF.	Ø	TIPO/POL.	AMPERES			
RAIZ	TIG	ER 1100	2,4	C.A.	120 - 150 A	14 - 20 V	5 - 30	-
			3,2	C.A.	140 - 170 A	14 - 20 V	5 - 30	-
DEMAIS PASSOS	TIG	ER 1100	2,4	C.A.	120 - 150 A	14 - 20 V	5 - 30	-
			3,2	C.A.	140 - 170 A	14 - 20 V	5 - 30	-

INSPEÇÃO DE SOLDA N. II		ENGENHEIRO RESPONSÁVEL	
Assinatura		Assinatura	
Identificação	Nelson Kasuo Fujimori Inspetor de Solda N. II FBS IS 0502-N 2	Identificação	Luiz Felipe C. B. R. Moreira Engenheiro Mecânico CREA/BA-11565
Data	20/09/2005	Data	20/09/2005

ANEXO B – RQPS DE REFERÊNCIA

REGISTRO DA QUALIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM					R.Q.P.S.: TG-07-ALU			
					Folha: 01/02			
					Revisão: 0			
					Data: 20/9/2005			
PROCESSO DE SOLDAGEM: TIG			TIPO: Manual		P.S.E. Nº TG-07-ALU			
DETALHES DA JUNTA			TEMPERATURAS					
			PRÉ-AQUECIM.: > 100° C TEMPER. INTERP.: 200° C máximo. PÓS-AQUECIM.: N.A. TEMPO: N.A. OBS.: Pirômetro de contato.					
METAL DE BASE			TRATAMENTO TERMICO					
ESPECIFICAÇÃO: ASTM B 209 UNS A95052 P Nº: 22 GRUPO Nº: N.A. ESPESS.: 5,0 mm SCH: - Ø NOMINAL: CHAPA OBS.:			TAXA AQUECIMENTO: N.A. TEMPER. PATAMAR: N.A. TEMPO PATAMAR: N.A. TAXA RESFRIAMENTO: N.A. OBS.:					
METAL DE ADIÇÃO			GAS DE PROTEÇÃO					
MARCA COMERCIAL: BTS A-47 (Boehler-Thyssen) ESPECIFICAÇÃO: SFA 5.10 CLASSIFICAÇÃO: ER 1100 F Nº: 21 A Nº: N.A. TIPO DE FLUXO: N.A. TIPO DE REVEST.: N.A. ACESSÓRIOS CONSUMÍVEIS: N.A. OBS.:			ARCO DE SOLDAGEM TIPO: ARGÔNIO COMPOSIÇÃO: 99,996% VAZÃO: 10 a 16 L/min. OBS.:				RAIZ (PURGA) TIPO: N.A. COMPOSIÇÃO: N.A. VAZÃO: N.A. OBS.:	
POSIÇÃO			TECNICAS DE SOLDAGEM					
POSIÇÃO DE SOLDAGEM: 1G PROGRESSÃO: N.A. OBS.:			DEPOSIÇÃO: Retilíneo / oscilatório OSCILAÇÃO: Máx. 3 x Ø da vareta. PASSOS: SIMPLES ☐ MÚLTIPLOS ☒ ELETRODOS: SIMPLES ☒ MÚLTIPLOS ☐ GOIVAGEM DA RAIZ: N.A. ELETR. TUNGSTÊNIO: AWS EWTh-2 Ø: 3,2 mm DIÂMETRO DO BOCAL: 1/2" OBS.:					
PASSES	PROCESSO	METAL ADIÇÃO	CORRENTE		TENSÃO (V)	VEL. AVANÇO	OBS	
		CLASSIF.	Ø	TIPO E POLAR.	FAIXA	(Cm/minuto)		
1	TIG	ER 1100	3,2	C.A.	140 A	13 V	6,0	
2	TIG	ER 1100	3,2	C.A.	160 A	16 V	10,0	
3	TIG	ER 1100	3,2	C.A.	160 A	16 V	15,0	
4	TIG	ER 1100	3,2	C.A.	160 A	16 V	15,0	
INSPETOR DE SOLDAGEM II				ENGENHEIRO RESPONSÁVEL				
 Nelson Kassis Fujihashi Inspetor de Solda N 2 RST 15 0502-N 2 ASSINATURA 20/09/2005				 Luiz Felipe C. B. R. Moreira Engenheiro Mecânico ASSINATURA 20/09/2005				

REGISTRO DA QUALIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

R.Q.P.S.: TG-07-ALU
Folha: 02/02
Revisão: 0
Cliente: 20/9/2005

ENSAIO DE TRAÇÃO (Relatório de Ensaios n° 496/05 - JC Laboratórios)

C.P. Nº	DIMENSÃO (mm)	ÁREA (mm²)	LIM. ESCOAM.	LIM. RESIST	ALONG. 50 mm	LOCAL RUPTURA
01	7,9 x 19,4	147,44	-	90,2 Mpa	-	A 17,0 mm da solda
02	7,3 x 19,6	143,08	-	97,1 Mpa	-	A 10,0 mm da solda

ENSAIO DE DOBRAMENTO (Relatório de Ensaios n° 496/05 - JC Laboratórios)

C.P. Nº	TIPO E FIGURA	RESULTADO
01	Dobramento de face	Aprovado
02	Dobramento de raiz	Aprovado
03	Dobramento de face	Aprovado
04	Dobramento de raiz	Aprovado

ENSAIO DE IMPACTO

TIPO:		TEMPERATURA:		DIMENSÕES:	
C.P. Nº	LOCALIZAÇÃO DO ENTALHE	ENERGIA ABSORVIDA (Kgf.m)		EXPANSÃO LATERAL	
		INDIVIDUAL	MÉDIA	% CIZALHAMENTO	(mm)

ENSAIO DE TRAÇÃO METAL DE BASE

RELATÓRIO Nº	RESULTADO:
--------------	------------

EXAME RADIOGRÁFICO

RELATÓRIO Nº	RESULTADO:
--------------	------------

ENSAIO VISUAL

APARÊNCIA:	CONVEXIDADE:
MORDEDURA:	DATA DO ENSAIO:
POROSIDADE:	INSPECIONADO POR:

SOLDADORES

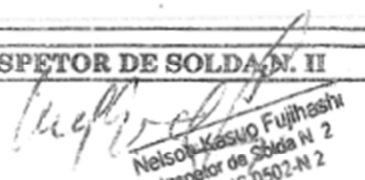
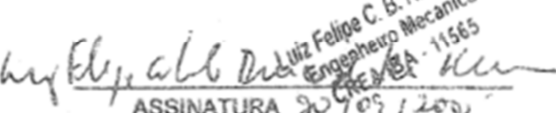
RAIZ:	Gerson Ribeiro dos Santos
ENCHIMENTO:	Gerson Ribeiro dos Santos

Certificamos que as informações aqui registradas estão corretas, e que os corpos de prova foram preparados, soldados e testados de acordo com os requisitos do código ASME seção IX.

OBS.:

INSPETOR DE SOLDAS N. II

ENGENHEIRO RESPONSÁVEL

 Nelson Kasuo Fujihashi Inspetor de Solda N. 2 CETS IS 0502-N 2 ASSINATURA 20/09/2005	 Luiz Felipe C. B. R. Moraes Engenheiro Mecânico CREA - BA - 11565 ASSINATURA 20/09/2005
--	--