

FADIGA UNIAXIAL NA LIGA DE ALUMÍNIO A356: EFEITOS DA ADIÇÃO DO ESTRÔNCIO E DO TRATAMENTO TÉRMICO T6.

Tatiane Haskell, tatiane_haskell@hotmail.com¹

Guilherme Ourique Verran, guilherme.verran@udesc.br²

Renato Barbieri, renato.barbieri@udesc.br³

¹ Dra. Eng. Materiais, Prof. do DEM/CCT/UDESC

² Dr. Eng. Metalúrgica, Prof. do DEM/PGCEM/CCT/UDESC

³ Dr. Eng. Mecânica, Prof. do DEM/PGCEM/CCT/UDESC

Resumo: O objetivo dessa pesquisa foi realizar um estudo de fadiga utilizando a liga de alumínio A356 em quatro situações distintas: sem e com modificação por estrôncio nas condições bruta de fundição e tratada termicamente por T6, visando relacionar fatores microestruturais com propriedades de fadiga. Para realização desse estudo ensaios de fadiga uniaxial foram conduzidos à amplitude de tensão constante e a temperatura ambiente, assim como, ensaios de tração e de microdureza da matriz. A caracterização microestrutural foi feita por microscopia óptica e medições do espaçamento dos braços dendríticos (SDAS). Análises de fratura para reconhecimento das diferentes regiões de falha por fadiga e identificação dos sítios de nucleação foram realizadas utilizando MEV. Os resultados mostraram que a liga nas condições tratadas termicamente apresentaram melhores resultados em fadiga principalmente em baixo ciclo e que em alto ciclo os resultados das ligas brutas e tratadas se aproximaram. Nas amostras modificadas por Sr foram encontrados porosidades e microrechupes que contribuíram para a redução nas propriedades da liga. Os sítios de nucleação de falha por fadiga foram localizados na superfície, e poros de superfície foram detectados como principais sítios de nucleação nas amostras que falharam precocemente.

Palavras-chave: Liga A356, Fadiga Uniaxial, Modificação por Sr, Tratamento térmico T6.

1. INTRODUÇÃO

O aumento do interesse por pesquisas da liga A356 está relacionado ao aumento da sua aplicação, principalmente no setor automotivo. A liga A356 é muito utilizada em componentes automobilísticos e aeroespaciais devido as suas excelentes propriedades físicas e mecânicas (ASM, 2004). Possui boa resistência à corrosão, boas características de fundição, altas resistências e tenacidade ao impacto, altas condutividades térmicas e elétricas e, principalmente baixa densidade permitindo redução do peso dos componentes, além do fato de aceitar tratamentos térmicos que resultam em melhorias das propriedades mecânicas (CHAUDHURY et al., 2005; SHIVLUMAR et al., 1990, MADELAINE-DUPUICH, 1996 apud MA, et al., 2004; PEDERSEN et al., 2001).

As principais rotas para incremento das propriedades mecânicas desta liga incluem o tratamento de modificação do silício e os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial (T6). Atualmente o estrôncio é o elemento mais utilizado para modificar a morfologia do silício melhorando a ductilidade da liga e reduzindo o tempo de tratamento térmico (MA et al., 2004; OGRIS et al., 2002).

O tratamento térmico típico dessas ligas envolve solubilização, têmpera e envelhecimento artificial (T6), porém a escolha do tratamento vai depender das propriedades que se deseja para cada tipo de aplicação (HERNANDEZ-PAZ et al., 2004).

Algumas aplicações dessa liga estão em cabeçotes, blocos de motor, rodas, transmissores, estrutura de aeronave, peças de bomba de aeronave, acessórios e peças de controle de aeronave e em instalações de energia nuclear (ASM, 2004). Considerando que a liga é exposta a carregamentos cíclicos na maioria dessas aplicações, se torna fundamental um melhor conhecimento do seu comportamento em fadiga como um importante parâmetro de projeto.

O estudo convencional de fadiga pode ser dividido em três enfoques: fadiga controlada por tensões cíclicas, por deformações cíclicas e propagação de trincas (FERREIRA, 2008 apud MATTOS et al., 2010). Na fadiga controlada por tensões cíclicas, as curvas de amplitude de tensão versus números de cíclicos são característicos. Muitas pesquisas foram realizadas para verificar o comportamento dessas ligas sobre amplitude de tensão constante. Pio (2011), Song et al. (2012) e Lee (2013) utilizaram tração cíclica para verificar esse comportamento na liga A356 bruta de fundição e tratada por T6, enquanto que Wang et al. (2001) estudaram a liga na condição T6. Zeng et al. (2014) utilizaram flexão rotativa para estudar esse comportamento na liga A356-T6 enquanto que outros pesquisadores utilizaram outras ligas (CESCHINI et al., 2012) bem como outros tipos de carregamentos (MATTOS et al., 2010, ROY et al., 2012).

O presente estudo abrange o comportamento em fadiga uniaxial na liga A356 em quatro condições distintas: na liga sem e com modificação nas condições bruta e tratada termicamente por T6 utilizando amplitudes de tensões constantes

(fadiga controlada por tensões cíclicas), e assim poder relacionar alterações microestruturais com propriedades de fadiga.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

A liga utilizada nesse trabalho foi a liga de alumínio A356 sem e com adição de estrôncio (Sr). A composição química está apresentada na Tab. (1).

Tabela 1. Composição química da liga A356 estudada (% em peso).

	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Sr	V	Al
Sem Sr	7,18-7,41	0,106-0,109	0,004-0,007	0,303-0,309	0,08-0,102	0,000-0,000	0,013-0,014	92,0-92,3
Com Sr	6,95-7,44	0,098-0,110	0,006-0,007	0,283-0,323	0,093-0,103	0,014-0,017	0,013-0,014	92,0-92,5

Os corpos de prova para realização dos ensaios de tração e de fadiga foram obtidos mediante a fundição da liga e vazamento por gravidade em coquilha à temperatura de $720^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$. Tratamento de desgaseificação com rotor e nitrogênio foi realizado no banho fundido para garantir a sanidade interna dos corpos de prova. Adições dos elementos magnésio e estrôncio, foram realizadas durante a desgaseificação, para manter os percentuais próximos de 0,3 e 0,017 (% em peso) na liga respectivamente, com um tempo de homogeneização de 6 minutos. O magnésio foi adicionado no seu estado puro enquanto que o estrôncio na forma de uma ante-liga de Al-Sr10%. A definição do percentual de estrôncio na liga foi baseada nos melhores resultados descritos em trabalho anterior (ARAÚJO, 2012). Tanto a liga como os fundidos foram produzidos pela empresa Wetzel S.A – Unidade Alumínio.

Os produtos fundidos foram usinados até as dimensões padronizadas conforme norma JIS - G 567 (Fig. 1). Depois de usinados receberam um acabamento superficial com lixas de granulometria de 600 e 1200 mesh com o objetivo de limitar o valor da rugosidade superficial em $Ra < 0,3\mu\text{m}$. Os corpos de prova que foram submetidos a tratamentos térmicos a usinagem foi realizada após o tratamento.

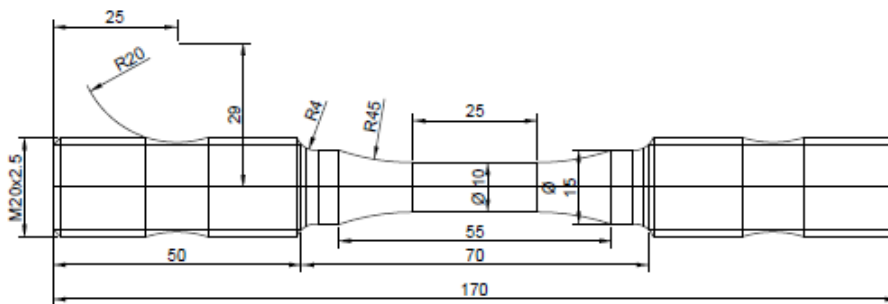


Fig. 1. Geometria dos corpos de prova utilizados nesse trabalho. Dimensões em mm.

As amostras para ensaio de tração e de fadiga foram analisadas nas condições brutas de fundição e tratadas termicamente por T6. O tratamento térmico realizado foi o T6, que constou de solubilização a 540°C por 6 h, seguido de um rápido resfriamento em água a temperatura ambiente, envelhecimento artificial a 155°C por 5 h e resfriamento ao ar. A escolha das condições do tratamento térmico foi feita com base nos melhores resultados descritos em trabalhos anteriores (HASKEL et al., 2010 e RONSANI et al., 2011) e todos os ensaios foram realizados a temperatura ambiente.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos da marca Schimadzu modelo EHF-EM300K1-070-1A, no laboratório de Ensaios Mecânicos do CCT/UEDESC, com velocidade de aplicação de carga de 5mm/min. A célula de carga utilizada foi de 100 kN. Os procedimentos para ensaio seguiram a norma ASTM E8/E8M – 13a.

As propriedades de tração: limite de resistência, limite de escoamento e alongamento foram avaliados. Os gráficos foram gerados pelo software GLUON de processamento de dados da máquina. Os valores para a tensão de escoamento foram obtidos utilizando o limite de 0,2% para a deformação axial. Quatro ensaios foram conduzidos para cada condição de estudo e os resultados apresentados na forma de valores médios com seus respectivos desvios padrão.

Os ensaios de fadiga uniaxial (tração-compressão) foram realizados na mesma máquina universal de ensaios mecânicos que foram realizados os ensaios de tração. Os ensaios procederam com frequência de 10Hz e carregamento senoidal com $R=-1$ à amplitudes de tensões constantes e as curvas S-N (tensão alternada por número de ciclos) foram apresentadas. Em torno de 22 corpos de prova foram utilizados para cada condição de estudo da liga e os ensaios repetidos pelo menos duas vezes em cada amplitude de tensão. A Eq. (1) apresenta a formula da tensão utilizada nos gráficos.

$$S = F/A \quad (1)$$

onde: F = força aplicada em kN

A = área inicial do corpo de prova em mm^2 .

S= amplitude de tensão em MPa.

Os ensaios de microdureza foram realizados para determinar a dureza da matriz, utilizando três amostras para cada condição de estudo da liga. Os ensaios foram realizados utilizando um microdurômetro da marca Schimadzu com indentador Vickers. A carga utilizada foi de 25gf (HV 0,025) e um total de vinte ensaios foram realizados para cada amostra. Os resultados foram apresentados na forma de valores médios com seus respectivos desvios padrão. Para realização dos ensaios as amostras foram devidamente preparadas usando técnicas padronizadas de metalografia.

A caracterização microestrutural da liga, nas diferentes condições experimentais investigadas, foi feita por microscopia óptica e amostras cortadas dos corpos de prova de tração foram utilizadas para realização desta análise. Adicionalmente medidas do SDAS (espaçamento entre os braços dendríticos secundários) foram realizadas com a utilização de um software analisador de imagens para caracterização do processo de fundição. Para esta avaliação foram realizadas 200 medições em uma amostra para cada condição da liga estudada e os resultados apresentados na forma de valores médios com seus respectivos desvios padrão. As superfícies de fratura de amostras rompidas selecionadas foram analisadas utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV).

3. RESULTADO E DISCUSSÕES

3.1 Microestrutura

A Figura (2) mostra a microestrutura da liga nas diferentes condições de estudo. Na condição bruta de fundição Fig. (2a), as dendritas de alumínio α apresentaram-se com comprimento maior e as partículas de Si na forma de placas finas, pontiagudas e irregularmente distribuídas nas regiões interdendríticas como citado em trabalho anterior (HASKEL, 2009). Na liga bruta de fundição com adição de estrôncio Fig. (2b), houve alteração na morfologia das partículas de silício e nas dendritas. Os braços dendríticos engrossaram, ficaram mais arredondados e as dendritas menos definidas e mais separadas pela região eutética proporcionando uma maior descontinuidade das dendritas. As partículas de Si mudaram sua morfologia, tomaram a forma fibrosa, ficaram menores e mais aproximadas como observado em trabalho anterior (ÁRAUJO, 2012). Maior porosidade foi encontrada em amostras nessa condição proporcionada pela presença de Sr na liga. Na liga tratada termicamente sem adição de Sr Fig. (2c), as partículas de Si maiores apresentaram-se na forma de bastão com pontas arredondadas e as partículas menores esferoidizadas, ambas mais engrossadas e melhor distribuídas nas regiões interdendrítica em função da quebra, coalescimento e esferoidização das partículas de Si durante o tratamento. As dendritas se apresentaram com contornos dendríticos menos evidentes e uma microestrutura mais homogênea foi alcançada como citado em trabalhos anteriores (HASKEL, 2009 e RONSANI, 2010). Na liga modificada tratada termicamente por T6 Fig. (2d), as partículas de Si apresentaram-se menores e a maioria esferoidizadas em função da maior facilidade de desintegração das partículas fibrosas do que das partículas em forma de placas durante o tratamento térmico, e os contornos dendríticos apresentaram-se mais definidos comparado a condição tratada sem modificação. Uma maior concentração de poros, como apresentado na Fig. (2b), foram encontradas nas amostras modificadas por Sr tanto na liga bruta quanto na tratada termicamente. A condição que apresentou menores concentrações do Si eutético foi a liga tratada termicamente por T6 sem modificação. Essa foi a condição na qual a microestrutura se apresentou mais homogênea.

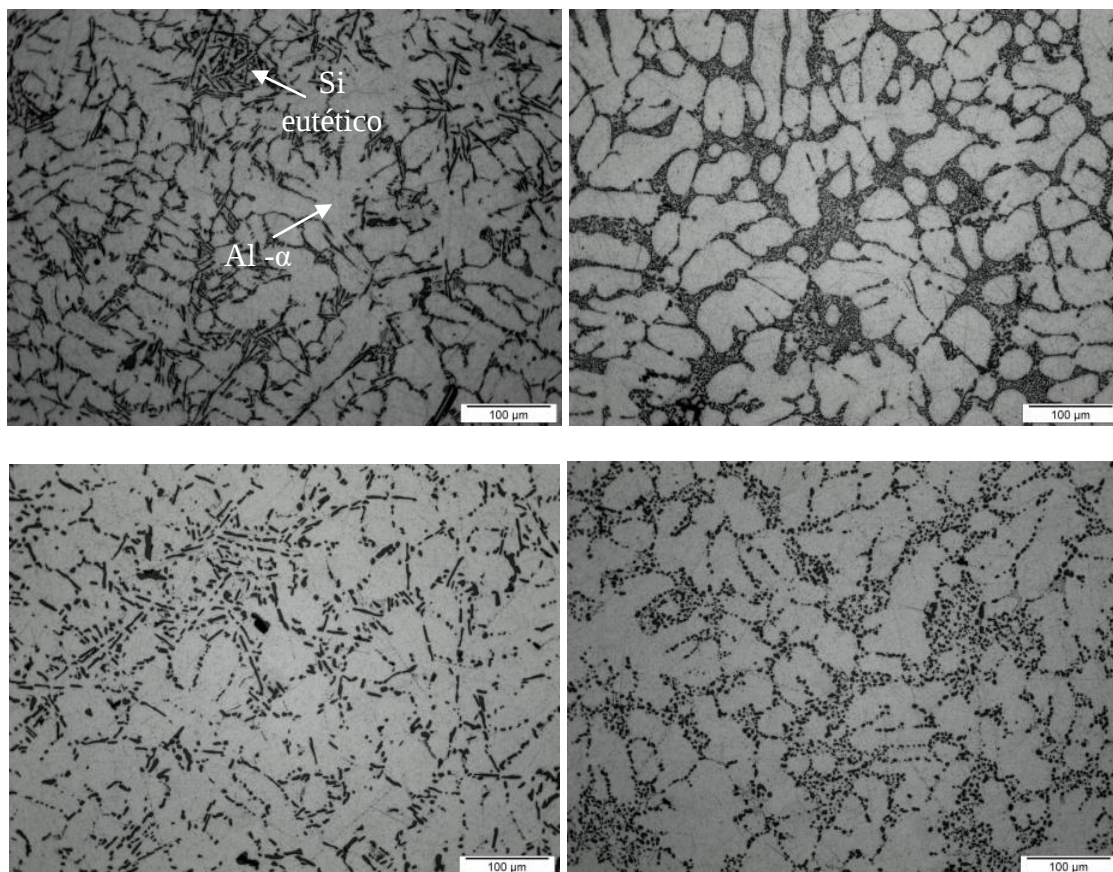


Fig. 2 - Microestruturas da liga A356 (a) bruta de fundição sem Sr (b) bruta de fundição com Sr (c) T6 sem Sr (d) T6 com Sr.

Medidas do SDAS (espaçamento entre os braços dendríticos secundários) foram realizadas nas diferentes condições de estudo e os resultados apresentaram-se muito próximos Tab. (2). Em média os braços dendríticos da liga bruta modificada por Sr e tratadas termicamente por T6 aparentaram maiores, como constatado visualmente nas análises micrográficas, porém houve uma grande variação nos valores medidos em função da heterogeneidade de tamanho de braços dendríticos encontrados em cada amostra. Segundo Ceschini et al. (2016), a faixa de SDAS para uma microestrutura fina é de 20-25 μm e para uma microestrutura grossa é de 50-70 μm . Portanto essa análise serviu como caracterização do processo de fundição e as microestruturas da liga nas diferentes condições avaliadas puderam ser classificadas como fina.

Tabela 2 - Valores de SDAS e seus respectivos desvios padrão para liga A356 nas diferentes condições de estudo.

Corpos de Prova	Bruta sem Sr SDAS (μm)	Bruta com Sr SDAS (μm)	T6 sem Sr SDAS (μm)	T6 com Sr SDAS (μm)
Tração	23,4 $\pm$ 5,0	27,1 $\pm$ 8,8	27,7 $\pm$ 5,5	24,0 $\pm$ 4,1

3.2 Propriedades Mecânicas

3.2.1 Microdureza

A Tabela (3) mostra os valores médios de microdureza da matriz da liga A356 nas diferentes condições de estudo com seus respectivos desvios padrões. Na liga bruta a dureza foi em torno de 86 HV enquanto que na liga tratada por T6 foi em torno de 124 HV, mostrando a efetividade do tratamento térmico em função da precipitação de Mg_2Si na matriz.

Tabela 3 - Microdureza da matriz da liga A356 nas diferentes condições de estudo.

	Bruta sem Sr	Bruta com Sr	T6 sem Sr	T6 com Sr
HV 0,025	83,41	88,30	124,15	123,95
Desvio	$\pm 3,95$	$\pm 4,48$	$\pm 4,02$	$\pm 4,18$

3.2.2 Ensaios de Tração

As propriedades de tração estática da liga A356 nas quatro condições estudadas estão apresentadas na Tab. (4).

Tabela 4 – Propriedades de tração estática da liga A356 estudada

Condição	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
Bruta sem Sr	$119,96 \pm 20,28$	$194,15 \pm 9,54$	$5,44 \pm 0,38$
Bruta com Sr	$119,29 \pm 3,68$	$186,57 \pm 11,13$	$7,47 \pm 0,95$
T6 sem Sr	$261,09 \pm 10,86$	$326,63 \pm 2,54$	$7,59 \pm 0,72$
T6 com Sr	$239,70 \pm 4,56$	$305,06 \pm 8,01$	$10,38 \pm 1,53$

As melhores propriedades de resistência foram apresentadas pela liga tratada termicamente sem modificação. Apesar da liga tratada com modificação apresentar resultados de resistência inferiores à liga tratada sem modificação foi a condição que apresentou melhor alongamento. Esses resultados estão diretamente relacionados à microestrutura do material. O que pode ter reduzido as propriedades de resistência na condição modificada foi o fato de a microestrutura não se apresentar tão homogênea quanto na não modificada, por apresentar maior número de segregações de partículas de Si, e principalmente, por apresentar maior porosidade com tamanho consideráveis que não foram encontradas na liga não modificada. SONG et al., (2012) em seus experimentos, também constataram redução nas propriedades de resistências em amostras que apresentaram maior número de concentrações de Si.

O aumento nas propriedades de resistência da liga tratada termicamente com relação à liga bruta está associado, principalmente, com a precipitação de nanopartículas de Mg_2Si dispersas na matriz em função do envelhecimento artificial (SEGUNDO et al., 2015). O fato das partículas de Si estarem mais afastadas e melhor distribuídas nas regiões interdendríticas, com pontas arredondadas na condição sem modificação e esferoidizadas na condição modificada, e os braços dendríticos apresentarem um maior arredondamento e engrossamento devido ao tratamento térmico, também dificultam as propagações de falhas e aumentam a ductilidade da liga.

As propriedades de resistência nas condições bruta de fundição apresentaram-se praticamente iguais, o que diferenciou uma condição da outra foi o fato da liga bruta modificada proporcionar um maior alongamento devido a modificação do Si eutético através da adição de Sr, variando de uma morfologia tipo placas finas para uma do tipo fibrosa e proporcionando dessa maneira aumento de ductilidade à liga. Assim o “efeito de entalhe” foi eliminado, característico das partículas de Si na condição bruta de fundição. Também foi observado que a liga não modificada, mas tratada termicamente, atingiu o mesmo valor de alongamento que a liga bruta modificada. Isso implica numa condição favorável a liga pois além de atingir 68% de aumento de resistência ainda atingiu o mesmo percentual de ductilidade que a liga modificada (40% de aumento) em relação à liga bruta sem modificação. Na liga modificada e tratada termicamente, o aumento de ductilidade foi de 91% com relação à bruta sem modificação. O ganho de ductilidade na condição T6 + modificação confirma a importância do efeito da modificação da morfologia das partículas de silício no comportamento mecânico destas ligas.

3.2.3 Ensaios de Fadiga

A Figura (3) apresenta os resultados dos ensaios de tração cíclica e as curvas ajustadas com a lei de potencial (Basquin) para as quatro condições estudadas.

As amostras tratadas termicamente apresentaram melhores resultados principalmente em baixo ciclo. Em alto ciclo ($N = \sim 10^6$ ciclos) os resultados das ligas brutas e tratadas se aproximaram. Essas mesmas observações também foram encontradas por Lee (2013) em seus experimentos. A liga tratada com modificação se aproximou dos resultados da liga bruta com modificação, assim como a liga tratada sem modificação se aproximou da liga bruta sem modificação. Os resultados da liga tratada com modificação se aproximaram da liga bruta sem modificação antes de atingir a curva da liga bruta modificada (em torno de 300000 ciclos). Pela quantidade de amostras que romperam nessa região duas hipóteses podem ser levantadas, por ser modificada por Sr amostras contendo porosidade levaram a falha precoce ou a curva passa a ter outra inclinação onde as amostras levam mais tempo para romper já que um limite de fadiga não é

esperado para essa liga. A primeira hipótese pode ser confirmada através de análises fractográficas, já a segunda apenas com a realização de mais ensaios na região de alto ciclo (10^6 a 10^8). A liga tratada sem modificação também apresentou um comportamento semelhante onde essas hipóteses podem ser levantadas. Na faixa de 10^3 a 10^6 ciclos as ligas sem modificação apresentaram um comportamento em fadiga melhor que as com modificação, por apresentarem maiores limites de escoamento.

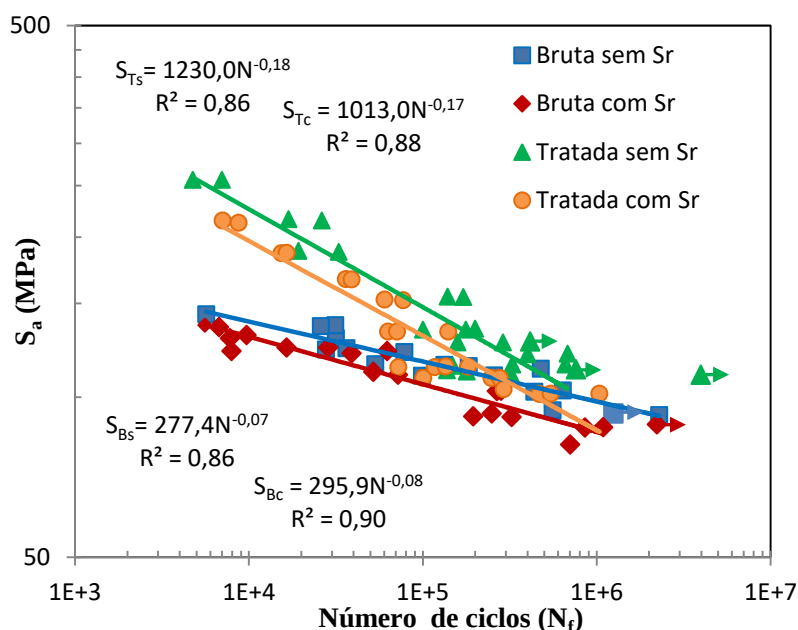


Fig. 3 - Curvas S-N da liga A356 para as quatro condições estudadas. As setas indicam as amostras que não romperam.

As expressões matemáticas para as curvas ajustadas com o método dos mínimos quadrados (equações de Basquin) estão apresentadas pelas Eq. (2) e Eq. (3) para as ligas tratadas e pelas Eq. (4) e Eq. (5) para as ligas brutas de fundição:

$$S_{Ts} = 1230 \times N^{-0,18} \quad 10^3 < N < 10^6 \quad (2)$$

$$S_{Tc} = 1013 \times N^{-0,17} \quad 10^3 < N < 10^6 \quad (3)$$

$$S_{Bs} = 277,4 \times N^{-0,07} \quad 10^3 < N < 10^6 \quad (4)$$

$$S_{Bc} = 295,9 \times N^{-0,08} \quad 10^3 < N < 10^6 \quad (5)$$

Estes valores permitem observar que as taxas de decréscimo das curvas de falhas para as ligas tratadas por T6 (-0,18) e (-0,17) são superiores às das ligas brutas (-0,07) e (-0,08) indicando que a liga tratada apresenta um melhor comportamento em fadiga em baixo ciclo, e que em torno de $N=10^6$ ciclos os resultados se aproximaram.

Outra observação é que as taxas de decréscimo do ensaio de tração cíclica se apresentaram muito próximas tanto para a liga tratada (-0,18) e (-0,17) quanto para a liga bruta de fundição (-0,07) e (-0,08), representando que para até um milhão de ciclos as curvas são paralelas. Uma análise mais detalhada destes fenômenos foi descrita em trabalho anterior (HASKEL, 2016).

3.3 Análises Fractográficas

Nas superfícies de fratura das amostras submetidas à tração cíclica pode ser evidenciada a existência de três regiões distintas que caracterizaram a falha por fadiga: a de iniciação da falha, a de propagação e a de ruptura final. A de iniciação foi caracterizada por uma superfície lisa onde se localizam os sítios de nucleação, a de propagação foi caracterizada pelas marcas de praia e a última tem uma característica semelhante à fratura estática, com a matriz deformada de acordo com a morfologia do Si (Fig. 4). As marcas de praia crescem gradativamente com os números de ciclos, ou seja, quanto menores as tensões maiores serão os tempos para as amostras romperem, resultando em maior área com marcas.

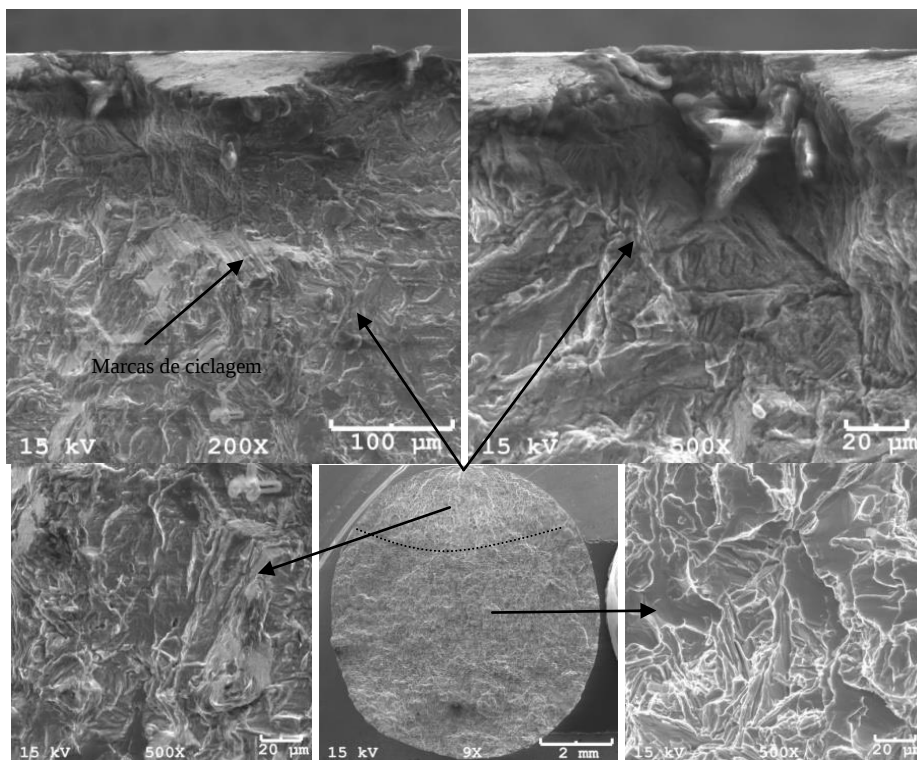


Fig. 4 - Início da falha por fadiga uniaxial (a) e (b)) mostrando a trinca principal; (c) região de propagação e (d) região central de ruptura final da superfície de fratura de uma amostra bruta de fundição com 31480 ciclos.

Em todas as amostras analisadas, a falha teve início na superfície e em geral foi possível visualizar apenas uma região de início de falha por fadiga. Roy et al. (2012) observaram que sob condições de tração pura não ocorrem múltiplos sítios de nucleação. Na maioria das amostras analisadas, a iniciação da falha por fadiga se deu em poros junto a superfície, em algumas amostras não foi possível detectar o que levou a falha. Inclusões, bandas de escorregamento da matriz (regiões de intensa deformação plástica) e filmes de óxidos, são hipóteses que não podem ser descartadas. Segundo alguns pesquisadores como Mattos et al. (2010), Koutiri et al. (2013), Wang et al. (2001), Elhadari et al. (2011), Ceschini et al. (2012), a porosidade é realmente o fator primordial que influencia na vida em fadiga em fundidos, porém inclusões de óxidos, tamanho de partícula de Si, tamanho de SDAS e partículas intermetálicas de ferro podem interferir na vida em fadiga. No segundo mecanismo, em que ocorre dano por fadiga em menor escala, é assumido que a iniciação de trinca é controlada pela plasticidade local, relatada as micro heterogeneidades estruturais em questão ou simplesmente a matriz do material. Lee et al. (2007) apud Song et al. (2012), afirmam que as trincas por fadiga da liga A356 geralmente iniciam nas partículas de Si próximas a superfície da amostra e consideram também que, bandas de escorregamento contínuos da matriz são possíveis sítios de nucleação.

Nesse trabalho foi detectado que a porosidade foi a principal causa que levou a falha precoce. Nas amostras que falharam precocemente foram encontrados poros junto a superfície da amostra (em todas as amostras modificadas por estrôncio), próximo ao centro da amostra, como também em toda a amostra (múltiplos poros) (Fig. 5). Estas observações estão de acordo com Lee (2013) que em suas análises também observou que as trincas por fadiga propagam a partir de concentrações de tensões ao redor de microvazios próximos a superfície da amostra e que a fratura final foi criada pelo coalescimento dessas trincas com microvazios, no interior da amostra. Elhadari et al. (2011) em suas pesquisas também observaram que a trinca a partir de grandes defeitos próximos a superfície da amostra, tanto como de grandes poros superficiais, aglomeração de poros próximos a superfície, e grandes inclusões próximas da superfície.

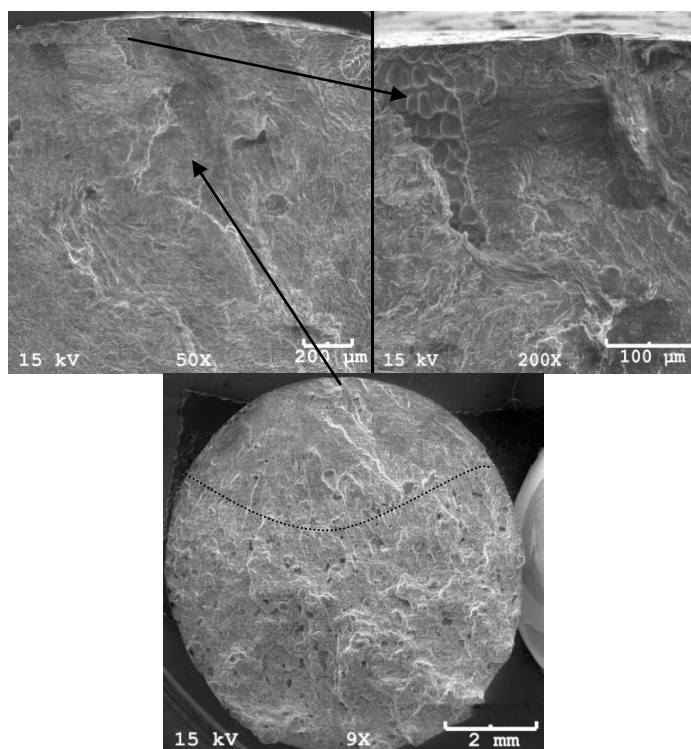


Fig. 5 - Amostra com múltiplos poros que levou a falha precoce (c). Início da falha em poro junto à superfície (a) e (b). Amostra bruta de fundição modificada por estrôncio com 704935 ciclos.

4. CONCLUSÃO:

As ligas tratadas apresentaram melhor comportamento em fadiga de baixo ciclo devido às melhores propriedades de resistência, entretanto em alto ciclo os resultados das ligas brutas e tratadas se aproximaram.

As ligas sem modificação apresentaram melhor comportamento em fadiga de baixo ciclo em função das melhores propriedades de resistência com relação às modificadas.

As melhores propriedades de resistência estática foram alcançadas pela liga tratada termicamente sem modificação em função do endurecimento da matriz, bem como das alterações na morfologia e na distribuição das partículas de Si.

A condição em que a liga apresentou maior ductilidade foi na tratada termicamente modificada por Sr, devido ao menor tamanho e a esferoidização das partículas do Si com o tratamento térmico.

A redução de resistência das ligas modificadas com relação as não modificadas está relacionada ao maior número de poros encontrados na microestrutura da liga nessas condições.

As superfícies de fratura por fadiga apresentaram basicamente três regiões distintas: de início de falha, de propagação de falha e de ruptura final. A região de início de falha apresentou um aspecto liso e revelou as trincas, as marcas de ciclagem (estrias que revelam o período de propagação) e o possível sítio de nucleação. Na região de propagação, foram observadas estrias, trincas e o sentido de propagação. A região de ruptura final apresentou as mesmas características de ruptura de um carregamento estático com a matriz deformada de acordo com a morfologia do Si.

As superfícies de fratura das amostras modificadas por Sr revelaram porosidades distribuídas por toda a amostra, que levaram a falha precoce para esta condição. Os sítios de nucleação de falha por fadiga foram localizados na superfície das amostras e poros localizados na superfície foram detectados como principais sítios de nucleação de trincas.

5. AGRADECIMENTOS:

Os autores agradecem a empresa Wetzel S.A pelo fornecimento da liga e a produção das amostras para a realização desse trabalho, a Fapesc pelo apoio financeiro e a Universidade do Estado de Santa Catarina por disponibilizar os equipamentos necessários para a realização dos ensaios.

6. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

ASM Handbook, 2004. "Heat Treating", ASM International, Vol.4.

ASM Handbook, 2002. "Materials Selection and Design", ASM International, Vol.20.

Araújo, S. K., 2012, "Efeito da Modificação com Estrôncio na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas da liga 356", Dissertação de Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais, PGCEM/UDESC, Joinville, SC.

Ceschini, L., Boromei, I., Morri, A., Seifeddine, S., Svensson, I.L., 2012, "Effect of Fe content and microstructural features on the tensile and fatigue properties of the Al-Si10-Cu2 alloy", Materials and Design, Vol. 36, pp. 522-528

Chaudhury, S.K., Apelin, D., 2005, "Effects of Solution Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si-Cu-Mg (354) Alloy Using a Fluidized Bed Reactor", AFS Transactions, pp.1-14.

Haskel, T., 2009, "Efeito do tratamento térmico de solubilização na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga de alumínio A356". Dissertação de mestrado em ciência e engenharia dos materiais, PGCEM/UDESC, Joinville, SC.

Haskel, T., 2016, "Fadiga na liga de alumínio A356: efeito da adição do estrôncio e do tratamento térmico T6". Tese de doutorado em ciência e engenharia dos materiais, PGCEM/UDESC, Joinville, SC.

Haskel, T, Verran G.O., 2010, "Tratamento de solubilização da liga A356: Efeitos do tempo e da temperatura". 65º ABM International Congress. Vol único.

Hernández-Paz, J.F., Paray, F., Gruzleski, J.E., 2004, "Natural Aging and Heat Treatment of A356 Aluminium Alloy", AFS Transaction, Vol. 02, pp. 1-10.

Koutiri., 2013, "High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminium subject to complex loads", International Journal of Fatigue, Vol. 47, pp. 44-57.

Lee, C., 2013, "Effect of T6 Heat Treatment on the defect susceptibility of fatigue properties to microporosity variations in a low-pressure die-cast A356 alloy". Materials Science & Engineering A, Vol. 559, pp. 496-505.

Mattos, J.J.I., Uehara, A.Y., Sato, M., Ferreira, I., 2010, "Fatigue Properties and Micromechanism of Fracture of an AlSiMg0,6 Cast Alloy Used in Diesel Engine Cylinder Head", Procedia Engineering, Vol. 02, pp. 759-765.

Ma, Z., Samuel, A.M., Samuel, F.H., 2004, "Effect of Iron and Cooling Rate on Tensile Properties of B319.2 Alloys in Non-Modified and Sr-Modified Conditions". AFS Transactions, Vol. 02, pp. 1-10.

Ogris, E., Wahlen, A., Luchinger, H., Uggowitzer, P.J., 2002, "On The Silicon Spheroidization in Al-Si Alloys", Journal of Light Metals, vol. 2, pp. 263-269.

Pedersen, L., Arnberg, L., 2001. "The Effect of Solution Heat Treatment and Quenching Rates on Mechanical Properties and Microstructures in AlSiMg Foundry Alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32A.

Pio, L. Y., 2011. "Effect of T6 Heat Treatment on the Mechanical Properties of Gravity Die Cast A356 Aluminium Alloy", Journal of Applied Sciences, Vol. 11, pp. 2048-2052.

Ronsani, G. S., 2010, "Tratamento de envelhecimento artificial das ligas 356 e A356: Efeitos da composição química, do tempo e da temperatura nas propriedades mecânicas". Dissertação de mestrado em ciência e engenharia dos materiais, PGCEM/UDESC, Joinville, SC.

Ronsani GS, Verran GO, Vilella, VMC, Vogel WF., 2011, "Envelhecimento artificial das ligas 356 e A356: efeitos da composição química e dos parâmetros de processamento". 12º Seminário de Metais Não Ferrosos da ABM.; Vol. único, pp. 132-142.

Roy, M., Nadot, Y., Maijer, D.M., Benoit, G., 2012, Multiaxial fatigue behavior of A356-T6. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 35, pp. 1148-1159.

Segundo, E. H., 2015, "Efeitos dos tratamentos de solubilização e precipitação sobre a microestrutura das ligas da família 356 com diferentes teores de magnésio". Dissertação de mestrado em ciência e engenharia dos materiais, PGCEM/UDESC, Joinville, SC.

Shivkumar, S., Ricci, S., Keller, C., Apelian, D., 1990, "Effect of Solution Treatment Parameters on Tensile Properties of Cast Aluminum Alloys", Journal of Heat Treating, vol. 8, n.1, pp. 63-70.

Song, J.Y., Park, J.C., Jeong, B.H., Ahn, Y.S., 2012, "Fatigue behavior of A356 aluminium alloy for automotive wheels", International Journal of Cast Metals Research, v. 25, pp. 26-30.

Wang, Q.G; Apelian, D; Lados, D.A., 2001, "Fatigue behavior of A356-T6 Aluminum Cast Alloys. Part I. Effect of Casting Defects", Journal of Light Metal, Vol.1, pp. 73-84.

Zeng, L.; Sakamoto, J.; Fujii, A.; Noguchi, H., 2014, "Role of eutectic silicon particles in fatigue crack initiation and propagation and fatigue strength characteristics of cast aluminum alloy A356", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 115, pp. 1-12.

7. DIREITOS AUTORAIS

Todos os direitos reservados. Todos os textos, imagens, gráficos, e outros materiais são protegidos por direitos autorais e outros direitos de propriedade intelectual pertencentes aos autores desta artigo, suas subsidiárias, afiliadas e licenciadas. Os autores, também, são proprietários dos direitos autorais de desenvolvimento, seleção, coordenação, diagramação e disposição dos materiais neste artigo. É expressamente vedada a cópia ou reprodução destes materiais para uso ou distribuição comercial, a modificação destes materiais, sua inclusão em websites e o seu envio à publicação em outros meios digitais e físicos, ou de qualquer outra forma dispor de tais materiais sem a devida autorização, estão sujeito às responsabilidades e sanções legais.

UNIAXIAL FATIGUE IN A356 ALUMINUM ALLOY: EFFECTS OF THE ADDITION OF STRONTIUM AND HEAT TREATMENT T6.

Haskel Tatiane, tatiane_haskel@hotmail.com¹

Verran Guilherme Ourique, guilherme.verran@udesc.br²

Barbieri Renato, renato.barbieri@udesc.br³

¹Dr. Materials Engineering, Professor of Department of Mechanical Engineering/University of the State of Santa Catarina/Joinville/Brazil.

²Dr. Metallurgical Engineering, Professor of Department of Mechanical Engineering/Postgraduate Program in Materials Science and Engineering/University of the State of Santa Catarina/Joinville/Brazil.

³Dr. Mechanical Engineering, Professor of Department of Mechanical Engineering/Postgraduate Program in Materials Science and Engineering/University of the State of Santa Catarina/Joinville/Brazil.

Abstract: The purpose of this research was to perform a fatigue study using the A356 aluminum alloy in four different conditions: as cast (permanent mold) with and without modification by strontium and heat treated (T6), aiming to relate microstructural factors and axial fatigue properties. To carry out this study tensile tests, microhardness and the uniaxial fatigue tests were conducted under constant stress amplitude at ambient temperature. Microstructural characterization was performed using optical microscopy and secondary dendrite arm spacing (SDAS) measurements. Fracture analysis for recognition of different regions of fatigue failure and identification of nucleation sites were performed using MEV. The results showed that the alloy under thermally treated conditions presented the best fatigue behavior mainly in low cycle and high cycle the results of the as cast and heat treated alloys approached. In the samples modified by Sr were found pores and shrinkage that contributed to the reduction in the fatigue properties of the alloy. The nucleation sites failure of fatigue were located on the surface and surface pores were detected as the principal nucleation sites on samples that failed early.

Keywords: A356 Alloy, Uniaxial fatigue, Modification for strontium, Heat Treatment T6.