
Copyright 2018, ABRACO

Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2018, em São Paulo, no mês de maio de 2018.

As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DOS TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS T8 E T851 NA MICROESTRUTURA E NO COMPORTAMENTO DE CORROSÃO DA LIGA AA2198

João Victor de Sousa Araujo^a, Mariana Milagre Xavier^b, Caruline Souza Carvalho Machado^c,
Fernanda Martins Queiroz^d, Isolda Costa^e

Abstract

Al-Cu-Li alloys present advantages in relation to conventional Al-Cu alloys in applications for aerospace industry due to their low density and good mechanical properties. The mechanical properties of these alloys depend on their microstructure and this is affected by the thermomechanical treatments to which the materials are submitted during their fabrication process. In the present study, the effects of T8 and T851 thermomechanical treatments on the corrosion resistance of the AA2198 alloy were compared. The main hardening precipitate in Al-Cu-Li alloys is the T1 phase, (Al₂CuLi). The presence of this precipitate in the AA2198-T8 and T851 alloys was analyzed by transmission electron microscopy (TEM). The microstructure of both alloys was evaluated by Vickers micro hardness and differential scanning calorimetric (DSC) measurements and the results obtained were correlated. The results showed higher density of T1 phase for the T851 condition. Besides, microstructural characterization revealed elongated grains for the T8 condition and equiaxed grains for T851 condition. These results were related to the corrosion behavior of both alloys by immersion and gel visualization tests.

Keywords: localized corrosion, aluminum alloy, TEM, SEM.

Resumo

Ligas de Al-Cu-Li têm mostrado grandes vantagens em relação às convencionais ligas de Al-Cu usadas na indústria aeroespacial, devido as boas propriedades mecânicas e baixa densidade. As propriedades mecânicas destas ligas dependem de sua microestrutura e esta por sua vez dos tratamentos termomecânicos na qual as ligas são submetidas durante o processo de fabricação. Neste estudo os efeitos de dois tratamentos termomecânicos, T8 e T851, na resistência a corrosão da liga AA2198 foram comparados. O principal precipitado endurecedor destas ligas, a fase T1 (Al₂CuLi), foi analisada por microscopia eletrônica de transmissão (TEM). Os resultados de microestrutura, microdureza e calorimetria diferencial de varredura (DSC) mostraram diferenças para as ligas com os dois tratamentos. A liga submetida ao tratamento T851 mostrou maior densidade de fase T1. Além disso, a caracterização microestrutural revelou grãos alongados para o tratamento T8 e grãos equiaxiais

^a Mestrando, Tecnólogo em Materiais - Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares.

^b Doutoranda, Engenheira Metalúrgica - Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares.

^c Doutoranda, Engenheira Metalúrgica – Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares.

^d Doutora, Engenheira Química – Escola Politécnica departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

^e PhD, Engenheira Química – Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares.

para tratamento T851. Estes resultados foram comparados com os do ensaio de imersão e de visualização em gel.

Palavras-chave: corrosão localizada, liga de alumínio, MET, MEV.

Introdução

As ligas alumínio-cobre-lítio (Al-Cu-Li) foram desenvolvidas com o objetivo de reduzir o peso das aeronaves visando economia de combustível e redução na emissão de gases poluentes (1). Três diferentes gerações de ligas Al-Cu-Li foram desenvolvidas nos últimos 50 anos (2). As ligas da terceira geração são caracterizadas pela redução na relação Cu/Li (<1,8 % em peso) e apresentam elevada resistência mecânica, alta resistência à fadiga e tenacidade quando comparada com as ligas convencionais da série 2XXX como, por exemplo, a liga AA2024, muito utilizada na fuselagem dos aviões (3). Desde então muitas ligas desta geração têm ganhado importante papel na indústria aeronáutica como, por exemplo, a liga AA2198, objeto deste trabalho, que apresenta resistência à fadiga superior às ligas convencionais da série 2XXX e 7XXX (4).

As propriedades mecânicas das ligas de alumínio dependem da microestrutura do material e esta é influenciada diretamente pelo processamento durante a fabricação (4). Os processos de conformação denominados tratamentos termomecânicos são responsáveis por garantir à microestrutura desejável a aplicação do material (3-5). A microestrutura, por sua vez, é determinada pela morfologia dos grãos, distribuição das partículas constituintes, precipitados e dispersóides. O processamento termomecânico ao influenciar a microestrutura do material afeta o comportamento frente à corrosão das ligas de alumínio (5-8). De acordo com Huang *et.al* (6), Luo *et.al* (8) e Ma *et.al* (9), as ligas de Al-Cu-Li, apesar de suas excelentes propriedades mecânicas, são suscetíveis à corrosão. A baixa resistência à corrosão destas ligas foi atribuída ao processamento termomecânico ao qual são submetidas, uma vez que este influencia a precipitação de fases. Entre os precipitados endurecedores, a fase T1 (AlCu₂Li) é a principal e esta exibe comportamento eletroquímico diferente da matriz (10), favorecendo a formação de micropilhas e, portanto, a corrosão. Sendo assim, investigar a influência dos tratamentos termomecânicos é de grande interesse para a compreensão dos mecanismos de corrosão das ligas de alumínio, e de importância tecnológica para o controle da microestrutura. Este é o objetivo do presente estudo, estudar os efeitos de dois tratamentos termomecânicos muito utilizados com as ligas Al-Cu-Li, especificamente o T8 e o T851, sobre a resistência à corrosão da liga AA2198.

Metodologia

Materiais

Duas ligas de alumínio da série 2XXX, as ligas com designações AA2198-T8 e AA2198-T851, cuja composição química é dada na Tabela 1, foram estudadas.

Tabela 1 - Composição química (% massa) da liga AA2198 obtida por espectrometria de emissão óptica com plasma de argônio (ICP-OES).

Elementos	Composição nominal	T8	T851
Cu	2,9-3,5	3,73	3,80
Mg	0,25-0,80	0,30	0,31
Mn	0,1-0,5	0,003	0,003
Li	0,81-1,1	1,13	1,07
Si	0,08 máx	0,03	0,03
Fe	0,10 máx	0,04	0,04
Ti	0,10 máx	0,03	0,03
Zr	0,04-0,18	0,12	0,13
Ag	0,1-0,5	0,20	0,20
Zn	0,35 máx	0,03	0,03
Al	Balanço	Balanço	Balanço

Caracterização Microestrutural

Amostras das ligas AA2198-T8 e AA2198- T851 foram cortadas na seção longitudinal e transversal em relação à direção de deformação (laminação da chapa) para caracterização microestrutural, ensaios de imersão e de visualização em gel agar-agar. Após corte as amostras foram embutidas em resina de cura a frio. Em seguida, as amostras foram lixadas com lixas de SiC (#1200 e #4000) e polidas com suspensão de diamante de 3 μm e 1 μm . Uma solução composta de 2% HF e 25% HNO₃ em água destilada foi utilizada para ataque metalográfico. A superfície atacada foi observada em microscópio ótico (MO), Leica Modelo DMLM. Para caracterização dos precipitados endurecedores, de escala nanométrica, foi utilizado um microscópio eletrônico de transmissão (MET), modelo JEM-2100, operando a 200 kV. As amostras analisadas por microscopia eletrônica de transmissão foram preparadas por lixamento com papel de SiC grana #1200 até atingirem espessura média de 100 μm . Em seguida, foram preparados discos de aproximadamente 2 mm de diâmetro por processo de eletroerosão. Subsequentemente, as amostras foram lixadas até os discos atingirem espessuras que permitissem o polimento eletrolítico.

Microdureza Vickers

Medidas de microdureza foram realizadas em microdurômetro TUKON 1202 WILSOI HARDNESS TESTER, com pré-carga de 200g aplicada durante 10s. Foram realizadas 10 medidas para cada liga ensaiada sendo estimado o valor médio e desvio padrão das medidas.

Calorimetria diferencial de varredura (DSC)

Curvas de DSC foram obtidas na faixa de temperatura entre 25 e 550 °C em atmosfera de nitrogênio utilizando taxa de aquecimento de 10 °C/min. Um equipamento DSC-50 SHIMADZU acoplado ao TA-60WS foi utilizado para estas medidas. As amostras foram cortadas com dimensões de 2 mm x 2 mm.

Ensaio de imersão

Amostras das duas ligas foram imersas em solução 0,01 mol L⁻¹ de NaCl por período de 24h. Após o ensaio, as superfícies expostas foram observadas e, em seguida, foi realizado um

tratamento para remoção dos produtos de corrosão (“*desmutting*”) por imersão em solução de 30% HNO₃ por 10s para posterior observação da superfície sem os produtos de corrosão depositados. No teste de visualização em gel agar-agar as amostras foram expostas a uma mistura com 0,6 mol L⁻¹ de NaCl, 3 g de agar-agar e 7 mL de indicador universal em 100 mL de H₂O aquecida a 100 °C. A concentração de cloreto de sódio usada neste ensaio difere da usada no ensaio de imersão com o objetivo de acelerar a cinética dos processos corrosivos possibilitando a identificação dos processos de corrosão em tempo curto.

Resultados e discussão

Caracterização microestrutural

A microestrutura das ligas AA2198-T8 e AA2198-T851 é apresentada na Figura 1.

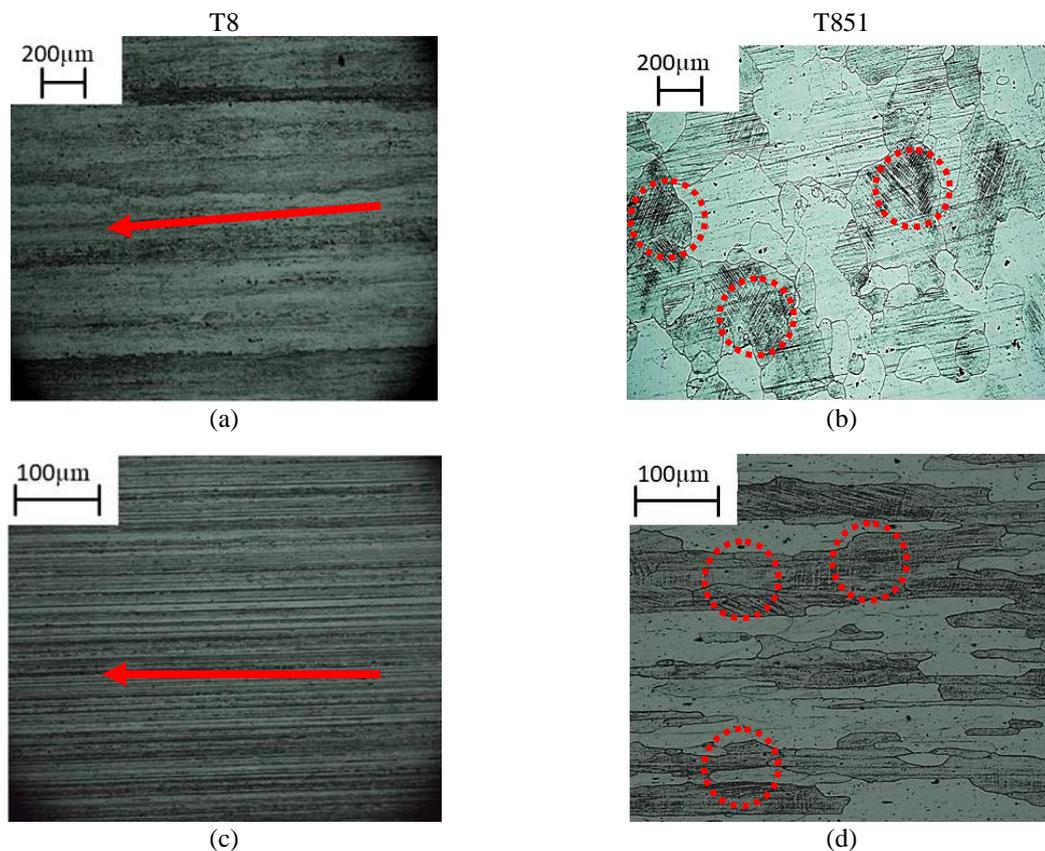


Figura 1- Micrografias das ligas AA2198-T8 e -T851. (a) e (b) Superfície de topo; (c) e (d) seção transversal.

A morfologia dos grãos mostrou diferença segundo o tratamento termomecânico adotado. Para o tratamento T8, os grãos estão alongados na direção da deformação, como indica a flecha vermelha na Figura 1 (a) e (c). Esta morfologia é consequência do trabalho a frio que ocasiona uma textura cristalográfica na direção preferencial da deformação (12). Na liga submetida ao tratamento T851, grãos equiaxiais sugerem que a liga foi recristalizada, Figura 1 (b) e (d). Além disso, ampliações das regiões circuladas, Fig. 1 (b) e (d), evidenciam a presença de bandas de deformação na liga submetida ao tratamento T851, como mostra a Figura 2.

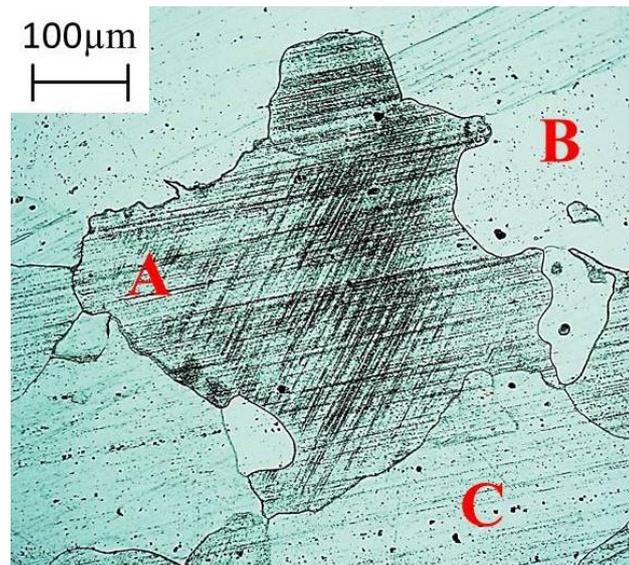


Figura 2- Micrografia da liga AA2198-T851.

A Figura 2 mostra grãos em que as bandas de deformação estão presentes, região A, e grãos isentos de bandas de deformação, regiões B e C. Isto acontece porque a deformação plástica não é uniforme em todo material, sendo altamente dependente da orientação dos grãos. O tratamento termomecânico T8 é acompanhado de deformação plástica, seguida por envelhecimento artificial (13). No trabalho a frio há aumento da densidade de defeitos cristalográficos no material gerando, assim, bandas de deformação dentro dos grãos (6,13). Por este motivo, estes grãos são mais reativos, e, portanto, mais susceptíveis à corrosão localizada. Huang *et. al.* (6) sugerem que os grãos que contêm bandas de deformação são mais ativos por conter alta população de defeitos cristalográficos (discordâncias). Isto ocorre porque estes defeitos, durante o envelhecimento artificial, são sítios preferenciais de nucleação e crescimento da fase T1 (Al_2CuLi). Consequentemente, as bandas de deformação são preferencialmente reveladas pela dissolução preferencial desta fase durante o ataque metalográfico (6). Estes grãos, quando expostos a um meio corrosivo, são preferencialmente atacados devido à precipitação preferencial da fase T1 nestes locais uma vez que esta fase é mais ativa eletroquimicamente do que a matriz de alumínio (11). Vale ressaltar que, mesmo a liga sendo submetida a tratamento de alívio de tensões por estiramento após tratamento termomecânico, ainda é possível verificar a presença de região de alta deformação na microestrutura. Isto ocorre porque o alívio de tensões visa eliminar apenas algumas tensões residuais do processo de conformação e, mesmo assim, este processo causa deformação permanente na liga entre 1,5% a 3%, aumentando a tenacidade do material (15). A presença de fase T1 em ambas as ligas pode ser observada na Figura 3.

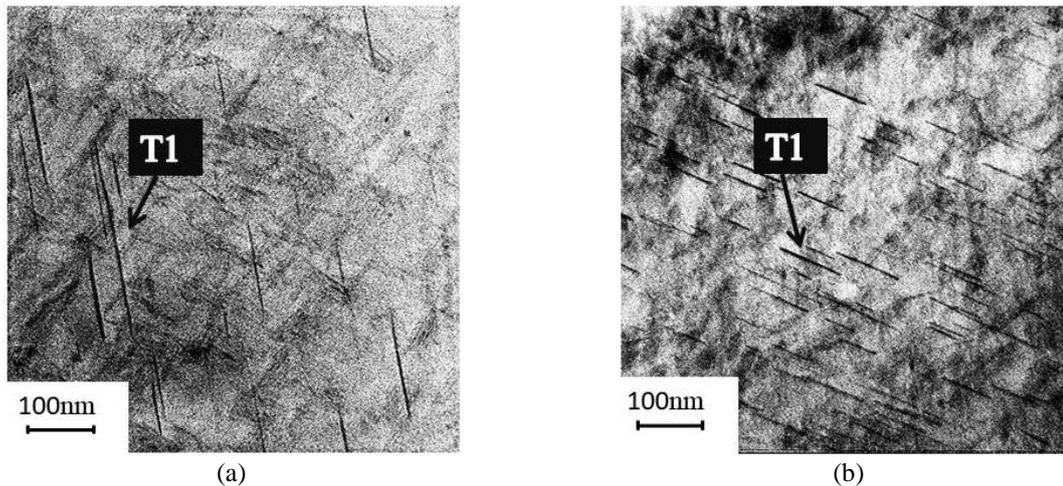


Figura 3- Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão evidenciando a fase T1 nas ligas (a) 2198-T8 e (b) 2198-T851.

A fase T1 (Al_2CuLi) é conhecida como a principal fase endurecedora dessa classe de materiais. Caracteriza-se pela morfologia de plaquetas hexagonais finas e a nucleação desta ocorre preferencialmente nos defeitos cristalográficos, como discordâncias, contornos de grão e subgrãos (16,17). Devido à alta eletroatividade desta fase, a corrosão se inicia nas regiões onde estas se encontram em maior concentração, tais como nos contornos de grãos ou contornos de subgrãos (18). Além disso, como já mencionado, o ataque localizado também pode ocorrer no interior dos grãos com maior deformação, devido à deformação plástica não uniforme.

Apesar de ambas as ligas apresentarem precipitação de fase T1, como mostrado na Figura 3, a densidade de precipitados é influenciada pelos tratamentos termomecânicos. De fato, as curvas de DSC, Figura 4, e os resultados de microdureza, Fig.5, indicam maior densidade de fase T1 na liga com tratamento T851.

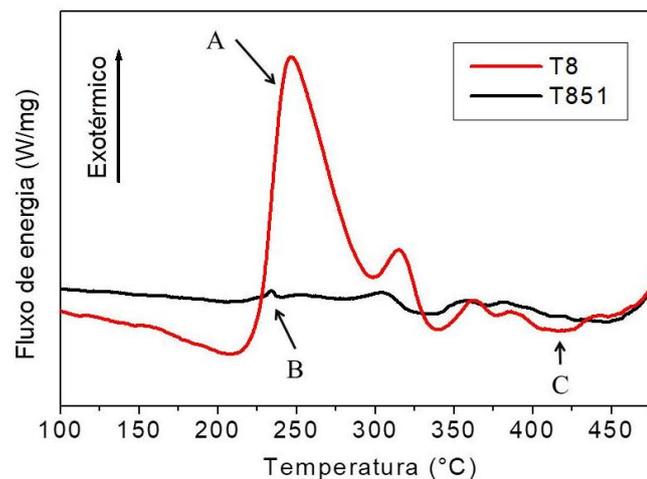


Figura 4- Curvas de DSC da liga AA2198 com os tratamentos termomecânicos T8 e T851

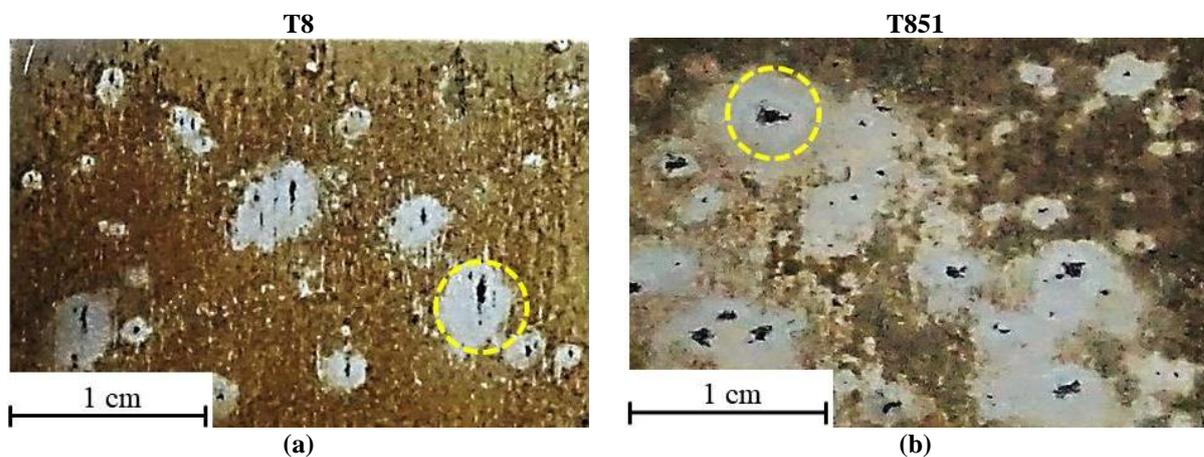
A técnica DSC permite obter medidas das variações de calor exotérmico (precipitação) e endotérmico (dissolução) de fases. Segundo a literatura (19), a precipitação da fase T1 ocorre na faixa de temperatura de 138 °C a 260 °C. Na Figura 4 são identificados dois picos para as

duas ligas nesta faixa de temperatura, o pico A (T8), em 247°C, e o pico B (T851), em 233°C. É possível observar que área sob o pico A é maior quando comparada com a associada ao pico B. Este resultado mostra que a precipitação da fase T1 durante obtenção da curva DSC para o tratamento T8 foi maior que a da T851 (pico B). Sabe-se que a técnica de calorimetria exploratória diferencial (DSC) identifica a variação de energia durante a precipitação das fases dos elementos que estão em solução sólida, ou seja, as fases já precipitadas no material não interferem nos picos de precipitação (20); deste modo pode-se concluir que o tratamento T851 resultou em maior precipitação de fase T1 durante o processamento. O pico C na Figura 4 representa a dissolução da fase T1 para ambas as ligas que ocorre em temperaturas superiores a 400 °C (19-20).

Estes resultados estão de acordo com o teste de microdureza para as duas condições de tratamento, T8 e T851. O tratamento T851 resultou em maior dureza ($176\pm 1,60$) HV quando comparado ao tratamento T8 ($156\pm 0,97$) HV, o que é atribuído à maior densidade de precipitados endurecedores (fase T1) na liga T851.

Ensaio de Imersão

A superfície da liga AA2198 nas duas condições de tratamento, T8 e T851, após 24h de imersão em solução $0,01 \text{ mol L}^{-1}$ de NaCl é mostrada na Figura 5. As áreas circundadas com círculos amarelos mostram intensa corrosão e representam locais que apresentam características típicas de um tipo de corrosão que tem sido associado às ligas Al-Cu-Li e que ficou conhecido como corrosão localizada severa (CLS). Ilustração com maior ampliação destes locais é mostrada nas Figuras 5 (c) e (d). A literatura (14-18) cita que as ligas Al-Cu-Li exibem dois tipos de ataque de corrosão, a saber, a corrosão causada pelos precipitados com tamanhos em escala micrométrica, conforme observado por Grilli *et.al.* na liga AA2219-T3 (21), e por Queiroz *et.al.* na liga AA2024-T3 (22).



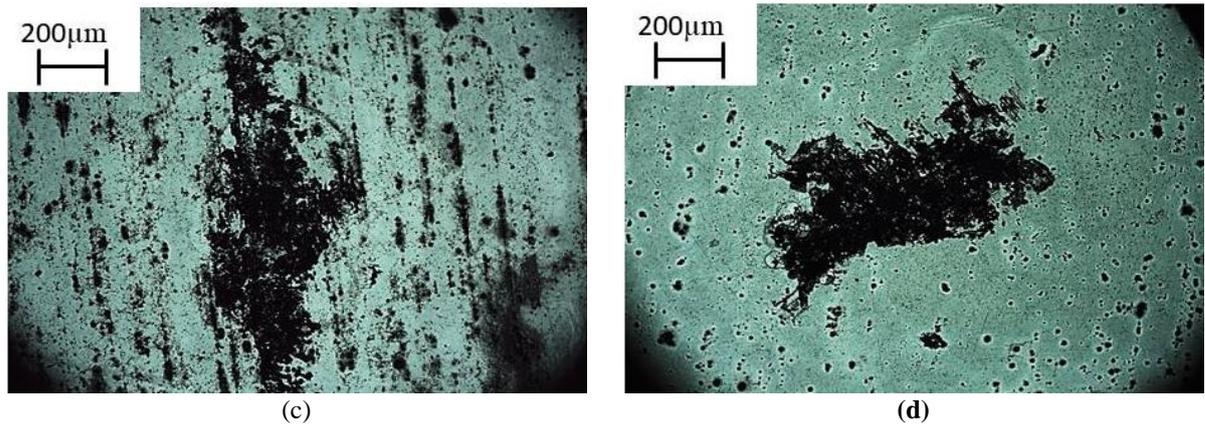


Figura 5- Superfície da liga AA2198-T8 e T851 após 24h em solução $0,01 \text{ mol L}^{-1} \text{ NaCl}$; (a) e (b) macrografias da superfície; (c) e (d) micrografias obtidas por microscopia ótica.

Este tipo de corrosão localizada geralmente é distribuído de forma generalizada na superfície exposta ao meio corrosivo, como mostrado na Figura 6. Já a corrosão localizada causada pelos precipitados com tamanhos na escala nanométrica, no caso deste trabalho, principalmente a fase T1, está associada com ataques intensos, evolução de hidrogênio devido à diminuição do pH dentro dos pites e penetração no material, como é o caso da corrosão localizada severa (18) observada na liga deste estudo.

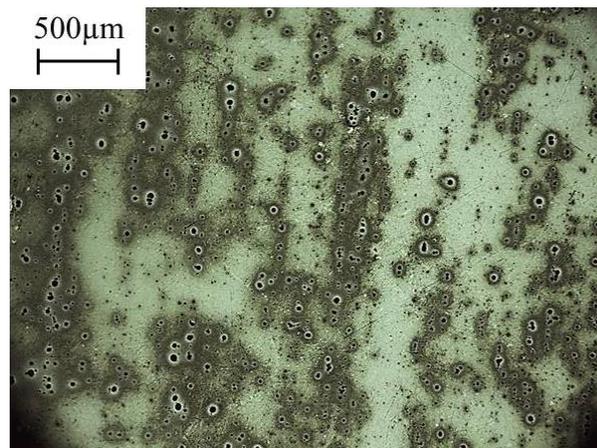


Figura 6- Corrosão localizada na liga AA2198-T851 associada às presença de partículas contituíntes micrométricas na superfície da liga.

Trabalhos recentes (18,24-27) mostraram que a CLS está associada com a alta eletroatividade da fase T1 (Al_2CuLi) concentrada em grãos com maior deformação devido às suas orientações cristalográficas. Este tipo de ataque pode ser visualizado em escala macrométrica, Figuras 5 (a) e (b). Observação em maior aumento permite observar diferenças na morfologia do ataque.

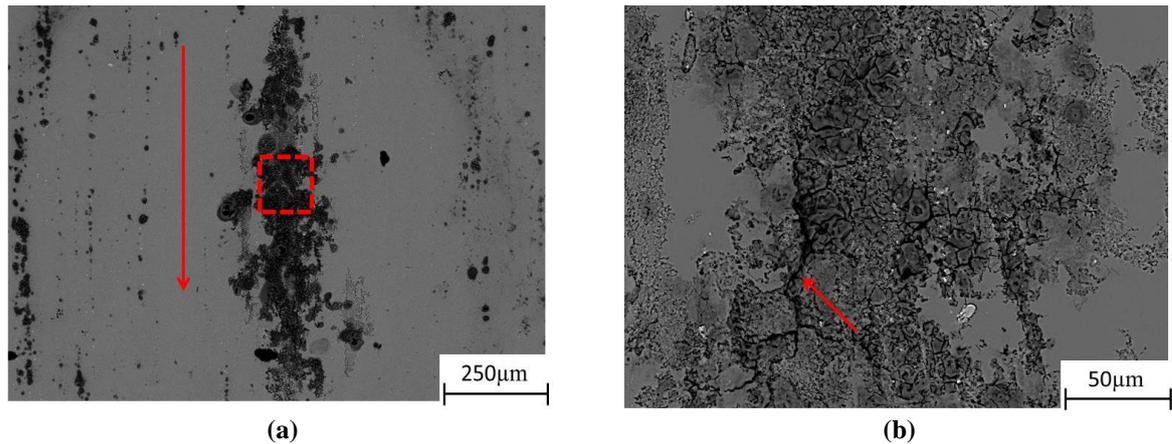


Figura 7- Micrografias obtidas por MEV de regiões com corrosão localizada severa (CLS) na superfície da liga AA2198-T8 (a) área de CLS e (b) região em maior magnificação.

Para a liga 2198-T8 a CLS segue uma propagação bem definida, como mostra a Fig. 7. A seta vermelha indica a orientação do ataque localizado. É possível observar que este ataque segue a mesma orientação dos grãos. Como mencionado anteriormente, o ataque ocorre preferencialmente nos grãos mais ativos, ou seja, com maior densidade de fase T1. Além disso, em maiores magnificações, foi observado o mecanismo de propagação intergranular, Fig. 7 (b). O mesmo comportamento foi observado por Huang *et.al.* (6) e Ma *et.al.* (18) ao estudarem o desenvolvimento da CLS na liga AA2099-T8. A Figura 8 ilustra o mecanismo de formação da CLS proposto para a liga AA2198-T8.

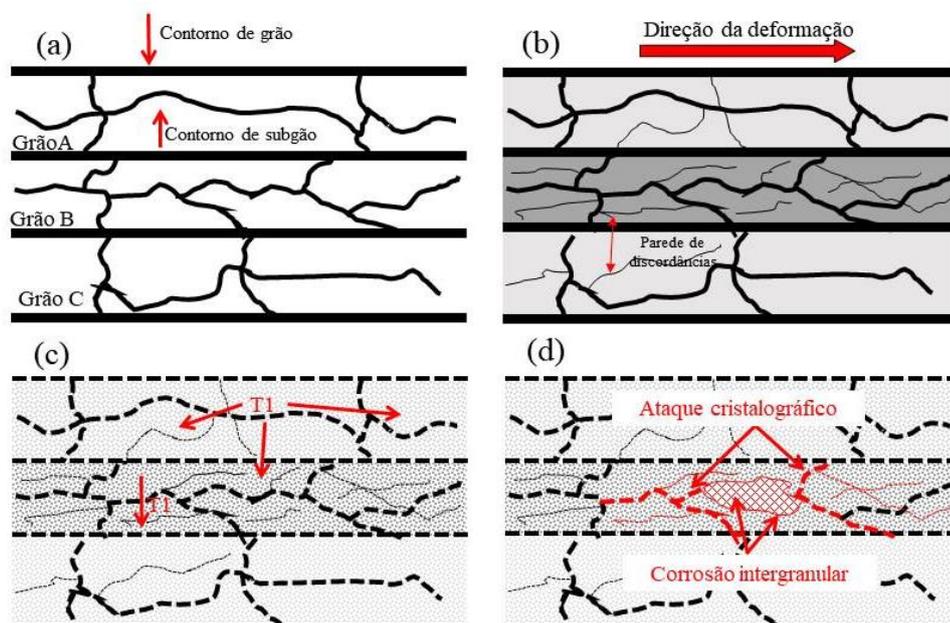


Figura 8- Diagrama esquemático que mostra a correlação entre tratamento termomecânico T8 na AA2198 e o desenvolvimento da corrosão localizada severa (CLS): (a) microestrutura típica de extrusão; (b) microestrutura típica de trabalho a frio (escala de cinza mostra maior densidade de discordâncias na matriz) ; (c) microestrutura típica de tratamento térmico que favorece a precipitação (escala de cinza indica densidade de discordâncias e fração de fase T1 em relação à matriz da liga) ; (d) desenvolvimento da CLS. Adaptado (14).

Durante a deformação plástica (processamento industrial) os grãos são plasticamente deformados tornando-se alongados. Na Figura 8 é possível observar que o grão B sofreu maior deformação do que os grãos A e C. Consequentemente, o número de discordâncias e subgrãos aumentam nestes grãos. A densidade de discordâncias em cada grão é indicada pela coloração cinza, a maior densidade de discordâncias sendo representada pelo tom mais escuro (grão B). Segundo Li *et. al.* (11), durante o envelhecimento artificial a nucleação e crescimento da fase T1 ocorre nos grãos, subgrãos e paredes de discordâncias, sendo que a cinética de nucleação desta fase é influenciada pela energia cristalográfica dos defeitos. O tom de cinza na Figura 8(c) reflete não só a densidade de discordâncias como a fração volumétrica da fase T1. Quando a superfície da liga é exposta a um ambiente corrosivo, a corrosão localizada se desenvolve preferencialmente no grão B, portanto se propaga ao longo dos subgrãos e paredes de discordâncias. Para a liga AA2198-T851, nas regiões de CLS foi observado ataque localizado preferencialmente na direção do estiramento, Figura 9.

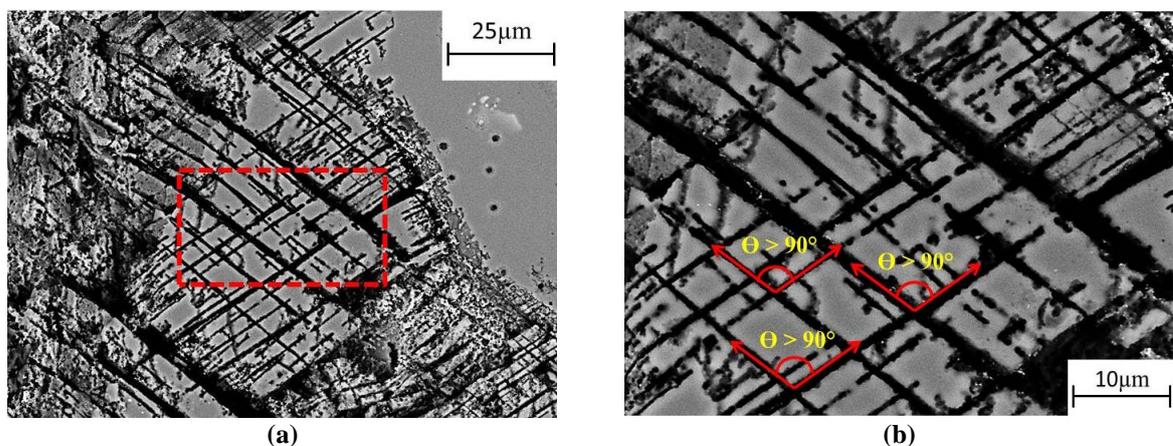


Figura 9- Micrografias por microscopia eletrônica de varredura (MEV) de região com corrosão localizada severa (CLS) na liga AA2198-T851 (a) ataque localizada nas bandas de deformação e (b) mesma região em maior magnificação.

Trabalhos recentes (22,23) mostraram que a CLS na liga AA2198-T851 está associada a bandas de deformação introduzidas nos grãos durante o tratamento termomecânico. A relação entre a CLS e as bandas de deformação na liga com tratamento T8 é ilustrada na Figura 10.

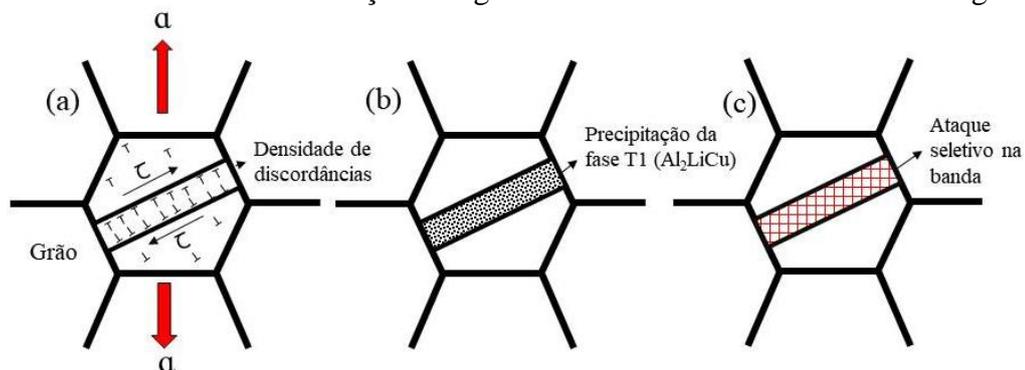


Figura 10- Diagrama esquemático da correlação entre formação das bandas de deformação e a CLS na AA2198-T851: (a) formação das bandas de deformação; (b) precipitação preferencial da fase T1, (c) desenvolvimento da CLS nas bandas de deformação. Adaptado(6).

Segundo Hansen *et.al.* (12) durante o trabalho a frio as tensões de cisalhamento resultantes no material se acumulam formando assim emaranhado de discordâncias dentro de alguns grãos. Estas são formadas em paralelo com os planos atômicos mais deformados; assim, à medida

que a deformação ocorre, o número de discordâncias em paralelo é aumentado, Figura 10 (a). Por fim, uma banda de deformação é formada. A fase T1 precipita em linhas de discordâncias, o que ocasiona bandas com alta população de fase T1, Figura 10 (b). Como esta fase é eletroquimicamente mais ativa que a matriz de alumínio, quando exposta a meio corrosivo a corrosão localizada se propaga ao longo das bandas, resultando em bandas corroídas seletivamente, Figura 9.

Durante os ensaios de imersão foi observada formação de bolhas nas regiões da CLS em ambas as condições de tratamento. T8 e T851. A evolução de hidrogênio que ocorre desde o início do ataque (18, 22, 24-25) está associada às regiões anódicas durante o processo corrosivo. Ensaios de gelificação em agar-agar evidenciaram as regiões anódicas e catódicas, as quais aparecem bem definidas, conforme ilustrado na Figura 12.

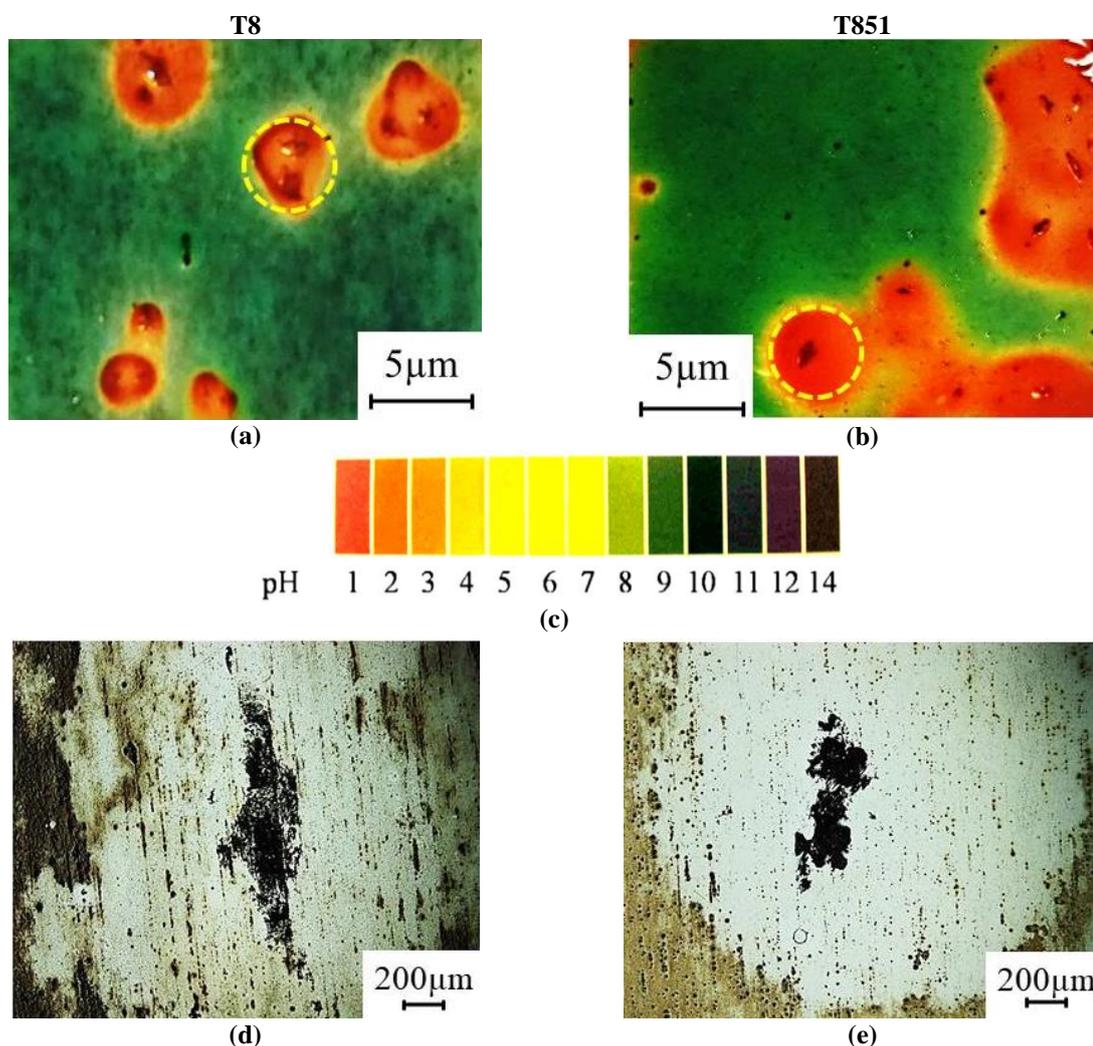


Figura 11- Superfície de amostras da liga AA2198, T8 e T851, expostas ao ensaio de agar-agar com $0,6 \text{ mol L}^{-1}$ de NaCl durante 5h. (a) e (b) Macrografias do ensaio com gel agar-agar na superfície mostrando áreas anódicas e catódicas, (c) escala de pH, (d) e (e) micrografias da região indicada por círculos em (a) e (b) após remoção do gel.

A Figura 11 mostra que na região de CLS o pH atinge valores muito baixos. A acidificação ocorre principalmente dentro dos pites e resultam na evolução de bolhas de hidrogênio associada a estas regiões. Devido à baixa mobilidade iônica no agar-agar, o pH nas regiões

que circundam o pite diminui assumindo valores muito baixo, embora após remoção do gel estas tenham se mostrado brilhantes em relação às regiões mais distantes e escuras, as quais correspondem à parte de coloração verde no gel. É importante que se observe a superfície da liga exposta a este ensaio após remoção do gel. Segundo Ma *et.al.* (18), Donatus *et.al.* (22) e Araujo *et.al.* (26-28) a CLS exibe características distintas do ataque localizado que é associado à micropilhas entre a matriz e partículas constituintes, conforme ilustra a Figura 12. A área onde ocorre ataque localizado distribuído de forma generalizada na superfície exposta apresenta-se escurecida o que deve ser causado pela formação de produtos de corrosão. A dissolução preferencial de lítio e alumínio da fase T1 promove hidrólise e resulta na acidificação do meio e propagação do ataque corrosivo. No interior do pite associado à CLS, a difusão da solução interna para o exterior é dificultada favorecendo a acidificação local, o que é comprovado pela evolução de hidrogênio associada ao pite, e, conseqüentemente, a passivação do pite é impedida. Deste modo, cria-se uma diferença de potencial entre a superfície externa da liga e o interior do pite de CLS, e, em resultado deste processo, a área circundante é protegida catodicamente. A Figura 12 ilustra as características deste ataque.

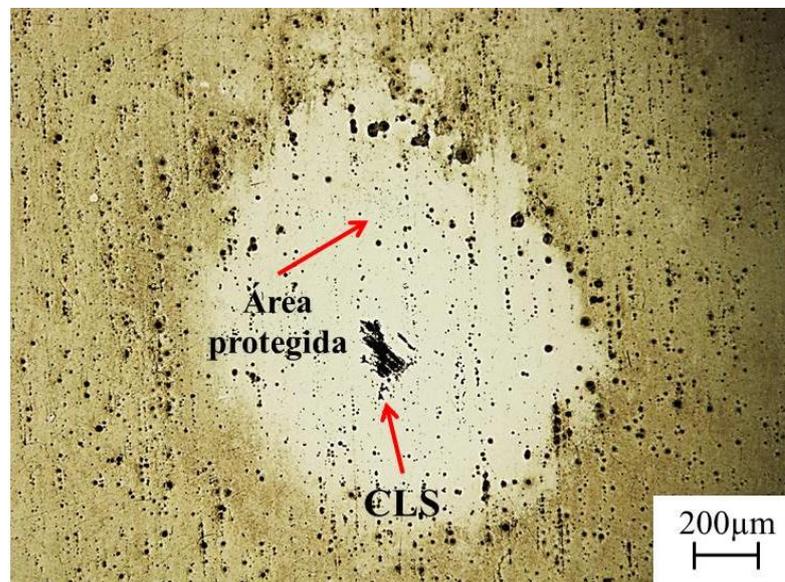


Figura 12- Microscopia ótica da superfície da liga AA2198-T851 após exposição por 24h a solução 0,01 mol L⁻¹ de NaCl evidenciando corrosão localizada severa (CLS).

As principais reações que envolvem o processo de formação da CLS são listadas abaixo (29):



Durante o processo corrosivo tem-se a oxidação do Al para Al³⁺ (1) nas regiões anódicas, o que favorece a hidrólise e resulta em diminuição do pH (2)-(4), bem como favorece a evolução do gás hidrogênio (5) e (6). Portanto, a formação de bolhas de hidrogênio indica de pH muito baixo e tem sido associada com regiões de corrosão localizada severa.

A Figura 14 ilustra a formação deste tipo de ataque localizado.

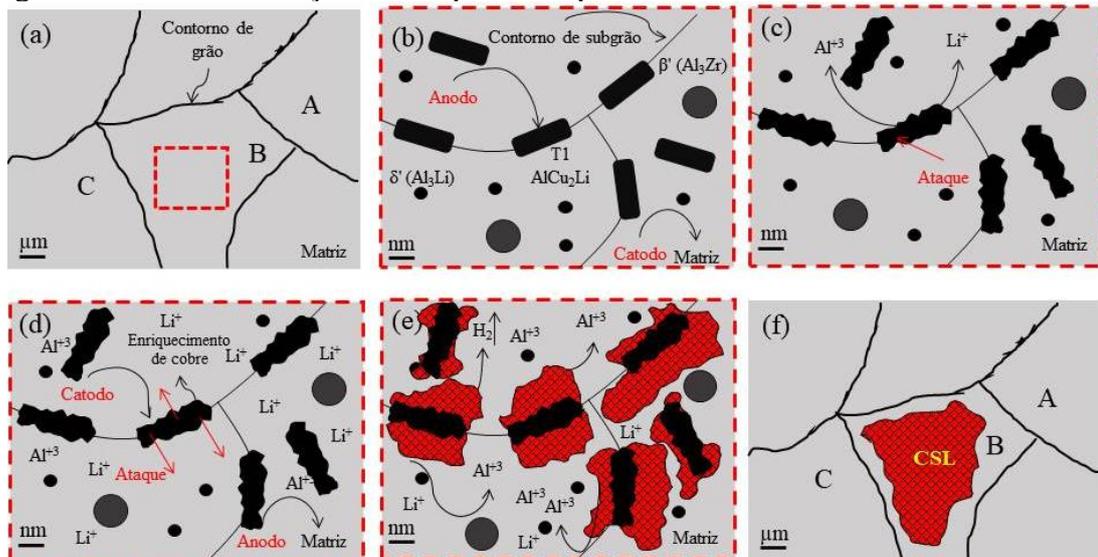


Figura 13- Mecanismo de iniciação e propagação da corrosão localizada severa nas ligas de Al-Cu-Li.

A Figura 13 delinea o mecanismo de iniciação e propagação da corrosão localizada severa ao ilustrar a microestrutura típica de uma liga, sendo que os grãos A, B e C se diferem um dos outros pelos níveis de deformação que sofreram durante o processo de conformação. Assumindo que o grão B tem maior número de defeitos cristalográficos, deste modo o mesmo apresenta maior densidade de fase T1. As Figuras 13 (b), (c) e (e) representam em maior magnificação a região dentro do grão B. Na Figura 13 (b) observa-se a disposição dos precipitados na matriz da liga de alumínio. Segundo Li *et. al* (11) durante as primeiras horas do processo de corrosão, a fase T1 atua como anodo em relação à matriz devido à dissolução preferencial do alumínio e lítio desta fase, Figura 13 (c). Com o tempo, a fase T1 é enriquecida em cobre o que ocasiona inversão de potencial, e a fase T1 passa a atuar como catodo em relação à matriz, enquanto esta última, como anodo, Figura 13 (d). Sendo assim ocorre ataque cristalográfico entre a periferia da fase com a matriz que se propaga pela mesma, ocasionado à liberação dos íons Al^{+3} , acidificação do meio e evolução de hidrogênio, Figura 13 (e). Por fim, observa-se ataque localizado dentro do grão (CLS). Vale destacar que a morfologia da CLS depende da distribuição da fase T1 ao longo dos grãos e esta pode mudar de acordo com o processo termomecânico (10), como visto para ambas às ligas descritas anteriormente, porém, o mecanismo de iniciação e propagação é o mesmo (9-24-28).

Conclusões

Os resultados deste trabalho permitem as seguintes conclusões: (1) a liga submetida ao tratamento T851 apresenta bandas de deformação, enquanto que na liga com tratamento T8 estas características não foram observadas; (2) ambos os tratamentos, T8 e T851, foram associados à susceptibilidade à corrosão localizada severa, porém esta foi dependente dos tratamentos termomecânicos; (3) em ambas as ligas, o desenvolvimento de corrosão localizada severa (CLS) esteve associado com evolução de bolhas de hidrogênio e dissolução da fase T1, mas não com a distribuição das partículas constituintes; (4) na liga com tratamento T8 a CLS teve início nos grãos mais ativos eletroquimicamente e sua morfologia foi diretamente relacionada à microestrutura da liga; enquanto que (5) na liga com tratamento T851 a CLS teve início nas bandas de deformação introduzidas nos grãos durante a etapa de

estiramento (alívio de tensões), sendo assim, sua morfologia está relacionada com a dissolução preferencial da fase T1 ao longo das bandas de deformação.

Referências bibliográficas

- (1) WARNER T. Recently-Developed Aluminium Solutions for Aerospace Applications. **Materials Science Forum**, v.51, p. 1271-1278, 2006.
- (2) RIOJA, R.; LIU, J. The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 43, p.3325-3337, 2012.
- (3) M. ROMIOS, R. TIRASCHI, C. PARRISH, H.W. BABEL, J.R. OGREN, O.S. ES-SAID, J. Design of multistep aging treatments of 2099 (C458) Al-Li alloy, **Mater. Eng. Perform**, v. 14, p. 641-646, 2005.
- (4) CHEN, J.; Madi, Y.; Morgeneuer, T.F; Besson, B. Plastic flow and ductile rupture of a 2198 Al–Cu–Li aluminum alloy. **Computational Materials Science**, v. 50, n. 4, p.1365-1371, fev. 2011.
- (5) MA, Y.; ZHOU. X.; MENG. X.; HUANG. W.; LIAO. Y.; CHEN. X.; YI. Y.; ZHANG. X.; THOMPSON. G.E.; Influence of thermomechanical treatments on localized corrosion susceptibility and propagation mechanism of AA2099 Al–Li alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 26, n. 6, p.1472-1481, 2016.
- (6) HUANG, W.; MA. Y.; ZHOU. X.; MENG. X.; LIAO. Y.; CHAI. L.; YI. L.; ZHANG. X. Correlation between localized plastic deformation and localized corrosion in AA2099 aluminum-lithium alloy. **Surface and Interface Analysis**, v. 48, n. 8, p.838-842, 2015.
- (7) PROTON, V.; ALEXIS. J.; ANDRIEU, E.; DELFOSSE, J.; DESCHAMPS, A.; GEUSER, F.; LAFOND, M. C.; BLANC, C. The influence of artificial ageing on the corrosion behaviour of a 2050 aluminium–copper–lithium alloy. **Corrosion Science**, v. 80, p.494-502, 2014.
- (8) LUO, C.; ZHANG, X.; ZHOU, X.; SUN, Z.; ZHANG, X.; TANG; Z.; LU, F.; THOMPSON, G.E. Characterization of Localized Corrosion in an Al-Cu-Li Alloy. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 25, n. 5, p.1811-1819, 30 2016.
- (9) MA, Y.; ZHOU, X.; LIAO, Y.; YI, Y.; WU, H.; WANG, Z.; HUANG,. W., Localized corrosion in AA2099-T83 aluminium-lithium: The role of intermetallic particles, **Materials Chemistry and Physics**, v. 161, p. 201-210, 2014.
- (10) GAO, C.; LUAN, Y.; YU, J.; MA, Y. Effect of thermo-mechanical treatment process on microstructure and mechanical properties of 2A97 Al-Li alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 24, n. 7, p.2196-2202, 2014.
- (11) LI, J. F.; LI, C.X.; PHENG, Z. W.; CHEN, W. J.; ZHENG, Z. Q. Corrosion mechanism associated with T1 and T2 precipitates of Al–Cu–Li alloys in NaCl solution, **Journal of Alloys and Compounds**, v. 460, p. 688-693, 2008.

-
- (12) HANSEN, N.; JESEN. J.D. Development of microstructure in FCC metals during cold work. *Philosophical Transactions Of The Royal Society A: **Mathematical, Physical and Engineering Sciences***, v. 357, n. 1756, p.1447-1469, 1999.
- (13) LI, F.; LIU, Z.; WU. W.; ZHAO. Q.; ZHOU. Y.; BAI. S.; WANG. X.; FAN. G. Slip band formation in plastic deformation zone at crack tip in fatigue stage II of 2xxx aluminum alloys. *International Journal of Fatigue*, v. 91, p.68-78, 2016.
- (14) MA., Y.; ZHOU,. X.; HUANG, W.; LIAO, Y., CHEN, X., ZHANG, X. Localised corrosion in AA2099-T83 aluminium-lithium alloy: The role of grain orientation. *Corrosion Science*, v. 50, n. 6, p.41-48, 2016.
- (15) SUKIMAN, N. L.; ZHOU, X.; BIRBILIS, N.; HUGHES, A.E.; MOL, J. M. C.; GARCIA, S. J.; ZHOU, X.; THOMPSON, G.E. Durability and Corrosion of Aluminium and Its Alloys: Overview, Property Space, Techniques and Developments. *Aluminium Alloys - New Trends In Fabrication And Applications*, p.1-52, 2012.
- (16) GAO, Z.; LIU, J.Z; CHEN, J.H; DUAN, S.Y.; LIU, Z.R.; MING, W.G; WU, C.L. Formation mechanism of precipitate T1 in AlCuLi alloys. *Journal Of Alloys And Compounds*, v. 624, p.22-26, 2015.
- (17) MA, Y.; ZHOU,. X.; THOMPSON, G. E.; HASHIMOTO, T.; THOMPSON, P.; FOWLE, M. Distribution of intermetallics in AA2099-T8 aluminium alloy extrusion, *Materials Chemistry and Physics*, v. 126, p. 46-53, 2010.
- (18) MA, Y.; ZHOU, X.; LIAO, Y.; YI, Y.; WU, H.; WANG, Z.; HUANG,. W., Localized corrosion in AA2099-T83 aluminium-lithium: The role of intermetallic particles, *Materials Chemistry and Physics*, v. 161, p. 201-210, 2014.
- (19) CHEN, P.S.; BHAT, B.N. Time-Temperature-Precipitation behavior in Al-Li alloy 2195. *NASA/TM*, v. 21, p.1-13, 2002.
- (20) SIDHAR, HARPREET.; MISHRA, RAJIV S. Aging kinetics of friction stir welded Al-Cu-Li-Mg-Ag and Al-Cu-Li-Mg alloys. *Materials & Design*, v. 110, p.60-71,2016.
- (21) GRILLI, R.; BAKER, M.A.; CASTLE, J.E.; DUNN, B.; WATTS, J.F. Localized corrosion of a 2219 aluminium alloy exposed to 3,5% NaCl solution, *Corrosion Science*, v.52, p. 2855-2866, 2010.
- (22) QUEIROZ, F.M.; MAGNANI, M.; COSTA, I.; MELO, H.G. Investigation of the corrosion behaviour of AA 2024-T3 in low concentrated chloride media. *Corrosion Science*, v.50, p 2646, 2008

-
- (23) WU, YI-PING.; YE, LING-YING.; JIA, YU-ZHEN.; LIU, LING.; ZHANG, XIN-MING. Precipitation kinetics of 2519A aluminum alloy based on aging curves and DSC analysis. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 24, n. 10, p.3076-3083, 2014.
- (24) DONATUS, U.; TERADA, M.; OSPINA, C.R.; QUEIROZ, F.M.; BUGARIN, A.F.S.; COSTA, I. On the AA2198-T851 alloy microstructure and its correlation with localized corrosion behaviour. **Corrosion Science**, v. 131, p.300-309, 2018.
- (25) ZHANG, X.; ZHOU, X.; HASHIMOTO, ZHOU.; LIU, B.; LUO, C.; SUN, Z.; TANG, Z.; LU F.; MA, Y. Corrosion behaviour of 2A97-T6 Al-Cu-Li alloy: The influence of non-uniform precipitation, **Corrosion Science**, v.132, p. 1-8, 2018.
- (26) ARAUJO, J.V de S.; QUEIROZ, F.M.; TERADA, M.; ASTARITA, A.; COSTA, I. Eis study of the microstructure influence on the corrosion behaviour of AA2198-T3 compared to AA2198-T851 alloy, **Anais de Congresso** , XXX International Conference on Surface Modification Technologies (SMT30), Milan- Italia, 2016.
- (27) ARAUJO, J.V de S.; COSTA, I. Influência dos tratamentos T851 e T3 na resistência à corrosão da liga AA2198, **Anais de Simpósio**, Boletim Técnico da Faculdade de Tecnologia de São Paulo, São Paulo, 2016.
- (28) ARAUJO, J.V de S.; DONATUS, Y.; QUEIROZ, F.M.; TERADA, M.; MILAGRE, X.; COSTA, I. On the severe localized corrosion susceptibility of the AA2198-T851 alloy, **Corrosion science**, V. 133, p. 132-140, 2018.
- (29) LUO, Chen.; ALBU, S.P.; ZHOU, X.; SUN, Z.; ZHANG, X.; TANG, Z.; THOMPSON, G.E. Continuous and discontinuous localized corrosion of a 2xxx aluminium–copper–lithium alloy in sodium chloride solution. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 658, p.61-70, 2016.