AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**EFEITO DO JATEAMENTO COM GRANALHAS DE AÇO NA TENSÃO RESIDUAL E NO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA DE ALUMÍNIO 6082**

ARNALDO AUGUSTO CIQUIELO BORGES

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área
de Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Antonio Augusto Couto**

**São Paulo
2017**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICA E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

**EFEITO DO JATEAMENTO COM GRANALHAS DE AÇO NA TENSÃO
RESIDUAL E NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA DE ALUMÍNIO
6082**

ARNALDO AUGUSTO CIQUIELO BORGES

**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na área de
Tecnologia Nuclear - Materiais**

**Orientador:
Prof. Dr. Antonio Augusto Couto**

**Versão Corrigida
Versão Original disponível no IPEN**

**São Paulo
2017**

FOLHA DE APROVAÇÃO

Autor: Arnaldo Augusto Ciquielo Borges

Título: Efeito do jateamento com granalhas de aço na tensão residual e no comportamento mecânico da liga de alumínio 6082.

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Doutor em Ciências.

Data: ____ / ____ / ____

Banca Examinadora

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

Prof. Dr.: _____

Instituição: _____ **Julgamento:** _____

AGRADECIMENTOS

Ao Dr. Antonio Augusto Couto, minha eterna gratidão pela orientação, apoio, conselhos, incentivos e pela amizade manifestada ao longo da realização desta pesquisa.

Aos Drs. Nelson Batista Lima e Rene Ramos de Oliveira, pelos valiosos conhecimentos transmitidos e pela atenção dispensada durante os ensaios realizados no Laboratório de Difração de Raios X do IPEN.

Ao Mestre Mariano Castagnet, pelo inestimável auxílio e suporte para realização das atividades no Laboratório de Ensaios Mecânicos do IPEN.

Ao Dr. José Carlos Bressiani pelo incentivo e orientação para que eu viesse a desenvolver este trabalho junto ao IPEN.

Ao Sr. Ricardo Terra, Diretor Técnico do Senai-SP, ao Eng. Edson Togni da escola SENAI Nadir Dias de Figueiredo, ao Eng. Alexandre Vieira da escola SENAI Suíço Brasileira Paulo Ernesto Tolle, pelos inestimáveis préstimos para o desenvolvimento de ensaios e uso de equipamentos essenciais e necessários ao decorrer deste estudo.

A Universidade Presbiteriana Mackenzie pela permissão de uso de equipamentos essenciais ao desenvolvimento deste estudo e em particular ao Mestre José Fernando Paz Gonzalez pela orientação no uso do equipamento de fadiga sempre que necessário.

Ao Eng. José Sakae pela colaboração e orientação na realização de ensaios metalográficos ocorridos na ALCOA. À Mestre Carolina Sayuri Hattori Neto pela colaboração e orientação na realização de ensaios metalográficos ocorridos na CBA.

Ao Professor Aumir Antunes, do IFSP pela inestimável colaboração na preparação de inúmeros corpos de prova utilizados durante o estudo.

À IKK do Brasil / W Abrasives Ltda. pela permissão de uso dos equipamentos de jateamento, fundamentais para o desenvolvimento deste estudo e em particular ao Eng. Evandro A. O. Lemes pela inestimável e imprescindível suporte na realização dos ensaios.

Aos Drs. Jan Vatauvuk e Daniel Benitez Barrios, pelas valiosas orientações e conhecimentos transmitidos nas diversas bancas realizadas ao longo deste trabalho.

Ao Dr. Chester Contatori, pela amizade, paciência, incentivo e apoio manifestados ao decorrer do desenvolvimento deste trabalho.

E principalmente, à minha esposa, Dulcenéa Mamana Borges, pela paciência, incentivo e companheirismo ao longo desta jornada.

RESUMO

BORGES, A. A. C. *Efeito do jateamento com granalhas de aço na tensão residual e no comportamento mecânico da liga de alumínio 6082*, 2017. 158 p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares – IPEN-CNEN/SP. São Paulo

A liga de alumínio 6082 apresenta de média para alta resistência mecânica e é de grande importância no mercado de perfis extrudados. O processo de jateamento com granalha de aço em componentes automotivos e aeronáuticos, visando induzir uma condição otimizada de tensão residual de compressão na superfície, tem se mostrado eficaz na melhoria das propriedades mecânicas em fadiga desses componentes. Neste sentido, este trabalho tem como objetivo estudar os efeitos do jateamento com granalhas de aço na tensão residual e no comportamento mecânico em fadiga da liga de alumínio 6082 solubilizada e envelhecida artificialmente. Inicialmente foram feitos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial visando a determinação da melhor condição em termos de resistência mecânica da liga de alumínio 6082. A seguir foram realizados experimentos com diversos tipos de granalhas esféricas de aço e em condições variadas de jateamento (velocidade de rotação e tempo), definindo-se a melhor condição de tensão residual medida por difração de raios x. Ensaio de fadiga em corpos de prova jateados com granalha de aço na melhor condição de tensão residual foram executados em máquina flexo-rotativa e comparados com os resultados do material sem jateamento. A melhor condição de tensão residual ocorreu em decorrência do jateamento com o uso da granalha de aço S170PEE, rotação da turbina à 2500 rpm e tempo de exposição de 1 minuto. A curva de tensão residual em profundidade para a condição escolhida apresentou resultados coerentes somente até 76 μm devido à presença de grãos grandes em profundidades superiores a esta. As curvas S-N mostraram que houve um ganho na vida em fadiga em tensões elevadas e baixo número de ciclos para romper devido jateamento com granalha de aço. Ao contrário, ocorreu um efeito deletério na vida em fadiga em tensões baixas e número de ciclos elevados para romper, devido à influência do aumento da rugosidade em ensaios de fadiga mais longos.

Palavras Chave: jateamento, tensão residual, fadiga, ligas de alumínio, AA6082.

ABSTRACT

BORGES, A.A.C. *Effect of shot peening on residual stress and mechanical behavior of aluminum alloy 6082*, 2017. 158 p. (Thesis) Doctorate in Nuclear Technology) The Energy and Nuclear Research Institute – IPEN-CNEN/SP. São Paulo

Aluminum alloy 6082 exhibits medium to high strength and is widely used as extruded products. Shot peening of automobile and aircraft components, carried out to induce optimum residual compressive stress on the surface, improves fatigue properties of these components. In this context, the aim of this investigation was to study the effects of shot peening on the residual stress and fatigue behavior of solution treated and artificially aged 6082 aluminum alloy. Initially, solution treatment and artificial ageing of this alloy were carried out to determine the best conditions in terms of alloy strength. Subsequently, experiments were carried out with different types of spherical steel shots, under a variety of peening conditions (rotation speed and duration), to define the best set of conditions to increase residual stress that was measured using x-ray diffraction. Fatigue tests were carried out using a rotating-bending machine on shot peened specimens that had the highest residual stress. These results were compared with those of specimens that were not shot peened. The highest residual stress was observed when peening was done with S170PEE steel shots, at 2500 rpm for 1 minute. The variation in residual stress as a function of depth, for the above-mentioned peening conditions, was coherent only up to a depth of 76 μm and attributable to the presence of large grains at depths higher than this. The S-N curves revealed an increase in fatigue life at high stresses and at low cycles to failure and attributed to shot peening. Contrary to this, a deleterious effect in terms of reduction in fatigue life was observed at low stresses and at high cycles to failure, due to increase in surface roughness of the specimens during the extended fatigue tests.

Keywords- shot peening, residual stress, fatigue aluminum alloy, AA6082.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Resultado da análise química quantitativa do material recebido e composição nominal da liga AA6082 em porcentagem de peso.....	75
Tabela 2: Valores de dureza (HRB) para as amostras obtidas na condição S1E1	76
Tabela 3: Valores de dureza (HRB) para as amostras obtidas na condição S2E1	76
Tabela 4: Valores de dureza (HRB) para as amostras obtidas na condição S1E2.	77
Tabela 5: Valores de dureza (HRB) para as amostras obtidas na condição S2E2	77
Tabela 6: Valores de tensão residual na superfície da amostra A1	92
Tabela 7: Valores teóricos para 2θ e percentual de incidência para os planos (111), (200), (220) e (311).....	93
Tabela 8: Resultados obtidos na varredura TETA2TETA para a amostra A2.....	93
Tabela 9: Valores da tensão residual medida na superfície da amostra A2	94
Tabela 10 Parâmetros definidos para o jateamento.....	96
Tabela 11: Valores obtidos da tensão residual e parâmetros operacionais do jateamento J2	98
Tabela 12: Valores da tensão residual medida por varredura longitudinal na superfície da amostra 2 do jateamento J2	98
Tabela 13: Comparativo entre os valores de tensão residual obtidos no processo J2 e com o medido na amostra A1	99
Tabela 14: Valores obtidos da tensão residual e parâmetros operacionais do J3.....	100
Tabela 15: Comparativo entre os valores de tensão residual obtidos nos processos J2, J3 e com o medido na amostra A1	100
Tabela 16: Valores obtidos da tensão residual e parâmetros operacionais do J4.....	102
Tabela 17: Comparativo entre os valores da tensão residual no J4 e amostra A1	102
Tabela 18: Comparativo entre valores de tensão residual obtidos nos processos J2, J3 e J4 ..	103
Tabela 19: Resultados obtidos na varredura TETA2TETA para a amostra 4 no J5	105
Tabela 20: Valores obtidos da tensão residual nas regiões A, B, C e D nas amostras 1, 3 e 4 utilizadas no J5	106
Tabela 21: Valores médios da tensão residual e parâmetros operacionais do J5	106
Tabela 22: Comparativo entre os valores da tensão residual obtida no procedimento J5 com a da amostra tipo A2.....	107
Tabela 23: Valores obtidos da tensão residual nas regiões A, B, C e D das amostras 1, 3 e 4 utilizadas no J6.....	108
Tabela 24: Valores médios da tensão residual e parâmetros operacionais do J6.....	108
Tabela 25: Comparativo entre os valores da tensão residual superficial dos procedimentos J5, J6 e com a amostra sem jateamento A2.....	108
Tabela 26: Valores da excentricidade dos CPs sem jateamento para os ensaios de fadiga	110

Tabela 27: Valores da excentricidade dos CPs jateados para os ensaios de fadiga	110
Tabela 28: Valores de tensão residual superficial ao longo da seção circular no CP utilizado para o levantamento da curva tensão residual x profundidade.....	113
Tabela 29: Dados coletados no processo de medida da tensão residual em profundidade	114
Tabela 30: Resultados para a varredura TETA2TETA na profundidade de 166 μm	116
Tabela 31: Resultados para a varredura TETATETA na profundidade de 166 μm	116
Tabela 32: Dados obtidos no ensaio de tração	120
Tabela 33: Dados obtidos na aferição da força fletora na máquina de ensaio de fadiga.....	123
Tabela 34: Valores da força fletora aplicada (nominal e corrigida), tensão aplicada, cabeçote utilizado para o ensaio de fadiga por tipo de CP utilizado.....	124
Tabela 35: Comparação entre o número de ciclos suportados até a ruptura por faixa de tensão fletora aplicada nos CPS representativos dos grupos ensaiados por fadiga, com e sem a aplicação do jateamento superficial	129
Tabela 36: Valores da rugosidade superficial dos CPs jateados e ensaiados por fadiga	131
Tabela 37: Valores da rugosidade superficial dos CPs não jateados e ensaiados por fadiga...	132
Tabela 38: Valores da rugosidade superficial média dos CPs jateados e ensaiados por fadiga	133
Tabela 39: Valores da rugosidade superficial média dos CPs não jateados e ensaiados por fadiga.	134

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1:	Curvas de dureza por tempo de envelhecimento	78
Gráfico 2:	Detalhe das curvas de dureza por tempo de envelhecimento para a faixa alta de dureza.....	78
Gráfico 3:	Variação da excentricidade nos lotes de CPs jateados e não jateados destinados aos ensaiados por fadiga	109
Gráfico 4:	Curva de tensão residual em função da profundidade do perfil para a liga AA6082 extrudada, solubilizada e envelhecida após jateamento com granalhas de aço.....	118
Gráfico 5:	Diagrama tensão x deformação ($\sigma \times \xi$) da liga AA6082 tratada termicamente por solubilização (S1, S2 e S3) e na condição S2E2-5 (SE1, SE2 e SE3).	121
Gráfico 6:	Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 e não jateada, com a plotagem individual de cada CP ensaiado.	125
Gráfico 7:	Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 e jateada conforme J5-4, com a plotagem individual de cada CP ensaiado	126
Gráfico 8:	Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 e não jateada, e tratada termicamente na condição S2E2-5 e jateada conforme J5-4, com a plotagem individual de cada CP ensaiado	126
Gráfico 9:	Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 e não jateada, com os valores do número de ciclos médio por tensões iguais ou próximas aplicadas aos CPs ensaiados	127
Gráfico 10:	Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 e jateada conforme J5-4, obtida com os valores do número de ciclos médio por tensões iguais ou próximas aplicadas aos CPs ensaiados.....	127
Gráfico 11:	Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 não jateada e jateada conforme J5-4, obtida com valores do número de ciclos médio por tensões iguais ou próximas aplicadas aos CPs ensaiados	128
Gráfico 12:	Variação da rugosidade Rz nos lotes de CPs jateados e não jateados destinados aos ensaiados por fadiga	139

LISTA DE FIGURAS

Figura 1:	Classificação do alumínio e suas ligas	23
Figura 2:	Diagrama de fase alumínio-magnésio-silício	24
Figura 3:	Ilustração da tensão residual induzida pela deformação plástica devido a alteração do sentido de aplicação de esforço mecânico	27
Figura 4:	Mão com anel (<i>Hand with Ring</i>): impresso por Wilhelm Röntgen. Primeira imagem "clínica" por raios X da mão de sua esposa tirada em 22 de dezembro de 1895 e presenteada ao Professor do Instituto de Física da Universidade de Friburg em primeiro de janeiro de 1896, a mancha oval escura no terceiro dedo é a sombra produzida pelo seu anel	29
Figura 5:	Imagem da colisão entre elétron de energia E_1 e núcleo do átomo do alvo dando origem a um fóton de energia $h\nu$ pelo processo Bremsstrahlung.	30
Figura 6:	Ilustração do impacto de uma granalha esférica na superfície de uma peça	32
Figura 7:	Curva característica da variação da tensão residual induzida por jateamento em função da profundidade	33
Figura 8:	Imagens de granalhas com formas adequadas e inadequadas para o uso.....	36
Figura 9:	Imagem de uma superfície danificada pelo uso de granalhas inadequadas (A) e o de uma superfície jateada com granalhas adequadas (ampliação de 100X). 37	
Figura 10:	Imagem de granalhas esféricas de homogêneas (A) e de granalhas danificadas pelo uso ou de qualidade inadequada (B).	37
Figura 11:	Imagens ilustrativas do sistema de jateamento pressurizado a ar comprimido ..	38
Figura 12:	Sistema de jateamento centrífugo.....	39
Figura 13:	Imagem comparativa da área coberta pelos sistemas de jateamento pressurizado e centrífugo.....	39
Figura 14:	Imagem ilustrativa de uma máquina de jateamento por centrifugação	40
Figura 15:	Imagens ilustrativas do dispositivo de depósito ou fixação de peças para jateamento: mesa rotativa (A), monovia (B), cilindro (C), gancheira (D), de passagem (E), tambor (F), tambor de passagem (G), bobina (H) e tamboreamento (I)	40
Figura 16:	Imagem ilustrativa de uma turbina e seu conjunto de montagem	41
Figura 17:	Imagem ilustrativa do ajuste do foco do ponto quente para o jateamento por centrifugação	41
Figura 18:	Imagem do gráfico de dispersão do mix operativo das granalhas OM e SEP	42
Figura 19:	Curva (S-N) típica de materiais não ferrosos (A) e de ferrosos (B)	44
Figura 20:	Curva (S-N) com a indicação das faixas de baixo, médio e alto ciclo	45
Figura 21:	Ilustração dos ciclos de tensão reverso (A), repetido (B) e flutuante (C)	45
Figura 22:	Sistema de aplicação de carga em ensaios de fadiga flexo rotativo por carga central (A) e na extremidade livre (B).	47

Figura 23:	Forma usual de corpos de prova destinados aos ensaios de fadiga por torção (a), por flexão rotativa (b), por flexão reversa (c) e por tração compressão (d).	48
Figura 24:	Imagem de estrias em fratura por fadiga em uma liga Al 2024-T3.....	48
Figura 25:	Amostras embutidas das seções transversal (A) e longitudinal (B) da barra extrudada	56
Figura 26:	Microscópio Óptico Olympus BX51M com câmera acoplada Olympus UC 30	56
Figura 27:	Microscópio Óptico Olympus BX51 com câmera acoplada Olympus UC 30...	57
Figura 28:	Politriz METASERV 2000 utilizada para o desbaste e polimento mecânico (A) e politriz MINIMET 1000 utilizada no polimento com sílica coloidal (B) das amostras transversal e longitudinal	58
Figura 29:	Mini agitador QUIMIS e fonte elétrica DAWER utilizados na anodização das amostras transversal e longitudinal	58
Figura 30:	Difratômetro Rigaku modelo Multiflex.....	59
Figura 31:	Detalhe do difratômetro de raios X (A) e do porta amostra (B).....	59
Figura 32:	Difratômetro Rigaku modelo Rint.....	60
Figura 33:	Detalhe do difratômetro de raios X acoplado com o goniômetro de textura.....	60
Figura 34:	Detalhe do goniômetro de textura (A) com a amostra da seção longitudinal fixada e (B) com a amostra da seção longitudinal fixada.....	61
Figura 35:	Microscópio eletrônico de varredura acoplado com dispositivo de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) da marca ZEISS modelo Auriga	62
Figura 36:	Detalhe do porta amostra (A) e de sua posição em relação ao canhão de elétrons e tela fluorescente receptora, vista lateral (B) e vista frontal (C).	62
Figura 37:	Máquina de jateamento Tumblast.	63
Figura 38:	Imagem da mesa de tambor (A) e detalhe da mesa carregada com duas amostras para jateamento (B)	63
Figura 39:	Imagem de uma turbina (A) e de sua posição na câmara de serviço (B)	64
Figura 40:	Vista frontal do DRX Rigaku modelo Rint 2000	65
Figura 41:	Detalhe do difratômetro mostrando a trajetória do feixe de raios X da fenda colimadora de emissão até a amostra e do feixe difratado até a fenda de recepção	66
Figura 42:	Detalhe de fixação da amostra na posição longitudinal: frontal (A) e lateral (B).....	66
Figura 43:	Imagens dos dispositivos de contenção de ácido e de medição da profundidade do ataque (A) e do dispositivo de medição com uma amostra referenciada (B)	67
Figura 44:	Dispositivo de contenção do ácido em vista frontal (A) e superior (B)	68
Figura 45:	Desenho do CP utilizado nos ensaios de tração	69
Figura 46:	Desenho do CP utilizado nos ensaios de fadiga	69
Figura 47:	Dispositivo para verificação da excentricidade dos CPs dos ensaios de fadiga.	70

Figura 48:	Dispositivo para verificação da excentricidade dos CPs de fadiga: entre a face e centro de um lado (A), no centro da amostra (B) e entre a face e centro do outro lado (C).	70
Figura 49:	Espectro térmico da máquina Tumblast para a rotação de 2.500rpm.....	71
Figura 50:	Rugosímetro Mitutoyo modelo SJ-30	72
Figura 51:	Máquina Universal de Ensaio de Tração Instron 4400R (A) e detalhe da fixação do CP no cabeçote de ensaio (B)	72
Figura 52:	Representação esquemática do ensaio de fadiga indicando a montagem do corpo de prova e a posição de aplicação da carga de ensaio	73
Figura 53:	Máquina de ensaio de fadiga (A) e vista geral do sistema de contrapeso (B)....	73
Figura 54:	Detalhe da fixação do CP no cabeçote motor e do cabeçote de aplicação da carga fletora (A) e do sistema de contrapeso para aplicação da carga fletora (B).....	74
Figura 55:	Microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL modelo JSM 6510.....	74
Figura 56:	Imagem da visão macro da superfície da seção transversal	79
Figura 57:	Imagem da micrografia da seção transversal da barra extrudada obtida na região próxima da borda superior (A) e próxima da borda inferior (B).....	80
Figura 58:	Imagem da micrografia da seção transversal da barra extrudada obtida na região intermediária entre a borda superior e o centro (A) e entre o centro e a borda inferior (B).....	80
Figura 59:	Imagem da micrografia da seção transversal da barra extrudada obtida na região central	81
Figura 60:	Imagem da micrografia da seção transversal obtida na região próxima ao chanfro esquerdo (A) e próxima da região intermediária entre o chanfro e o centro (B).....	81
Figura 61:	Imagem da micrografia da seção longitudinal obtida na região próxima ao canto inferior esquerdo (A); entre o centro e a aresta lateral esquerda (B) e próxima ao canto direito (C).....	82
Figura 62:	Imagem da micrografia da seção longitudinal obtida na região central na proximidade da borda inferior (A), centro (B) e proximidade da borda superior (C).....	82
Figura 63:	Imagem da micrografia da amostra em corte transversal do perfil extrudado ao longo do segmento entre as faces paralelas sob luz polarizada	83
Figura 64:	Imagem da micrografia da amostra em corte transversal do perfil extrudado ao longo do segmento entre as faces arredondadas sob luz polarizada.	84
Figura 65:	Imagem da micrografia da amostra em corte longitudinal do perfil extrudado, ao longo do plano paralelo à direção de extrusão sob luz polarizada.....	85
Figura 66:	Imagem da micrografia: campo claro (A) e escuro (B) da seção transversal.....	85
Figura 67:	Imagem da micrografia: campo claro (A) e escuro (B) da seção longitudinal...	86
Figura 68:	Padrão de difração de raios X da amostra em corte transversal do perfil extrudado	87

Figura 69:	Padrão de difração de raios X da amostra em corte longitudinal do perfil extrudado	87
Figura 70:	Imagem da distribuição do plano (111) na difração da seção transversal da amostra obtida com θ variando de 10° a 25°	88
Figura 71:	Imagem da figura de pólo da seção transversal referente ao plano (111): bidimensional (A) e tridimensional (B).....	88
Figura 72:	Imagem da figura de pólo na seção transversal referente ao plano (200): bidimensional (A) e tridimensional (B).....	89
Figura 73:	Imagem da figura de pólo na seção transversal referente ao plano (220): bidimensional (A) e tridimensional (B).....	89
Figura 74:	Imagem da figura de pólo na seção transversal referente ao plano (311): bidimensional (A) e tridimensional (B).....	89
Figura 75:	Imagem obtida por EBSD da região da borda da seção transversal do perfil extrudado da liga AA6082.....	91
Figura 76:	Imagem obtida por EBSD da região central da seção transversal do perfil extrudado da liga AA6082.....	91
Figura 77:	Imagem do aspecto da superfície das amostras jateadas, respectivamente, com granalhas S110, S170, S230, S280 e S330 no procedimento J1	95
Figura 78:	Imagem das granalhas S170PEE (A), o mix operativo (B), e a curva de distribuição do tamanho das granalhas por volume no fluxo do J2.....	97
Figura 79:	Diagrama da distribuição percentual do mix operativo das granalhas S110H (A) e a curva de distribuição do tamanho das granalhas por volume no fluxo (B) do J3	100
Figura 80:	Diagrama da distribuição percentual do mix operativo das granalhas S170H (A) e a curva de distribuição do tamanho das granalhas por volume no fluxo (B) do J4	102
Figura 81:	Diagrama da distribuição percentual do mix operativo das granalhas S170PEE utilizadas no jateamento J5 e S110H no jateamento J6	104
Figura 82:	Imagem do gráfico 2θ versus $\sin^2\psi$ correspondente a profundidade de $76\ \mu\text{m}$ (referência 15) com a plotação dos valores obtidos para cada valor de ψ	116
Figura 83:	Imagem do gráfico 2θ versus $\sin^2\psi$ correspondente a profundidade de $76\ \mu\text{m}$ (referência 15A) com o descarte dos campos 4, 5 e 11	117
Figura 84:	Imagem da curva de distribuição de contagem total por passo versus 2θ para $\psi = 0^\circ$ (campo 1) correspondente a medida de tensão residual mostrada na figura 82.....	117
Figura 85:	Imagem da curva de distribuição de contagem total por passo versus 2θ para $\psi = +30^\circ$ (campo 4) correspondente a medida de tensão residual mostrada na figura 82.....	118
Figura 86:	Imagem da curva de distribuição de contagem total por passo versus 2θ para $\psi = 40^\circ$ (campo 5) correspondente a medida de tensão residual mostrada na figura 82.....	119

Figura 87:	Imagem da curva de distribuição de contagem total por passo versus 2θ para $\psi = -50^\circ$ (campo 11) correspondente a medida de tensão residual mostrada na figura 82.....	119
Figura 88:	Imagem do corpo de prova utilizado pra o ensaio de tração universal.....	120
Figura 89:	Imagem do corpo de prova de fadiga sem jateamento	122
Figura 90:	Imagem do corpo de prova de fadiga com jateamento.....	122
Figura 91:	Detalhe do posicionamento do apalpador do rugosímetro sobre o CP.....	130
Figura 92:	Imagem da superfície do CP 46 jateado obtida por MEV.....	137
Figura 93:	Imagem da curva obtida pelo rugosímetro para a superfície do CP 41 (posição B2) e do relatório gerado com as medidas de rugosidade R_a , R_z e R_q	138
Figura 94:	Imagem da curva obtida pelo rugosímetro para a superfície do CP 33 (posição B1) e do relatório gerado com as medidas de rugosidade R_a , R_z e R_q	138
Figura 95:	Imagem geral da superfície de fratura do CP 11, onde observam-se as regiões de nucleação e propagação de trincas e a de ruptura por sobrecarga mecânica. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,67 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida MEV	140
Figura 96:	Imagem da borda da superfície de fratura do CP 11, com a indicação de trincas nucleadas e degraus de propagação. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,76 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida MEV	140
Figura 97:	Imagem, em detalhe, da borda da superfície de fratura do CP 11, com a indicação de trincas nucleadas e degraus de propagação. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,76 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV	141
Figura 98:	Imagem da região de propagação de trincas do CP 11, com presença de estrias e de cisalhamento a 45° em zig zag e de pequenas microcavidades distribuídas na superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,76 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV	141
Figura 99	Imagem, em detalhe, da região de propagação de trincas do CP 11, com presença de estrias e de cisalhamento à 45° em zig zag, na superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,67 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV	142
Figura 100:	Imagem da região final da fratura do CP 11, com a indicação de alvéolos maiores de rasgamento (tear dimples) devido a sobrecarga mecânica. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,67 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV	142
Figura 101	Imagem geral da superfície de fratura do CP 26, onde observa-se a nucleação e propagação das trincas, com presença de estrias, e ruptura por sobrecarga mecânica. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV	144
Figura 102:	Imagem do detalhe da borda da superfície de fratura do CP 26, onde nota-se uma região com marcas de catraca CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV....	144

- Figura 103: Região de propagação de trincas do CP 26, com presença de estrias de deformação dentro de grãos alongados da superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV 145
- Figura 104: Imagem do detalhe da região de propagação de trincas do CP 26, com a presença de estrias de deformação dentro de grãos alongados na superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV 145
- Figura 105: Imagem da região da superfície de fratura do CP 26, onde observa-se a interface entre a propagação de trincas, com a presença de estrias, e a ruptura por sobrecarga mecânica, com a presença de alveolos. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV 146
- Figura 106: Imagem, em detalhe, da região final de ruptura da superfície de fratura do CP 26, onde podem ser notados alvéolos de rasgamento (*tear dimples*) grandes e rasos; a presença de alvéolos pequenos dentro de maiores; e a presença de precipitados de Mg_2Si no interior destes. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV 146
- Figura 107: Imagem geral da superfície de fratura do CP 33, onde se observam regiões de nucleação e propagação das trincas, com presença de pequenas estrias muito amassadas, e ruptura por sobrecarga mecânica. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por MEV 147
- Figura 108: Imagem com detalhes da borda da superfície de fratura do CP 33, onde se observa uma região de nucleação de trinca e o início do aparecimento de estrias. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por MEV 148
- Figura 109: Imagem da interface entre a região de propagação de trincas do CP 33, com a presença de pequenas estrias de deformação muito amassada e a região final de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por MEV 148
- Figura 110: Imagem, em detalhe, da região com estrias do CP 33, apresentando a presença de pequenas estrias de deformação muito amassadas da superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por MEV 149
- Figura 111: Imagem da região final de ruptura do CP 33, mostrando alvéolos de rasgamento (*tear dimples*) e a presença de precipitados de Mg_2Si no interior dos alvéolos. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por MEV 149

LISTA DE SIGLAS

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ALCOA	Alcoa Alumínio S.A
ASM	American Society Metals
ASTM	American Society and Testing of Materials
CBA	Companhia Brasileira de Alumínio
CP	Corpo de prova
CPs	Corpos de prova
CR	Condição de recebimento
DP	Desvio padrão
DRX	Difratômetro ou difratometria de Raios X
E	Envelhecimento
E1	Envelhecimento a 175°C
E2	Envelhecimento a 185°C
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados
IFSP	Instituto Federal de Educação e Ciência e Tecnologia de São Paulo
IKK	IKK do Brasil / W Abrasives Ltda
IPEN	Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares
J5-4	Jateamento 5 e amostra 4
Ji	Processo de jateamento "i"
LSP	Laser shot peening
MD	Média
MIC	Metal Improvement Company
S	Solubilização
S1	Solubilização a 545°C
S2	Solubilização a 560°C
S2E2-5	Solubilização a 560°C, seguido de envelhecimento a 185°C durante 5 horas
SENAI	Serviço Nacional de Aprendizado Industrial
VL	Varredura longitudinal
VT	Varredura transversal

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
2	OBJETIVO	21
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
3.1	Ligas de alumínio para extrusão	22
3.2	Endurecimento por precipitação em ligas de alumínio	23
3.3	Tensão residual	25
3.4	Jateamento com granalhas de aço	31
3.5	Fadiga	42
3.6	Estudos de fadiga e tensão residual em ligas de alumínio	50
4.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	54
4.1	Material	54
4.2	Preparação de amostras.....	54
4.3	Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento	54
4.4	Caracterização microestrutural da liga AA6082.....	55
4.5	Jateamento	62
4.6	Medição da tensão residual por DRX.....	64
4.7	Definição das condições finais de tratamento térmico e de jateamento	66
4.8	Elaboração da curva de tensão residual em profundidade	67
4.9	Preparação dos corpos de prova para os ensaios de tração e de fadiga	68
4.9.1	Usinagem dos corpos de prova.....	68
4.9.2	Tratamento térmico dos corpos de prova	70
4.9.3	Jateamento dos corpos de prova	71
4.10	Rugosidade superficial	71
4.11	Ensaio de tração.....	72
4.12	Ensaio de fadiga.....	73
4.13	Análise de fratura dos corpos de prova ensaiados por fadiga.....	74
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	75
5.1	Condições de recebimento	75
5.2	Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial.....	75
5.3	Caracterização microestrutural da liga AA6082.....	79

5.4	Tensão residual na barra extrudada da liga AA6082 na condição de recebimento e após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento S2E2-5.....	92
5.5	Jateamento com granalhas de aço	94
5.5.1	Jateamento J1	95
5.5.2	jateamento J2.....	96
5.5.3	jateamento J3.....	99
5.5.4	Jateamento J4	101
5.5.5	Jateamento J5	104
5.5.6	Jateamento J6.....	107
5.6	Preparação dos corpos de prova para o levantamento da curva de tensão residual em profundidade e para os ensaios de tração e de fadiga	109
5.6.1	Usinagem dos corpos de prova.....	109
5.6.2	Tratamento térmico dos corpos de prova	111
5.7	Jateamento dos corpos de prova	111
5.8	Elaboração da curva de tensão residual em profundidade	111
5.9	Ensaio de tração.....	120
5.10	Ensaio de fadiga.....	121
5.11	Rugosidade dos corpos de prova ensaiados por fadiga.....	130
5.12	Análise de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios por fadiga.....	139
6	CONCLUSÕES	150
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	153

1. INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas vêm sendo elaborados tratados internacionais, protocolos e leis com o objetivo de redução da emissão de gases que provocam o efeito estufa. Esta redução está associada, entre outros fatores, à busca de formas alternativas de combustíveis que possam substituir os derivados de petróleo. O Brasil, a partir da década de 80, criou o Pró-Álcool com combustível derivado da cana de açúcar e renovável. Além destes estudos para desenvolver novos combustíveis, esforços são realizados visando à redução de massa em veículos, o que representa um aumento em sua eficiência energética e, consequentemente, redução na emissão de poluentes. O potencial de redução de massa de veículos por meio do uso de ligas de alumínio se torna óbvio quando se compara a diferença entre sua massa específica, em torno de $2,7 \text{ g/cm}^3$, com as de ligas ferrosas de aços e ferros fundidos, que oscilam em torno de $7,8 \text{ g/cm}^3$. Além do que, o alumínio pode ser totalmente reciclado sem redução de qualidade ou perda de propriedades mecânicas.

Esforços tem acontecido para a substituição total do uso de derivados de petróleo por eletricidade em veículos automotores e tem criado boas perspectivas de mercado para alguns metais, já que esses carros requerem mais metais como cobalto, lítio, cobre, alumínio e níquel. A demanda por grafite, níquel, alumínio, cobre, lítio, cobalto e mesmo manganês vai crescer de forma expressiva a partir de 2020, saindo de um patamar de pouco mais de 100 mil toneladas para mais de 2 milhões de toneladas em 2030. Metais leves, como o alumínio, estão substituindo o aço para permitir que os veículos se locomovam gastando menos energia. Isto já contribuiu para que a demanda aumentasse cerca de 1,6 milhão de toneladas, o equivalente a 2,7% da produção global, entre 2013 e 2016. Na Alemanha a legislação sobre veículos automotores indica que a partir de 2028 os veículos fabricados ou importados sejam totalmente elétricos.

Uma excepcional combinação de propriedades faz do alumínio um dos mais versáteis materiais em aplicações na engenharia, entre elas, seu baixo peso específico, embora algumas de suas ligas tenham resistência superior à do aço estrutural, e alta resistência à corrosão sob a maioria das condições de trabalho. Estas características aliadas a excelente conformabilidade tornam as ligas de alumínio adequadas à utilização nos mais diversos perfis extrudados. O aumento da utilização de perfis de ligas de alumínio em

estruturas estáticas tem ocorrido continuamente, principalmente devido à ilimitada variedade de seções transversais que podem ser obtidas. De acordo com dados sobre o comércio internacional de alumínio e suas ligas, estima-se que de 20 a 25% em peso dos produtos são extrudados. Deste total de produtos extrudados, aproximadamente 95% são da série 6XXX, ligas alumínio-magnésio-silício. A seleção de ligas adequadas, combinada com as possibilidades de tratamento térmico, permite infinitas combinações de extrudabilidade, conformabilidade, propriedades mecânicas, dentre outras propriedades.

As ligas de alumínio da série 6XXX, apesar de serem endurecíveis por precipitação do intermetálico Mg_2Si , suas principais aplicações não envolvem requisitos de propriedades mecânicas mais críticas. Possuem elevada capacidade de extrusão para aplicações estruturais, sendo utilizadas em estruturas soldadas numa proporção muito maior do que qualquer outra liga das séries tratáveis termicamente. São exemplos de aplicações para este grupo: carrocerias de automóveis; estruturas em geral; componentes que requerem boa trabalhabilidade, soldabilidade e resistência à corrosão; vagões ferroviários, embarcações; tubos e conexões; rebites; caixilharia e ornamentos; grades; estruturas elétricas com boa resistência mecânica entre outras.

Ao longo das últimas décadas, muitos estudos têm sido realizados buscando aplicações de materiais conhecidos em novas situações de uso. Para as ligas de alumínio não foi diferente, seu desenvolvimento possibilitou melhorias significativas em suas propriedades mecânicas. Este trabalho exemplifica este fato, quando se necessita ligas com propriedades mecânicas mais elaboradas são utilizadas ligas de alumínio da série 2XXX (Al-Cu-Mg) ou 7XXX (Al-Zn-Cu-Mg), contudo, em decorrência do tipo de aplicação, pode-se pensar no uso de ligas da série 6XXX, pois estas, também, apresentam boa resistência mecânica em decorrência de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento e vantagens em seu processo de fabricação (extrusão) quando comparadas com as ligas das séries 2XXX e 7XXX.

Neste estudo será utilizada a liga AA6082 que é uma das ligas da série 6XXX mais comumente utilizadas. Apresenta de média para alta resistência mecânica e é empregada em aplicações estruturais, incluindo vergalhões, barras, tubos e perfis. Oferece boas características de acabamento e responde bem a anodização. Possui boa soldabilidade, abrasabilidade, resistência à corrosão, conformabilidade e usinabilidade. Apresenta grande importância no mercado de perfis extrudados e devido as suas propriedades mecânicas é candidata à utilização em componentes da carroceria e chassis de caminhões para transporte de carga seca. No Brasil, esta aplicação é tradicionalmente feita em ligas de aço,

mas em alguns países já ocorre a introdução de ligas de alumínio na fabricação destes componentes (principalmente na Europa e Estados Unidos) por razões econômicas, operacionais e ambientais, tais como: redução de peso e consequente aumento na capacidade de carga do veículo; fácil fabricação e reparação, além da reciclabilidade do material utilizado.

Muitos estudos sobre fadiga em ligas de alumínio da série 2XXX e 7XXX submetidas a tratamentos superficiais de indução de tensão residual compressiva têm sido realizados e uma revisão de alguns destes principais estudos são brevemente discutidos na Revisão Bibliográfica.

A indução de tensão residual de compressão em componentes sujeitos a esforços cíclicos tem aumentado consideravelmente a vida em fadiga do material. Entretanto, estudos do comportamento em fadiga da série 6XXX são escassos pela própria natureza das aplicações gerais destas ligas. Além disto, os estudos de fadiga de ligas da série 6XXX com modificação superficial são raros.

Dentre estes estudos, podem-se citar dois trabalhos de TRDAN (2011 e 2012), que investigaram o efeito do jateamento com granalha de aço e ondas de choque por laser na corrosão da liga AA6082. Outros quatro estudos de JUIJERM (2006 e 2007) investigaram o efeito da laminação profunda em temperaturas elevadas na tensão residual e na fadiga da liga AA6110 envelhecida. AZZAM (2010) estudou a fratura da liga AA6063 submetida a fadiga. Outro artigo que pode ser ressaltado é o estudo do mecanismo de crescimento de pequenas trincas na vida em fadiga de alto ciclo da liga AA6061 feito por TAKAHASHI (2012).

Diante do exposto, o presente trabalho pretende estudar os efeitos do tratamento superficial de jateamento com granalha de aço na obtenção de tensão residual e no comportamento em fadiga da liga AA6082. A liga estudada será solubilizada e envelhecida artificialmente. Na medida em que a liga AA6082 não é aplicada normalmente a condições críticas, o estudo do seu comportamento mecânico em fadiga após jateamento com granalha de aço e a análise da tensão residual induzida representa uma inovação. O estudo tem seu foco no processo de contenção da expansão de microtrincas originadas nas camadas superficiais em processos com fadiga. Concluindo, este estudo visa contribuir com o entendimento de como as variáveis do processo de jateamento com granalha de aço afetam a tensão residual e o comportamento mecânico em fadiga da liga AA6082 solubilizada e envelhecida artificialmente.

2. OBJETIVO

Este estudo tem como objetivo geral estudar os efeitos do jateamento com granalha de aço na tensão residual e no comportamento mecânico em fadiga da liga AA6082 e visa contribuir com o entendimento de como a variação dos parâmetros de processo de jateamento afetam a tensão residual e subsequentemente o comportamento mecânico em fadiga.

Os objetivos específicos deste estudo são:

- Estudar o efeito da variação dos parâmetros do processo de jateamento com granalha de aço na tensão residual da liga de alumínio 6082. Os parâmetros investigados serão o tipo de granalha, a velocidade da granalha o tempo de exposição.
- Estudar o comportamento mecânico em tração e em fadiga da liga de alumínio 6082 solubilizada e envelhecida artificialmente, com e sem jateamento com granalha de aço. As respectivas Curvas (S-N) serão obtidas e correlacionadas.
- Avaliar as superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em fadiga nas diversas condições e buscar correlações do comportamento mecânico com o observado micro estruturalmente.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Na revisão bibliográfica serão abordados os tópicos Ligas de alumínio para extrusão, Endurecimento por precipitação de ligas de alumínio, Tensão residual, Jateamento com granalha de aço, Ensaio de fadiga e Estudos de fadiga e Tensão residual em ligas de alumínio.

3.1 Ligas de alumínio para extrusão

O alumínio comercialmente puro tem uma resistência à tração relativamente baixa, contudo, com a conformação mecânica a frio a resistência do metal pode ser praticamente dobrada. Aumentos maiores podem ser obtidos com pequenas adições de elementos de liga, tais como: silício, cobre, manganês, magnésio, cromo, zinco, ferro, entre outros, além da realização de tratamentos térmicos.

Extrusão é um processo de transformação termomecânica em que um tarugo de metal é reduzido em sua seção transversal quando forçado a fluir através de uma matriz sob o efeito de altas pressões e temperatura. Em vista das grandes forças envolvidas, a maior parte dos metais é extrudada a quente, propiciando o aumento de sua capacidade elástica e de sua ductibilidade, reduzindo a resistência à deformação. A utilização de perfis extrudados de alumínio praticamente iniciou-se na Segunda Guerra Mundial em componentes aeronáuticos. Atualmente, sistemas de fachada, componentes de carrocerias de ônibus e caminhões, portas e janelas, estruturas aeroespaciais e centenas de outros itens são fabricados a partir de perfis extrudados de alumínio e suas ligas (ABAL, 2005 A; ASM, 1998).

O processo de extrusão é o que oferece maior versatilidade no desenvolvimento de produtos, quando se trata de projetar peças que tenham uma seção transversal constante. A fabricação de componentes que requer o encaixe de várias peças pode ser simplificada utilizando um único perfil extrudado. A variedade de perfis que pode ser extrudada em alumínio é praticamente ilimitada. As vantagens dessas características incluem a redução de custos, por meio da eliminação de operações posteriores de usinagem ou junção, bem como a possibilidade de obtenção de seções bem mais resistentes por meio de adequada eliminação de juntas frágeis e de uma melhor distribuição de metal.

Embora qualquer liga trabalhável de alumínio possa ser extrudada, existem aquelas que oferecem uma ampla faixa de propriedades e que podem ser processadas com a máxima eficiência.

Para a identificação do alumínio e suas ligas trabalháveis a Aluminium Association utiliza um sistema de classificação numérico de quatro dígitos, sendo que:

- o primeiro dígito classifica a liga pela série segundo o principal elemento adicionado e indica o grupo de ligas, conforme especificado na figura 1;
- o segundo dígito indica modificações na liga original ou dos limites de impureza;
- os dois últimos dígitos identificam a liga de alumínio para as ligas da série 2XXX até 8XXX ou indicam a pureza do alumínio para a série 1XXX.

Nas ligas da série 6XXX o Mg e o Si são os elementos mais importantes e respondem pela formação do intermetálico Mg_2Si . Este composto, quando adequadamente formado e disposto na matriz é responsável pelo aumento da resistência mecânica da liga.

Figura 1: Classificação do alumínio e suas ligas.

ALUMÍNIO E SUAS LIGAS - TRABALHÁVEIS	
Designação da série	Indicação da composição
1XXX	99,00% mín. de alumínio
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos
9XXX	Série não utilizada

Fonte: ABAL, 2005 A; ASM, 1998.

3.2 Endurecimento por precipitação em ligas de alumínio

O tratamento de precipitação usado para aumentar a resistência mecânica de ligas de alumínio, consiste basicamente em obter a formação de finos precipitados na matriz da liga, de tal modo, que estes atuem como obstáculos à movimentação das discordâncias e, conseqüentemente, endurecendo o material. O alumínio quando microligado ao magnésio e ao silício forma, em equilíbrio e à temperatura ambiente, duas fases: a solução sólida de alumínio α , com estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) e o composto intermetálico Mg_2Si . Devido a solubilidade sólida à temperatura ambiente, tanto do

magnésio, quanto do silício no alumínio serem muito baixa quando adicionados ao alumínio, mesmo em pequenas quantidades, formam à temperatura ambiente o intermetálico Mg_2Si . Na figura 2 é mostrado parte de um diagrama de fases da liga AA6063 (Al-Mg-Si) com a representação da linha de resfriamento típica mostrando a formação das duas fases no estado sólido (α e Mg_2Si).

Figura 2: Diagrama de fase alumínio-magnésio-silício.

Fonte: ABAL, 2005 B.

Soluções sólidas supersaturadas podem ser obtidas em ligas de alumínio pelo rápido resfriamento a partir da região de fase α até a temperatura ambiente (figura 2). Nesta situação, não ocorrerá a formação do Mg_2Si à temperatura ambiente e para que isto ocorra, no tratamento térmico de homogeneização, o Mg_2Si primário presente na matriz deve ser dissolvido. A maioria dos intermetálicos entra em solução sólida a partir de 480°C, sendo as condições ideais de dissolução do Mg_2Si : temperatura de 580°C por 2 horas. O resfriamento rápido (>170°C/h) a partir da temperatura de homogeneização produz uma solução sólida supersaturada já adequada para posterior precipitação. No resfriamento natural ao ar (30°C/h) obtêm-se partículas grosseiras de Mg_2Si , não promovendo propriedades mecânicas melhoradas.

Na liga extrudada a quente, o ideal é que todo o Mg e o Si estejam em solução sólida no alumínio. Nesta condição, observa-se a importância do conceito de sensibilidade à têmpera, onde ligas mais sensíveis necessitam de um resfriamento mais enérgico para

que sejam solubilizadas ao final da extrusão. As ligas menos sensíveis à têmpera podem ser resfriadas ao ar forçado. Em ligas extremamente sensíveis à têmpera e com espessura do perfil maior do que 2,3 mm, só devem ser solubilizadas com abundância de água, promovendo um resfriamento muito rápido, no máximo em até 1 minuto. Sem os cuidados necessários' na solubilização, os tratamentos térmicos de envelhecimento não irão proporcionar as propriedades mecânicas mínimas especificadas. (ASM, 1991).

No envelhecimento ocorre a formação de compostos intermetálicos (precipitados) com átomos que foram colocados em solução sólida na solubilização. O resultado prático deste processo é o aumento da resistência mecânica do material. Pode ocorrer na temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou em temperaturas mais elevadas (envelhecimento artificial em forno, logo após a solubilização). O nível de resistência mecânica atingido está relacionado com a quantidade e o tamanho de precipitados presentes na liga. No envelhecimento natural, o material terá aumento gradativo da resistência mecânica com o passar do tempo, mas nunca atingirá os valores obtidos no envelhecimento artificial.

3.3 Tensão residual

Tensões residuais são definidas como as tensões que permanecem em um componente na ausência de influências externas como forças, deslocamentos ou gradientes de temperatura (ALMEN e BACK, 1963; WULPI, 1985; JAMES e LU, 1996; CALLE, 2004; GUROVA et al., 2006).

CARVALHO (2004), por sua vez, considera que tensões residuais são tensões auto-balanceadas que existem em um material sob condições uniformes de temperatura e sem que nele sejam aplicadas forças externas. As tensões residuais sendo auto-balanceadas fazem com que o momento e a força resultante produzidos por elas tendam a zero.

TORRES (2002) considera que a distribuição de tensão residual é produzida se regiões do material forem deformadas elasticamente ou plasticamente fazendo com que as incompatibilidades de deformações causadas passem a ser permanentes. Se uma estrutura receber um carregamento externo, a tensão real do componente é a composição das tensões causadas pelos esforços externos e pelas tensões residuais pré-existentes.

Além da tensão residual ser dificilmente caracterizada, sua medição exige técnicas especiais e com alto grau de imprecisão. Mesmo com todas essas dificuldades, a tensão residual deve ser considerada durante a fase de projeto de um determinado componente ou

produto ou, ainda, em uma análise de falha, pois quando excessiva, pode causar uma falha inesperada e irreversível. Uma das formas para que ocorra o aparecimento das tensões residuais é que a peça sofra algum tipo de deformação plástica.

O sistema de tensões residuais pode ser formado e alterado por muitos processos de manufatura e condições de serviço e que genericamente podem ser divididos em três categorias, as geradas por ações térmicas, mecânica ou química no material. Essas mudanças no sistema de tensões residuais podem ser significativas promovendo aumento ou detrimento da resistência do material.

Um dos métodos mais eficazes para aumentar o desempenho de um componente à fadiga consiste na imposição de tensões residuais de compressão em uma fina camada adjacente à superfície deste; entre os principais processos para induzir o aparecimento destas tensões destacam-se: o roleteamento, o jateamento com granalha de aço, micro esferas de vidro ou cerâmicas, o *laser peening*, o ultrassom *peening* e o *ultra high pressure waterjet peening*. Em muitos desses processos, o único propósito é induzir as tensões residuais de compressão visando elevar o desempenho à fadiga.

Por outro lado, os processos industriais que geram o aparecimento de tensões residuais de tração são os mais prejudiciais e, entre eles, destacam-se: a solda elétrica, processos de usinagem em geral, tratamentos termoquímicos como anodização, a fundição e a conformação a quente e a frio (WULPI, 1985).

Convencionalmente a tensão de tração recebe o sinal positivo ($+\sigma$) e a de compressão o sinal negativo ($-\sigma$). Uma tensão de tração superficial de origem externa será parcialmente anulada e reduzida em magnitude pela tensão de compressão residual. Com esta configuração a probabilidade de formação e de propagação de uma trinca a partir da superfície externa levando a falha do componente é reduzida. A figura 3 apresenta ilustração representando a tensão residual induzida por deformação plástica (região hachurada) devido ao princípio de inversão de tensões decorrente da alteração do sentido da tensão aplicada sobre o material, como normalmente ocorre em caso de aplicação de flexão rotativa. O princípio de inversão de tensões é utilizado nos processos mecânicos para tratamento de superfícies que visam aumentar a resistência à fadiga de superfícies induzindo aparecimento de deformação plástica.

Figura 3: Ilustração da tensão residual induzida pela deformação plástica devido a alteração do sentido de aplicação de esforço mecânico.

Fonte: Adaptado de CULLITY e STOCK (2001).

Considerando-se que a barra ilustrada na figura 3 esteja apoiada sobre dois pontos fixos e que ela esteja livre de qualquer tensão pré estabelecida, ao ser aplicada uma força (F) de igual valor e mesma direção e sentido em cada uma das extremidade, a barra ficará submetida a flexão simples normal e em qualquer seção situada entre os apoios, o momento fletor e, consequentemente, a tensão normal nas fibras externas é constante. No caso, as tensões normais de tração ($+\sigma$) ocorrem nas fibras superiores e as de compressão ($-\sigma$) nas fibras inferiores. No diagrama de tensão normal, representado à direita da barra na figura 3A, é mostrado como esta varia ao longo da seção A-A'. Os valores máximos da tensão ocorrem nas fibras externas, com distribuição linear e passando pelo valor zero na interceptação com a linha neutra. Ainda, considerando que a força aplicada à barra não foi suficiente para que o limite elástico do material seja excedido, a barra retornara a sua condição inicial ($\sigma = 0$), tão logo que a força (F) seja retirada. No entanto, se o valor da força (F) for elevado a um valor superior, tal que, a tensão normal aplicada na barra ultrapasse o limite de elasticidade do material tanto das fibras mais afastadas, quanto em fibras localizadas a uma profundidade significativa, consequentemente ocorrerá o surgimento da deformação permanente. A deformação plástica gerada está representada na figura (B) pela região hachurada.

Nas fibras próximas ao centro da barra como o limite de elasticidade não foi excedido e a deformação contínua sendo elástica. Acima da linha neutra toda a tensão normal é de tração ($+\sigma$) e provoca deformações elástica e plástica. Abaixo da linha neutra ocorre o mesmo efeito sendo a tensão normal compressiva ($-\sigma$).

Quando as forças (F) são removidas, figura (C), as deformações elásticas existentes tentam retornar a sua condição inicial forçando a barra a se auto-endireitar. No entanto, devido à presença da deformação plástica induzida, a ação não ocorre e a tensão interna não retorna à condição inicial, ou seja, igual a zero, mas devido ao movimento de retorno das fibras deformadas elasticamente ocorre a ação de esforço contra as fibras deformadas plasticamente, invertendo o sentido da tensão normal. Desse modo, as fibras que estavam inicialmente tracionadas ($+\sigma$) devido a ação da força (F) passam a ficar comprimidas ($-\sigma$) e as que estavam comprimidas ($-\sigma$), passam a ficar tracionadas ($+\sigma$), (CULLITY e STOCK, 2001).

De acordo com TORRES (2002) e FONSECA (2000) o sistema de tensões residuais pode ser descrito em três escalas de magnitude: 1) Macroscópica: que contempla toda a seção de uma peça, sendo praticamente constante em grandes extensões de áreas e é caracterizada pelo equilíbrio dentro do corpo; o balanceamento do sistema ocorre se áreas próximas à superfície estiverem em compressão residual e as áreas no centro em tração residual. 2) Macroestrutural: quando se consideram as tensões sobre um grão individual, ou grupos de grãos, que são afetados pelo campo de macrotensões, por meio de interfaces, entre partículas e matriz. As tensões residuais ocorrem pela heterogeneidade e anisotropia de cada cristal ou grão de material policristalino; e 3) Microlocalizada: onde cada grão é composto de uma estrutura cristalina tridimensional de átomos. As tensões são distribuídas por volumes submicroscópicos em distâncias interatômicas dentro de um grão e equilibram-se em pequenas partes deles. A magnitude dessas tensões ocorre em função de defeitos cristalinos, tais como discordâncias e contorno de grãos.

De acordo com CAMARGO (2007), para a medição da tensão residual podem ser utilizados vários métodos e cada um com a necessidade de uma profundidade mínima para análise, tais como: no processo mecânico a profundidade mínima requerida é de 1 mm; no processo por furo cego, 20 μm ; no processo por difração de raios X, 1 μm ; no processo por difração de neutrons, 1 mm; processo ultrassônico, 15 μm e no processo magnético, 0,1 mm.

A técnica para a medição das tensões residuais por difração de raios X é muito confiável e difundida atualmente. A utilização dos raios X remota a 1895, quando o físico alemão Wilhelm Conrad Röntgen, em 8 de novembro, enquanto fazia experiências com raios catódicos acidentalmente descobriu um novo tipo de emissão, vindo a denominá-los raios X, devido ao desconhecimento de suas propriedades físicas. Entendeu que estes raios eram ondas eletromagnéticas, como a luz ou ondas de rádio, mas possuindo alta energia permitindo que penetrassem em material sólido. Röntgen apresentou as primeiras fotografias utilizando os raios X, onde mostravam os ossos de uma mão, figura 4. A receptividade foi tão grande que foram instalados, por exemplo, equipamentos de raios X em sapatarias para que os clientes pudessem examinar os seus pés dentro dos sapatos. Em março de 1896, o professor Henrique Morise da Escola Politécnica do Rio de Janeiro produziu as primeiras radiografias no Brasil.

Figura 4: Mão com anel (*Hand with Ring*): impresso por Wilhelm Röntgen. Primeira imagem "clínica" por raios X da mão de sua esposa tirada em 22 de dezembro de 1895 e presenteada ao Professor do Instituto de Física da Universidade de Friburg em primeiro de janeiro de 1896, a mancha oval escura no terceiro dedo é a sombra produzida pelo seu anel.

Fonte: Perini, 2008

Os raios X também são produzidos ao se bombardear um material por elétrons de alta velocidade. A radiação X é produzida pela conversão da energia cinética desses elétrons em fótons com energias apropriadas.

Quando um elétron em alta velocidade penetra a superfície de um material, ocorre uma série de interações, em que o elétron normalmente sofre perda de energia em ionizações. O processo que contribui para a geração do maior número de fótons é o

Bremsstrahlung. Neste processo, elétrons que penetram o material bombardeado passando perto de um núcleo de um átomo deste, são defletidos e freados pela força de atração do núcleo. A energia perdida pelo elétron durante esta interação aparece como fótons de raios X com frequência e energia contínua. Em algumas colisões, mais raras, pode ocorrer o completo freamento do elétron, dando origem a um fóton de energia igual a energia inicial do elétron (JOHHNS, 1983). A figura 5 mostra a interação do elétron com um átomo do alvo gerando um fóton de raios X (OLIVEIRA (2011)).

Figura 5: Imagem da colisão entre elétron de energia E_1 e núcleo do átomo do alvo dando origem a um fóton de energia $h\nu$ pelo processo Bremsstrahlung.

Fonte: OLIVEIRA, 2011.

Em 1925 foi realizada a primeira medida de tensão residual por difração de raios X em películas fotográficas. Os resultados gravados eletronicamente surgiram em 1953 mostrando que as tensões residuais poderiam ser medidas rapidamente com o uso de um difratômetro de raios X (OLIVEIRA, 2011). O método de difração de raios X para a detecção de tensões residuais superficiais se baseia na alteração das distâncias interplanares na estrutura cristalina (deformação elástica dentro de um material policristalino para encontrar as tensões internas do mesmo) e são medidas pela posição angular dos feixes de raios X difratados. O método de difração de raios X é rápido e não destrutivo. Existem dois métodos para essa análise: Unidimensional e Bidimensional.

O método unidimensional é o mais simples de ser utilizado, sendo a tensão analisada em uma única direção e calculada por um difratômetro comum. Esse método tem suas limitações e seus resultados são confiáveis apenas para monocristais quando comparados a um material padrão. Na análise bidimensional, a tensão pode ser medida em qualquer direção. As macrotensões são calculadas quando a deformação elástica gera uma mudança na distância interplanar. Essa mudança pode ser causada também pela ocorrência

de deformação plástica, pois quando essa é atingida as macrotensões internas permanecem no material.

A tensão de um cristal pode ser calculada pela variação do espaçamento interplanar e é medida pela posição dos picos de difração (lei de Bragg). Livre de tensão, o espaçamento interplanar de um material policristalino, para uma determinada família de planos, não varia com a orientação desses planos. Aplicando-se uma tensão nesse material durante a deformação elástica, o efeito é ao contrário, ou seja, o espaçamento interplanar varia de acordo com a direção dessa tensão (OLIVEIRA, 2011).

Esses planos cristalográficos podem ser lidos por meio de experimentos de difração de raios X e a tensão é calculada a partir da medição da deformação em várias direções e das constantes elásticas. Durante as medições a amostra é irradiada com raios X que penetram o material. Os planos cristalográficos difratam alguns destes raios X de acordo com a lei de Bragg e com a presença de um detector que se movimenta ao redor da amostra é possível registrar a intensidade desses raios para cada posição angular. A localização dos picos possibilita ao usuário avaliar a tensão dentro do componente.

Utilizando esse método, pode-se calcular a tensão residual por meio da determinação de suas componentes de deformação, nas direções determinadas pelos ângulos Φ e ψ , correspondentes à inclinação do plano de difração e o plano da amostra em um sistema de coordenadas esféricas. Definindo a relação entre o plano da tensão e a distorção da superfície da amostra, calcula-se a relação da tensão para um dado grau de inclinação da superfície da amostra (OLIVEIRA, 2011).

3.4 Jateamento com granalhas de aço

Estudos sobre o jateamento com granalhas de aço, também chamado de *shot peening* foi publicado pela primeira vez em 1927 por E. G. Herbert, sendo o foco do trabalho o aumento da dureza superficial ocorrido no material processado (PERINI, 2008).

Atualmente o processo é amplamente utilizado para tratamento superficial de peças e estruturas no ramo industrial e sua finalidade é a introdução de tensões residuais de compressão na superfície e em uma fina camada adjacente a esta nas peças tratadas e visa o aumento da resistência à fadiga. Também promove o endurecimento da camada superficial pelo encruamento do material. O processo de jateamento altera mecanicamente a microestrutura do material, promovendo melhoria em algumas propriedades mecânicas dos

componentes tratados, estendendo, dessa maneira, sua vida útil. Além disso, elimina microfissuras e promove a selagem de microporosidades (ALMEN, 1963).

O jateamento é um processo de trabalho a frio que consiste em projetar partículas, com alta velocidade contra a superfície externa das peças, como mostrado na figura 6. Estas partículas usualmente são denominadas granalhas e podem ser redondas, arredondadas (ver figura 8), de aço, cerâmicas ou de vidro.

Figura 6: Ilustração do impacto de uma granalha esférica na superfície de uma peça.

Fonte: MIC, 2006

A utilização do termo *shot peening* é universalmente aceito para caracterizar este processo de jateamento quando utilizado como uma ferramenta de precisão, decorrente de uma série de fatores, o que o torna rigorosamente controlável e repetível. É um processo largamente empregado visando: aumento da resistência à fadiga, uniformização de tensões nas camadas superficiais, para aumentar a resistência à oxidação, ao atrito e eliminar porosidades, obtenção de rugosidades controladas para reter lubrificação, fixar desmoldantes, etc. (TORRES, 2002; GUAGLIANO, VERGANI, 2004; WANG, 1998).

Os processos de jateamento repercutem, principalmente, sobre as superfícies tratadas propiciando um aumentando da rugosidade, introduzindo tensões residuais de compressão e provocando endurecimento pelo encruamento do material.

Os impactos repetitivos das granalhas, não só induz o aparecimento de tensões residuais na superfície processada, mas também nas camadas sub adjacentes a esta. A tensão residual tende a se distribuir por estas camadas gerando um perfil característico. A figura 7 apresenta o perfil típico de tensões induzidas pelo processo de *shot peening* (TORRES, 2002).

Figura 7: Curva característica da variação da tensão residual induzida por jateamento em função da profundidade.

Fonte: TORRES, 2002.

Sendo: σ_s a tensão superficial; $\sigma_{\max}$ a tensão máxima de tração; $\sigma_{c.\max}$ a tensão máxima de compressão e h a profundidade de inversão da tensão compressiva para tração.

Os danos provocados na superfície jateada, interferem significativamente na resistência a fadiga do material, enquanto que o efeito do aumento da rugosidade acelera a nucleação e a propagação das trincas; a elevação da dureza e a camada sob o efeito da tensão residual, são benéficas e promovem um retardo ou impedem a abertura e o avanço de trincas de fadiga em geral. (SONG 1999, WEN 1999 e CURTIS, 2003).

A melhor condição do jateamento para aumentar a resistência à fadiga depende de variáveis como a elevação das tensões compressivas induzidas durante o processo de fadiga; das condições de superfície criadas pelo jateamento e a da possibilidade do campo de tensões residuais compressivas deslocarem a nucleação da trinca para baixo da superfície (TORRES, VOORWALD, 2002).

Após o impacto, o material é deformado plasticamente na região superficial e tende a se alongar, no entanto, esta tendência é impedida pela parte inferior, que se deforma apenas elasticamente, gerando tensões de compressão nas camadas afetadas plasticamente, (DIEPART, 1994).

As trincas tem dificuldades de nuclearem ou se propagarem em um campo de tensões de compressão. Uma vez que a maioria das falhas por fadiga e por corrosão sob tensão é originada na superfície, ou em áreas próximas delas, as tensões residuais de compressão induzidas pelo jateamento produzem um significativo incremento na vida em fadiga do componente tratado (OLIVEIRA, 2011).

As tensões residuais de compressão mantêm os limites entre os grãos evitando assim a iniciação de fissuração por fadiga e diminuindo a velocidade do crescimento das trincas. Quanto maior for a espessura da camada de tensões residuais de compressão, maior será a resistência ao surgimento e propagação de trincas. Porém, a distribuição de tensões residuais de compressão resultante não é uniforme e ocorre em função da profundidade medida a partir da superfície da peça. As tensões de tração tendem a abrir os limites entre os grãos do material e são as responsáveis pela iniciação de trincas ou fissuras.

Existem dois parâmetros muito importantes para o controle do processo de jateamento com granalhas, a intensidade Almen e a cobertura. A intensidade do jateamento é dada pela força do impacto da partícula na peça. Quanto mais densa ou dura a partícula, maior será a intensidade do jateamento e quanto maior for a velocidade da partícula, maior será o impacto sobre a peça. A intensidade está diretamente relacionada à energia cinética das partículas (ALMEN, 1963).

O controle da velocidade afeta de forma direta a intensidade Almen e dependendo do equipamento é obtido por meio da regulagem da pressão de ar, no caso das granalhas serem impelidas pneumáticamente, ou da velocidade da hélice da turbina, no caso de serem impelidas por força centrífuga (BARRIOS, 2007). O aumento da velocidade das granalhas implica no aumento da intensidade do jateamento. É necessário controlar essa velocidade a fim de evitar um desgaste ou quebra das granalhas, além de proporcionar resultados e efeitos indesejáveis nas amostras (OLIVEIRA, 2011).

O teste Almen é o sistema industrial de medição padrão de controle da intensidade do processo de jateamento. Essa técnica é utilizada para estimar a intensidade do processo para determinados parâmetros de operação e parte do princípio de que deformações iguais em chapas finas padronizadas correspondem a aplicações com iguais intensidades. Almen desenvolveu um ensaio para a medida e calibração da energia de impacto do jateamento utilizando corpos de prova (CPs) de aço SAE 1070, denominados Tiras de Almen. No ensaio, uma tira não jateada é presa a um bloco de aço e exposta a jateamento em apenas um dos lados durante um dado intervalo de tempo. Após a retirada do corpo de prova (CP), a altura do arco produzido na tira, devida à tensão residual compressiva induzida pela deformação plástica, é medida em um relógio comparador de padrão de Almen. O valor da medida do arco é comparado com uma tabela na qual se obtém a intensidade Almen, que por sua vez, é uma referência utilizada no controle do processo e seu valor torna-se apropriado para ajustar diversos parâmetros obtidos. As partículas do jato devem ter tamanho uniforme que permitam o controle da Intensidade Almen (ALMEN, 1963).

As lâminas Almen são padronizadas e denominadas lâminas N, A ou C. São utilizadas em função da aplicação e possuem diferentes espessuras. As lâminas tipo N são utilizadas para as menores intensidades de impacto, possuem a menor espessura e são mais sensíveis a finos ajustes de intensidade. As lâminas A e C são empregadas quando é requerida uma maior intensidade do tratamento (BARRIOS, 2007).

A intensidade Almen é regida pelos seguintes parâmetros do processo: a) tamanho, granulometria e dureza da granalha; b) rotação da turbina; c) velocidade do jato; e d) ângulo do jato.

A cobertura é a magnitude que estima quão completa uma área submetida ao jateamento foi coberta pelas endentações criadas pelos impactos das granalhas. Na prática, uma medição de cobertura de 98% ou superior já é considerada como 100% e o tempo empregado é definido como tempo de saturação. Operações de jateamento executadas em tempos menores de saturação não são comuns. Isso se deve ao fato que as pequenas áreas não atingidas pelas endentações poderiam atuar como pontos de iniciação de falhas, de modo que prejudicariam as propriedades mecânicas. Por esse motivo, a cobertura é expressa em porcentagem e como múltiplo do tempo de exposição requerido para a saturação.

Atualmente esta medida é realizada recobrando-se a peça antes do jateamento com uma tinta líquida fluorescente que ao secar torna-se um filme elástico. Após o procedimento, o componente é observado sob luz ultravioleta e a quantidade de tinta removida pelo jateamento fornece uma medida do grau de cobertura da peça expresso em porcentagem. Essa técnica é mais conhecida como inspeção por traços fluorescentes. A medição da cobertura de jateamento também pode ser feita por meio de mais 3 métodos, de acordo com a norma SAE J2277: inspeção visual, inspeção por marcadores de tinta ou por réplicas (ALMEN, 1963). Os parâmetros que afetam diretamente a cobertura são: a) o tempo de exposição; o tamanho das granalhas; e o fluxo médio de granalhas.

Em relação às granalhas, aquelas identificadas com a letra S correspondem a granalhas esféricas, enquanto que as identificadas com a letra G correspondem às granalhas com formato angular, provindas de fio de aço cortado e arredondado (BARRIOS, 2007). O tamanho das granalhas normalmente varia de 0,18 mm a 2,4 mm de diâmetro. As granalhas mais utilizadas são as de ferro fundido (mais quebradiças) e com dureza entre 58 a 68 HRC; as de aço fundido com dureza entre 40 e 50 HRC; as de vidro com dureza entre 46 e 50 HRC e as de cerâmica entre 58 a 63 HRC. As granalhas de vidro e cerâmica são normalmente utilizadas para materiais que podem ser contaminados pelo

jateamento com granalhas de aço ou ferro fundido. As variações na dureza das granalhas não afetam a intensidade do jateamento, desde que sejam mais duras que o material tratado. Por outro lado, se a dureza do material a ser tratado for maior que a da granalha, então pode haver uma diminuição na intensidade (OLIVEIRA, 2011).

O ângulo de impacto do processo de jateamento, por definição, é um ângulo de 90° ou menor entre a superfície da peça e a direção da rajada. Quanto menor for esse ângulo, menor será a intensidade do processo e quanto menor for a distância entre o bico ejetor e a superfície da peça, menor será a intensidade e a cobertura obtida (TORRES, 2002).

Os parâmetros que influenciam na eficiência do jateamento podem ser divididos em três classes. A primeira é a dos parâmetros do material que são associados à geometria e as propriedades mecânicas. A segunda é a dos parâmetros de fluxo associados às propriedades da partícula (tipo, tamanho, material, massa específica, dureza), velocidade, ângulo de impacto, duração e distância do jateamento ao material tratado. E a última é a dos parâmetros de contato como o coeficiente de fricção e o coeficiente de restituição, que dependem da razão entre a dureza do material tratado e da esfera usada (TORRES, 2002).

No processo de jateamento o controle periódico das granalhas é muito importante, pois são danificadas a cada vez que atinge a superfície da peça. A figura 8 apresenta exemplos de perfis adequados e não adequados para as granalhas. Para prevenir danos a superfície da peça em tratamento, o lote das granalhas deve ser predominante do tipo aceitável, pois o uso contínuo das granalhas deslocam seu perfil de adequados para não adequado devido ao desgaste e/ou quebra pelo impacto (PERINI, 2008).

Figura 8: Imagens de granalhas com formas adequadas e inadequadas para o uso.

Formas adequadas

Formas inadequadas

Fonte: MIC, 2006.

A figura 9 apresenta o detalhe da superfície de uma peça que foi danificada pelo uso de granalhas inadequadas e mostra uma trinca superficial iniciada durante o jateamento (A) e o aspecto da superfície de uma peça processada com granalhas adequadas (B), enquanto que a figura 10 mostra uma imagem de granalhas esféricas de homogêneas (A) e de granalhas danificadas pelo uso (B).

Figura 9: Imagem de uma superfície danificada pelo uso de granalhas inadequadas (A) e o de uma superfície jateada com granalhas adequadas (ampliação de 100X) (B).

Fonte: MIC, 2006.

Figura 10: Imagem de granalhas esféricas de homogêneas (A) e de granalhas danificadas pelo uso ou de qualidade inadequada (B).

Fonte: MIC, 2006

SCHULZE (2006) orienta para que a granalha deva apresentar dureza próxima a da superfície da peça a ser processada e seu tamanho deve ser suficientemente pequeno para atingir todas as reentrâncias da peça, evitando, assim, que detalhes superficiais muito pequenos não recebam o tratamento adequado.

Peças fabricadas em aço podem ser tratadas geralmente com esferas de aço, cerâmicas ou de vidro. De forma geral, para o jateamento em materiais metálicos ferrosos utilizam-se granalhas redondas de aço endurecidas; em materiais metálicos não ferrosos, granalhas redondas de aço (desde que não haja contaminação), de alumínio; de bronze; de zinco; em inorgânicos não metálicos, esferas de vidro; esferas ou cilindros de cerâmica ou carbetto de silício e óxido de zircônio; e em orgânicos, particulado de polivinil, poliamida, poliestireno expandido, cascas de nozes, caroço de frutas, madeira dura e cascas de arroz.

Para a aceleração das granalhas podem ser utilizados dois métodos, o primeiro é realizado por um sistema pressurizado de ar comprimido para acelerar e lançar as granalhas sobre a superfície a ser tratada. Esse sistema é geralmente composto por um reservatório primário de granalhas, mantido a pressão ambiente e que abastece, por meio de uma válvula reguladora, uma câmara secundária de alimentação, com pressão interna equalizada com a pressão utilizada no bico de jateamento.

As granalhas são liberadas para a linha de pressão e controlada pela válvula situada na parte inferior da câmara secundária. Após o jateamento, as esferas são recolhidas no fundo da câmara de jateamento por uma esteira que as transporta de volta para o reservatório de esferas, o esquema simplificado desse processo pode ser visto na figura 11 (PERINI, 2008).

Figura 11: Imagens ilustrativas do sistema de jateamento pressurizados a ar comprimido.

Fontes: PERINI, 2008 e IKK, 2016

O segundo processo utiliza a força centrífuga gerada por uma turbina que opera em alta velocidade, a alimentação do sistema é feita pelo centro da turbina e as granalhas são projetadas por uma abertura situada na parte inferior da cobertura da turbina, figura 12.

O sistema pressurizado pode ser utilizado para jateamento manual ou acoplado a braços robóticos, o que lhe confere extrema precisão e a possibilidade de jateamento de peças com geometria muito complexa (PERINI, 2008). O sistema centrífugo é normalmente utilizado para peças com grandes dimensões e geometria simples, pois a sua área de jateamento é dezenas de vezes maior quando comparado ao sistema pressurizado (SCHULZE, 2006).

Figura 12: Sistema de jateamento centrífugo.

Fontes: MIC, 2006 e PERINI, 2008

A figura 13, apresenta um comparativo visual da área coberta de jateamento entre os sistemas pressurizado e o centrífugo.

Figura 13: Imagem comparativa da área coberta pelos sistemas de jateamento pressurizado e centrífugo.

Fontes: MIC, 2006 e PERINI, 2008.

Os equipamentos de jateamento por centrifugação podem apresentar diversas formas de operação em função do dispositivo em que a peça é depositada ou fixada para a operação. A figura 14 mostra uma imagem ilustrativa geral da máquina de jateamento por centrifugação, a figura 15 mostra a ilustração de vários dispositivos de fixação ou depósito das peças a serem processadas com a denominação usual das máquinas em função destes e a figura 16, apresenta a imagem ilustrativa de uma turbina e seu conjunto de montagem.

Figura 14: Imagem ilustrativa de uma máquina de jateamento por centrifugação.

Fonte: IKK, 2016.

Figura 15: Imagens ilustrativas do dispositivo de depósito ou fixação de peças para jateamento: mesa rotativa (A), monovia (B), cilindro (C), gancheira (D), de passagem (E), tambor (F), tambor de passagem (G), bobina (H) e tamboreamento (I).

Fonte: IKK. 2016

Figura 16: Imagem ilustrativa de uma turbina e seu conjunto de montagem.

Fonte: IKK, 2016

Quando utilizado o equipamento de jateamento por centrifugação é importante o correto posicionamento da peça a ser processada no foco do fluxo de granalhas, pois garante o melhor rendimento e aproveitamento destas no processo, esta posição deve ser alinhada com o centro da turbina e é ajustada em função da sua rotação, uma vez que usualmente a distância da peça a turbina é fixa, o valor da rotação necessária para que ela ocorra é denominada "rotação de ponto quente". A figura 17 apresenta uma imagem indicando a condição ideal do foco do fluxo das granalhas.

Figura 17: Imagem ilustrativa do ajuste do foco do ponto quente para o jateamento por centrifugação.

Fonte: IKK, 2016.

O controle e a composição do fluxo de granalhas é outro fator importante para a otimização do processo. Quanto mais homogêneo for o lote de granalhas utilizado, melhor a qualidade e homogeneidade da superfície jateada (SHULZE, 2006). A figura 18 mostra a imagem de um gráfico com a dispersão do tamanho das granalhas para dois mix operativos adequados.

Figura 18: Imagem do gráfico de dispersão do mix operativo das granalhas genéricas OM e SEP.

Fonte: IKK, 2016

3.5 Fadiga

Fadiga é um fenômeno que resulta na falha de um componente após a aplicação de cargas e deformações cíclicas em um período de tempo. De acordo com a norma ASTM E1150 (1983) é um processo de mudança estrutural permanente, localizada e progressiva, que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ponto (ou pontos), e que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de flutuações. Ainda, conforme (SURISH, 1998; DOWLING, 1993; CAMARGO, 1995; VOORWALD, 1990) a fadiga é descrita como uma falha ou ruptura que ocorre após um componente ou estrutura ter sido submetido a ciclos de tensões repetidos ou flutuantes, onde a tensão nominal máxima é inferior ao limite de escoamento do material.

Inúmeros estudos indicam que os valores desta tensão cíclica podem ser ampliados em consequência de defeitos ou irregularidades superficiais que acabam funcionando como concentradores de tensão (SURISH, 1998; DIETER, 1988; MEYERS 1982).

A importância do estudo de fadiga avançou no século passado devido ao grande número de fatores envolvidos neste processo que devem ser compreendidos. A falha é precedida pela iniciação e propagação de uma trinca até uma condição instável, que a leva a uma quebra instantânea. Este fenômeno ocorre após um tempo considerável do material em serviço. À medida que o desenvolvimento tecnológico incorporou novos componentes

e equipamentos submetidos continuamente a esforços dinâmicos e vibrações, o fenômeno de fadiga passou a representar a causa de mais de 90% das falhas primárias em serviço de componentes mecânicos de materiais metálicos em condições operacionais, tais como aros e rodas de caminhões, estruturas aeronáuticas na decolagem, em vôo e aterrissagem, entre outros. (SCHÜLTZ, 1996; ROLFE; BARSON, 1997). A falha por fadiga é particularmente imprevisível, pois acontece sem que ocorra qualquer aviso prévio.

É importante caracterizar os possíveis tipos de tensões cíclicas que provocam o fenômeno de fadiga, sendo que a tensão aplicada pode ser axial (tração-compressão), de flexão (dobramento) ou de torção (rotativa). A figura 21(A) apresenta um ciclo alternado de aplicação de tensão na forma senoidal. Essa é uma situação idealizada que se aproxima das condições de serviço de uma barra estabilizadora funcionando sem sobrecargas. Para este tipo de ciclo, as tensões máximas (picos) e mínimas (vales) são iguais em magnitude, sendo as tensões de tração consideradas positivas e as de compressão, negativas.

A técnica direta e convencional da avaliação da vida em fadiga é a curva tensão versus número de ciclos até a fratura (S-N) (GARCIA, 2000; KAYANAC, 1996; BERETTA, 1998). Esta abordagem surgiu a partir dos primeiros estudos sobre o comportamento de materiais metálicos, submetidos a esforços alternados e repetitivos, feitos por August Wöhler na década de 1850. Por este motivo, a curva S-N é também chamada de curva de Wöhler. Normalmente, para o número de ciclos emprega-se uma escala logarítmica e a tensão lançada no gráfico é a tensão nominal (podendo ser σ_a , $\sigma_{m\acute{a}x}$ ou $\sigma_{m\acute{i}n}$), sem ajuste para concentração de tensões.

Em geral, a curva (S-N) de materiais ferrosos apresenta um limite de tensão tal que, para valores abaixo deste limite o corpo de prova nunca sofrerá ruptura por fadiga. Esse limite de tensão é conhecido como limite de resistência à fadiga (σ_{Rf}), e a curva (S-N), neste ponto, assume a forma de um patamar horizontal. Para os materiais não ferrosos, em geral, não há formação deste patamar. A figura 19 apresenta as curvas características (S-N) para os materiais não ferrosos e ferrosos.

A análise das curvas permite notar que quanto menor o valor da tensão aplicada maior é o número de ciclos necessários para romper o material (SOUZA, 1982).

Figura 19: Curva (S-N) típica de materiais não ferrosos (A) e de ferrosos (B).

Fonte: CALLISTER, 2016.

Os ensaios ou testes de fadiga visam determinar a resistência à fadiga ou a situação em que uma peça sujeita a uma sequência pré-estabelecida de tensão e amplitude atinge uma dada condição de dano. Nas curvas (S-N) o limite de resistência à fadiga pode ser representado pela máxima tensão cíclica que o material suporta antes da sua ruptura ou pelo valor que ao se atingir uma dada condição de números de ciclos, mesmo não havendo a ruptura do elemento ensaiado, entende-se que o mesmo apresentou uma vida infinita, ou seja, suportou a carga cíclica pelo tempo previsto de vida sem se romper.

Nos ensaios de tração define-se o limite de resistência do material em condições de carga estática, e este valor, geralmente, é muito superior ao seu limite de fadiga. Na fadiga, a ruptura do metal ocorre quando a tensão cíclica, aplicada a ele, provoca uma flutuação maior que o valor do seu limite de fadiga ou quando o número de ciclos de tensão ultrapassa o valor estabelecido para sua previsão de vida. No entanto, muitos outros fatores podem afetar o limite de fadiga, o que torna seu estudo complexo e muito extenso, (WEIBULL, 1961; SOUZA, 1982).

De uma maneira geral, o ensaio de fadiga pode ser dividido em categorias que correspondem individualmente ao estudo da nucleação e ao estudo de propagação de trincas. Neste aspecto, as categorias do ensaio de fadiga são: fadiga de desgaste, fratura de fadiga, fadiga de alto ciclo e fadiga de baixo ciclo.

A fadiga pode ser considerada de alto número de ciclos, normalmente acima de 100.000 de ciclos, com influência principal da tensão, ou de baixo ciclo onde prevalecem as deformações. A fadiga de alto ciclo é principalmente aplicada em componentes de máquinas rotativas, e sistemas que sofrem elevadas vibrações. A figura 20 mostra uma curva (S-N) com a indicação das faixas de baixo, médio e alto ciclo.

Figura 20: Curva (S-N) com a indicação das faixas de baixo, médio e alto ciclo.

Fonte: CAMARGO, 2007.

SOUZA (1982) recomenda que o limite de fadiga determinado em laboratório com a utilização de corpos-de-prova usinados não deve ser utilizado diretamente no projeto de novos componentes, pois na prática as condições de trabalho a que o componente estará sujeito e o seu acabamento superficial final diferem muito das condições de laboratório, e influenciam diretamente o valor do limite de fadiga. Desse modo, sempre que possível, devemos promover ensaios de fadiga em componente que representem o projeto final, procurando reproduzir o mais fielmente possível as suas condições de trabalho a que estará sujeito.

Entre os diversos ciclos de tensões para o teste de fadiga, os principais são: o ciclo de tensão reversa, onde o valor da tensão máxima de tração (+) é igual ao valor da tensão mínima de compressão (-); o ciclo de tensão repetida, onde os valores das tensões máxima e mínima são diferentes, variando de um valor máximo de tração (+) até tensão mínima igual à zero; e o ciclo de tensão flutuante, onde os valores das tensões variam entre o máximo e o mínimo, ambos, de tração (+) ou de compressão (-), o valor mínimo representa a pré-carga inicial do ciclo. A figura 21 apresenta estes ciclos de tensão.

Figura 21: Ilustração dos ciclos de tensão reversa (A), repetida (B) e flutuante (C).

Fonte: (NORTON, 2000).

A tensão máxima $\sigma_{\max}$ e a tensão mínima $\sigma_{\min}$ representam o maior e o menor valor algébrico da tensão no ciclo; $\Delta\sigma$ é a diferença algébrica entre $\sigma_{\max}$ e $\sigma_{\min}$; σ_a é chamado de amplitude da tensão e representa a metade de $\Delta\sigma$; σ_m é a tensão média (DOWLING, 1999; NORTON, 2000). As expressões matemáticas para essas definições são:

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (1)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (2)$$

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (3)$$

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a \quad (4)$$

$$\sigma_{\min} = \sigma_m - \sigma_a \quad (5)$$

O sinal para σ_a e $\Delta\sigma$ é sempre positivo. As tensões $\sigma_{\max}$, $\sigma_{\min}$ e σ_m podem ser positivas ou negativas. A relação algébrica entre $\sigma_{\max}$ e $\sigma_{\min}$ é representada por R, e entre σ_a e σ_m é representada por A (DOWLING, 1999).

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (6)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (7)$$

Outras relações usuais derivadas das equações acima são:

$$\Delta\sigma = 2\sigma_a = \sigma_{\max}(1 - R) \quad (11)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max}}{2}(1 + R) \quad (12)$$

$$R = \frac{1 - A}{1 + A} \quad (13)$$

$$A = \frac{1 - R}{1 + R} \quad (14)$$

Usualmente os equipamentos de ensaios por fadiga dispõem de um sistema de aplicação de carga variável, que permite ajustar a intensidade, a frequência e o seu sentido; um sistema de contagem de número de ciclos suportado e um sensor que interrompe o teste assim que o elemento ensaiado fratura. (ASM, 2000).

A seleção do tipo de máquina de teste depende da forma de sollicitação que se deseja aplicar ao corpo de prova. As condições usuais de ensaio são por tração-compressão, torção; flexão alternada; flexão rotativa ou por combinação destas.

No ensaio de fadiga por flexão rotativa o corpo de prova é submetido a sollicitações de flexão enquanto é rotacionado, em torno de seu próprio eixo, por um sistema motriz.

A figura 22 mostra a ilustração de um sistema de aplicação do esforço em que o corpo de prova é considerado bi apoiado em suas extremidades e a carga é aplicada em sua região central (A) e outro, em que o corpo de prova é considerado apoiado em uma das extremidade e a carga é aplicada em sua extremidade livre (B). (ASM, 2000).

Figura 22: Sistema de aplicação de carga em ensaios de fadiga flexo rotativo por carga central (A) e na extremidade livre (B).

Fonte: ASM, 2000.

O corpo de prova pode ser usinado conforme a norma ASTM E-466 (2007), mas, também, pode ser determinado pelo fabricante do equipamento. (SOUZA, 1982; ASM, 2000). A figura 23 apresenta a forma usual de corpos de prova destinados aos ensaios de fadiga por torção (a), por flexão rotativa (b), por flexão reversa (c) e por tração compressão.

Figura 23: Forma usual de corpos de prova destinados aos ensaios de fadiga por torção (a), por flexão rotativa (b), por flexão reversa (c) e por tração compressão.

Fonte: ASM, 2000.

A falha por fadiga tem início com a nucleação de uma trinca por deformação plástica ou por ciclos repetitivos de tensão e seu crescimento inicial desenvolve-se ao longo dos planos de escorregamento seguindo, após, em um plano perpendicular ao da direção da força aplicada, normalmente gerando estrias em sua propagação, figura 24. A fratura brusca ocorre quando a trinca atinge um tamanho crítico que impossibilita seu crescimento de forma estável. (KOBAYASHI, 1986).

Figura 24: Imagem de estrias em fratura por fadiga em uma liga Al 2024-T3.

Fonte: SURISH, 1998.

Os parâmetros que caracterizam um ciclo de carregamento estão indicados na figura 21 e definidos nas equações de (1) a (14) (CAMARGO, 1995; DIETER, 1988; ASM, 1998)

Normalmente a maioria das falhas por fadiga tem início na superfície do componente, principalmente para as solicitações cíclicas por flexão e torção.

A rugosidade ou imperfeições atuam como concentradores de tensão (SCHÜLTZ, 1996; SRIRAM et al, 1990), assim como partículas de segunda fase, inclusões ou precipitados, e seus efeitos são maiores na superfície que em seu interior. (MURAKAMI; KODAMA; KONUMA, 1989). Sob determinadas condições pode ocorrer a nucleação das trincas no interior do material devido a ocorrências de defeitos internos. Os tratamentos de endurecimento superficial, também, podem atuar sobre o material de forma a criar condições favoráveis com picos de tensão ou redução da resistência em pontos abaixo da superfície. As inclusões, dependendo de tamanho, posição e geometria, atuam como concentradores de tensão e podem permitir a nucleação da trinca em qualquer profundidade (AMORIM, 2003; WANG, 2000).

A aplicação de tratamentos superficiais químicos sobre os materiais metálicos como revestimentos com cromo duro, níquel, ligas zinco-níquel e zinco cobalto, tendem a reduzir a sua resistência à fadiga, de acordo com estudos realizados por NASCIMENTO; TORRES; VOORWALD, 1999 e AMORIM, 2003. Para o alumínio, o tratamento superficial mais usado é a anodização. Campos (2000) estudou a influência da anodização crômica na resistência a fadiga da liga de Al 7050 – T7451 e observou que para todas as espessuras estudadas houve redução na resistência, sendo mais intensa quanto maior a espessura da camada anodizada.

A rugosidade superficial apresenta-se como um dos principais fatores que influem na resistência à fadiga de componentes mecânicos, LI et al (1992) propôs a utilização de um fator de concentração de tensões expresso na relação entre uma medida de rugosidade (R_t) e o espaçamento entre endentações próximas (S), conforme fórmula (15).

$$K_t = 1 + 2,1 \frac{R_t}{S} \quad (15)$$

O fator R_t mede a diferença entre o ponto mais alto (pico) e o ponto mais baixo (vale), em relação a linha média, observado no comprimento de varredura.

Vários são os indicadores de medida de rugosidade utilizados, o mais usual é o R_a que representa a rugosidade média e é obtida pela média da distância de cada pico e vale do perfil à linha central. Em estudos de nucleação de trincas por fadiga em que a nucleação é um fenômeno de ligação mais fraca e espera-se que ocorra em contornos superiores ou mais profundos com raios pontiagudos os índices de rugosidades mais utilizadas são R_t e o R_z , sendo este obtido pela média da cinco maiores distância de pico a vale durante a varredura (NANNINGA, 2008).

3.6 Estudos de fadiga e tensão residual em ligas de alumínio

Com o objetivo de aumentar o uso do alumínio na fabricação de veículos comerciais, a Associação Brasileira do Alumínio (ABAL) reuniu um grupo de dez patrocinadores para o desenvolvimento de um projeto de um corpo de alumínio do caminhão montado sobre chassis de carga seca (ARANHA, 2013). A partir deste indicativo, elaboraram um estudo com as principais características e procedimentos técnicos relativos ao projeto de um corpo de alumínio montado em um caminhão de 3 eixos, com 23 toneladas de peso morto (peso bruto) e 5,4 m de distância entre eixos. Os requisitos, entre outros, devem ser: fácil fabricação, manutenção e reparação do corpo; resistência mecânica adequada da estrutura (para atender a diferentes cargas); minimização do peso total do veículo. Foram adotadas restrições pelos patrocinadores, e entre elas, o uso preferencial de perfis de alumínio obtidos por extrusão e a aplicação do piso da plataforma com placas de alumínio. O estudo conclui que as características definidas conduzem a um aumento da capacidade de carga útil de transporte e que o corpo de alumínio pode acelerar o retorno sobre o investimento apesar de seu preço inicial mais elevado. Além disso, este material tem um valor residual bastante elevado, pois o alumínio é totalmente reciclável no final da vida útil. Pelas razões acima referidas a fabricação deste tipo de carroçaria no Brasil se torna bastante viável e que pode proporcionar o incentivo considerável para a utilização do alumínio na área de componentes da estrada.

Foram selecionados alguns estudos contendo temas relacionados aos objetivos desta pesquisa, inicialmente serão abordados os trabalhos com ligas de alumínio da série 7XXX e 2XXX e na sequência os trabalhos com as ligas da série 6XXX.

Alguns pesquisadores (SRIVATSAN, 2000; SANKARAN, 2001; SHIH, 2003; OGURI, 2011; BENEDETTI, 2009; LUONG, 2010; GAO, 2011; CARVALHO, 2009) estudaram o comportamento de ligas da série 7XXX em condições de fadiga, A seguir serão destacados alguns os trabalhos nestas ligas da série 7XXX. OGURI (2011) estudou a

melhoria de vida em fadiga da liga de alumínio AA7075, utilizado em aeronaves, quando processada por jateamentos utilizando partículas finas de cerâmicas aplicadas em alta velocidade, conclui o autor que o jateamento com partículas finas de cerâmica aumenta significativamente a vida em fadiga quando comparada ao processo de jateamento convencional com granalhas de aço. BENEDETTI (2009) também pesquisou o efeito da fadiga na liga AA7075 utilizando *shot peening*. Observou o efeito do relaxamento das tensões residuais de compressão e o efeito da rugosidade superficial como fonte da origem e de propagação de trincas devido ao efeito da fadiga. LUONG (2010) investigou o efeito do *laser peening* e do *shot peening* na fadiga em alto ciclo da liga AA7075. O autor obteve aumento da vida em fadiga em ambos os processos de *peening*. Contudo, a camada de tensão residual gerada pelo processo *laser peening* é três vezes maior que o gerado pelo jateamento.

GAO (2011) estudou o crescimento de pequenas trincas e a vida em fadiga da liga AA7475 submetida ao jateamento para induzir tensão residual compressiva. A conclusão deste trabalho é que as trincas iniciam nas partículas de segunda fase e a vida em fadiga aumenta significativamente com o jateamento por partículas. CARVALHO (2009) estudou a influência da deposição eletrolítica superficial de cromo duro e a propagação de trincas por fadiga na liga AA7050. Observou que somente a eletrodeposição de cromo acelerou a nucleação e a propagação das trincas, comprometendo a vida útil em fadiga. No caso da eletrodeposição do cromo duro antecedida de tratamento por *shot peening*, concluiu que as tensões residuais de tração originadas pela deposição eletroquímica comprometeram o ganho de vida útil em fadiga devido ao aparecimento das tensões residuais compressivas decorrentes do *shot peening*.

Em alguns trabalhos (NAKAI, 2000; BRAY, 2001; KAÇAR, 2003; MERATI, 2005; MOHAMED, 2005; KAMP, 2007; HUDA, 2009; KHAN, 2010; REIS, 2012; ZAROOG, 2011) foi estudado o comportamento em fadiga da liga AA2024, devido principalmente a sua aplicação aeroespacial. Dentre estes trabalhos, pode-se destacar o trabalho de ZAROOG (2011). Este autor estudou o comportamento da liga de alumínio 2024 tratada por *shot peening*, medindo as tensões residuais por difração de raios X em diferentes condições de jateamento. O autor concluiu que a tensão residual compressiva, a microdureza e o encruamento são dependentes da carga aplicada. Em seu trabalho foi proposto um modelo empírico para estimar o relaxamento da tensão residual compressiva.

JUIJERM (2007A) investigou o limite efetivo de tratamento por laminação e sua correlação com a estabilidade de tensão residual de Al-Mg-Mn e Al-Mg-Si para as ligas de

alumínio 5083 (Al-Mg-Mn) laminadas e AA6110 (Al-Mg-Si-Cu) com diferentes envelhecimentos e ciclicamente deformadas no regime de fadiga de baixo ciclo para diferentes temperaturas de até 250°C e fez comparações com o estado polido. Neste estudo determinou o limite efetivo de laminação utilizando-se dados da curva S-N, a estabilidade das tensões residuais próximas da superfície e o encruamento. Verificou-se que o encruamento próximo da superfície é o principal fator que influencia a vida por fadiga, tornando fundamental o controle do encruamento subsuperficial para ligas de alumínio laminadas.

JUIJERM (2006 e 2007C) pesquisou a influência do processo de envelhecimento artificial da liga AA6110 laminada a temperatura ambiente e envelhecida em diferentes temperaturas e tempos. Para tanto, utilizou ensaios de fadiga tração-compressão. Investigou o relaxamento da tensão residual térmica. Concluiu que a vida a fadiga nesta condição foi governada pelo endurecimento subsuperficial e que a combinação do processo de laminação, devido ao envelhecimento é um excelente indutor para aumento da vida em fadiga desta liga.

JUIJERM (2007B) analisou o efeito da temperatura de laminação até 250°C em ligas de alumínio AA6110 (Al-Mg-Si-Cu) solubilizadas. O comportamento da deformação cíclica e curva S-N para a liga AA6110 laminada em altas temperaturas e tratada termicamente foram investigadas e comparadas com o da laminação convencional a temperatura ambiente. O autor concluiu que a laminação em temperaturas de até 200°C resultou em um aumento de dureza próxima a superfície devido à precipitação estática/dinâmica, enquanto que redução das tensões residuais de compressão macroscópicas e encruamento foram observados devido a recuperação estática/dinâmica ocorrida. No entanto, a laminação a temperatura de 250°C provoca efeitos prejudiciais sobre as propriedades próximas à superfície devido aos efeitos do superenvelhecimento e da alta taxa de recuperação estática/dinâmica. Como consequência, a vida em fadiga diminuiu significativamente para este caso.

AZZAM (2010) estudou o comportamento da liga AA6063 (Al-Mg-Si) sob carga cíclica, considerando sua aplicação na fabricação de poste de luz com luminárias. Estes postes de luz estão sujeitos à deformação por fadiga. A superfície de fratura por fadiga da liga revelou regiões caracterizando o início de crescimento de trinca microscópica, de estabilidade do crescimento da trinca, de instabilidade no crescimento de trinca e de sobrecarga mecânica. Uma matriz de finas estrias foi encontrada cobrindo as regiões de início e estabilização do crescimento da trinca. As finas fissuras microscópicas e

macroscópicas foram encontradas na região de crescimento instável da trinca e que trincas são favorecidas no contorno do grão devido a uma combinação do intermetálico Mg_2Si e a concentração de tensão local juntamente com a tendência para a ocorrência de deslizamento e escorregamento entre os grãos vizinhos.

TAKAHASHI (2012) investigou o mecanismo que controla a vida em fadiga de uma liga AA6061-T6 (Al-Mg-Si) endurecida por precipitação com alto ciclo de fadiga (regime superior a 10^7 ciclos). Verificou-se que mais de 90% do total da vida em fadiga foi ocupada pelo processo de crescimento de uma pequena fissura microestrutural de relativa baixa amplitude de tensão. A pequena fissura ficou frequentemente retida por um longo período (mais de 10^6 ciclos) antes de começar a crescer novamente, resultando em um processo significativamente lento de crescimento. O crescimento da fissura observada foi principalmente relacionado ao tipo facetado que ocorre exclusivamente na superfície. A direção de crescimento da fissura foi fortemente anisotrópica e tendia a crescer preferencialmente ao longo da superfície da amostra. Seu crescimento na direção interior parecia ser prejudicado pela formação de uma grossa banda de deslizamento. O trincamento facetado foi relacionado com a formação de uma estrutura cíclica localizada de deslizamento (finas bandas de deslizamento), que apareceu exclusivamente na superfície da amostra.

TRDAN (2012) investigou o efeito da aplicação de *laser shot peening* (LSP) na liga de alumínio 6082 na resistência à corrosão. Os resultados da polarização cíclica mostrou reforçada passividade com redução da corrente de corrosão, em comparação com as amostras não tratadas. Além disto, após 24 h confirmou o aumento da resistência a polarização em quase sete vezes, em comparação com os espécimes não tratados. Verificou-se enriquecimento de Al_2O_3 , que contribuiu para uma maior resistência à corrosão, com reduzida dissolução anódica da superfície tratada com LSP.

MANN (2007) investigou o crescimento de pequenas trincas por fadiga na liga de alumínio 6082 – T6. As amostras foram entalhadas por eletro-erosão para produzir um entalhe com 0,1 mm de largura e 0,2 mm de profundidade, considerado o ponto de partida para a trinca. Para medir o crescimento de trinca foi utilizado um método especial de queda de potencial de corrente. O autor não obteve taxas de crescimento acelerado para as trincas pequenas. No entanto, os dados obtidos para trincas sub milimétricas concordam com aqueles obtidos por BORREGO (2001), onde trincas maiores foram investigadas. Os dados de crescimento apresentados foram gerados para trincas menores que 1 mm.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

Neste estudo o material utilizado foi a liga de alumínio 6082, fornecido pela ABAL – ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO na condição de barras extrudadas em perfil redondo com diâmetro de 13 mm e comprimento de 1.000 mm.

Em uma amostra retirada da barra recebida foi realizada análise elementar por espectrometria de fluorescência de raios X por dispersão de comprimento de onda para verificação da composição química do material. O equipamento utilizado foi um espectrômetro Rigaku Co., modelo RIX 3000, localizado no Laboratório de Fluorescência de Raios X do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN.

4.2 Preparação de amostras

No desenvolvimento da pesquisa foram utilizados corpos de prova (CPs) ou amostras para a realização de ensaios de dureza, metalográficos, de tração e de fadiga, assim como para o tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento artificial, jateamento, análises com difração de raios X, de fratura e para medidas de rugosidade e excentricidade. Para cada experimento, as amostras foram preparadas conforme a necessidade ou visando atender normas técnicas específicas. Sempre que relevante, foram apresentadas as condições ou características da amostra utilizada.

As amostras foram processadas na condição de recebimento (CR) ou após a realização de tratamentos térmicos. Quanto à geometria, foram utilizadas na condição de recebimento ou usinadas conforme a necessidade.

4.3 Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento

Para estabelecer uma condição definida ao material recebido foram realizados tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial. A solubilização foi realizada nas temperaturas de 545°C (denominada S1) e 560°C (S2) por 30 min., seguido de resfriamento em água; o envelhecimento foi realizado a 175°C (E1) e a 185°C (E2) em tempos de 0,5 (t1); 1 (t2); 2 (t3); 3 (t4); 4 (t5); 5 (t6); 6 (t7); 7 (t8); 8 (t9) e 24 horas (t10) com resfriamento ao ar. As condições de tratamento foram referenciadas como SiEi-ti.

Foram produzidas 41 amostras, extraídas das barras conforme recebido, com comprimento de 20 mm, sendo uma para resguardar a condição de recebimento e 40 para os tratamentos térmicos (uma para cada condição prevista).

O corte das barras foi realizada em uma cortadeira metalografica *cut-off*, localizada no Laboratório Metalográfico do IPEN. Utilizou-se disco abrasivo de carbetto silício e fluído de corte. Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Metalurgia da Universidade Presbiteriana Mackenzie (Mackenzie), em um forno tipo mufla Brasimet.

Nas seções transversais das amostras tratadas termicamente e CR foram realizadas 5 medidas aleatórias de dureza Rockwell na escala B (HRB) e levantadas as curvas de dureza por tempo de envelhecimento em cada condição de solubilização. Os ensaios de dureza foram realizados em um durômetro marca Wolpeert, localizado no Laboratório de Ensaios e Caracterização de Materiais do Mackenzie.

4.4 Caracterização microestrutural da liga AA6082

Para a caracterização da liga foram realizadas análises por microscopia óptica sem e com luz polarizada, difratometria de raios X e microscopia eletrônica de varredura com dispositivo de difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

As amostras para a metalografia óptica foram retiradas de barras extrudadas tratadas termicamente na condição definida para o estudo (S2E2-5), sendo os cortes realizados em cortadora *cut-off* com disco abrasivo e embutidas a quente.

As ações de corte e embutimento seguiram técnicas usuais de procedimento e foram realizadas no Laboratório de Metalografia e Microscopia Óptica do IPEN, enquanto que as fases de lixamento, polimento, ataque e visualização foram realizadas tanto no IPEN quanto em laboratórios específicos na Alcoa Alumínio S.A (ALCOA), na Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) e na Escola SENAI Nadir Dias de Figueiredo - Educação e Tecnologia (SENAI).

Foram preparados dois tipos de amostras para análise microestrutural, um a partir da seção transversal da barra extrudada e outro da seção longitudinal (coincidente com a direção de extrusão). A figura 25 apresenta imagens de ambas as amostras embutidas.

Figura 25: Amostras embutidas das seções transversal (A) e longitudinal (B) da barra extrudada.

Fonte: Autor da tese.

Nas microscopias ópticas realizadas no IPEN e na ALCOA, as amostras embutidas foram lixadas e polidas manualmente, seguindo técnicas usuais de procedimento. Foram utilizadas, em sequência, as lixas 280, 400, 600, 1000, 1200 e 1500, seguidas de pasta de diamante de 3 μm e 1 μm . Por sua vez, o ataque químico foi realizado por imersão em solução aquosa de HF diluído a 0,5% em volume durante 5 minutos. Para a visualização e análise foi utilizado um microscópio óptico Olympus BX51M com câmera acoplada Olympus UC 30, a figura 26 apresenta o equipamento utilizado no IPEN.

Figura 26: Microscópio Óptico Olympus BX51M com câmera acoplada Olympus UC 30.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Para a microscopia óptica com luz polarizada foram preparadas amostras similares da seção transversal e da seção longitudinal. O corte e o embutimento foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos do IPEN e a finalização do procedimento no laboratório de Metalografia da CBA.

Na preparação das amostras embutidas foram utilizadas para o desbaste, em sequência, as lixas 220, 400, 800 e 1200; para o polimento manual: pasta abrasiva de Al_2O_3 e pano DPMOL - Struers; para o polimento mecânico: sílica coloidal Buehler de $0,04\ \mu\text{m}$ e pano MICROCLOTH. O ataque químico foi realizado com solução aquosa de ácido fluobórico (HFB_4) diluído a 1% em volume por 30 segundos, seguido de anodização em banho agitado mecanicamente com solução de ácido fluobórico diluído a 1,8% v/v por 3 minutos. A microscopia óptica foi realizada em Microscópio Olympus BX51 com câmera acoplada Olympus UC 30 e sob luz polarizada, a figura 27 apresenta o equipamento utilizado na CBA.

Figura 27: Microscópio Óptico Olympus BX51 com câmera acoplada Olympus UC 30.

Fonte: Imagem cedida pela CBA.

Os equipamentos auxiliares utilizados no procedimento foram: a) para o desbaste e polimento mecânico, a politriz METASERV 2000, conforme figura 28A; b) para o polimento com sílica coloidal, a politriz MINIMET 1000, conforme figura 28B e, c) para a anodização, o mini agitador QUIMIS e a fonte elétrica DAWER, conforme figura 29.

Figura 28: Politriz METASERV 2000 utilizada para o desbaste e polimento mecânico (A) e politriz MINIMET 1000 utilizada no polimento com sílica coloidal (B) das amostras transversal e longitudinal.

Fonte: Imagens cedidas pela CBA.

Figura 29: Mini agitador QUIMIS e fonte elétrica DAUER utilizados na anodização das amostras transversal e longitudinal.

Fonte: Imagem cedida pela CBA.

Para obter o padrão de difração das seções transversal e longitudinal foi utilizado um equipamento de difratometria de raios X (DRX) da marca Rigaku, modelo Multiflex, com tubo de anodo de cobre ($\text{Cu K}\alpha$) com tensão de 40 KV e corrente de 20 mA.

A varredura foi realizada com o ângulo 2θ variando de 20° a 90° , passo de $0,02^\circ$ e tempo de contagem de 2 segundos por passo. O equipamento pertence ao laboratório de Difração do IPEN-SP.

A figura 30 apresenta a imagem do equipamento de DRX, enquanto que a figura 31 mostra detalhe do difratômetro de raios X e de seu porta-amostra.

Figura 30: Difratorômetro Rigaku modelo Multiflex.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Figura 31: Detalhe do difratorômetro de raios X (A) e do porta amostra (B).

(A)

(B)

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

As figuras de pólo bi e tri dimensionais foram obtidas por difração de raios X com o uso de difratorômetro Rigaku, modelo Rint com tubo de anodo de cromo (Cr K_α) com tensão de 40 KV e corrente de 20 mA. A varredura foi realizada, para cada ângulo 2θ definido, com α variando de 15° a 90° e β de 0° a 360° , ambos em intervalos de 5° , e tempo de exposição de 1 minuto. O equipamento pertence ao laboratório de Difração do IPEN. As figuras 32, 33 e 34 mostram, respectivamente, imagens do equipamento de DRX; do

difratômetro de raios X acoplado com o goniômetro de textura e do detalhe do goniômetro de textura com a amostra das seções transversal e longitudinal fixadas.

Figura 32: Difratômetro Rigaku modelo Rint.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Figura 33: Detalhe do difratômetro de raios X acoplado com o goniômetro de textura.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Figura 34: Detalhe do goniômetro de textura (A) com a amostra da seção longitudinal fixada e (B) com a amostra da seção longitudinal fixada.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Para obter as figuras de pólo referentes aos planos (111), (200), (220) e (311) o difratômetro foi calibrado, em função de cada plano definido, conforme:

- a) plano (111): tensão de 30 KV; amperagem de 14 mA; variação do ângulo α de 0° a 75° e β de 0° a 360° , ambos com intervalo de 5° ; contagem de 1 segundo e ângulo 2θ de $58,670^\circ$;
- b) plano (200): tensão de 30 KV; amperagem de 16 mA; variação do ângulo α de 0° a 75° e β de 0° a 360° , ambos com intervalo de 5° ; contagem de 1 segundo e ângulo 2θ de $68,930^\circ$;
- c) plano (220): tensão de 40 KV; amperagem de 20 mA; variação do ângulo α de 0° a 75° e β de 0° a 360° , ambos com intervalo de 5° ; contagem de 1 seg. e ângulo 2θ de $116,130^\circ$;
- d) plano (311): tensão de 40 KV; amperagem de 20 mA; variação do ângulo α de 0° a 75° e β de 0° a 360° , ambos com intervalo de 5° ; contagem de 1 segundo e ângulo 2θ de $139,49^\circ$.

E por fim, para análise da orientação cristalográfica na seção transversal, também, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura acoplado com dispositivo de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) da marca ZEISS, modelo Auriga, pertencente ao laboratório de Ensaios Metalograficos da Escola SENAI Nadir Dias Figueiredo, figura 35.

Neste procedimento, foi produzida uma amostra transversal seguindo o mesmo roteiro de corte, embutimento, lixamento e polimento realizado na preparação das amostras para a microscopia óptica. A continuidade do procedimento ocorreu no laboratório de Ensaios Metalograficos da Escola SENAI Nadir Dias de Figueiredo, com o polimento com sílica coloidal Buehler de $0,04 \mu\text{m}$ por 2 minutos e 30 segundos. A figura 36 mostra em detalhe o porta amostra (A) e a posição do porta-amostra em relação ao canhão de elétrons e a tela fluorescente receptora em vista lateral (B) e em vista frontal (C).

Figura 35: Microscópio eletrônico de varredura acoplado com dispositivo de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) da marca ZEISS modelo Auriga.

Fonte: Imagem cedida pelo SENAI Nadir Dias de Figueiredo.

Figura 36: Detalhe do porta amostra (A) e de sua posição em relação ao canhão de elétrons e tela fluorescente receptora, vista lateral (B) e vista frontal (C).

Fonte: Imagens cedidas pela Escola SENAI Nadir Dias de Figueiredo.

4.5 Jateamento

As condições iniciais para a realização do jateamento foram discutidas e definidas junto a técnicos da empresa IKK do Brasil / W Abrasives Ltda (IKK). A empresa é fabricante de granalhas de aço e possui um laboratório com equipamentos específicos para realização de jateamento para testes de qualidade e desenvolvimento de novos produtos. Os processos de jateamento relatados nesta pesquisa foram realizados neste ambiente.

O primeiro procedimento foi realizado no equipamento com gancheira e os demais no equipamento METALCYM/METALBLAST modelo Tunblast. Neste, as amostras são depositadas em uma mesa de tambor rotacionada para permitir o constante giro da peça e assegurar a uniformidade do jato de granalhas sobre sua superfície. As granalhas são impulsionadas por meio de uma turbina rotativa, com diâmetro externo de 380 mm e

interno de 150 mm, possui 8 pás retas e opera com potência nominal de 11Kw sob tensão de 440V. A distância nominal da amostra à turbina é de 600 mm.

As granalhas são fabricadas de acordo com a norma SAE J-444 e foram realizados experimentos com as esféricas de aço SAE S110, SAE S170, SAE S230, SAE S280 e SAE S330, com diâmetros de 0,30 mm, 0,42 mm, 0,50 mm, 0,60 mm e 0,71 mm respectivamente e com de dureza mínima de 57 HRC (para 90% da amostra) no caso da S170 e entre 40 e 51 HRC para as demais.

As figuras 37, 38 e 39 mostram, respectivamente, imagens da máquina de jateamento Tumblast, da mesa de tambor e detalhe desta carregada com duas amostras para jateamento e a vista geral de uma turbina e de seu posicionamento na câmara de serviço.

Figura 37: Máquina de jateamento Tumblast.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Figura 38: Imagem da mesa de tambor (A) e detalhe da mesa carregada com duas amostras para jateamento (B).

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Figura 39: Imagem de uma turbina (A) e de sua posição na câmara de serviço (B).

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Nos experimentos iniciais com jateamento, para definição da condição de estudo, foram utilizados dois tipos de amostras. O primeiro, denominado A1, foi retirado diretamente de uma barra CR e cortado no comprimento de 60 mm; o segundo, denominado A2, também retirado de uma barra CR, foi cortado com comprimento de 50 mm, solubilizado e envelhecido na condição de estudo (S2E2-5). Após o tratamento térmico foram usinados dois chanfros longitudinais paralelos com 0,6 mm de profundidade ao longo de seu comprimento.

4.6 Medição da tensão residual por DRX

Para a medição de tensão residual foi utilizado um equipamento de difração de raios X (DRX) da marca Rigaku, modelo Rint 2000 com tubo de anodo de cromo (Cr K_{α}), tensão de 40 KV e corrente de 20 mA. O método utilizado foi $\sin^2\psi$, com a variação em ψ de $+50^\circ$ a -50° com intervalo de 10° e varredura do ângulo 2θ de $136,5^\circ$ a $141,9^\circ$, em referência ao plano (311), com passo de $0,2^\circ$ em tempo fixo de 6 segundos. O equipamento pertence ao laboratório de Difração do IPEN.

Antes da medição da tensão residual, foram efetuadas duas varreduras em sequência: a primeira, denominada TETA2TETA, com o ângulo 2θ variando de 55° a 145° , passo de $0,06^\circ$ e tempo de exposição de 2 segundos, com objetivo de avaliar as intensidades difratadas, expressas em contagem total para o tempo de aplicação do feixe, para os planos (111), (200), (220) e (311) e, a segunda, denominada TETATETA, com o ângulo θ variando de $+20^\circ$ a $+145^\circ$ para o ângulo 2θ fixo de $139,49^\circ$, passo de $0,40^\circ$ e tempo de exposição de 5 segundos, com objetivo de definir os ângulos θ em que a intensidade difratada, expressas em contagem total, é mais intensa para o plano (311).

As amostras foram fixadas na mesa do DRX nas posições vertical e horizontal, conforme o caso, e realizadas as medidas de tensão residual por varredura nos planos transversal e longitudinal, respectivamente, em relação ao eixo de extrusão da amostra.

As figuras 40, 41, 42 e 43 mostram, respectivamente, imagens do equipamento de DRX, detalhe do difratômetro mostrando a trajetória do feixe de raios X da fenda colimadora de emissão até a amostra e do feixe difratado até a fenda de recepção; do detalhe de fixação da amostra, indicada por seta, na posição longitudinal (vista de frente e de lado) no porta amostra.

Figura 40: Vista frontal do DRX Rigaku modelo Rint 2000.

Fonte Imagem gerada pelo autor da tese.

Figura 41: Detalhe do difratômetro mostrando a trajetória do feixe de raios X da fenda colimadora de emissão até a amostra e do feixe difratado até a fenda de recepção.

Fonte:

Figura 42: Detalhe de fixação da amostra na posição longitudinal: frontal (A) e lateral (B).

Fonte Imagem gerada pelo autor da tese.

4.7 Definição das condições finais de tratamento térmico e de jateamento

A condição para a continuidade deste estudo quanto aos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial foi definida após a análise dos valores obtidos das durezas superficiais decorrentes do procedimento. Enquanto que a condição para o jateamento foi definida após a análise dos valores obtidos pela medição da tensão residual superficial nas amostras jateadas nas diversas situações de teste.

4.8 Elaboração da curva de tensão residual em profundidade

A curva de tensão residual em profundidade foi elaborada na condição de jateamento definida para a continuidade do estudo e a profundidade medida na direção radial da seção transversal a partir de um ponto genérico localizado na superfície da amostra.

O rebaixamento da superfície da amostra ocorreu por ataque químico com ácido clorídrico (HCL) diluído a 40% em volume e para sua retenção sobre a superfície, durante o ataque, foi preparado um dispositivo operacional. A medição da profundidade resultante do ataque químico foi realizada por meio de um dispositivo composto de uma base Mitutoyo e um relógio comparador PUY 220 com aproximação de 1 μm . A figura 43 apresenta a imagem de ambos os dispositivos utilizados.

Figura 43: Imagens dos dispositivos de contenção de ácido e de medição da profundidade do ataque (A) e do dispositivo de medição com uma amostra referenciada (B).

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

A fixação do dispositivo para retenção do ácido sobre a superfície da amostra, assim como, da amostra no dispositivo de medição de profundidade foi referenciada para garantir a manutenção da região de ataque e a medição da profundidade em consequência. A figura 44 apresenta o dispositivo de contenção de ácido em vista frontal e superior.

Figura 44: Dispositivo de contenção do ácido em vista frontal (A) e superior (B).

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

4.9 Preparação dos corpos de prova para os ensaios de tração e de fadiga

4.9.1 Usinagem dos corpos de prova

A usinagem dos corpos de prova (CPs) foi realizada em um torno CNC, modelo TND 200 Ergomat, pertencente ao laboratório de Controle Numérico Computadorizado do Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia de São Paulo (IFSP), Campus São Paulo. Foram produzidas 6 unidades para os ensaios de tração, 52 unidades para os ensaios de fadiga e uma unidade para o levantamento da curva de tensão em profundidade. Os CPs foram usinados a partir de barras extrudadas na condição de recebimento.

Os procedimentos de parametrização para a usinagem dos CP foram desenvolvidos a partir de desenho gerado em Auto CAD e importado para um *software* de usinagem assistida por computador (CAM) compatível com o *software* de programação do torno.

Para ambos os modelos de CPs e principalmente para os destinados aos ensaios de fadiga, os roteiros de usinagem programados privilegiaram a garantia da centralidade das amostras produzidas. Tal procedimento teve como objetivo a eliminação de eventual descentralização produzida durante o processo de usinagem, que por sua vez, poderia vir comprometer os dados coletados nos ensaios de fadiga.

Os CPs destinados aos ensaios de tração foram usinados de acordo com a norma ASTM E 8, figura 45, e suas dimensões padronizadas referenciadas para o diâmetro da região central igual a 9 mm.

Figura 45: Desenho do CP utilizado nos ensaios de tração.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Para garantir a centralização, todos os CPs foram referenciados e usinados em suas faces laterais um pequeno furo de centro para fixação em dispositivos entre pontas.

Em todos os CPs foram verificadas as dimensões do diâmetro do corpo de ensaio, o diâmetro do pescoço e os comprimentos de referência e útil; para tanto foi utilizado um paquímetro Mitutoyo com nônio de 0,02 mm de precisão. Para verificar as roscas foi utilizado um macho padrão correspondente.

Os CPs destinados aos ensaios de fadiga, devido a sua natureza de ensaio tecnológico, foram produzidos conforme desenho representado na figura 46. Para garantir a centralização foi utilizado o mesmo procedimento usado nos CPs destinados à tração.

Figura 46: Desenho do CP utilizado nos ensaios de fadiga.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Em todas as unidades produzidas a dimensão do diâmetro foi verificada com o uso de um paquímetro Mitutoyo com nônio de 0,02 mm de precisão. A excentricidade foi verificada por amostragem, e em cada espécime em três regiões: a) entre a face e centro de um lado, b) no centro da amostra e c) entre a face e centro do outro lado. Para tanto, foi utilizado um dispositivo composto por um relógio comparador Mahr modelo MarTest com aproximação de 0,01 mm e de uma mesa com dois cabeçotes entre pontas ajustáveis, sendo as amostras fixadas nos cabeçotes por meio dos furos de centro existentes em suas faces

laterais, técnica usual para este fim. A figura 47 apresenta imagem do dispositivo e detalhe do mostrador do relógio comparador utilizados e a figura 48 detalhe do posicionamento do relógio comparador nas regiões analisadas.

Figura 47: Dispositivo para verificação da excentricidade dos CPs dos ensaios de fadiga.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Figura 48: Dispositivo para verificação da excentricidade dos CPs de fadiga: entre a face e centro de um lado (A), no centro da amostra (B) e entre a face e centro do outro lado (C).

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

O corpo de prova para a obtenção da curva de tensão residual em profundidade foi usinado com diâmetro nominal de 12 mm e com 100 mm de comprimento.

4.9.2 Tratamento térmico dos corpos de prova

Após a usinagem, os CPs destinados aos ensaios de tração foram tratados termicamente, sendo três solubilizados a 560 °C (S2) por 30 minutos com resfriamento em água e três solubilizadas a 560 °C (S2) por 30 minutos com resfriamento em água, seguido de envelhecimento a 185 °C (E2) durante 5 horas com resfriamento ao ar (S2E2-5). Para os ensaios de fadiga todos os CPs foram tratados na condição S2E2_5.

4.9.3 - Jateamento dos corpos de prova

A condição de jateamento definida para o prosseguimento do estudo foi na máquina Tunblast, com o uso da granalha esférica S170 PEE, rotação turbina de 2500 rpm, amperagem de 20A e tempo de exposição de 1 minuto. Foram jateadas 26 amostras.

Para o equipamento Tumblast o melhores espectros térmicos (temperaturas mais elevadas durante o jateamento) foram constatados para as rotações mais elevadas e o ponto quente foi obtido para a rotação de 2500 rpm. A figura 49 apresenta a imagem do ponto quente a 2.500 rpm, onde se observa o alinhamento da região branca com a marca de referência do centro da turbina.

Figura 49: Imagem do espectro térmico da máquina Tumblast para a rotação de 2.500 rpm.

Fonte: IKK do Brasil / W Abrasives Ltda.

4.10 Rugosidade superficial

A rugosidade superficial das amostras após o jateamento e de ambos os lotes de CPs destinados aos ensaios de flexão foi medida por um rugosímetro Mitutoyo, modelo SJ-30, pertence ao laboratório de Corrosão do IPEN. A rugosidade foi medida conforme a norma ISO 1997 e utilizada a referência 0,8 mm para o comprimento de análise.

Em cada CP o procedimento foi realizado em duas regiões simétricas em relação ao seu centro longitudinal, distante cerca de 10 mm da borda da seção reduzida e em cada região foram obtidas duas medidas defasadas de 180°, totalizando quatro medidas de rugosidade por CP. Foram medidas as rugosidades nas escalas R_a , R_z e R_q .

A figura 50 apresenta o rugosímetro Mitutoyo modelo SJ-30.

Figura 50: Rugosímetro Mitutoyo, modelo SJ-30.

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

4.11 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados na máquina universal de ensaios mecânicos Instron 4400R, apresentada na figura 51, pertencente ao laboratório de Ensaaios Mecânicos do IPEN e de acordo com norma ASTM E 8. Para cada corpo de prova foram determinados o limite de resistência mecânica (carga e tensão), o alongamento total, assim como a o limite de escoamento a 0,2 % de deformação plástica e com base nos dados obtidos foram levantadas as respectivas curvas de tensão (σ) x deformação (ϵ) - ($\sigma \times \epsilon$)

Figura 51: Máquina Universal de Ensaios de Tração Instron 4400R (A) e detalhe da fixação do CP no cabeçote de ensaio (B).

(A)

(B)

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

4.12 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados em uma máquina de ensaios de fadiga flexo-rotativa, pertencente à Universidade Mackenzie e cedida temporariamente ao laboratório de Ensaios Mecânicos do IPEN. Este equipamento apresenta quatro cabeçotes de trabalho e foi verificada a calibração da escala de carga por meio de dinamômetro portátil.

Foram ensaiados dois lotes de CPs, com 26 unidades cada, um lote só tratado termicamente na condição (S2E2-5) e outro tratado termicamente na mesma condição seguido de jateamento com granalhas de aço na condição J5-4. O ciclo de tensão utilizado no ensaio foi o reverso com $R = -1$. Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga foram plotados a fim de se obter as curvas de tensão x número de ciclos até a ruptura (S-N).

A figura 52 mostra uma representação esquemática da montagem do corpo de prova e da operação da máquina de ensaios de fadiga. A figura 53 apresenta a máquina de ensaios de fadiga, enquanto que na figura 54 mostra-se a fixação da amostra no cabeçote e em detalhe o sistema de contrapeso para aplicação da carga fletora.

Figura 52: Representação esquemática do ensaio de fadiga indicando a montagem do corpo de prova e a posição de aplicação da carga de ensaio.

Fonte: Desconhecida

Figura 53: Máquina de ensaio de fadiga (A) e vista geral do sistema de contra peso (B).

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

Figura 54: Detalhe da fixação do CP no cabeçote motor e do cabeçote de aplicação da carga fletora (A) e do sistema de contrapeso para aplicação da carga fletora (B).

Fonte: Imagem gerada pelo autor da tese.

4.13 Análise de fratura dos corpos de prova ensaiados por fadiga

As superfícies de fratura dos CPs ensaiados de fadiga foram analisadas por amostragem e, para tanto, foram cortadas amostras com cerca de 10 mm de comprimento contendo uma das superfícies fraturadas. Para o corte foi utilizado uma cortadora metalográfica *cut off* com disco abrasivo de carbetto de silício.

Para a observação das superfícies de fratura foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca JEOL modelo JSM6510, pertencente ao Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura do Mackenzie, figura 55.

Figura 55: Microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL modelo JSM6510.

Fonte: Imagem cedida pelo Mackenzie.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Condições de recebimento

Uma amostra do material recebido foi analisada por fluorescência de raios X e a composição química obtida, em porcentagem de peso (% wt), assim como a composição nominal constam da tabela 1.

Tabela 1: Resultado da análise química quantitativa do material recebido e composição nominal da liga AA6082 em porcentagem de peso.

Elemento (% wt)	Al [%]	Mg [%]	Si [%]	Fe [%]	Cu [%]	Mn [%]	Cr [%]	Ti [%]	Zn [%]
Nominal	Balanço	0,6 a 1,2	0,7 a 1,3	0,5 máx.	0,1 máx.	0,4 a 1,0	0,04 a 0,15	0,1 máx.	0,2 máx.
Medida	Balanço	1,18	0,73	0,15	0,08	0,48	-	-	0,01

Fonte: Autor da tese.

O resultado da análise mostra que o material ensaiado apresenta composição coerente com as especificações da *Aluminium Association* para a liga AA6082.

Embora o processo de conformação mecânica do material tenha sido extrudada, não se obteve relato dos parâmetros técnicos utilizados para tal, assim como da existência de tratamento térmico posterior à extrusão.

Para caracterizar a dureza da liga na CR foram realizados ensaios de dureza Rockwell na escala B (HRB). A análise na seção foi realizada em 5 pontos, devidamente afastados entre si, tendo sido obtido o valor médio de 36,7 HRB. Os valores individuais registrados foram respectivamente: 37,5; 36,5; 31,0; 37,5 e 36,0 HRB.

Os valores observados são compatíveis com a condição de solubilização obtida pela temperatura de final de processo da extrusão (ABAL, 2005 A).

5.2 Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial

As amostras foram cortadas com comprimento de 20 mm e os tratamentos térmicos realizados nas condições previstas. A solubilização foi realizada nas temperaturas 545°C (S1) e 560°C (S2) por 30 minutos, seguido de resfriamento em água; o envelhecimento foi realizado a 175°C (E1) e 185°C (E2) em tempos de 0,5 (t1); 1 (t2); 2 (t3); 3 (t4); 4 (t5); 5

(t6); 6 (t7); 7 (t8); 8 (t9) e 24 horas (t10) com resfriamento ao ar. As condições de tratamento foram referenciadas como SiEi-ti.

Na seção transversal de cada amostra tratada termicamente foram realizadas 5 medidas de dureza na escala HRB em pontos aleatórios e observados espaçamentos adequados entre cada impressão gerada. Os resultados obtidos na medição da dureza para as condições S1E1; S2E1; S2E1 e S2E2 nos diversos tempos de envelhecimento, constam das tabelas 2, 3, 4 e 5.

Tabela 2: Valores de dureza (HRB) para as amostras obtidas na condição S1E1.

AMOSTRA	TEMPO DE ENVELHECIMENTO (h) - S1E1								
	0,5	1	2	3	4	5	6	8	24
1	74	76	75	81	85	86	87	87	82
2	75	77	75	82	85	87	87	87	82
3	76	77	76	82	85	87	87	87	83
4	76	77	77	82	85	88	88	87	83
5	77	78	77	83	85	88	88	87	83
Média (MD)	75,6	77,0	76,0	82,0	85,0	87,2	87,4	87,0	82,6
Desvio Padrão (DP)	1,1	0,7	1,0	0,7	0,0	0,8	0,5	0,0	0,5

Fonte: Dados obtidos pelo autor da tese.

Tabela 3: Valores de dureza (HRB) para as amostras obtidas na condição S2E1.

AMOSTRA	TEMPO DE ENVELHECIMENTO (h) - S2E1								
	0,5	1	2	3	4	5	6	8	24
1	80	78	79	80	86	88	87	87	87
2	80	79	79	80	86	88	88	88	87
3	81	79	79	81	86	88	88	88	87
4	82	80	79	81	86	88	88	88	87
5	82	81	79	81	86	89	88	88	87
MD	81,0	79,4	79,0	80,6	86,0	88,2	87,8	87,8	87,0
DP	1,0	1,1	0,0	0,5	0,0	0,4	0,4	0,4	0,0

Fonte: Dados obtidos pelo autor da tese.

Tabela 4: Valores de dureza (HRB) para as amostras obtidas na condição S1E2.

AMOSTRA	TEMPO DE ENVELHECIMENTO (h) - S1E2								
	0,5	1	2	3	4	5	6	8	24
1	75	74	80	85	84	85	87	85	80
2	75	75	80	85	87	87	88	85	80
3	76	75	80	85	87	87	88	85	81
4	76	76	80	86	88	87	88	85	81
5	78	78	81	86	88	88	88	86	82
MD	76,0	75,6	80,2	85,4	86,8	86,8	87,8	85,2	80,8
DP	1,2	1,5	0,4	0,5	1,6	1,1	0,4	0,4	0,8

Fonte: Dados obtidos pelo autor da tese.

Tabela 5: Valores de dureza (HRB) para as amostras obtidas na condição S2E2.

AMOSTRA	TEMPO DE ENVELHECIMENTO (h) - S2E2								
	0,5	1	2	3	4	5	6	8	24
1	77	77	83	87	87	88	88	87	83
2	77	77	83	87	87	89	88	87	83
3	78	78	84	87	88	89	88	87	83
4	78	79	84	87	88	89	88	87	84
5	78	79	85	88	89	89	89	88	85
MD	77,6	78,0	83,8	87,2	87,8	88,8	88,2	87,2	83,6
DP	0,5	1,0	0,8	0,4	0,8	0,4	0,4	0,4	0,9

Fonte: Dados obtidos pelo autor da tese.

Para cada condição de solubilização (S1 e S2) foram medidas as durezas das amostras correspondentes, obtendo-se para a condição S1 o valor médio de 27,4 HRB e valores individuais de 25; 26; 26; 28 e 32 HRB. Para a condição S2 o valor médio obtido foi 39,0 HRB, enquanto que as medidas individuais apresentaram os valores de 37; 37; 39; 40 e 42 HRB.

O resultado obtido em cada tratamento térmico, expresso na dureza média registrada para cada tempo de envelhecimento, pode ser observado no gráfico 1. O valor de dureza expresso para o tempo 0 (zero) corresponde a média obtida após solubilização. O gráfico 2 apresenta o detalhe das curvas de dureza em seus valores máximos.

Gráfico 1: Curvas de dureza por tempo de envelhecimento.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Gráfico 2: Detalhe das curvas de dureza por tempo de envelhecimento para a faixa alta de dureza.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

A análise dos resultados permite inferir que a condição de recebimento se aproxima da condição de solubilização S2 (realizada a 560°C), sendo a dureza média registrada de 39,0 HRB, enquanto que para a condição de recebimento o valor foi de 36,7 HRB.

Os valores de dureza obtidos em cada situação de tratamento térmico apresentaram $DP < 1,5\%$, indicando homogeneidade nos processos térmicos.

O maior valor de dureza foi observado na condição S2E2, registrando 88,8 HRB para o tempo de envelhecimento de 5 horas (S2E2-5).

Em todas as condições o maior valor de dureza foi observado para o tempo de envelhecimento entre 5 e 6 horas, independente da temperatura de solubilização e de envelhecimento, sendo em S2E1 e S2E2 para 5 horas e em S1E1 e S1E2 para 6 horas.

A continuidade do estudo será realizada para na condição S2E2-5, solubilizada a 560 °C com envelhecimento a 185 °C por 5 horas.

5.3 Caracterização microestrutural da liga AA6082

A análise metalográfica da liga AA6082 foi iniciada por microscopia óptica, sendo realizados procedimentos no laboratório de Microscopia Óptica do IPEN e no laboratório de Qualidade da ALCOA.

A amostra da seção transversal, figura 56, foi investigada e obtidas as imagens correspondentes. A figura 56 apresenta uma visão macro da seção transversal.

Figura 56: Imagem da visão macro da superfície da seção transversal.

Fonte: Imagem Elaborada pelo autor da tese.

A análise desta imagem sugere a presença de grãos grosseiros, com dimensões na ordem de milímetros ao longo da seção transversal.

A figura 57 mostra as imagens de uma região próxima à borda superior e de uma região próxima à borda inferior; a figura 58 mostra as imagens de uma região intermediária entre a borda superior e o centro, e deste à borda inferior. A região central é apresentada na figura 59. A Figura 60, por sua vez, mostra as imagens de uma região próxima ao chanfro lateral esquerdo e de uma região intermediária entre o chanfro e o centro da amostra. Ressalta-se que na amostra transversal o contorno arredondado corresponde à superfície externa da barra extrudada. As imagens apresentadas foram obtidas no Laboratório de Qualidade da ALCOA.

Figura 57: Imagem da micrografia da seção transversal da barra extrudada obtida na região próxima da borda superior (A) e próxima da borda inferior (B).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 58: Imagem da micrografia da seção transversal da barra extrudada obtida na região intermediária entre a borda superior e o centro (A) e entre o centro e a borda inferior (B).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 59: Imagem da micrografia da seção transversal da barra extrudada obtida na região central.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Observa-se na imagem da figura 59 a presença de pequenas regiões em contraste, sendo indicadas pela variação de coloração entre o tom cinza claro e o cinza escuro.

Figura 60: Imagem da micrografia da seção transversal obtida na região próxima ao chanfro esquerdo (A) e próxima da região intermediária entre o chanfro e o centro (B).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Observa-se na imagem da figura 60 (B), no canto superior direito a presença de pequenas regiões em contraste, sendo indicadas pela variação de coloração entre o cinza claro e cinza escuro. Estas pequenas regiões apresentam similaridades com as observadas na micrografia realizada no centro da amostra, figura 59.

A análise do conjunto das imagens obtidas por micrografia na seção transversal sugere a presença de grãos grosseiros no geral, mas que na região central ocorre a presença de pequenas regiões com acentuado contraste de coloração.

Em relação à seção longitudinal, foram inspecionadas as regiões próximas aos cantos inferiores esquerdo e direito e em uma região intermediária entre o centro da seção e a aresta lateral esquerda. Estas regiões foram relativamente alinhadas em uma direção perpendicular à direção de extrusão. As imagens obtidas são mostradas na figura 61. Ressalta-se que as arestas laterais coincidem com a superfície externa do perfil e estão alinhadas com a direção de extrusão.

Figura 61: Imagem da micrografia da seção longitudinal obtida na região próxima ao canto inferior esquerdo (A); entre o centro e a aresta lateral esquerda (B) e próxima ao canto direito (C).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A figura 62 mostra as imagens obtidas em regiões centrais da amostra e neste caso as paredes laterais estão perpendiculares à direção de extrusão.

Figura 62: Imagem da micrografia da seção longitudinal obtida na região central na proximidade da borda inferior (A), centro (B) e proximidade da borda superior (C).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A análise das imagens das figuras 61 e 62 sugere a presença de grãos finos e alongados na direção da extrusão somente na região central da amostra.

As considerações preliminares sobre a análise micrográfica associada ao processo termomecânico de produção carecem de investigação minuciosa. Para melhor compreensão das características microestruturais da liga AA6082 extrudada, foram preparadas outras amostras da seção transversal e longitudinal para serem observadas por microscopia óptica sob luz polarizada.

O embutimento das amostras foi realizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos do IPEN e a continuidade do procedimento no Laboratório de Metalografia da Companhia Brasileira de Alumínio - CBA.

As imagens das micrografias realizadas com luz polarizada da seção transversal são mostradas nas figuras 63 e 64 e evidenciam a distribuição dos grãos, respectivamente, ao longo do segmento entre as faces paralelas e ao longo do segmento entre as faces arredondadas do perfil.

Figura 63: Imagem da micrografia da amostra em corte transversal do perfil extrudado ao longo do segmento entre as faces paralelas sob luz polarizada.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A microestrutura evidencia grãos recristalizados grosseiros na periferia do perfil, ou seja, nas proximidades da superfície externa da barra extrudada. Esta condição pode ter sido causada durante a solubilização da liga na saída da extrusora.

Na figura 63, observa-se que esta camada corresponde em torno de 3,2 mm à esquerda e 4,56 mm à direita, sendo que a estes valores deve-se acrescentar 0,6 mm correspondente a profundidade da usinagem do chanfro.

Figura 64: Imagem da micrografia da amostra em corte transversal do perfil extrudado ao longo do segmento entre as faces arredondadas sob luz polarizada.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Na figura 64, observa-se que a camada com grãos grosseiros apresenta cerca de 5,37 mm à esquerda e cerca de 3,06 mm à direita. Estes valores são significativos, se comparados ao diâmetro original da barra extrudada (13 mm).

A observação conjunta de ambas as imagens sugere a formação de uma faixa interna acompanhando o contorno da amostra, cuja espessura oscila entre 3,0 e 5,5 mm.

Em ambas as micrografias da região central da amostra transversal observa-se a existência de um possível grão grosseiro, mas que, por sua vez, apresenta uma tênue variação de sua coloração; fato este, já observado na micrografia apresentada na figura 59.

A observação da imagem da micrografia da seção longitudinal, figura 65, confirma a presença de grãos grosseiros na faixa periférica, ou seja, nas proximidades da superfície externa da barra extrudada. À esquerda, esta faixa apresenta espessura de 3,12 mm e à direita, 4,15 mm. Os grãos ao longo de toda seção são alongados na direção da extrusão. Observa-se, também, no centro da amostra uma região bem definida em que os grãos são extremamente finos e com predominância em somente duas cores, sugerindo a existência de orientações cristalográficas preferenciais.

Figura 65: Imagem da micrografia da amostra em corte longitudinal do perfil extrudado ao longo do plano paralelo à direção de extrusão sob luz polarizada.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A observação da imagem da micrografia da seção longitudinal, figura 65, confirma a presença de grãos grosseiros na faixa periférica, ou seja, nas proximidades da superfície externa da barra extrudada. À esquerda, esta faixa apresenta espessura de 3,12 mm e à direita, 4,15 mm. Os grãos ao longo de toda seção são alongados na direção da extrusão.

Observa-se, também, no centro da amostra uma região bem definida em que os grãos são extremamente finos e com predominância em duas cores, sugerindo a existência de orientações cristalográficas preferenciais.

Para as seções transversal e longitudinal foram realizadas micrografias de campo claro e escuro. As imagens correspondentes constam, respectivamente, das figuras 66 e 67.

Figura 66: Imagem da micrografia: campo claro (A) e escuro (B) da seção transversal.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 67: Imagem da micrografia: campo claro (A) e escuro (B) da seção longitudinal.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Nas imagens em campo claro e escuro das seções transversal e longitudinal, figuras 66 e 67, pode ser observada a distribuição homogênea de partículas do sistema Al-Mg-Fe-Mn-Si, fragmentadas e refinadas ao longo da matriz de Alumínio.

As considerações sobre a morfologia dos grãos observadas nas micrografias realizadas por meio de ataque químico por ácido HF, figuras 56 a 62, no tocante a distribuição e tamanho de grão e o alinhamento dos grãos com a direção de extrusão, foram confirmadas nas micrografias realizadas com luz polarizada. Foi acrescentada a concepção da faixa ao longo do perímetro interno formada por grãos grosseiros em contraste com a região central que apresenta grãos pequenos e alongados, possivelmente com orientações preferenciais.

As imagens das micrografias obtidas com luz polarizada permitiram elucidar parcialmente o entendimento da forma e distribuição dos grãos ao longo das seções estudadas. Confirmando a concentração de grãos maiores na camada intermediária entre a superfície externa da amostra e a região central conforme observado nas micrografias iniciais e permitiu compreender que a região com contraste de cor entre cinza claro e cinza escuro, figura 41, correspondia a presença de grãos finos, confirmou-se, também, a presença de grãos mais alongados na direção de extrusão na região central da amostra.

A fim de investigar a orientação cristalográfica existente nas seções transversal e longitudinal, por meio de difratômetro de raios X, foi levantado o padrão de difração para cada uma delas. O resultado pode ser observado nas figuras 68 e 69, respectivamente.

Figura 68: Padrão de difração de raios X da amostra em corte transversal do perfil extrudado.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 69: Padrão de difração de raios X da amostra em corte longitudinal do perfil extrudado.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Observa-se na figura 68 o difratograma da seção transversal com uma forte orientação cristalográfica para o plano (111) e em menor intensidade para os planos (200) e (220). Outros planos cristalográficos não foram detectados. O difratograma da seção longitudinal, figura 69, mostrou somente os picos referentes aos planos (200) e (220). A análise desses difratogramas, em conjunto, com as observações da microestrutura por microscopia óptica evidencia uma textura acentuada do plano (111) paralelo à seção transversal do perfil extrudado e que os planos (200) e (220) estão orientados preferencialmente em paralelo com a direção de extrusão e perpendiculares ao plano (111).

Para confirmar a alta concentração e a distribuição do plano (111), a seção transversal foi novamente analisada e, neste caso, inclinada continuamente com θ variando de 10° a 25° . A figura 70 apresenta a imagem obtida e pode ser constatado que a distribuição do plano (111) apresenta um pico de maior intensidade quando se encontra paralelo a seção transversal.

Figura 70: Imagem da distribuição do plano (111) na difração da seção transversal da amostra obtida com θ variando de 10° a 25° .

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Para o melhor entendimento da textura cristalográfica da liga AA6082, figuras de pólo bi e tridimensionais da seção em corte transversal da amostra foram obtidas por difração de raios X. As imagens resultantes podem ser observadas na figura 71, para o plano (111); na figura 72, para o plano (200); na figura 7, para o plano (220) e na figura 74, para o plano (311).

Figura 71: Imagem da figura de pólo da seção transversal referente ao plano (111): bidimensional (A) e tridimensional (B).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 72: Imagem da figura de pólo na seção transversal referente ao plano (200): bidimensional (A) e tridimensional (B).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 73: Imagem da figura de pólo na seção transversal referente ao plano (220): bidimensional (A) e tridimensional (B).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 74: Imagem da figura de pólo na seção transversal referente ao plano (311): bidimensional (A) e tridimensional (B).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A análise das figuras de pólo confirma a forte orientação cristalográfica do plano (111) paralelo à seção transversal do perfil extrudado.

Pode-se observar, também, a coerência entre as diversas figuras de pólo geradas, por exemplo, na figura 74, ocorre grande concentração do plano (311) nas posições angulares aproximadas de α a 30° e a 60°. Os valores teóricos esperados de α entre os planos (111) e (311) são respectivamente 29,5°; 58,5° e 80° (CULLITY, 2001). A concentração a 80° não foi registrada na figura de pólo devido a varredura ter sido limitada a 75°. Constata-se, inclusive, que a distribuição do plano (311) é anelar, com pequena variação de sua intensidade e que apresenta simetria radial.

A figura 73 mostra que a distribuição do plano (220), também, é anelar com simetria radial e apresenta grande concentração para α próximo de 35°. Em relação ao plano (111), os valores teóricos esperados para α são 35,3° e 90°. Por outro lado, a figura 69 apresenta forte concentração do plano (220) na amostra em corte longitudinal e que não aparece na figura 73 para α igual a 90°, uma vez que a varredura foi limitada a 75°. Também, pode ser observado na figura 73 um anel de pequena intensidade, para α próximo de 45°. Ao considerar-se que os valores angulares teóricos entre os planos (220) e (200) são 45° e 90°, pode ser constatado, ainda, nesta figura a presença da orientação (200) no plano paralelo à seção transversal da amostra e distribuição com simetria radial. Como o padrão de difração da amostra em corte transversal, figura 68, mostra a presença do plano (200) com baixa intensidade em relação ao plano (111), pode-se induzir que a distribuição do plano (200) na seção transversal apresenta menor intensidade e simetria radial em relação à direção de extrusão da barra. A figura 72 mostra que a distribuição do plano (200) é paralelo a seção transversal do CP conforme visto na figura 68.

Estes fatos geram evidências claras que a microestrutura da liga AA6082 extrudada apresenta grãos colunares com direção [111] em maior intensidade e direção [200] em menor intensidade e com simetria radial em relação a direção de extrusão da barra. NANNING (2008), PEDERSON et al (2008) e FURU et al (1998) observaram o mesmo tipo de textura cristalográfica na liga AA6082 extrudada e caracterizada por EBSD.

Não obstante a quantidade de dados que permite a conclusão acima foi realizada uma nova análise da orientação cristalográfica na seção transversal com o uso de EBSD. As imagens obtidas por EBSD da região próxima da borda e da região central da amostra transversal são mostradas, respectivamente, nas figuras 75 e 76.

Figura 75: Imagem obtida por EBSD da região da borda da seção transversal do perfil extrudado da liga AA 6082.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 76: Imagem obtida por EBSD da região central da seção transversal do perfil extrudado da liga de alumínio 6082.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

As imagens obtidas por EBSD das regiões central e borda da seção transversal mostram três cores relacionadas à orientação cristalina: azul, dominante, que representa o plano (111); vermelha, secundária, que representa o plano (001) ou (200) e a verde, terciária, que representa o plano (101) ou (220) conforme o padrão de orientação de cores. Fato coerente com o padrão de difração, figura 68, e com as figuras de pólos dos planos (111), (200) e (220), figuras 71 a 73, obtidas para a seção transversal. As regiões negras correspondem a cerca de 5% da área analisada e não foram caracterizadas no EBSD.

As considerações pertinentes às avaliações anteriores realizadas por microscopia eletrônica (sem e com o uso de luz polarizada), padrão de difração, figuras de pólos e pelo uso do EBSD na análise das seções transversal e longitudinal constataam a existência de grãos grosseiros na região subsuperficial do perfil, formando uma capa com espessura variável entre 3 a 5 mm; a existência de grãos finos e alongados na direção de extrusão na região central e que o perfil extrudado apresentou uma acentuada textura cristalográfica com o plano (111) paralelo à seção transversal e com os planos (200) e (220) orientados preferencialmente na direção longitudinal à extrusão e perpendiculares ao plano (111). Há,

também, a presença de uma fina camada superficial com grãos pequenos e refinados que apresenta textura com o plano (111) paralelo à seção transversal que não foi observada nas análises anteriores. Este fato associado aos grãos grandes na camada subsuperficial irá comprometer o uso da técnica de difração de raios X para a medição da tensão residual, principalmente para o levantamento da curva em profundidade.

5.4 Tensão residual na barra extrudada da liga AA6082 na condição de recebimento e após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento S2E2-5

Para a medição da tensão residual na barra extrudada da liga AA6082 nas condições de recebimento e após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento S2E2-5, foram retiradas duas amostras diretamente de uma barra CR. A primeira foi cortada com 60 mm de comprimento e a segunda com 50 mm de comprimento (denominadas A1 e A2 respectivamente).

A amostra A2 foi submetida ao tratamento térmico na condição S2E2-5 e, após, usinados dois chanfros longitudinais paralelos com 0,6 mm de profundidade ao longo de todo o seu comprimento.

Na amostra A1 a tensão residual foi medida na superfície em duas regiões defasadas de 180°, a amostra foi fixada no cabeçote do difratômetro de raios X (DRX) na posição vertical, ocorrendo varredura transversal (VT), e utilizada calibração padrão para o procedimento. A tabela 6 apresenta os valores obtidos e constatou-se que a tensão residual na superfície da amostra é compressiva.

Tabela 6: Valores de tensão residual na superfície da amostra A1.

POSIÇÃO	TENSÃO RESIDUAL - VT (MPa)		
	(+)	(-)	MÉDIA
0°	-47,80	-42,03	-44,92
180°	-37,13	-39,46	-38,30
MÉDIA	-42,47	-40,75	-41,61

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A amostra A2 foi fixada no cabeçote na posição vertical e as regiões de medição da tensão residual, correspondem aos centros das superfícies planas e curvas, de uma dada seção transversal, referenciados a partir de uma das superfícies planas e no sentido horário,

conforme: "A" superfície plana a 0°, "B" superfície curva a 90°, "C" superfície plana a 180° e "D" superfície curva a 270°.

Antes de iniciar os procedimentos para medir a tensão residual na superfície da amostra, foram efetuadas, em sequência, as varreduras TETA2TETA, para avaliar as intensidade difratadas expressas em contagem total para o tempo de aplicação do feixe para os planos (111), (200), (220) e (311) e a TETATETA, para definir os ângulos θ em que a intensidade difratada expressas em contagem total é mais intensa para o plano (311). Em ambas as varreduras foram utilizadas a calibração padrão correspondente.

A tabela 7 apresenta os valores referenciais teóricos esperados para o alumínio em relação aos planos (111), (200), (220) e (311), seus respectivos ângulos de ocorrência e a porcentagem de contagem em relação a obtida para o plano (111), enquanto que os valores obtidos na varredura TETA2TETA podem ser observados na tabela 8.

Tabela 7: Valores teóricos para 2θ e percentual de incidência para os planos (111), (200), (220) e (311).

PLANO	2θ (graus)	I/I ₀ (%)
111	58,67°	100
200	68,93°	47
220	106,13°	22
311	139,42°	24

Fonte: Adaptada pelo autor da tese.

Tabela 8: Resultados obtidos na varredura TETA2TETA para a amostra A2.

REGIÃO A			REGIÃO B			REGIÃO C			REGIÃO D		
COUNTS	2θ (graus)	I/I ₀ (%)	COUNTS	2θ (graus)	I/I ₀ (%)	COUNTS	2θ (graus)	I/I ₀ (%)	COUNTS	2θ (graus)	I/I ₀ (%)
1.963	58,600	43	1.664	58,600	100	1603	58,600	100	1710	58,600	100
4.645	68,740	100	622	68,680	38	819	68,860	52	693	68,800	41
115	106,180	3	251	106,060	16	195	106,180	13	396	105,940	24
356	138,180	8	1.328	139,000	80	741	138,060	47	691	139,000	41

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Conforme esperado, considerando-se as observações e conclusões decorrentes da análise microestrutural realizada na amostra transversal e longitudinal (item 5.3), Os valores obtidos indicam a existência de orientação não aleatória para os planos avaliados.

A varredura TETATETA realizada na amostra A2 apresentou os seguintes dados e constatações:

- a) Região A: a contagem mínima registrada foi de cerca de 3.000, com presença de pico com contagem total de 70.795 para θ igual 92,80°;
- b) Região B: a contagem mínima registrada foi de cerca de 2.000, com presença de pico com contagem total de 2.735 para θ igual a 40,40°;
- c) Região C: a contagem mínima registrada foi de cerca de 2.000, com presença de pico com contagem total de 23.772 para θ igual a 108,0°;
- d) Região D: a contagem média em torno de 2.000, sem a ocorrência de picos.

A partir dos dados obtidos na varredura TETATETA conclui-se que a varredura padrão utilizada para medição da tensão residual está adequada, isto é, como valores de ψ iguais a: -50°; -40°; -30°; -20°; -10°; 0°; +10°; +20°; +30°; +40° e +50°.

Mantida a fixação da amostra no cabeçote do DRX, foram realizadas as medições da tensão residual superficial nas mesmas regiões das varreduras, e para tal, utilizada a fenda larga e a calibração padrão. Os valores obtidos constam da tabela 9.

Tabela 9: Valores da tensão residual medida na superfície da amostra A2.

PONTOS	AMOSTRA A2		
	TENSÃO RESIDUAL - VT (MPa)		
	(+)	(-)	MÉDIA
A	-58,64	-80,18	-69,41
B	-89,83	-83,24	-86,54
C	-4,35	-28,26	-16,31
D	-99,86	-88,60	-94,23
MÉDIA	-63,17	-70,07	-66,62

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Os valores obtidos mostram que a tensão residual, tanto na superfície da amostra A2, quanto da amostra A1 é compressiva, e que o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial realizado (S2E2-5) propiciou um aumento de 60,11%, elevando o valor da tensão residual de -41,61 MPa para -66,62 MPa.

5.5 Jateamento com granalhas de aço

As condições iniciais para a realização do jateamento foram discutidas e definidas junto a técnicos da empresa IKK do Brasil Ltda. A primeira condição, exploratória, foi realizada no equipamento de gancheira com várias granalhas. A partir do segundo procedimento foi utilizada a máquina de tambor Tumblast com o tipo de granalha definida

para cada experimento. Os procedimentos foram denominados J1, J2, J3, J4, J5 e J6. As amostras utilizadas foram do tipo A1 e A2.

5.5.1 Jateamento J1

O procedimento J1 foi realizado com granalhas de aço esféricas S110, S170, S230, S280 e S330 e utilizadas amostras do tipo A1 com 100 mm de comprimento.

A observação visual da superfície das amostras mostrou excessiva deformação, devido à agressividade do ataque para todos os tipos de granalha. As rugosidades medidas na escala R_z foram respectivamente: 29,95 μm ; 41,41 μm ; 51,67 μm , 54,31 μm e 63,70 μm . O aumento da deformação superficial acompanhou o aumento do tamanho da granalha. A figura 77 apresenta a imagem da superfície das amostras após o procedimento.

Figura 77: Imagem do aspecto da superfície das amostras jateadas, respectivamente, com granalhas S110, S170, S230, S280 e S330 no procedimento J1.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

As amostras processadas com as granalhas tipo S110 e S330 apresentaram superfícies com o menor ($R_z = 29,95 \mu\text{m}$) e maior valor ($R_z = 63,70 \mu\text{m}$) de rugosidade e foram selecionadas para a medição da tensão residual em suas superfícies. A fixação das amostras no cabeçote do difratômetro foi horizontal e utilizada a calibração padrão com fenda larga. As tensões residuais obtidas foram compressivas (σ_{rc}) e apresentaram valores médios de -32,02 MPa e -24,79 MPa, respectivamente.

Constatou-se que os valores medidos da tensão residual na superfície foram baixos e com base nesses resultados foi decidido o uso das granalhas S110 e S170 para os próximos procedimentos. Como toda extensão da amostra pode ser jateada foi definido o uso da máquina Tunblast e a redução do comprimento da amostra para 50 mm.

Os parâmetros operacionais de rotação da turbina, consequente velocidade de projeção das granalhas, e tempo de exposição ao jateamento foram definidos para as condições iniciais e constam da tabela 10.

Tabela 10: Parâmetros definidos para o jateamento.

CONDIÇÃO	ROTAÇÃO TURBINA N (rpm)	VELOCIDADE DO JATO V (m/s)	TEMPO DE EXPOSIÇÃO T (minuto)
0	500	13	0,33
1	1000	26	0,33
2	1500	39	0,33
3	2000	52	0,50
4	2500	65	0,50
5	3000	77	0,50

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

5.5.2 Jateamento J2

O procedimento J2 utilizou granalhas de aço esféricas S170 PEE, amostras A1 com comprimento de 50 mm e foi realizado nas condições operacionais definidas na tabela 11.

Após o jateamento a amostra 0 (utilizada para condição 0) apresentou uma superfície visualmente pouco impactada e foi descartada. A amostra 1, também, apresentou uma superfície pouco impactada para o tempo de exposição inicial de 0,33 min., o tempo foi ampliado por mais 0,33 min. sendo o resultado, ainda, insatisfatório e para o tempo total de 2 min. observou-se deformações significativas. A amostra 2 apresentou deformações superficiais somente para o tempo de 1min. As amostras 3; 4 e 5 foram processadas no tempo previsto e apresentaram deformações superficiais significativas. O valor da corrente nominal para cada condição do procedimento foi registrada. A rugosidade superficial foi medida na escala R_z e apresentou os valores: 12,76 μm ; 20,73 μm ; 22,89 μm , 28,51 μm e 34,72 μm , respectivamente para as amostras 1, 2, 3, 4 e 5.

A figura 78 apresenta a imagem das granalhas S170PEE utilizadas (A), o mix operativo das granalhas (B) e a curva de distribuição do tamanho das granalhas por volume no fluxo (C). O mix operativo obtido por peneiramento e apresentou: 7% de granalhas com diâmetro 0,60 mm; 52% com 0,42 mm; 31% com 0,30 mm; 9% com 0,21 mm e 1% com

0,15mm. Foram consideradas grandes as partículas com 0,60 e 0,42 mm, médias as com 0,30 mm e pequenas as com 0,21 e 0,15 mm de diâmetro.

Figura 78: Imagem das granalhas S170PEE (A), o mix operativo (B), e a curva de distribuição do tamanho das granalhas por volume no fluxo do J2.

Fonte: IKK do Brasil / W Abrasives Ltda.

Para a medição da tensão residual utilizou-se a calibração padrão do DRX e fenda larga, as amostras foram fixadas no cabeçote, tanto na posição horizontal, para varredura longitudinal (VL), ou seja, ao longo da direção de extrusão da barra, quanto na posição vertical, para varredura transversal (VT). Os valores obtidos constam da tabela 11.

Observa-se, em todas as condições de jateamento, que os valores obtidos para a tensão residual na superfície das amostras foram compressivos e seu valor médio reduzido a medida do aumento da rotação da turbina, independente do tempo de exposição, quando submetidas a varredura longitudinal. Nota-se, também, que os valores obtidos para a tensão residual medida na superfície de uma dada amostra por varredura longitudinal foram sempre superiores aos obtidos por varredura transversal para a mesma amostra.

Tabela 11: Valores obtidos da tensão residual e parâmetros operacionais do jateamento J2.

,55	JATEAMENTO - J2			LONGITUDINAL (VL)			TRANSVERSAL (VT)		
	ROTAÇÃO	TEMPO	CORRENTE	TENSÃO RESIDUAL (MPa)			TENSÃO RESIDUAL (MPa)		
	N (RPM)	T (minuto)	I (A)	(+)	(-)	MÉDIA	(+)	(-)	MÉDIA
1	1000	2	11	-105,00	-92,00	-98,50	-80,00	-82,00	-81,00
2	1500	1	15	-80,00	-69,00	-74,50	-58,00	-64,00	-61,00
3	2000	0,5	17	-64,00	-64,00	-64,00	-43,00	-49,00	-46,00
4	2500	0,5	20	-68,00	-59,00	-63,50	-51,00	-51,00	-51,00
5	3000	0,5	23	-59,00	-53,00	-56,00	-58,00	-53,00	-55,50

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Na amostra 2 foram medidos os valores da tensão residual na superfície, por varredura longitudinal, em regiões situadas ao longo da seção transversal genérica para os valores angulares de 90°, 180° e 270° em relação a região da medida inicial. Os valores obtidos constam da tabela 12.

Tabela 12: Valores da tensão residual medida por varredura longitudinal na superfície da amostra 2 do jateamento J2.

POSICÃO	TENSÃO RESIDUAL - VL (MPa)		
	(+)	(-)	MÉDIA
0°	-80,00	-69,00	-74,50
90°	-80,00	-82,00	-81,00
180	-74,00	-81,50	-77,75
270°	-76,00	-79,00	-77,50
-	-	MÉDIA	-77,69

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

O jateamento realizado na amostra 2 pode ser considerado homogêneo de acordo com os valores de tensão residual (DP= 4,43 MPa) medidos em sua superfície.

A tabela 13 apresenta um comparativo entre os valores obtidos na medição da tensão residual em cada amostra, por varredura longitudinal e transversal, assim como em relação ao valor medido na amostra A1.

O procedimento J2 promoveu um aumento da tensão residual compressiva na superfície das amostras em todas as condições operacionais realizadas, independente da varredura utilizada para a medição. Para as medições realizadas por varredura transversal, o ganho (coluna c) em relação ao valor obtido para a amostra A1 oscilou entre 10,55%, amostra 3, e 94,66%, amostra 1. Em ambos os procedimentos foram realizados com VT.

Tabela 13: Comparativo entre os valores de tensão residual obtidos no processo J2 e com o medido na amostra A1.

AMOSTRA	A1	J2	COMPARATIVO	J2	COMPARATIVO	COMPARATIVO
	VT	S170PEE_VT	$((b/a - 1)) * 100$	S170PEE_VL	$((d/a - 1)) * 100$	$((d/b) - 1) * 100$
	σ_{Rc} (MPa)	σ_{Rc} (MPa)	%	σ_{Rc} (MPa)	%	%
	(a)	(b)	(c)	(d)	(e)	(f)
1	-41,61	-81,00	94,66	-98,50	136,72	21,60
2		-61,00	46,60	-74,50	79,04	22,13
3		-46,00	10,55	-64,00	53,81	39,13
4		-51,00	22,57	-63,50	52,61	24,51
5		-55,50	33,38	-56,00	34,58	0,90

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Os valores obtidos para a tensão residual medida na superfície de uma dada amostra A2 por varredura longitudinal (VL) (coluna d) foram sempre superiores aos obtidos por varredura transversal (VT) (coluna b) para a mesma amostra, e apresentaram oscilação entre 0,90%, amostra 5, e 39,13% na amostra 3.

5.5.3 Jateamento J3

O procedimento J3 utilizou granalhas de aço esféricas S110H, amostras A1 com comprimento de 50 mm, mantidas as rotações da turbina e alterado o tempo de exposição para as amostras 3, 4 e 5 de 30 segundos para 1 minuto no decorrer do jateamento.

As condições de calibragem do difratômetro de raios X para medição da tensão residual foram mantidas e a amostra foi fixada somente na horizontal.

Após a realização do procedimento, as amostras 1 e 2 apresentaram deformações superficiais leves e perceptíveis a olho nu, as amostras 3, 4 e 5 não apresentaram deformações superficiais significativas para o tempo previsto de 30 segundos e sim para o tempo de 1 minuto. A tabela 14 apresenta os resultados obtidos. A rugosidade superficial foi medida na escala R_z e apresentou os valores: 7,23 μm ; 9,67 μm ; 12,62 μm , 15,96 μm e 18,69 μm , respectivamente para as amostras 1, 2, 3, 4 e 5.

A figura 79 apresenta a distribuição percentual do mix operativo das granalhas S110H utilizadas (A) e a curva de distribuição do tamanho das partículas por volume no fluxo (B). O mix operativo obtido por peneiramento e apresentou: 3% de granalhas com diâmetro 0,42 mm; 56% com 0,30 mm; 28% com 0,21 mm; 10% com 0,15 mm e 3% com 0,12 mm. Foram consideradas grandes as partículas com 0,42 e 0,30 mm, médias as com 0,21 mm e pequenas as com 0,15 e 0,12 mm de diâmetro.

Figura 79: Diagrama da distribuição percentual do mix operativo das granalhas S110H (A) e a curva de distribuição do tamanho das granalhas por volume no fluxo (B) do J3.

Fonte: IKK do Brasil / W Abrasives Ltda.

Tabela 14: Valores obtidos da tensão residual e parâmetros operacionais do J3.

AMOSTRA	JATEAMENTO - J3			DRX - LONGITUDINAL (VL)		
	ROTAÇÃO	TEMPO	CORRENTE	TENSÃO RESIDUAL (MPa)		
	N (RPM)	T (minuto)	I (A)	(+)	(-)	MÉDIA
1	1000	2	13	-125,00	-112,00	-118,50
2	1500	1	15	-82,00	-79,00	-80,50
3	2000	1	18	-75,00	-78,00	-76,50
4	2500	1	20	-69,00	-69,00	-69,00
5	3000	1	23	-58,00	-63,00	-60,50

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Como o ocorrido no procedimento J2, nota-se a redução do valor da tensão residual compressiva média registrada na superfície das amostras à medida que houve aumento da rotação da turbina, independente do tempo de exposição. A tabela 15 apresenta comparativo entre os valores de tensão residual obtidos nos processos J2, J3 e com o medido na amostra A1.

Tabela 15: Comparativo entre os valores de tensão residual obtidos nos processos J2, J3 e com o medido na amostra A1.

AMOSTRA	A1	J2	J2	J3	COMPARATIVO	COMPARATIVO
	VT	S170PEE_VT	S170PEE_VL	S110H_VL	$((d/a)-1)*100$	$((d/c)-1)*100$
	σ_{Rc} (MPa)	σ_{Rc} (MPa)	σ_{Rc} (MPa)	σ_{Rc} (MPa)	%	%
	(a)	(b)	(c)	(d)	(e)	(f)
1	-41,61	-81,00	-98,50	-118,50	184,79	20,30
2		-61,00	-74,50	-80,50	93,46	8,05
3		-46,00	-64,00	-76,50	83,85	-
4		-51,00	-63,50	-69,00	65,83	-
5		-55,50	-56,00	-60,50	45,40	-

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

O procedimento J3 promoveu um aumento da tensão residual compressiva na superfície das amostras em todas as condições operacionais testadas.

Em relação a amostra A1 os ganhos percentuais são apresentados na coluna "e" e variaram de 45,40% (amostra 5) a 184,79% (amostra 1), deve-se considerar, neste caso, que o percentual do ganho foi ampliado pela influência da varredura utilizada no procedimento J3 (VL). Em relação ao procedimento J2 os ganhos percentuais são apresentados na coluna "f" e neste caso, a comparação ficou restrita as amostras 1 e 2, pois somente estas apresentaram os mesmos parâmetros de rotação e tempo de exposição nas duas condições comparadas, com aumento de 20,30% no valor da tensão residual provocado pelo uso da granalha S110H em relação a granalha S170PEE para a amostra 1 e de 8,05% para a amostra 2. Ressalta-se que em ambos os procedimentos a tensão residual foi medida por varredura longitudinal.

5.5.4 Jateamento J4

O procedimento J4 utilizou granalhas de aço esféricas S170H, amostras A1 com comprimento de 50 mm e mantidas as rotações da turbina e o tempo de exposição.

As condições de calibragem do difratômetro de raios X para medição da tensão residual foram mantidas e a amostra foi fixada somente na horizontal.

Após a realização do jateamento todas as amostras apresentaram deformações superficiais leves e perceptíveis a olho nu. A rugosidade superficial foi medida na escala R_z e apresentou os valores: 6,68 μm ; 19,51 μm ; 16,26 μm , 20,29 μm e 29,59 μm , respectivamente para as amostras 1, 2, 3, 4 e 5.

A figura 80 apresenta a distribuição percentual do mix operativo das granalhas S110H (A) e a curva de distribuição do tamanho das granalhas por volume no fluxo (B). O mix operativo obtido por peneiramento e apresentou: 13% de granalhas com diâmetro de 0,42 mm; 55% com 0,30 mm; 8% com 0,15 mm e 2% com 0,12 mm.

Foram consideradas grandes as partículas com 0,42 e 0,30 mm, médias as com 0,21 mm e pequenas as com 0,15 e 0,12 mm de diâmetro.

A tabela 16 apresenta os valores da tensão residual obtidos e os parâmetros operacionais utilizadas no procedimento J4.

Figura 80: Diagrama da distribuição percentual do mix operativo das granalhas S170H (A) e a curva de distribuição do tamanho das granalhas por volume no fluxo (B) do J4.

Fonte: IKK do Brasil / W Abrasives Ltda.

Tabela 16: Valores obtidos da tensão residual e parâmetros operacionais do J4.

AMOSTRA	JATEAMENTO - J4			DRX - LONGITUDINAL (VL)		
	ROTAÇÃO	TEMPO	CORRENTE	TENSÃO RESIDUAL (MPa)		
	N (rpm)	T (minuto)	I (A)	(+)	(-)	MÉDIA
1	1000	2	12	-148,80	-148,69	-148,75
2	1500	1	15	-147,11	-122,68	-134,90
3	2000	1	18	-157,39	-135,87	-146,63
4	2500	1	21	-176,47	-149,68	-163,08
5	3000	1	25	-104,72	-96,64	-100,68

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Diferente do ocorrido nos procedimentos anteriores, J2 e J3, não se observa a redução do valor da tensão residual compressiva média na superfície com o aumento da rotação da turbina para todas as amostras. As amostras 3 e 4 apresentaram valores superiores da tensão residual aos obtidos para as amostras 1 e 2.

A comparação entre os valores obtidos neste procedimento com os da amostra A1 pode ser observada na tabela 17 e com os dos procedimentos J2 e J3 na tabela 18.

Tabela 17: Comparativo entre os valores da tensão residual no J4 e amostra A1.

AMOSTRA	A1	J4	COMPARATIVO
	VT	S170H_VL	$((b/a)-1)*100$
	σ_{Rc} (MPa)	σ_{Rc} (MPa)	%
	(a)	(b)	(c)
1	-41,61	-148,75	257,47
2		-134,90	224,19
3		-146,63	252,39
4		-163,08	291,91
5		-100,68	141,96

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

O procedimento J4 promoveu um aumento da tensão residual compressiva na superfície em todas as condições operacionais realizadas em relação ao valor obtido para a amostra A1. A coluna (c) apresenta os ganhos percentuais com variação entre 141,96 % (amostra 5) e 291,91 % (amostra 4), deve-se considerar, neste caso, que o percentual do ganho foi ampliado pela influência da varredura (VL) utilizada no jateamento J4.

Tabela 18: Comparativo entre valores de tensão residual obtidos nos processos J2, J3 e J4.

AMOSTRA	J2	J3	J4	COMPARATIVO	COMPARATIVO
	S170PEE_VL	S110H_VL	S170H_VL	$((c/a)-1)*100$	$((c/b)-1)*100$
	σ_{Rc} (MPa)	σ_{Rc} (MPa)	σ_{Rc} (MPa)	%	%
	(a)	(b)	(c)	(d)	(e)
1	-98,50	-118,50	-148,75	51,01	25,52
2	-74,50	-80,50	-134,90	81,07	67,57
3	-	-76,50	-146,63	-	91,67
4	-	-69,00	-163,08	-	136,34
5	-	-60,50	-100,68	-	66,41

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

O comparativo entre os procedimentos J4 e J2 foi realizado apenas para as amostras 1 e 2, uma vez que estas apresentam as mesmas condições operacionais de jateamento e de medição da tensão residual.

O uso da granalha S170H (J4) promoveu aumento no valor da tensão residual em relação ao uso da granalha S170PEE (J2), com ganho percentual entre 51,01% para a amostra 1 e 81,07% para a amostra 2. Considerando que a granalha S170H apresenta diâmetro médio na ordem de 0,31mm, enquanto que a S170PEE na ordem de 0,42 mm, há um indicativo que as granalhas menores nas mesmas condições de fluxo tendem a promover tensões residuais compressivas superficiais com maior intensidade.

Observa-se que o uso da granalha S170H (J4) promoveu aumento no valor da tensão residual em relação ao uso da granalha S110H (J3), com ganho percentual entre 25,52% para a amostra 1 e 136,34% para a amostra 4. Neste caso, ambas as granalhas apresentam diâmetros médios da mesma ordem, mas diferem quanto a sua dureza, sendo seus valores entre 40 a 51HRC para a S110H e 57 HRC (para 90% do lote), (IKK, 2016). Estes dados permitem inferir que a dureza de granalhas de aço com dimensões similares podem inferir no valor da tensão residual superficial compressiva gerada na superfície de

amostra jateadas sob a mesma condição de fluxo; granalhas mais duras podem gerar tensões residuais mais elevadas.

5.5.5 Jateamento J5

O procedimento J5 foi realizado com granalhas de aço esféricas S170PEE, amostras tipo A2 com comprimento de 50 mm, mantidas as rotações da turbina e o tempo de exposição. Foram jateadas as amostras nas condições 1, 3 e 4.

Após a realização do jateamento todas as amostras apresentaram deformações superficiais leves e perceptíveis a olho nu. A rugosidade superficial foi medida na escala R_z e apresentou os valores: 12,55 μm ; 15,90 μm e 26,15 μm , respectivamente para as amostras 1, 3 e 4.

A figura 81 apresenta as curvas de distribuição do tamanho das granalhas por volume no fluxo, para os jateamentos J5 (S170PEE), curva em vermelho, e J6 (S110H), curva em azul, permitindo a comparação entre os tamanhos das granalhas envolvidas.

O mix operativo obtido por peneiramento para o jateamento J5 apresentou: 7% de granalhas com diâmetro de 0,60 mm; 55% com 0,42 mm; 29% com 0,30 mm, 8% com 0,21 mm e 1% com 0,15 mm. Foram consideradas grandes as partículas com 0,60 e 0,42 mm, médias as com 0,30 mm e pequenas as com 0,21 e 0,15 mm de diâmetro.

Figura 81: Diagrama da distribuição percentual do mix operativo das granalhas S170PEE (vermelho) utilizadas no jateamento J5 e S110H (azul) no jateamento J6.

Fonte: IKK do Brasil / W Abrasives Ltda.

Para a medição das tensões residuais resultantes do jateamento na superfície das amostras 1, 3 e 4, foi utilizado o mesmo roteiro seguido na investigação da tensão residual gerada, após o tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento artificial S2E2-5, em uma amostra tipo A2 (item 5.4).

Neste caso, foi eleita a amostra 4 para realização das varreduras TETA2TETA e TETATETA. A amostra 4 foi posicionada no cabeçote do DRX na posição vertical e as regiões de medição da tensão residual, correspondem aos centros das superfícies planas e curvas, de uma dada seção transversal, referenciados a partir de uma das superfícies planas e no sentido horário, conforme: "A" superfície plana a 0°, "B" superfície curva a 90°, "C" superfície plana a 180° e "D" superfície curva a 270°.

A varredura TETE2TETA foi realizada com a calibração padrão correspondente e os resultados obtidos constam na tabela 19.

Tabela 19: Resultados obtidos na varredura TETA2TETA para a amostra 4 no J5.

REGIÃO A			REGIÃO B			REGIÃO C			REGIÃO D		
COUNTS	2 θ (graus)	I/I ₀ (%)	COUNTS	2 θ (graus)	I/I ₀ (%)	COUNTS	2 θ (graus)	I/I ₀ (%)	COUNTS	2 θ (graus)	I/I ₀ (%)
2.043	58,540	35	2.313	58,600	100	2548	58,600	100	1911	58,600	100
5.894	68,800	100	1.896	68,800	82	2127	68,800	84	1286	68,800	68
184	106,240	4	352	106,120	16	377	106,240	15	280	106,000	15
772	139,120	14	830	138,800	36	656	139,120	38	1119	139,000	59

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Assim como na avaliação anterior da amostra A2 (item 5.4), os valores obtidos indicam a existência de orientação não aleatória para os planos avaliados.

Após a realização da varredura TETATETA, em cada região analisada, foi observado:

- Região A: a contagem total mínima registrada foi de cerca de 2.500, com presença de pico isolado com contagem total de 21.311 para θ igual a 42,80°;
- Região B: distribuição homogênea variando entre de 1.500 a 3.500, sem registro de picos;
- Região C: distribuição homogênea variando entre de 1.500 a 4.000, sem registro de picos;
- Região D: variando de 1.000 a 6.000, sem registro de pico.

Estes dados permitem inferir que a calibração padrão do DRX para a medição de tensão residual esta adequada, isto é com valores de ψ iguais a: -50° ; -40° ; -30° ; -20° ; -10° ; 0° ; $+10^\circ$; $+20^\circ$; $+30^\circ$; $+40^\circ$ e $+50^\circ$.

Em continuidade, foram realizadas as medições da tensão residual na superfície das amostras 1, 3 e 4, sendo que para a amostra 4 foram realizadas medidas em todas as regiões, enquanto que para as amostras 1 e 3 em duas regiões. Os valores obtidos para a tensão residual constam na tabela 20.

Tabela 20: Valores obtidos da tensão residual nas regiões A, B, C e D nas amostras 1, 3 e 4 utilizadas no J5.

REGIÃO	AMOSTRA 1			AMOSTRA 3			AMOSTRA 4		
	TENSÃO RESIDUAL (MPa)			TENSÃO RESIDUAL (MPa)			TENSÃO RESIDUAL (MPa)		
	(+)	(-)	MÉDIA	(+)	(-)	MÉDIA	(+)	(-)	MÉDIA
A	-111,47	-108,30	-109,89	-136,40	-121,59	-129,00	-87,46	-109,69	-98,58
B	-55,58	-112,94	-84,26	-48,30	-118,28	-83,29	-105,32	-109,00	-107,16
C	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	-100,44	-97,22	-98,83
D	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	-112,12	-79,86	-95,99
MÉDIA	-83,53	-110,62	-97,07	-92,35	-119,94	-106,14	-101,34	-98,94	-100,14

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A tabela 21 apresenta os parâmetros operacionais utilizados neste procedimento, assim como os valores médios das tensões residuais obtidos para as amostras 1, 3 e 4 para cada região analisada.

Tabela 21: Valores médios da tensão residual e parâmetros operacionais no J5.

AMOSTRA	JATEAMENTO- J5			DRX - TRANSVERSAL (VT)		
	ROTAÇÃO	TEMPO	CORRENTE	TENSÃO RESIDUAL (MPa)		
	N (rpm)	T (minuto)	I (A)	(+)	(-)	MÉDIA
1	1000	2	12	-83,53	-110,62	-97,07
3	2000	1	15	-92,35	-119,94	-106,14
4	2500	1	18	-101,34	-98,94	-100,14

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

O comparativo entre os valores da tensão residual obtidos no procedimento J5 e na amostra tipo A2 é apresentado na tabela 22.

Tabela 22: Comparativo entre os valores da tensão residual obtida no procedimento J5 com a da amostra tipo A2.

AMOSTRA	A2	J5	COMPARATIVO
	VT	S170PEE_VT	$((b/a - 1)) * 100$
	σ_{Rc} (MPa)	σ_{Rc} (MPa)	(%)
	(a)	(b)	(c)
1	-66,62	-97,07	45,71
3		-106,14	59,32
4		-100,14	50,32

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

O procedimento J5 promoveu um aumento da tensão residual compressiva na superfície das amostras 1, 3 e 4 em relação ao valor obtido na amostra A2, os ganhos percentuais variaram de 45,71% (amostra 1) a 59,32% (amostra 3).

5.5.6: Jateamento J6

O procedimento J6 foi realizado com granalhas de aço esféricas S110H, amostras tipo A2 com comprimento de 50 mm, mantidas as rotações da turbina e o tempo de exposição.

Foram jateadas as amostras nas condições 1, 3 e 4. Após a realização do jateamento todas as amostras apresentaram deformações superficiais leves e perceptíveis a olho nu. A rugosidade superficial foi medida na escala R_z e apresentou os valores: 9,65 μm ; 10,65 μm e 17,17 μm , respectivamente para as amostras 1, 3 e 4.

O mix operativo obtido por peneiramento para o jateamento J6 apresentou: 1% de granalhas com diâmetro de 0,60 mm; 11% com 0,42 mm; 46% com 0,30 mm, 27% com 0,21 mm, 10% com 0,15 mm e 4% com 0,12 mm. Foram consideradas grandes (12% do mix) as partículas com 0,60 e 0,42 mm, médias (46%) as com 0,30 mm e pequenas (40%) as com 0,21, 0,15 e 0,12 mm de diâmetro.

Para a medição das tensões residuais resultantes do jateamento na superfície das amostras 1, 2 e 4, foram consideradas as mesmas regiões (A, B, C e D) utilizadas no procedimento J5, sendo executadas duas medições por região para todas as amostras.

Os valores da tensão residual obtidos por amostra e região constam da tabela 23. A tabela 24 apresenta os valores médios da tensão residual e os parâmetros operacionais do procedimento J6.

Tabela 23: Valores obtidos da tensão residual nas regiões A, B, C e D nas amostras 1, 3 e 4 utilizadas no J6.

REGIÃO	AMOSTRA 1			AMOSTRA 3			AMOSTRA 4		
	TENSÃO RESIDUAL (MPa)			TENSÃO RESIDUAL (MPa)			TENSÃO RESIDUAL (MPa)		
	(+)	(-)	MÉDIA	(+)	(-)	MÉDIA	(+)	(-)	MÉDIA
A	-114,02	-141,88	-127,95	-148,24	-153,74	-150,99	-	-	-
B	-114,97	-86,73	-100,85	-110,19	-116,58	-113,39	-127,19	-136,21	-131,70
C	-	-	-	0,00	0,00	0,00	-79,12	-109,19	-94,16
D	-	-	-	0,00	0,00	0,00	-	-	-
MÉDIA	-114,50	-114,31	-114,40	-129,22	-135,16	-132,19	-103,16	-122,70	-112,93

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Tabela 24: Valores médios da tensão residual e parâmetros operacionais do J6.

AMOSTRA	JATEAMENTO - J6			DRX - TRANSVERSAL (VT)		
	ROTAÇÃO	TEMPO	CORRENTE	TENSÃO RESIDUAL (MPa)		
	N (rpm)	T (minuto)	I (A)	(+)	(-)	MÉDIA
1	1000	2	12	-114,50	-114,31	-114,40
3	2000	1	18	-129,22	-135,16	-132,19
4	2500	1	21	-103,16	-122,70	-112,93

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Os procedimentos J6 e J5 diferem apenas na granalha utilizada, sendo iguais as demais condições. A tabela 25 apresenta os valores da tensão residual obtidos para cada amostra em ambos os procedimentos e para a mostra sem jateamento A2.

A coluna (c) apresenta o comparativo entre o procedimento J5 em relação a amostra sem jateamento A2; a coluna (e) o comparativo do processo J6 em relação a amostra sem jateamento A2, e a coluna (f) o comparativo entre os dois procedimentos.

Tabela 25: Comparativo entre os valores da tensão residual superficial dos procedimentos J5, J6 e com a amostra sem jateamento A2.

AMOSTRA	A2	J5	COMPARATIVO	J6	COMPARATIVO	COMPARATIVO
	VT	S170PEE_VT	$((b/a-1))*100$	S110H_VT	$((d/a-1))*100$	$((d/b)-1)*100$
	σ_{Rc} (MPa)	σ_{Rc} (MPa)	%	σ_{Rc} (MPa)	%	%
	(a)	(b)	(c)	(d)	(e)	(f)
1	-66,62	-97,07	45,71	-114,40	71,72	17,85
3		-106,14	59,32	-132,19	98,42	24,54
4		-100,14	50,32	-112,93	69,51	12,77

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

O procedimento J5 promoveu um aumento da tensão residual compressiva na superfície das amostras 1, 2 e 3 em relação ao valor obtido na amostra sem jateamento A2, os ganhos percentuais variaram de 45,71% (amostra 1) a 59,32% (amostra 3). O procedimento J6, também, elevou o valor da tensão residual compressiva na superfície das amostras 1, 2 e 3 em relação a amostra sem jateamento A2, os ganhos percentuais de tensão variaram de 69,51% (amostra 4) a 98,42% (amostra 3). O comparativo entre os procedimentos J5 e J6 mostra que o uso granalha S110 (J6) promove um valor de tensão residual compressivo na superfície das amostras maior que o obtido com o uso da granalha S170 (J5). Os valores variaram de 12,77% (amostra 4) a 24,54% (amostra 3).

5.6 Preparação dos corpos de prova para o levantamento da curva de tensão residual em profundidade e para os ensaios de tração e de fadiga

5.6.1 Usinagem dos corpos de prova

A usinagem dos CPs foi realizada conforme previsto. As unidades produzidas foram verificadas dimensionalmente em sua totalidade. Nenhuma amostra foi refugada ou necessitou de retrabalho. A excentricidade foi verificada por amostragem em 15 unidades de cada lote de CPs, sendo considerada como região A, a porção entre a face e centro de um lado; como região B, a central; e como região C, a porção entre a face e centro do outro lado. Cada unidade destinada ao ensaio de fadiga foi identificada numericamente. O gráfico 3 mostra a variação da excentricidade nos lotes de CPs jateados e não jateados.

Gráfico 3: Variação da excentricidade nos lotes de CPs jateados e não jateados destinados aos ensaios por fadiga.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

As tabelas 26 e 27 apresentam os dados obtidos, respectivamente, da medição da excentricidade nos CPs sem e com jateamento destinados aos ensaios de fadiga.

Tabela 26: Valores da excentricidade nos CPs sem jateamento para os ensaios de fadiga.

MEDIDAS DE EXCENTRICIDADE DOS CPs NÃO JATEADOS											
CP	VALORES MEDIDOS ($\text{mm} \times 10^{-2}$)									VALORES POR CP	
	POSIÇÃO (A)			POSIÇÃO (B)			POSIÇÃO (C)			MÉDIA	DP
Nº	MIN	MAX	TOTAL	MIN	MAX	TOTAL	MIN	MAX	TOTAL	(mm)	(mm)
11	0	15	15	0	12	12	-2	8	10	0,12	0,03
15	-5	6	11	3	11	8	0	9	9	0,09	0,02
20	0	7	7	0	9	9	0	8	8	0,08	0,01
21	10	23	13	-5	12	17	-4	9	13	0,14	0,02
24	0	5	5	-2	2	4	-1	6	7	0,05	0,02
25	-3	4	7	-5	6	11	4	12	8	0,09	0,02
29	1	7	6	0	9	9	2	13	11	0,09	0,03
30	0	20	20	0	5	5	-6	0	6	0,10	0,08
31	-5	5	10	0	10	10	-9	7	16	0,12	0,03
32	0	10	10	0	10	10	-2	10	12	0,11	0,01
33	-10	10	20	-5	21	26	-12	15	27	0,24	0,04
34	0	2	2	-2	2	4	-1	4	5	0,04	0,02
35	0	10	10	0	5	5	4	12	8	0,08	0,03
36	0	13	13	0	11	11	0	10	10	0,11	0,02
37	9	17	8	-2	11	13	0	9	9	0,10	0,03
VALOR MÉDIO DA EXCENTRICIDADE DO LOTE (MD) (mm)										0,10	
DESVIO PADRÃO DA EXCENTRICIDADE DO LOTE (DP) (mm)										0,05	

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Tabela 27: Valores da excentricidade nos CPs com jateados para os ensaios de fadiga.

MEDIDAS DE EXCENTRICIDADE DOS CPs JATEADOS											
CP	VALORES MEDIDOS ($\text{mm} \times 10^{-2}$)									VALORES POR CP	
	POSIÇÃO (A)			POSIÇÃO (B)			POSIÇÃO (C)			MÉDIA	DP
Nº	MIN	MAX	TOTAL	MIN	MAX	TOTAL	MIN	MAX	TOTAL	(mm)	(mm)
36	0	16	16	-20	0	20	-18	9	27	0,21	0,06
37	-5	20	25	0	10	10	5	35	30	0,22	0,10
38	0	10	10	0	10	10	-20	8	28	0,16	0,10
39	-5	10	15	-5	20	25	-10	25	35	0,25	0,10
40	-20	3	23	0	11	11	-5	20	25	0,20	0,08
41	0	15	15	-5	15	20	-27	5	32	0,22	0,09
42	-5	2	7	-5	7	12	-3	11	14	0,11	0,04
43	-7	0	7	-7	0	7	-2	7	9	0,08	0,01
44	0	30	30	-2	17	19	-5	35	40	0,30	0,11
45	-15	5	20	-5	35	40	5	30	25	0,28	0,10
46	-5	2	7	0	5	5	-5	2	7	0,06	0,01
47	-2	4	6	-1	7	8	-5	6	11	0,08	0,03
48	-10	6	16	-12	2	14	-1	23	24	0,18	0,05
49	-7	9	16	-2	13	15	-3	20	23	0,18	0,04
50	-7	5	12	-2	18	20	-5	35	40	0,24	0,14
VALOR MÉDIO DA EXCENTRICIDADE DO LOTE (MD) (mm)										0,18	
DESVIO PADRÃO DA EXCENTRICIDADE DO LOTE (DP) (mm)										0,10	

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Considerando que todos os CPs destinados aos ensaios de tração e aos ensaios de fadiga foram usinados no mesmo torno, com a mesma especificação de acabamento superficial e tratada termicamente no mesmo lote, embora não tenha sido medida a excentricidade na seção transversal daqueles destinados ao jateamento antes e após o processamento, e sim medida a excentricidade de amostras dos CPs não jateados e dos jateados, pode ser inferido que o jateamento promoveu um aumento de 80 % no valor médio da excentricidade na seção transversal nos CPs submetidos ao processo ($MD = 0,18$ mm) em comparação aos CPs não jateados ($MD = 0,10$ mm); assim como promoveu maior dispersão dos valores medidos, elevando o desvio padrão do lote jateado para 0,10 mm, enquanto que o desvio padrão do lote não jateado foi de 0,05 mm.

5.6.2 Tratamento térmico dos corpos de prova

Os tratamentos térmicos foram realizados nos mesmos equipamentos anteriormente utilizados. As condições definidas para esta fase do experimento foram:

- a) CPs para os ensaios de tração: 3 unidades foram solubilizadas a 560°C (S2) por 30 minutos e resfriados em água e 3 solubilizadas a 560 °C (S2) por 30 minutos com resfriamento em água seguido de envelhecimento a 185 °C (E2) durante 5 horas com resfriamento ao ar, denominado S2E2-5.
- b) CPs para os ensaios de fadiga e o CP destinado ao levantamento da tensão residual em profundidade: solubilizados e envelhecidos na condição S2E2-5.

5.7: Jateamento dos corpos de prova

A condição de jateamento definida para o prosseguimento do estudo foi com o processamento na máquina Tunblast, uso da granalha esférica S170PEE, com a rotação turbina à 2500 rpm e com tempo de exposição de 1 minuto, ou seja, com o procedimento J5 na condição da amostra 4, denominado J5-4. Nesta condição foram jateadas 26 unidades.

5.8 Elaboração da curva de tensão residual medida em profundidade

Para o estudo foi utilizada a amostra redonda com diâmetro de 12 mm e 100 mm de comprimento, preparada junto com os CPs de tração e de fadiga, e tratada termicamente na condição S2E2-5. O ataque foi realizado com ácido HCl diluído a 40% em volume. Optou-se pelo valor do diâmetro do espécime igual ao do corpo de prova de fadiga, 12 mm, em

contrapartida ao da menor seção transversal, crítica para o ensaio de fadiga, localizada no centro do pescoço e com diâmetro igual a 9,0 mm.

A decisão considerou que a espessura da camada com grãos grosseiros oscila entre os diâmetros de 9,94 a 7,63 mm conforme a caracterização microestrutural da seção transversal da amostra da liga AA6082 extrudada (item 5.3), o que indica que a granulometria para o diâmetro de 12 ou de 9 mm tendem a ser similares; que para a realização do DRX em seções redondas o erro aumenta com a redução da curvatura da seção, assim como, que o controle do ataque químico e medição da remoção correspondente, também, apresenta maiores dificuldades com a redução do diâmetro da seção transversal estudada.

A fim de facilitar o posicionamento do dispositivo de retenção do ácido na superfície do corpo de prova e o ajuste deste na mesa de medição da profundidade (resultante da remoção por ataque químico) foi realizado um chanfro ao longo do eixo longitudinal do espécime, com cerca de 1 mm de profundidade, obtendo-se desta forma, uma superfície plana, a fim de proporcionar estabilidade ao corpo de prova quando apoiado em outra superfície plana, neste caso: no piso da capela durante o ataque químico e na mesa de medição de profundidade.

A região escolhida para ataque situou-se na superfície oposta ao chanfro. Para efeito de referência, tanto para a medição da tensão residual, quanto da medição da profundidade, o centro desta região foi considerado o "ponto" de medição.

Para a medição da tensão residual foi utilizada a calibração padrão e varredura longitudinal, ou seja, a amostra foi fixada na horizontal no cabeçote do DRX. Os valores referenciais iniciais para ψ foram: 0°; +10°; +20°; +30°; +40°; +50°, -10°; -20°; -30°; -40° e -50°, correspondendo aos campos: 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10 e 11 respectivamente.

No centro da região da superfície definida para o estudo e antes da realização do chanfro, foi realizada a medição da tensão residual e o valor médio encontrado foi de -124,83 MPa.

A fim de avaliar a homogeneidade superficial do jateamento, ao longo da superfície desta seção circular e para os valores angulares de 90°, 180° e 270° em relação ao ponto utilizado inicialmente, foram medidos os valores da tensão residual, nos mesmos padrões de calibração do DRX. Os valores obtidos constam da tabela 28.

Tabela 28: Valores de tensão residual superficial ao longo da seção circular no CP utilizado para o levantamento da curva tensão residual x profundidade.

POSIÇÃO	TENSÃO RESIDUAL (MPa)		
	(+)	(-)	MÉDIA
0°	-108,88	-140,78	-124,83
90°	-110,92	-142,24	-126,58
180	-116,32	-138,78	-127,55
270°	-110,65	-137,48	-124,07
MÉDIA-	-111,69	-139,82	-125,76
DP	3,21	2,11	1,59

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

De acordo com os valores observados na análise circular da superfície da amostra o processo de jateamento realizado pode ser considerado homogêneo.

O valor médio obtido na medição da tensão residual no centro da região em estudo (-124,83 MPa) foi considerado como a referência 1. Os parâmetros coletados na investigação foram o tempo de ataque químico, o valor da profundidade medida (sempre em relação a cota zero referenciada no centro da região de estudo), o valor da tensão residual obtido para o campo negativo e positivo do ângulo ψ , o valor médio entre os valores medidos por campo, o desvio em cada medição por campo e observações complementares significativas. Os dados coletados constam da tabela 29.

O tempo do ataque químico para o primeiro desgaste da superfície foi de 5 segundos e gerou uma profundidade de 5 μm . A medida que a superfície foi sendo rebaixada o tempo de ataque foi aumentando até atingir valor de 390 segundos necessários para alterar a profundidade em 11 μm (referência 23).

A referência 3 foi desconsiderada, pois constatou-se o desprendimento da amostra durante a medição no DRX. Na passagem de 18 μm para 25 μm (referência 5), foi necessário manter o ataque químico por mais 10 segundos, após o ataque inicial de 10 segundos. Nas referências 6, 7, 8 e 9 as medidas foram realizadas com a fenda fina. A partir da profundidade de 55 μm (referência 10), observou-se o aparecimento de pontos deslocados na curva $2\theta \times \sin^2\psi$.

Na profundidade de 76 μm (ref. 15) o valor da tensão residual foi de -139,70 MPa, sendo que para as posições angulares 4, 5 e 11 (respectivamente $\psi = +30^\circ$, $+40^\circ$ e -50°) não foram geradas medições estatísticas confiáveis. Após serem descartadas (referência 15A), o resultado da tensão residual média passou a ser - 172,28 MPa.

Tabela 29: Dados coletados no processo de medida da tensão residual em profundidade.

REFERÊNCIA	PROFUNDIDADE	ATAQUE	TENSÃO RESÍDUAL (MPa)			DESVIO (MPa)		OBSERVAÇÃO
	(μm)	(segundos)	(+)	(-)	MÉDIA	(+)	(-)	
1	0	-	-108,88	-140,78	-124,83	13,88	11,4	11 campos angulares de medição
2	5	5	-113,44	-142,54	-127,99	10,69	13,78	
3	12	7	20,53	-17,67	1,43	10,79	16,18	Erro na fixação da amostra
4	18	15	-145,41	-117,33	-131,37	2,39	7,27	
5	25	20	-137,57	-124,79	-131,18	7,94	11,35	10 segundos + 10 segundos
6	30	20	-132,61	-124,48	-128,55	19,35	13,07	10 + 10 segundos. Alterada para fenda fina
7	35	40	-134,02	-144,61	-139,32	21,89	11,74	20 + 10 + 10 segundos
8	45	60	-158,48	-123,24	-140,86	10,87	7,73	
9	55	65	-151,34	-84,57	-117,96	40,08	15,56	Posições angulares 5 e 6 com valores toleráveis
10	55	65	-157,22	-118,30	-137,76	19,54	24,40	Alterada para fenda larga
11	62	95	-164,99	-142,31	-153,65	7,03	17,69	
12	66	105	-126,77	-121,73	-124,25	10,71	17,41	
13	66	105	-127,79	-104,11	-115,95	9,74	13,20	
14	72	125	-159,69	-152,92	-156,31	29,41	23,93	Posições angulares 5 e 11 com valores ruins. (5 e 11 ruins)
15	76	130	-141,19	-138,21	-139,70	58,34	33,13	4; 5 e 11 ruins
15a	76	130	-174,50	-170,05	-172,28	28,12	53,16	4; 5 e 11 descartados
16	76	130	-194,05	-125,05	-159,55	33,94	42,40	4; 5 e 11 ruins
16a	76	130	-181,97	-174,12	-178,05	35,26	63,18	4; 5 e 11 descartados
17	86	150	-	-	-	-	-	1; 8; 9 e 11 ruins
ALTERADO PADRÃO: passo de 0,2 p/ 0,6 e tempo de 6,0 p/ 12,0 seg.								
17a	86	150	-199,98	-180,13	-190,06	17,06	35,2	8 e 11 descartados
18	96	165	-	-	-	-	-	Descartada.
REALIZADA VARREDURA TETATETA (teta de 20° a 120°, p=0,4 e t=5seg)								Oito campos angulares de medição
18a	96	165	-	-	-	-	-	Descartada
19	113	255	-	-	-	-	-	
20	113	255	-	-	-	-	-	Interrompida. Baixa contagem
21	145	480	-166,04	-113,80	-139,92	56,13	316,13	Descartado. Medida sem confiabilidade (lado (-) 316,13 Mpa) Realizar varredura TETATETA
REALIZADA VARREDURA TETATETA								
22	155	270	-154,21	-192,41	-173,31	36,85	0,00	1; 4 e 7 descartados. Resultado comprometido com 5 medidas úteis Avançar desgaste.
23	166	390	-	-	-	-	-	2; 3; 4; 5; 7 e 8 descartados. Resultado comprometido com 2 medidas úteis. Realizar novas varreduras.
REALIZADA VARREDURA TETATETA LONGITUDINAL								-
REALIZADA VARREDURA TETA2TETA LONGITUDINAL								-
REALIZADA VARREDURA TETATETA TRANSVERSAL								-
REALIZADA VARREDURA TETA2TETA TRANSVERSAL								-
24	166_T	390	0,00	-15,82		0,00	72,73	1 e 8 descartados. Provável orientação predominante (grão enorme ou textura).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Repetiu-se a medição da tensão residual para a profundidade de 76 μm (referência 16), sendo obtido o valor -159,55 MPa, as leituras para as posições 4, 5 e 11 permaneceram insatisfatórias e ao serem descartadas (referência 16A), o valor passou para -178,05 MPa.

O gráfico $2\theta \times \sin^2\psi$ correspondente a medição da tensão residual na referência 15 é apresentado na figura 82 e a nova curva, corrigida pelo descarte dos valores estatísticos obtidos para as posições angulares 4, 5 e 11 ($\psi = +30^\circ$, $+40^\circ$ e -50°), na figura 83.

A referência 17, profundidade 86 μm , não foi considerada devido aos baixos retornos para as posições angulares 1, 8 e 9 (respectivamente $\psi = 0^\circ$, -20° e -30°), não sendo geradas medições estatísticas confiáveis. Foi alterado o passo de $0,2^\circ$ para $0,6^\circ$ e o tempo de medição de 6 para 12 segundos, em nova leitura foi obtido o valor de -190,06 MPa e foram descartadas as posições 8 e 11 ($\psi = -20^\circ$ e -50°).

A referência 18, profundidade 96 μm , foi descartada por falta de medições confiáveis. Foi realizada varredura TETATETA, no padrão usual, sendo obtidas as seguintes posições angulares para ψ : 0° ; $+11,40^\circ$; $+17,05^\circ$; $+30,65^\circ$; $+45,85^\circ$; $-4,15^\circ$; $-11,75^\circ$ e $-34,55^\circ$, respectivamente para as posições 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 e 8. O número de contagens, no tempo total de exposição, não ultrapassou a 1.000. Para os estes parâmetros de ψ foi realizada nova medição da tensão residual, referência 18a, e por imprecisão, novamente, descartada.

Foi realizado novo rebaixamento para a profundidade de 113 μm , referência 19, sendo a medição descartada. Na mesma profundidade foi realizada nova medição da tensão residual, referência 20, que foi interrompida devido à baixa contagem. Foi realizado novo ataque em tempo longo (480 segundos) obtendo-se a profundidade de 145 μm . A medida da tensão residual apresentou alto grau de não confiabilidade para as posições negativas ($-316,13 \text{ MPa}$), não sendo confiável.

Na profundidade de 155 μm , houve nova medição da tensão residual comprometida por baixa contagem, das oito posições de medição três foram descartadas. E, por fim, na profundidade 166 μm , seis posições de medição foram descartadas por baixa contagem e ausência de pico de medição. Para esta profundidade decidiu-se realizar as varreduras TETATETA e TETA2TETA nos planos longitudinal e transversal. Os parâmetros de varreduras foram os mesmos utilizados anteriormente.

As tabelas 30 e 31 apresentam os dados obtidos para as varreduras TETA2TETA e TETATETA para a profundidade de 166 μm , respectivamente.

Tabela 30: Resultados para a varredura TETA2TETA na profundidade de 166 μm .

PLANO	2 θ	I/I ₀	LONGITUDINAL (VL)			TRANSVERSAL (VT)		
	(graus)	(%)	COUNTS	2 θ (graus)	I/I ₀ (%)	COUNTS	2 θ (graus)	I/I ₀ (%)
111	58,67	100	61	58,60	43	1.963	58,60	43
200	68,93	47	57	68,56	100	4.645	68,74	100
220	106,13	22	27	106,06	3	115	106,18	3
311	139,42	24	436	138,18	8	356	138,18	8

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Tabela 31: Resultados para a varredura TETATETA na profundidade de 166 μm .

VARREDURA	PICO 1		PICO 2		CONTAGEM TOTAL OUTROS ÂNGULOS
	CONTAGEM TOTAL	θ (GRAUS)	CONTAGEM TOTAL	θ (GRAUS)	
LONGITUDINAL	21.803	67,2	658	97,60	INFERIOR A 200
VERTICAL	3.300	37,2	544	57,20	INFERIOR A 200

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A figura 82 corresponde a imagem gerada pelo software gerenciador do DRX. Em sua parte inferior esquerda é apresentado os valores de ψ pertinentes os campos angulares de 1 a 8 (o gráfico apresenta os dados obtidos para todos os campos: de 1 a 11). No centro inferior, consta o valor medido da tensão residual para o campo positivo (-141,19 MPa) e para o campo negativo (-138,21 MPa), resultando na tensão média de (-139,70 MPa). Observa-se, ainda, que os pontos para os valores de $\psi = +30^\circ$ (campo 4), $+40^\circ$ (campo 5) e -50° (campo 11) estão bem desalinhados em relação a reta média traçada.

Figura 82: Imagem do gráfico 2θ versus $\sin^2\psi$ correspondente a profundidade de 76 μm (referencia 15) com a plotação dos valores obtidos para cada valor de ψ .

Fonte: Imagem gerada pelo software gerenciador do difratômetro Rigaku.

Na figura 83, pode ser observado o comportamento da curva $2\theta \times \sin^2\psi$ após o descarte dos valores obtidos para $\psi = +30^\circ$ (campo 4), $+40^\circ$ (campo 5) e -50° (campo 11). O valor resultante da tensão residual no campo positivo passou para (-174,50 MPa) e no campo negativo para (-170,05 MPa) com valor da tensão residual média de (-172,28 MPa).

Figura 83: Imagem do gráfico 2θ versus $\sin^2\psi$ correspondente a profundidade de 76 μm (referência 15A) com o descarte dos campos 4, 5 e 11.

Fonte: Imagem gerada pelo software gerenciador do difratômetro Rigaku.

As figuras 84 e 85 apresentam a imagem da curva de distribuição da contagem total por passo versus 2θ para o valor de $\psi = 0^\circ$ (campo 1) e para o valor de $\psi = +30^\circ$ (campo 4) correspondente a medida de tensão residual mostrada na figura 82.

Figura 84: Imagem da curva de distribuição da contagem total por passo versus 2θ para $\psi = 0^\circ$ (campo 1) correspondente a medida de tensão residual mostrada na figura 82.

Fonte: Imagem gerada pelo software gerenciador do difratômetro Rigaku.

Figura 85: Imagem da curva de distribuição da contagem total por passo versus 2θ para $\psi = +30^\circ$ (campo 4) correspondente a medida de tensão residual mostrada na figura 82.

Fonte: Imagem gerada pelo software gerenciador do difratômetro Rigaku.

Conforme esperado, após a realização da análise microestrutural da barra de AA6082 extrudada (item 5.3), a presença de grãos grosseiros na camada subsuperficial comprometeu o uso da técnica de difração de raios X para a medição da tensão residual, particularmente quanto ao levantamento da curva em profundidade. Com os dados obtidos foi levantada a curva de tensão residual até a profundidade de 86 μm , conforme representado no gráfico 4.

Gráfico 4: Curva de tensão residual em função da profundidade do perfil para a liga AA 6082 extrudada, solubilizada e envelhecida após jateamento com granalhas de aço.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

As figuras 86 e 87 apresentam as imagens obtidas pelo software gerenciador do DRX correspondentes as curvas de distribuição da contagem total por passo versus 2θ para o valor de $\psi = 40^\circ$ (campo 5) e para o valor de $\psi = -50^\circ$ (campo 11) associadas a medida de tensão residual mostrada na figura 82. Os valores registrados para a contagem total são extremamente baixos, não atingido o índice de 80 para o campo 5 e 150 para o campo 11.

Figura 86: Imagem da curva de distribuição da contagem total por passo versus 2θ para $\psi = 40^\circ$ (campo 5) correspondente a medida de tensão residual mostrada na figura 82.

Fonte: Imagem gerada pelo software gerenciador do difratômetro Rigaku.

Figura 87: Imagem da curva de distribuição da contagem total por passo versus 2θ para $\psi = -50^\circ$ (campo 11) correspondente a medida de tensão residual mostrada na figura 82.

Fonte: Imagem gerada pelo software gerenciador do difratômetro Rigaku.

5.9 - Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ASTM E 8 e executados na máquina universal de ensaios mecânicos Instron 4400R com velocidade de 0,5 mm/segundo. A imagem do corpo de prova utilizado é mostrado na figura 88

Figura 88: Imagem do corpo de prova utilizado para o ensaio universal de tração.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Os dados obtidos no ensaio foram a força máxima aplicada ($F_{\max}$), o limite de resistência mecânica ($\sigma_{\max}$), a deformação longitudinal total ($\Delta L_{\max}$), o alongamento longitudinal unitário total ($\epsilon_{\max}$), o alongamento longitudinal unitário equivalente a deformação plástica de 0,2% ($\epsilon_{0,2\%}$) e o valor da tensão de escoamento equivalente ($\sigma_{e0,2\%}$). Os dados coletados constam da tabela 32, sendo denominados os CPs solubilizados a 585°C denominados: S1, S2 e S3, e os solubilizados e envelhecidos na condição S2E2-5, denominados: SE1, SE2 e SE3. A curva tensão - deformação obtida é mostrada no gráfico 5.

Tabela 32: Dados obtidos no ensaio de tração.

CP	D	F _{max}	$\sigma_{\max}$	L _{max}	$\xi_{\max}$	$\xi_{0,2\%}$	$\sigma_{e0,2\%}$
	(mm)	(N)	(MPa)	(mm)	(%)	(mm/mm)	(MPa)
S1	8,96	14.533	230,49	15,23	27,69	0,0204	127,01
S2	9,06	14.651	227,26	16,02	29,13	0,0189	126,81
S3	8,98	14.475	228,54	17,29	31,44	0,0169	126,42
Média	9,00	14.553	228,76	16,18	29,42	0,0187	126,75
SE1	9,02	18.061	282,65	7,91	14,38	0,0255	266,46
SE2	9,02	18.061	282,65	6,51	11,84	0,0219	269,11
SE3	9,02	17.434	272,83	7,30	13,27	0,0237	262,15
Média	9,02	17.852	279,38	7,24	13,16	0,0237	265,91

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Observa-se que as amostras solubilizadas seguidas de envelhecimento artificial apresentaram, em média, 22,12 % de acréscimo no valor da tensão normal máxima ($\sigma_{\max}$); 55,25 % de redução no alongamento longitudinal máximo ($\epsilon_{\max}$) e, um aumento de 109,79% no valor da tensão de escoamento a 0,2% de deformação residual ($\sigma_{e0,2\%}$).

Gráfico 5: Diagrama tensão x deformação ($\sigma \times \epsilon$) da liga AA6082 tratada termicamente por solubilização (S1, S2 e S3) e na condição S2E2-5 (SE1, SE2 e SE3).

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

As curvas correspondentes a cada grupo de corpos de prova ensaiados apresentaram uniformidade em seu comportamento. O limite de resistência à tração considerado para cálculos futuros foi o correspondente a média observada na tabela 32.

5.10 Ensaio de fadiga

Para os ensaios de fadiga foram utilizadas 52 unidades de corpos de prova divididos em dois grupos com 26 unidades cada. Os CPs do primeiro grupo foram somente tratados termicamente na condição S2E2-5, enquanto que os do segundo grupo, além do tratamento térmico S2E2-5, foram jateados com esferas S170 PEE, turbina à 2500 rpm e tempo de exposição de 1 minuto. As Imagens dos CPs para o ensaio de fadiga, sem jateamento e com jateamento são mostradas nas figuras 89 e 90, respectivamente.

Figura 89: Imagem do corpo de prova de fadiga sem jateamento.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 90: Imagem do corpo de prova de fadiga com jateamento.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A rotação nominal do ensaio foi 3.000 rpm e foram utilizados os cabeçotes fixos 01, 02, 03 e 04 da máquina de ensaio. A escala de medição da carga fletora aplicada no CP é apresentada em (kgf) e inicia-se em 5 kgf com 0,2 kgf de precisão. Considerando-se o limite de resistência a tração da liga AA6082, nas condições do estudo (28,51 kgf/mm² ou 279,38 MPa) foi previsto o intervalo de aplicação de carga durante o ensaio entre 5 kgf a 10 kgf, correspondendo, respectivamente, a 34,9 % e 69,8% do limite de resistência a tração da liga. Desta forma foi realizada a aferição da carga aplicada entre os valores de 5 a 10 kgf com passo de 0,2 kgf, a tabela 33 apresenta os valores obtidos.

Os conjuntos de aplicação da força fletora (cabeçotes de móveis) foram aferidos e pesaram 1,7 kgf. O valor lido na escala foi denominado nominal; e o medido, como corrigido e a parte fixa do contrapeso como carga livre. Os valores de carga em destaque foram os utilizados durante os ensaios. Em cada ensaio foi registrado o cabeçote fixo utilizado, a força aplicada e o número de ciclos suportados pelo corpo de prova até a ruptura.

Tabela 33: Dados obtidos na aferição da força fletora na máquina de ensaio de fadiga.

ESCALA	VALOR MEDIDO COM O DINAMÔMETRO (kgf)							
VALOR NOMINAL (kgf)	CABEÇOTE 01		CABEÇOTE 02		CABEÇOTE 03		CABEÇOTE 04	
	LIVRE	TOTAL	LIVRE	TOTAL	LIVRE	TOTAL	LIVRE	TOTAL
5,00	1,95	3,65	1,95	3,65	2,30	4,00	1,90	3,60
5,20	1,95	3,65	2,20	3,90	2,50	4,20	1,90	3,60
5,40	2,15	3,85	2,20	3,90	2,70	4,40	2,20	3,90
5,60	2,40	4,10	2,40	4,10	2,95	4,65	2,40	4,10
5,80	2,60	4,30	2,65	4,35	3,10	4,80	2,60	4,30
6,00	2,75	4,45	2,65	4,35	3,35	5,05	2,75	4,45
6,20	2,95	4,65	3,00	4,70	3,55	5,25	3,00	4,70
6,40	3,20	4,90	3,35	5,05	3,70	5,40	3,20	4,90
6,60	3,40	5,10	3,60	5,30	3,90	5,60	3,35	5,05
6,80	3,55	5,25	3,85	5,55	4,05	5,75	3,50	5,20
7,00	3,75	5,45	3,85	5,55	4,25	5,95	3,65	5,35
7,20	3,90	5,60	4,15	5,85	4,25	5,95	3,90	5,60
7,40	4,10	5,80	4,25	5,95	4,45	6,15	4,10	5,80
7,60	4,25	5,95	4,60	6,30	4,65	6,35	4,35	6,05
7,80	4,45	6,15	4,60	6,30	4,65	6,35	4,60	6,30
8,00	4,70	6,40	5,00	6,70	7,90	9,60	4,80	6,50
8,20	4,90	6,60	5,20	6,90	5,15	6,85	5,00	6,70
8,40	5,10	6,80	5,45	7,15	5,15	6,85	5,20	6,90
8,60	5,35	7,05	5,70	7,40	5,60	7,30	5,40	7,10
8,80	5,60	7,30	5,75	7,45	5,80	7,50	5,45	7,15
9,00	5,75	7,45	6,10	7,80	5,95	7,65	5,75	7,45
9,20	5,95	7,65	6,25	7,95	5,95	7,65	6,00	7,70
9,40	6,25	7,95	6,55	8,25	6,10	7,80	6,20	7,90
9,60	6,40	8,10	6,85	8,55	6,30	8,00	6,40	8,10
9,80	6,65	8,35	7,00	8,70	6,50	8,20	6,65	8,35
10,00	6,85	8,55	7,00	8,70	6,90	8,60	6,80	8,50

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A partir da carga aplicada foi calculada a tensão normal de flexão, considerando a condição de trabalho como flexão simples normal, na seção crítica e sua percentagem em relação ao limite de resistência da liga. Foram realizados, ao menos, 2 ensaios para cada condição de carga. Os dados obtidos constam da tabela 34.

Tabela 34: Valores da força fletora aplicada (nominal e corrigida), tensão aplicada e cabeçote utilizado no ensaio de fadiga por tipo de CP utilizado.

CP	TIPO DO CP		CABEÇOTE UTILIZADO	FORÇA FLETORA (kgf)		TENSÃO (kgf/mm ²)	% da σ_{max}	TENSÃO (MPa)	CICLOS SUPORTADOS (N°)
	J	NJ		NOMINAL	CORRIGIDA				
6		X	3	10,0	8,6	17,11	59,76	167,67	282.400
10		X	3	10,0	8,6	17,11	59,76	167,67	150.900
11		X	3	10,0	8,6	17,11	59,76	167,67	135.400
7	X		3	10,0	8,6	17,11	59,76	167,67	87.500
8	X		3	10,0	8,6	17,11	59,76	167,67	118.100
9	X		3	10,0	8,6	17,11	59,76	167,67	702.100
22		X	4	9,4	7,9	15,72	54,90	154,02	197.400
23		X	1	9,4	8,0	15,82	55,24	155,00	303.700
24	X		3	9,4	7,8	15,52	54,20	152,07	358.100
24	X		3	9,4	7,8	15,52	54,20	152,07	359.200
45	X		3	9,4	7,8	15,52	54,20	152,07	333.200
34		X	1	9,0	7,5	14,82	51,77	145,25	352.000
35		X	1	9,0	7,5	14,82	51,77	145,25	398.300
36	X		1	9,0	7,5	14,82	51,77	145,25	558.300
37	X		1	9,0	7,5	14,82	51,77	145,25	337.800
44	X		3	9,0	7,8	15,52	54,20	152,07	428.500
2		X	3	8,5	7,1	14,08	49,16	137,94	668.250
2A		X	3	8,5	7,1	14,08	49,16	137,94	699.100
4		X	3	8,5	7,1	14,08	49,16	137,94	152.100
5		X	3	8,5	7,1	14,08	49,16	137,94	204.100
1	X		3	8,5	7,1	14,08	49,16	137,94	659.000
3	X		3	8,5	7,1	14,08	49,16	137,94	451.900
18	X		4	8,5	7,0	13,93	48,64	136,48	896.400
26		X	4	7,8	6,3	12,53	43,78	122,83	1.422.600
28		X	3	7,8	6,4	12,63	44,12	123,80	2.665.200
27	X		1	7,8	6,2	12,24	42,73	119,90	2.201.900
29	X		4	7,8	6,3	12,53	43,78	122,83	1.281.100
48	X		3	7,8	6,4	12,63	44,12	123,80	2.921.800
30		X	4	7,4	5,8	11,54	40,30	113,08	5.038.000
31		X	4	7,4	5,8	11,54	40,30	113,08	782.500
38	X		1	7,4	5,8	11,54	40,30	113,08	940.400
42	X		2	7,4	6,0	11,84	41,35	116,00	3.139.700
50	X		2	7,4	6,0	11,84	41,35	116,00	4.695.000
12		X	3	7,0	6,2	12,24	42,73	119,90	8.450.300
13A		X	3	7,0	6,2	12,24	42,73	119,90	8.873.850
14		X	3	7,0	6,2	12,24	42,73	119,90	2.880.700
15	X		3 e 4	7,0	5,8	11,54	40,30	113,08	3.981.300
16	X		1	7,0	5,5	10,84	37,87	106,26	6.189.500
17A	X		1	7,0	5,5	10,84	37,87	106,26	12.314.500
32		X	3 e 4	6,6	5,1	10,05	35,09	98,46	13.506.200
33		X	4	6,6	5,1	10,05	35,09	98,46	8.341.700
46	X		4 e 2	6,6	5,3	10,54	36,83	103,33	9.336.900
41	X		4	6,6	5,1	10,05	35,09	98,46	7.468.200
19		X	1	6,2	4,7	9,35	32,66	91,63	13.007.200
20		X	4	6,2	4,7	9,35	32,66	91,63	13.007.200
21		X	3	6,2	5,3	10,44	36,48	102,36	13.007.200
43	X		2	6,2	4,7	9,35	32,66	91,63	11.455.700
47	X		3	6,2	5,3	10,44	36,48	102,36	8.609.400

Sendo J: jateado e NJ: não jateado.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese

Ressalta-se que as amostras não jateadas CP 32, CP 19, CP 20 e CP 21 sob tensão entre 91,63 a 102,36 MPa não romperam, sendo interrompido o ensaio com 13.506.200 ciclos para o CP 32 e 13.007.200 ciclos para os demais. Todos os CPs jateados romperam.

As curvas S x N foram elaboradas a partir dos números de ciclos suportados pelos CPs até à fratura ou interrupção (caso dos CPs acima relatados) para cada ciclo de tensão reversa empregada ($R = -1$), seguindo duas metodologias. A primeira com a plotagem individual dos dados relativos a cada CP ensaiado. A segunda com os dados obtidos reagrupados por conjunto de ensaios realizados com o mesmo valor de carga fletora aplicada, ou de valores muito próximos, neste caso, não ultrapassando a 8% em diferença percentual entre o maior e o menor valor do conjunto formado (Tabela 35).

A primeira condição foi representada pelos gráficos 6 a 8, sendo que o gráfico 6 mostra a curva correspondente aos ensaios de fadiga realizados com os CPs sem jateamento; o gráfico 7 a curva com os CPs jateados e o gráfico 8 apresenta ambas as curvas (S x N) representativas permitindo comparação visual direta entre elas.

A segunda condição foi representada pelos gráficos 9 a 11, sendo que o gráfico 9 mostra a curva correspondente aos ensaios de fadiga realizados com os CPs sem jateamento; o gráfico 10 a curva com os CPs jateados e o gráfico 11 apresente ambas as curvas (S x N) representativas permitindo comparação visual direta entre elas.

Gráfico 6: Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 e não jateada, com a plotagem individual de cada CP ensaiado.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Gráfico 7: Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 e jateada na conforme J5-4, obtida com a plotagem individual de cada CP ensaiado.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Gráfico 8: Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 e não jateada, e tratada termicamente na condição S2E2-5 e jateada conforme J5-4, obtida com a plotagem individual de cada CP ensaiado.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Gráfico 9: Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente (S2E2-5) e não jateada, com os valores do número de ciclos médio por tensões iguais ou próximas aplicadas aos CPs ensaiados.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Gráfico 10: Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 e jateada conforme J5-4, obtida com os valores do número de ciclos médio por tensões iguais ou próximas aplicadas aos CPs ensaiados.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Gráfico 11: Curva (S-N) da liga AA6082 tratada termicamente na condição S2E2-5 não jateada e jateada conforme J5-4, obtida com valores do número de ciclos médio por tensões iguais ou próximas aplicadas aos CPs ensaiados.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

A força fletora aplicada no mancal livre variou entre 46,06 N e 84,28 N, gerando valores de tensão fletora entre 91,63 MPa e 167,67 MPa, correspondendo a 32,66% e 59,76% do limite de resistência a tração da liga AA6082, tratada termicamente na condição S2E2-5, cujo valor é de 279,38 MPa (tabela 32).

Três CPs jateados foram descartados durante o procedimento, dois deles por falha mecânica na embreagem do acoplamento, provocando giros em falso e um devido a queda de energia elétrica na rede comprometendo o controle do número de ciclos realizados.

Constata-se que as curvas S-N apresentaram aspectos típicos obtidos para materiais não ferrosos e que o aumento da tensão residual em compressão, decorrente do jateamento com granalha de aço, não aumentou significativamente as propriedades em fadiga da liga AA6082. O comportamento das curvas S-N obtidas mostra claramente que a partir de tensões fletoras entre 115 MPa (gráfico 8) e 120 MPa (gráfico 11) os CPs que foram só tratados termicamente passaram a apresentar vida mais longa que os jateados. Tal comportamento pode ser atribuído ao fato que as tensões residuais ganhas no processo de jateamento foram insuficientes para compensar o efeito deletério provocado pelo aumento considerável da rugosidade gerada pelo impacto das granalhas em sua superfície. Ressalta-se que os CPs 32, 19, 20 e 21, não jateados, não romperam.

O comportamento à fadiga dos grupos representativas das condições jateada e não jateada foi tabulado por faixa de tensões fletoras aproximadas e realizado um comparativo entre o número de ciclos suportado por ambos. A tabela 35 apresenta os dados obtidos.

Tabela 35: Comparação entre o número de ciclos suportados até a ruptura por faixa de tensão fletora aplicada nos CPS representativos dos grupos ensaiados por fadiga, com e sem a aplicação do jateamento superficial.

CPs SEM JATEAMENTO				CPs COM JATEAMENTO				RELAÇÃO ENTRE AS VIDAS MÉDIAS (%)
TENSÃO DE FADIGA		VIDA (Nº DE CICLOS)		TENSÃO DE FADIGA		VIDA (Nº DE CICLOS)		
MÉDIA	DISPERSÃO	MÉDIA	DISPERSÃO	MÉDIA	DISPERSÃO	MÉDIA	DISPERSÃO	(+) GANHO
(MPa)	(%)	(N)	(%)	(MPa)	(%)	(N)	(%)	(-) PERDA
-	-	(a)	-	-	-	(b)	-	$((b-a)/a)*100$
167,67	0,00	189.566,67	108,57	167,67	0,00	302.566,67	702,40	59,61
154,51	0,63	250.550,00	53,85	152,07	0,00	369.750,00	28,60	47,58
145,25	0,00	375.150,00	13,15	145,25	0,00	448.050,00	65,28	19,43
137,94	0,00	430.887,50	359,63	137,45	1,07	669.100,00	98,36	55,28
123,31	0,00	2.043.900,00	87,35	123,31	0,79	2.101.450,00	128,07	2,82
119,90	0,00	6.734.950,00	208,04	117,30	3,36	3.345.533,33	113,22	-50,33
113,08	0,00	2.910.250,00	543,83	113,08	0,00	2.460.850,00	323,36	-15,44
99,76	3,96	10.923.950,00	61,91	103,33	7,92	8.783.700,00	98,96	-19,59
91,15	1,08	13.007.200,00	0,00	91,63	0,00	11.455.700,00	0,00	-11,93

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Os dados relacionados as médias de ciclos suportados apresentam dispersão significativa devido a amplitude entre os valores máximos e mínimos em cada faixa de tensão. O agrupamento em torno das tensões por sua vez, dada as características do próprio procedimento de ensaio, apresentou baixa variabilidade, sendo o máximo consequente do agrupamento ser de 7,92%. Interessante notar que os maiores valores para cada grupo de estudo ocorreram para a faixa de tensões de fadiga próximas de 100 MPa, sendo 3,96% para os CPs sem jateamento e 7,92% para os CPs jateados. Por outro lado, a maior oscilação associada ao número de ciclos suportados ocorreu no lote dos CPs jateados (702,40%), embora estas oscilações significativas percam relevância devido a baixa amostragem utilizada por faixa, oscilando entre duas e quatro unidades. O processo de jateamento embora tenha gerado tensões residuais que proporcionaram aumento de vida em baixos ciclos com ganho inicial na ordem de 60%, foi decaindo, em percentagem, em relação aos CPs não jateados e ao próximo ao final de vida, para altos ciclos, os espécimes jateados apresentaram perda de vida na ordem de 20%.

A inversão da influência positiva do jateamento ocorreu em tensões próximas ao intervalo entre 115 MPa e 120 MPa, vindo o processo de jateamento a reduzir a perspectiva de vida dos CPs. Comportamento este observado, também, nos gráficos 8 e 11.

A melhoria não ocorrida nas propriedades em fadiga da liga AA6082 jateada com granalha de aço pode ter sido causada por pequenos defeitos superficiais gerados no jateamento decorrentes da relativa baixa dureza da liga quando comparada com ligas da série 2XXX e 7XXX. O detrimento da qualidade superficial anulou os efeitos do ganho proporcionado pela tensão residual compressiva induzida pelo jateamento. Estudos complementares deverão ser feitos buscando modificações no processo e nas condições de jateamento para evitar a ocorrência desses defeitos que podem conduzir a liga à ruptura prematura.

5.11 Rugosidade dos corpos de prova ensaiados por fadiga

A rugosidade superficial de todos os corpos de prova ensaiados por fadiga foi medida conforme a norma ISO 1997 nas escalas R_a , R_z e R_q , sendo: R_a a média aritmética dos valores absolutos dos picos e vales em relação a linha média no comprimento analisado; R_z representa o valor médio da soma do valor do maior pico ao maior vale da fração do comprimento analisado e R_q a raiz quadrada da média aritmética dos quadrados dos desvios do perfil em relação a linha média no comprimento analisado.

A tabela 36 apresenta os valores da rugosidade obtidos para os corpos de prova jateados, enquanto que a tabela 37 apresenta os valores da rugosidade para os não jateados. Os valores médios da rugosidade correspondentes aos corpos de prova jateados e não jateados constam das tabelas 38 e 39, respectivamente. A figura 91 apresenta detalhe do posicionamento do apalpador do rugosímetro sobre a região do espécime analisada.

Figura 91: Detalhe do posicionamento do apalpador do rugosímetro sobre o CP.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Tabela 36: Valores da rugosidade superficial dos CPs jateados e ensaiados por fadiga.

MEDIDAS DA RUGOSIDADE DOS CORPOS DE PROVA TRATADOS TERMICAMENTE E JATEADOS (μm)						
AMOSTRA	LADO A			LADO B		
Nº	R _a	R _z	R _q	R _a	R _z	R _q
1	4,65	26,28	5,81	3,99	21,33	5,00
	4,53	21,32	5,70	5,54	26,53	6,67
3	6,21	29,65	7,55	5,96	30,37	7,41
	5,64	29,80	7,11	5,15	25,41	6,30
7	5,05	22,36	5,96	3,10	38,31	8,03
	6,85	32,65	8,26	5,09	30,19	6,55
7A	6,18	29,38	7,56	6,18	26,19	7,17
	4,89	28,34	6,48	5,84	30,04	7,56
8	8,11	40,14	10,19	4,84	28,52	6,23
	6,74	37,29	8,77	6,88	35,15	8,61
9	7,07	34,73	8,48	6,00	32,06	7,73
	6,00	32,35	7,54	6,26	32,85	7,87
15	5,73	27,34	7,23	5,11	24,74	6,17
	4,90	26,70	6,23	4,98	26,08	6,34
16	4,89	25,88	6,17	5,84	31,29	7,32
	5,33	32,32	6,80	5,94	28,22	6,98
17	7,01	36,01	8,60	8,05	33,08	9,38
	6,69	31,21	8,01	5,22	26,20	6,38
17A	6,13	30,75	7,43	6,27	30,21	7,53
	7,31	34,90	8,87	6,51	32,19	7,93
18	5,61	24,27	6,78	6,68	30,54	7,99
	4,51	21,72	5,47	5,28	30,18	6,82
24	6,17	31,33	7,54	4,55	24,04	5,63
	4,87	25,95	6,28	6,27	32,05	7,82
25	7,25	38,59	9,38	3,99	20,73	5,02
	4,93	22,66	5,83	6,17	31,33	7,54
27	3,50	19,01	4,33	4,09	20,53	4,95
	4,33	23,91	5,60	4,80	24,64	6,16
29	4,58	24,02	5,67	6,38	27,62	7,36
	6,49	30,92	7,72	3,51	18,11	4,32
36	6,81	39,01	9,04	4,98	30,26	6,94
	7,54	29,81	8,50	6,11	31,08	7,37
37	5,34	27,03	6,63	5,87	26,94	7,09
	5,25	28,84	6,59	6,09	28,04	7,34
38	6,14	33,96	7,88	9,34	39,57	10,91
	3,67	18,56	4,48	3,82	15,07	3,35
39	6,94	30,86	8,48	5,32	27,18	6,64
	5,34	27,08	6,65	5,78	27,33	7,14
40	7,05	36,78	8,58	5,09	25,38	6,25
	3,84	22,77	4,92	5,63	38,25	6,85
41	3,39	19,72	4,20	5,45	28,45	6,93
	10,53	45,09	12,36	5,91	28,36	7,20
42	5,56	30,58	6,83	4,90	24,59	5,94
	7,50	36,25	9,17	6,66	32,11	8,04
43	4,80	25,88	5,90	5,16	26,02	6,39
	4,96	27,02	6,33	6,57	30,93	7,92
44	6,38	34,33	8,04	6,51	26,81	7,54
	3,80	18,80	4,59	6,29	35,88	8,12
45	5,09	25,74	6,09	6,27	30,11	7,84
	6,34	33,37	7,69	6,33	36,30	8,42
46	5,48	33,40	7,22	8,50	39,63	10,25
	3,48	20,16	4,47	5,88	31,49	7,39
47	6,50	35,49	8,19	5,72	27,81	6,98
	7,34	37,30	9,10	5,03	29,98	6,52
48	5,46	25,81	6,50	7,46	37,69	9,26
	5,01	27,12	6,24	4,21	21,88	5,16
49	5,91	26,11	6,96	6,43	34,12	7,94
	7,23	33,61	8,48	5,42	31,53	7,03
50	6,86	32,20	8,29	4,78	23,24	6,21
	6,96	30,84	8,25	5,76	32,60	7,40
	5,36	31,39	6,95	5,74	30,98	7,17

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Tabela 37: Valores da rugosidade superficial dos CPs não jateados e ensaiados por fadiga.

MEDIDAS DA RUGOSIDADE DOS CORPOS DE PROVA TRATADOS TERMICAMENTE E NÃO JATEADOS (μm)						
AMOSTRA	LADO A			LADO B		
Nº	R _a	R _z	R _q	R _a	R _z	R _q
2	0,59	3,20	0,73	0,52	3,04	0,66
	0,64	3,74	0,82	0,45	2,99	0,57
2A	0,60	3,71	0,74	0,76	3,87	0,91
	0,56	3,29	0,68	0,67	4,14	0,83
4	0,61	3,84	0,75	1,01	6,78	1,29
	0,47	2,80	0,57	2,79	13,67	3,38
	-	-	-	0,58	4,07	0,74
5	0,55	3,54	0,69	0,94	5,25	1,15
	0,58	3,59	0,72	0,84	4,37	1,00
6	2,19	10,52	2,65	0,67	3,24	0,80
	1,03	6,12	1,32	0,70	3,29	0,82
	0,81	4,66	1,05	-	-	-
10	0,48	3,03	0,60	0,49	3,06	0,61
	0,55	3,51	0,70	0,58	3,35	0,71
11	0,51	4,24	0,68	0,36	2,24	0,44
	0,40	2,91	0,51	0,37	2,19	0,44
12	0,34	1,90	0,41	0,44	3,55	0,58
	0,31	1,94	0,38	0,51	2,94	0,63
13	0,53	3,06	0,65	0,58	3,26	0,70
	0,51	3,30	0,66	0,60	3,52	0,73
13A	0,72	3,88	0,85	0,47	2,75	0,58
	0,69	4,02	0,83	0,52	3,59	0,67
14	0,51	3,03	0,63	0,77	5,62	1,00
	0,50	2,88	0,61	0,53	3,02	0,64
19	0,47	3,06	0,60	0,37	2,79	0,47
	0,44	2,82	0,54	0,38	2,86	0,48
20	0,65	4,17	0,82	0,49	3,25	0,61
	0,47	3,45	0,58	0,56	3,79	0,69
21	0,64	4,23	0,78	0,30	1,92	0,38
	0,51	3,37	0,67	0,70	4,64	0,89
22	0,64	3,49	0,76	0,52	3,19	0,65
	0,62	3,74	0,74	0,53	3,54	0,67
23	1,03	4,80	1,21	0,58	3,01	0,70
	0,67	4,59	0,85	1,24	6,43	1,51
26	0,59	3,49	0,72	0,33	2,44	0,41
	0,57	3,50	0,70	0,64	4,30	0,88
28	0,44	2,36	0,57	1,67	9,31	2,07
	0,29	2,07	0,37	0,57	3,09	0,69
30	0,61	3,65	0,75	0,77	6,29	1,10
	0,62	4,10	0,76	0,52	3,29	0,64
31	0,39	2,44	0,48	0,44	3,48	0,56
	0,62	3,73	0,79	0,48	3,00	0,61
33	0,46	2,71	0,56	0,51	3,09	0,64
	0,88	4,25	1,13	0,52	3,36	0,64
34	0,62	3,75	0,78	0,38	2,34	0,47
	0,49	3,30	0,62	0,51	5,19	0,71
35	1,89	7,51	2,14	2,00	8,15	2,25
	2,14	8,47	2,43	2,21	9,17	2,55
	2,10	7,57	2,34	2,04	7,39	2,26

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Nota: As amostras destinadas ao ensaio de fadiga foram identificadas numericamente.

Tabela 38: Valores da rugosidade superficial média dos CPs jateados ensaiados por fadiga.

RUGOSIDADE MÉDIA DOS CPS TRATADOS TERMICAMENTE E JATEADOS (μm)			
AMOSTRA (Nº)	ESCALAS		
	R_a	R_z	R_z
1	4,68	23,87	5,80
3	5,74	26,97	6,83
7	5,02	28,81	7,09
7a	5,77	28,49	7,19
8	6,64	35,28	8,45
9	6,33	33,00	7,91
15	5,18	26,22	6,49
16	5,50	29,43	6,82
17	6,56	32,01	7,94
17a	6,56	32,01	7,94
18	5,52	26,68	6,77
24	5,47	28,34	6,82
25	5,64	27,40	6,90
27	4,18	22,02	5,26
29	5,24	25,17	6,27
36	6,36	32,54	7,96
37	5,64	27,71	6,91
38	5,74	26,79	6,66
39	5,85	28,11	7,23
40	5,40	30,80	6,65
41	6,32	30,41	7,67
42	6,16	30,88	7,50
43	5,37	27,46	6,64
44	4,43	21,68	5,37
45	6,01	31,38	7,51
46	5,84	31,17	7,33
47	6,15	32,65	7,70
48	5,54	28,13	6,79
49	6,25	31,34	7,60
50	6,09	29,72	7,54
MD (μm)	5,70	28,88	7,05
DP (μm)	0,61	3,21	0,75

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Tabela 39: Valores da rugosidade superficial média dos CPs não jateados e ensaiados por fadiga.

RUGOSIDADE MÉDIA DOS CPS TRATADOS TERMICAMENTE E NÃO JATEADOS (μm)			
AMOSTRA (Nº)	ESCALAS		
	R_a	R_z	R_q
2	0,55	3,24	0,70
2A	0,65	3,75	0,79
4	1,09	6,23	1,35
5	0,73	4,19	0,89
6	1,08	5,57	1,33
10	0,53	3,24	0,66
11	0,41	2,90	0,52
12	0,40	2,58	0,50
13	0,56	3,29	0,69
13A	0,60	3,56	0,73
14	0,58	3,64	0,72
19	0,42	3,12	0,59
20	0,54	3,67	0,68
21	0,54	3,54	0,68
22	0,58	3,49	0,71
23	0,88	4,71	1,07
26	0,53	3,43	0,68
28	0,74	4,21	0,93
30	0,63	4,33	0,81
31	0,48	3,16	0,61
33	0,59	3,35	0,74
34	0,50	3,65	0,65
35	2,06	8,04	2,33
MD (μm)	0,68	3,95	0,84
DP (μm)	0,35	1,22	0,39

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Utilizando a escala R_z como referência, constata-se que o jateamento promoveu um aumento na rugosidade média dos CPs em 631%, alterando seu valor médio de 3,95 μm (lote não jateado) para 28,88 μm (lote jateado). Houve, também, aumento significativo do valor do desvio padrão correspondente a rugosidade de cada lote, de 1,22 μm (lote não jateado) para 3,21 μm (lote jateado), indicando que o jateamento também aumentou significativamente a variabilidade da rugosidade, tornando a superfície dos CPS mais propensos a iniciar o aparecimento de micro trincas durante o ensaio de fadiga.

O jateamento com granalha é um tratamento mecânico superficial que consiste em projetar partículas pequenas sobre uma superfície dúctil, o impacto repetido e aleatório gera, favoravelmente, tensões residuais compressivas e endurecimento nas camadas muito próximas à superfície processada, resultando em melhoria significativa do desempenho da fadiga desta região. Por outro lado, o jateamento também aumenta a rugosidade superficial facilitando o aparecimento e propagação de trincas quando a região processada for submetida a fadiga. GARIÉPY et al (2013) estudou o comportamento da liga AA2024 nesta questão e propôs modelos de predição da vida de fadiga para projetar a influência combinada desses fatores. A maioria desses modelos supõe que o jateamento leva a um estado uniforme paralelo à superfície do material. Estes autores investigaram, por meio de métodos experimentais e numéricos, as heterogeneidades presentes numa liga de alumínio jateada com granalha em termos de tensões residuais, endurecimento, rugosidade da superfície e danos, considerando também as não-uniformidades iniciais no material.

Um dos desafios para a predição da vida em materiais jateados com granalha é a compreensão e a quantificação desta dupla fonte de não-homogeneidade. Ainda, segundo GARIÉPY et al (2013) os modelos de predição de vida de fadiga devem levar em conta a natureza estatística do jateamento, o que não nem sempre é considerado. CURTIS et al (2003) resumiu os efeitos do jateamento na vida em fadiga da seguinte forma: 1. Tensão residual compressiva na superfície e endurecimento por deformação que inibem a propagação de trincas; 2. Rugosidade superficial que acelera a nucleação e a propagação prematura de trincas. BENEDETTI et al. (2009) também observou que o jateamento com granalha pode conduzir a uma fragilização prejudicial das ligas de alumínio. Estes efeitos foram incluídos em modelos preditivos micromecânicos para fadiga de ligas de alumínio conforme CURTIS (2003) e BENEDETTI (2009).

Além disso, FATHALLAH et al. (2003 e 2004) estudou a ação dos danos superficiais e modelou seus efeitos nas propriedades em fadiga de alto ciclo. Relata, que a melhoria geral das propriedades em fadiga da liga jateada com granalha resulta de uma combinação complexa de múltiplos fatores; sendo os efeitos benéficos e prejudiciais do jateamento com granalha controlados por fatores como as propriedades mecânicas da superfície do material, o tipo de granalha, a velocidade de impacto e o tempo de exposição. O monitoramento contínuo da velocidade de jateamento e do tempo de exposição em um contexto industrial é bastante desafiador.

A eficácia do jateamento com granalha em relação ao comportamento em fadiga dos materiais depende dos efeitos benéficos da tensão residual induzida na superfície e dos

efeitos deletérios em decorrência do aumento da rugosidade superficial. KHAIRALLAH (2012) propôs relações empíricas para descrever a redução da vida em fadiga com relação à rugosidade gerada pelo jateamento agressivo. Os autores citados neste contexto concluíram que a vida em fadiga depende do tempo de jateamento, onde o aumento do tempo de jateamento aumenta a rugosidade e consequentemente reduz a vida em fadiga.

Segundo CURTIS (2003) as tensões residuais de compressão são benéficas para a resistência à fadiga, enquanto que a rugosidade da superfície deve diminuir a vida de fadiga dos componentes de engenharia, permitindo o início precoce e a propagação mais rápida de pequenas trincas de fadiga. Para entender a competição entre os efeitos prejudiciais e benéficos do jateamento com granalha, foi buscada uma condição de contorno que permitiria a neutralização total da rugosidade da superfície pela tensão de fechamento de trincas.

Em continuidade ao estudo, o fator de concentração de tensão (K_t), conforme proposto por LI et al (1992), equação (15), foi obtido para a condição de jateamento utilizando-se da escala R_z para a medição da rugosidade. O valor de pico a pico (S) foi considerado pela média de medição feita em imagens de micrografias da superfície de amostras jateadas realizadas pelo uso de MEV.

A medição das distâncias entre os picos gerados pelo jateamento apresentou como média o valor de $S=269,86 \mu\text{m}$ com desvio padrão de $32,1 \mu\text{m}$. o valor de R_z considerado foi $28,88 \mu\text{m}$ (Tabela 38), desta forma o valor obtido para o fator de concentração de tensão foi $K_t = 1,22$. A figura 92 apresenta a imagem da superfície do CP nº 46, jateado, obtida por meio de MEV, com a identificação de algumas das medidas das distâncias entre as endentações consideradas.

BENEDETTI et al (2015) estudaram a resistência à fadiga simples em ciclos altos (ordem de 10.000 ciclos) e muito muitos altos (ordem 1.000.000 de ciclos) devido ao jateamento em ligas de alumínio de alta resistência, no caso a liga AA7075. Foram realizados três processos de jateamento, o primeiro com granalhas cerâmicas com diâmetros entre 150 e 200 μm , obtendo rugosidade superficial R_z igual a 100 μm . O segundo com granalhas cerâmicas com diâmetro entre 63 e 125 μm , obtendo rugosidade superficial R_z igual a 7,12 μm e o terceiro com esferas de vidro com diâmetros de entre 150 e 200 μm , obtendo rugosidade superficial R_z igual a 7,56 μm . Os resultados para o K_t foram respectivamente 1,22, 1,11 e 1,14. Após o jateamento foi realizado um acabamento por esmeralhamento suave para minimizar o efeito da rugosidade, eliminando microtrincas na superfície geradas pelo jateamento. Concluem os autores que o efeito exercido pelo

jateamento é uma interação complicada entre tensões residuais e rugosidade superficial, impactando muito no mecanismo de iniciação de trincas por fadiga e sua propagação precoce. Em particular, no regime de altos ciclos, o início da trinca que leva à falha final ocorre nas camadas subsuperficiais e pode ser promovido pela presença de trincas superficiais não-propagadas. Os valores encontrados para o primeiro caso acima, alinham-se com os obtidos neste estudo com a liga AA6082, embora mais dúctil e com menor resistência à fadiga foi jateada em condições mais agressivas, propiciando em alto ciclo a predominância do efeito deletério pelo aumento da rugosidade, promovendo, inclusive, a inversão das curvas (S-N) entre as condições jateadas e não jateadas (gráficos 8 e 11).

Figura 92: Imagem da superfície do CP 46 jateado obtida por MEV.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

As figuras 93 e 94 apresentam a imagem da curva gerada pelo rugosímetro para a superfície analisada e seu correspondente relatório técnico com as medidas obtidas para as rugosidades nas escalas R_a , R_z e R_q obtidas para o CP 41, na região B2 e para o CP 33, na região B1.

Figura 93: Imagem da curva obtida pelo rugosímetro para a superfície do CP 41 (posição B2) e do relatório gerado com as medidas de rugosidade nas escalas R_a , R_z e R_q .

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

Figura 94: Imagem da curva obtida pelo rugosímetro para a superfície do CP 33 (posição B1) e do relatório gerado com as medidas de rugosidade R_a , R_z e R_q .

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

O gráfico 12 apresenta a curva de variação da rugosidade R_z referente aos lotes de CPs tratados termicamente na condição S2E2-5 jateados e não jateados.

Gráfico 12: Variação da rugosidade R_z nos lotes de CPs jateados e não jateados destinados aos ensaiados por fadiga.

Fonte: Elaborada pelo autor da tese.

5.12 Análise de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga

Nas figuras 95 a 100 são apresentadas as superfícies de fratura observadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) do corpo de prova nº 11 (CP11), não jateado, e ensaiado em fadiga com uma tensão relativamente alta (167,67 MPa) e que suportou baixo número de ciclos (135.400) até sua ruptura. A figura 95 apresenta uma visão geral da fratura onde observam-se as regiões de nucleação de trincas, propagação e ruptura por sobrecarga mecânica. Nas figuras 96 e 97 são apresentados detalhes da borda da superfície de fratura onde pode-se observar várias trincas nucleadas que se propagam em planos diferentes (degraus). Nas figuras 98 e 99 são apresentadas regiões de propagação das trincas com presença de estrias e de cisalhamento a 45° em zig zag. Ainda, na figura 98 são observadas também pequenas microcavidades distribuídas ao longo de toda a região. Alvéolos maiores de rasgamento (tear dimples) são observados na região final da fratura por sobrecarga mecânica, conforme mostrado na figura 100.

Figura 95: Imagem geral da superfície de fratura do CP 11, onde observam-se as regiões de nucleação e propagação de trincas e a de ruptura por sobrecarga mecânica. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,67 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 96: Imagem da borda da superfície de fratura do CP 11, com a indicação de trincas nucleadas e degraus de propagação. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,76 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 97: Imagem, em detalhe, da borda da superfície de fratura do CP 11, com a indicação de trincas nucleadas e degraus de propagação. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,76 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Imagem obtida por MEV pelo autor da tese.

Figura 98: Imagem da região de propagação de trincas do CP 11, com presença de estrias e de cisalhamento a 45° em zig zag e de pequenas microcavidades distribuídas na superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,76 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 99: Imagem, em detalhe, da região de propagação de trincas do CP 11, com presença de estrias e de cisalhamento à 45° em zig zag, na superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,67 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 100: Imagem da região final da fratura do CP 11, com a indicação de alvéolos maiores de rasgamento (tear dimples) devido a sobrecarga mecânica. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 167,67 MPa e vida de 135.400 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Nas figuras 101 a 106 são apresentadas as superfícies de fratura observadas por microscopia eletrônica de varredura do CP 26 ensaiado em fadiga com um valor de tensão e número de ciclos intermediários, sendo a tensão fletora igual a 122,83 MPa e 1.422.600 ciclos suportados até a ruptura.

A figura 101 mostra uma visão geral da fratura do CP 26 onde observa-se regiões de nucleação e de propagação de trincas, com a presença de estrias, e a de ruptura por sobrecarga mecânica.

Na figura 102 observa-se detalhes da borda da superfície de fratura e nota-se uma região com marcas de catraca. O plano de início da trinca é aproximadamente ortogonal ao eixo do corpo de prova sob tensão, com crescimento perpendicular à carga de tração aplicada. Na sequência, caminhando em direção ao centro da superfície de fratura do CP, observa-se uma região de propagação de trincas com presença de estrias de deformação dentro de grãos alongados, também observado em outros trabalhos (NASCIMENTO, 2015), como mostrado na figura 103.

Um detalhe dessas estrias pode ser observado na figura 104. Ciclos de fadiga estão associados à presença de estrias e o espaçamento entre elas relaciona-se com a velocidade de propagação de trinca, sendo que o espaçamento menor implica em menor taxa de propagação de trinca.

Na figura 105 observa-se a região da superfície de fratura da interface entre a propagação de trincas com presença de estrias e a ruptura por sobrecarga mecânica com presença de alvéolos.

Em um detalhe da região final de ruptura, apresentado na figura 106, podem ser notados alvéolos de rasgamento (*tear dimples*) grandes e rasos; a presença de alvéolos pequenos dentro de maiores; e a presença de precipitados de Mg_2Si no interior destes.

Figura 101: Imagem geral da superfície de fratura do CP 26, onde observa-se a nucleação e propagação das trincas, com presença de estrias, e ruptura por sobrecarga mecânica. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 102: Imagem do detalhe da borda da superfície de fratura do CP 26, onde nota-se uma região com marcas de catraca CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 103: Região de propagação de trincas do CP 26, com presença de estrias de deformação dentro de grãos alongados da superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 104: Imagem do detalhe da região de propagação de trincas do CP 26, com a presença de estrias de deformação dentro de grãos alongados na superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 105: Imagem da região da superfície de fratura do CP 26, onde observa-se a interface entre a propagação de trincas, com a presença de estrias, e a ruptura por sobrecarga mecânica, com a presença de alvéolos. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 106: Imagem, em detalhe, da região final de ruptura da superfície de fratura do CP 26, onde podem ser notados alvéolos de rasgamento (*tear dimples*) grandes e rasos; a presença de alvéolos pequenos dentro de maiores; e a presença de precipitados de Mg_2Si no interior destes. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 122,83 MPa e vida de 1.422.600 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Nas figuras 107 a 111 são apresentadas as superfícies de fratura observadas por microscopia eletrônica de varredura do CP 33, ensaiado em fadiga com um valor de tensão de 128,68 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. A figura 107 mostra uma visão geral da fratura onde se observa regiões de nucleação e propagação das trincas, com presença de pequenas estrias muito amassadas, e ruptura por sobrecarga mecânica. Na figura 108 observam-se detalhes da borda da superfície de fratura onde nota-se uma região de nucleação de trinca e o início do aparecimento de estrias. Em sequência, caminhando em sentido ao centro da superfície de fratura do CP, observa-se uma região, representada na figura 109, com a presença de pequenas estrias de deformação e nota-se que a região final de fratura é bem menor que as vistas nos ensaios em que os CP apresentaram vida menor. Um detalhe da região com estrias é mostrado na figura 110. Também, um detalhe da região final de ruptura mostrando alvéolos de rasgamento (tear dimples) com características similares à observadas na região final da fratura do corpo de prova ensaiado em tensões intermediárias (CP 26, figura 106) é mostrado na figura 111. Observa-se, ainda, nesta figura a presença de precipitados de Mg_2Si no interior dos alvéolos.

Figura 107: Imagem geral da superfície de fratura do CP 33, onde se observam regiões de nucleação e propagação das trincas, com presença de pequenas estrias muito amassadas, e ruptura por sobrecarga mecânica. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 108: Imagem com detalhes da borda da superfície de fratura do CP 33, onde se observa uma região de nucleação de trinca e o início do aparecimento de estrias. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 109: Imagem da interface entre a região de propagação de trincas do CP 33, com a presença de pequenas estrias de deformação e a região final de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 110: Imagem, em detalhe, da região com estrias do CP 33, apresentando a presença de pequenas estrias de deformação muito amassadas da superfície de fratura. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por MEV.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

Figura 111: Imagem da região final de ruptura do CP 33, mostrando alvéolos de rasgamento (tear dimples) e a presença de precipitados de Mg_2Si no interior dos alvéolos. CP não jateado e ensaiado em fadiga com tensão de 98,94 MPa e vida de 8.341.700 ciclos. Imagem obtida por microscópio MEV - JEOL JSM 6510.

Fonte: Elaborado pelo autor da tese.

6. CONCLUSÕES

Este trabalho estudou os efeitos do jateamento com granalha de aço na tensão residual e no comportamento mecânico em fadiga da liga AA6082. Os parâmetros investigados foram o tipo de granalha, a velocidade do fluxo e o tempo de exposição. Amostras da liga foram solubilizadas e envelhecidas artificialmente em diversas condições com medidas as durezas resultantes. Também foi realizada uma caracterização micrográfica da liga, realizados ensaios de tração e de fadiga para a obtenção de propriedades mecânicas e curvas (S-N) foram levantadas comparando-se o comportamento de amostra jateadas e não jateadas. As superfícies de fratura de amostras ensaiadas por fadiga foram analisadas por MEV e obtidas as seguintes conclusões no decorrer do estudo:

- O tratamento térmico de solubilização a 560°C, por 30 minutos, com resfriamento em água, seguido de envelhecimento a 185°C por 5 h com resfriamento ao ar (S2E2-5) foi a condição que apresentou o maior valor de dureza (88,8 HRB) para a liga AA6082 extrudada.
- A tensão residual medida na amostra como recebida (A1) foi compressiva e o tratamento térmico realizado na amostra A2 (S2E2-5) propiciou um aumento de 60,11% em seu valor, elevando a tensão residual de -41,61 MPa para -66,62 MPa.
- Os jateamento J2, J3, J4, J5 e J6 promoveram um aumento da tensão residual compressiva na superfície das amostras em todas as condições de processamento, independente da varredura utilizada para a medição.
- Os valores da tensão residual compressiva obtidos por DRX e medidos na superfície das amostras, quando realizado com varredura longitudinal sempre foram maiores que os registrados com varredura transversal, para as mesmas condições de jateamento.
- A análise micrográfica da liga AA6082 extrudada constatou a existência de uma camada superficial bem fina com granulometria fina, seguida de uma camada subsuperficial com espessura entre 3 a 5 mm composta de grãos grosseiros, e na região central a existência de grãos finos e alongados na direção de extrusão.
- Na região central o perfil extrudado apresentou uma forte orientação cristalográfica ou acentuada textura para o plano (111), paralelo à seção transversal e com os planos (200) e

(220) orientados preferencialmente em paralelo ou na direção longitudinal à extrusão e perpendiculares ao plano (111).

- A análise das figuras de pólo mostrou que a distribuição do plano (311) é anelar, com pequena variação de sua intensidade e simetria radial. A distribuição do plano (220), também, é anelar com simetria radial e apresenta grande concentração para α próximo de 35°. Também pode ser constatado a presença do plano (200) no plano paralelo à seção transversal da amostra distribuindo-se com simetria radial e em menor intensidade em relação a direção de extrusão da barra. Estes fatos geram evidências claras que a microestrutura da liga AA6082 extrudada apresenta grãos colunares com direção [111] em maior intensidade e direção [200] em menor intensidade e com simetria radial em relação a direção de extrusão da barra.
- A presença da granulometria grosseira comprometeu o uso da técnica de difração de raios X para a medição da tensão residual, particularmente quanto ao levantamento da curva em profundidade.
- O uso da granalha S170H (J4) promoveu aumento no valor da tensão residual em relação ao uso da granalha S170PEE (J2), com ganho percentual entre 51,01% para a amostra 1 e 81,07% para a amostra 2. Considerando que a granalha S170H apresenta diâmetro médio na ordem de 0,31mm, enquanto que a S170PEE na ordem de 0,42 mm, constata-se que as granalhas menores nas mesmas condições de fluxo tendem a promover tensões residuais compressivas superficiais com maior intensidade.
- Observa-se que o uso da granalha S170H (J4) promoveu aumento no valor da tensão residual em relação ao uso da granalha S110H (J3), com ganho percentual entre 25,52% para a amostra 1 e 136,34% para a amostra 4. Neste caso, ambas as granalhas apresentam diâmetros médios da mesma ordem, mas diferem quanto a sua dureza, sendo seus valores entre 40 a 51HRC para a S110H e 57 HRC (para 90% do lote).
- O perfil de tensão residual mostrou um aumento com a profundidade, mas só foi possível obter medidas até a profundidade de 86 μ m em decorrência do tamanho de grão extremamente grande na região subsuperficial do perfil.
- Os CPs solubilizados e envelhecidos apresentaram, em média, 22,12 % de ganho no valor da tensão normal máxima ($\sigma_{\max}$); 55,25 % de redução no alongamento longitudinal máximo ($\epsilon_{\max}$) e, um aumento de 109,79% no valor da tensão de escoamento equivalente ($\sigma_{e0,2\%}$) em relação aos solubilizados.

- Constata-se que as curvas S-N apresentaram aspectos típicos obtidos para materiais não ferrosos e que o aumento da tensão residual em compressão, decorrente do jateamento com granalha de aço, não elevou significativamente as propriedades em fadiga da liga AA6082. O comportamento das curvas S-N obtidas mostra claramente que para tensões fletoras entre 115 MPa e 120 MPa os CPs que foram só tratados termicamente passaram a apresentar vidas mais longas que os jateados. Tal comportamento pode ser atribuído ao fato que as tensões residuais ganhas no processo de jateamento foram insuficientes para compensar o efeito deletério provocado pelo aumento considerável da rugosidade gerada pelo impacto das granalhas em sua superfície
- Constata-se que o jateamento promoveu um aumento na rugosidade média (R_z) dos CPs em 631%, alterando seu valor médio de 3,95 μm (lote não jateado) para 28,88 μm (lote jateado). Houve, também, aumento significativo do valor do desvio padrão correspondente a rugosidade de cada lote, de 1,22 μm (lote não jateado) para 3,21 μm (lote jateado), indicando que o jateamento também aumentou significativamente a variabilidade da rugosidade, tornando a superfície dos CPS mais propensos a iniciar o aparecimento de micro trincas durante o ensaio de fadiga.
- O jateamento promoveu um aumento de 80 % no valor médio da excentricidade na seção transversal nos CPs submetidos ao processo (média = 0,18 mm) em comparação aos CPs não jateados (média = 0,10 mm); assim como promoveu maior dispersão dos valores medidos, elevando o desvio padrão do lote jateado para 0,10 mm, enquanto que o desvio padrão do lote não jateado foi de 0,05 mm.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABAL, A; Guia técnico do alumínio: extrusão: vol. 1 – 3ª ed. – São Paulo: Associação Brasileira do Alumínio, 2005.
- ABAL, B; Guia técnico do alumínio: Tratamento Térmico: vol. 6 – 3ª ed. – São Paulo : Associação Brasileira do Alumínio, 2005.
- ALMEN, J. O., BLACK, P. H., Residual Stresses and Fatigue in Metals. New York, MacGraw Hill, *Book Company*, 1963.
- AMORIM, C. E. S., Análise dos Recobrimentos Anticorrosivos Aplicados Sobre um Aço Aeronáutico de Alta Resistência no Comportamento em Fadiga. Tese, FEG/UNESP, 2003.
- ARANHA, S. B. A; ANDRADE, E. F.; KATAYOSE, E; MACHADO, K. C; GONÇALVES, M.; Design of an Aluminum Truck Body mounted on chassis for dry cargo, *SAE International*, v.36, p. 399, 2013.
- ASM HANDBOOK; Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals. *The Ninth Edition of Metals Handbook*, v. 2, 1991.
- ASM - Metals Handbook Desk Edition – Mechanical Testing, 2 ed., *American Society for Metals*, E.U.A., 1998.
- ASTM E1150, Definitions of terms relating to fatigue, *ASTM International*, West Conshohocken, PA, p. 22, 1993.
- AZZAM, D.; MENZEMERA, C. C.; SRIVATSANB, T. S.; The fracture behavior of an Al-Mg-Si alloy during cyclic fatigue, *Materials Science and Engineering A*, v.527, p. 5341–5345, 2010.
- BARRIOS, D. B.; CALLE, M. A. G.; ANGELO, E.; GONÇALVES, E.; ANDRADE, A. H. P., O Processo de Jateamento como Via para Melhorar a Resistência à Fadiga e à Corrosão de Juntas Soldadas: uma Revisão, *Soldagem Insp.*, v. 12, Nº. 1, Jan/Mar 2007.
- BENEDETTI, M.; FONTANARI, V.; SCARDI, P.; RICARDO, C. L. A.; BANDINI, M.; Reverse bending fatigue of shot peened 7075-T651 aluminum alloy: The role of residual stress relaxation, *International Journal of Fatigue*, v.31, p. 1225–1236, 2009.
- BENEDETTI, M.; FONTANARI, V.; BANDINI, M.; SAVIO, E.; High- and very high-cycle plain fatigue resistance of shot peened high-strength aluminum alloys: The role of surface morphology, *International Journal of Fatigue*, v. 70, p. 451–462, 2015.
- BERETTA, S.; MURAKAMI. Y.; Statistical analysis of defects for fatigue strength prediction and quality control of materials. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.21, p.1049-1065, 1998.
- BORREGO, L. P.; FERREIRA, J. M.; COSTA, J. M., Fatigue crack growth and crack closure in an Al-Mg-Si alloy *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.24, p. 255– 265, 2001.
- BOTTARO, M.; Estudo do envelhecimento de um tubo de raios x por métodos não evasivos. Dissertação, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2007.
- BRAY, G. H.; GLAZOV, M.; RIOJA, R. J.; LI, D.; GANGLOFF, R. P.; Effect of artificial aging on the fatigue crack propagation resistance of 2000 series aluminum alloys, *International Journal of Fatigue*, v.23, p.265–276, 2001.

- CALLE, G., Análise Numérico-Computacional das Tensões Residuais Induzidas pelo Jateamento com Granalha, Escola Politécnica Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G.; Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda. 9ª edição, 2016.
- CAMARGO, J. A. M., Propagação de Trinca por Fadiga na Liga de Alumínio 7475-T761 Submetida a Carregamento de Amplitude Constante e Variável; Dissertação de Mestrado, FEG/UNESP, Guaratinguetá, 1995.
- CAMARGO, J. A. M.; A influência do shot peening e das anodizações crômica, sulfúrica e dura sobre a resistência à fadiga da liga Al 7050 – T 7451 de uso aeronáutico. 2007. 213f. Tese, Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, UNESP.
- CAMPOS, P. P.; A influência da espessura da camada produzida por anodização Crômica (CrO_3) na vida em fadiga por flexão rotativa, em uma liga de alumínio 7050 T7451, Dissertação, UNESP/FEG, Guaratinguetá, 2000.
- CARVALHO, A. L. M.; Efeito das Tensões Residuais na Fratura e Resistência à Fadiga da Liga de Alumínio 7050 T7451; Tese, FAENQUIL/DEMAR, Lorena, 2004.
- CARVALHO, A. L. M.; VOORWALD, H. J. C.; The surface treatment influence on the fatigue crack propagation of Al7050-T7451 alloy, *Materials Science and Engineering A*, v.505, p. 31–40, 2009.
- CULLTY, B. D.; STOCK, S. R.; Elements of X - Ray Diffraction, Third Edition, *Addison-Wesley Publishing Company, Inc*, p. 72, 2001.
- CURTIS, S.; RIOS, E. R.; RODOPOULOS, C. A.; LEVERS, A.; Analysis of the effects of controlled shot peening on fatigue damage of high strength aluminium alloys, *International Journal of Fatigue*, v. 25, p. 59–66, 2003.
- DIEPART, C. P.; Modeling of shot peening residual stresses - practical applications. *Materials Science Forum*, Suíça, v. 163-165, p. 457-464, 1994.
- DIETER, G. E.; Mechanical Metallurgy (SI metric edition), *McGraw Hill Book Co.* 3 ed., 1988.
- DOWLING, N. E.; Mechanical Behavior of Materials - Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue”, *Prentice Hall*, E.U.A., 1999.
- FATHALLAH, R., SIDHOM, H., BRAHAM, C.; CASTEX, L.; Effect of surface properties on high cycle fatigue behaviour of shot peened ductile steel. *Materials Science Technology*, v.19 (8), p. 1050-1056, 2003.
- FATHALLAH, R.; LAAMOURI, A.; SIDHOM, H., BRAHAM, C; High cycle fatigue behavior prediction of shot-peened parts. *International Materials Science Journal of Fatigue*, v. 26 (10), p. 1053-1067, 2004.
- FONSECA, M. P. C.; Evolução do estado de tensões residuais em juntas soldadas de tabulação durante ciclos de fadiga. 2000. 114 f. Tese, COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2000.
- FURU, T.; VATNE, H. E., Texture evolution during extrusion of flat AA6060 and AA6082 aluminium profiles. *Forum* v. 273-275, p. 403-410, 1998.
- GAO, Y. K.; XU, X. R.; Experimental investigation and fatigue life prediction for 7475-T7351 aluminum alloy with and without shot peening-induced residual stresses, *Acta Materialia*, v. 59, p. 3737–3747, 2011.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A.; Ensaios de Materiais, LTC - *Livros Técnicos e Científicos Editora S.A.*, 2000.

GARIÉPY, A.; BRIDIER, F.; HOSEINI, M.; BOCHER, P.; PERRON, C.; LÉVESQUE, M.; Experimental and numerical investigation of material heterogeneity in shot peened aluminium alloy AA2024-T351, *Surface & Coatings Technology*, v. 219, p. 15–30, 2013.

GUAGLIANO, M., VERGANI, L., An approach for prediction of fatigue strength of shot peened components. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 71, p. 501-512, 2004.

GUROVA, T. T.; TEODÓSIO, J. R.; REBELLO, J. M. A., MONIN, V., Study of the residual stress state during plastic deformation under uniaxial tension in a 5,0 Cr and 0,5 Mo steel, *Scripta Materiali*; v. 36 (9), p. 1031-1035, 1997.

GUROVA, T.; QUARANTA, F.; ESTEFEN, S.; Monitoramento do estado das tensões residuais durante a fabricação de navios. In: *21 Congresso Nacional de Transportes Marítimos, Construção Naval e Offshore*, R J, 2006, p.1-9, 2006.

HUDA, Z.; ZAHARINIE, T.; Kinetics of grain growth in 2024T3: An aerospace aluminum alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, v.478, p 128–132, 2009.

IKK do Brasil / W Abrasives Ltda., Catálogo Técnico 2016.

JAMES, M. R.; LU, J.; Handbook of measurement of residual stresses; *Society for Experimental Mechanics*; Fairmont Press; cap. 1; dez. 1996.

JOHNS, H.E.; The physics of radiology, 4^a ed. *Charles C. Thomas Publisher*. Springfield, IL, 1983.

JUIJERM, P.; ALTENBERGER, I.; SCHOLTES, B.; Fatigue and residual stress relaxation of deep rolled differently aged aluminium alloy AA6110, *Materials Science and Engineering A*, v. 426, p. 4–10. 2006.

JUIJERM, P.; ALTENBERGER, I. (A); Effective boundary of deep-rolling treatment and its correlation with residual stress stability of Al–Mg–Mn and Al–Mg–Si–Cu alloys, *Scripta Materialia*, v.56, p. 745–748, 2007.

JUIJERM, P. ALTENBERGER, I. (B); Effect of high-temperature deep rolling on cyclic deformation behavior of solution-heat-treated Al–Mg–Si–Cu alloy, *Scripta Materialia*, v.56, p. 285–288, 2007.

JUIJERM, P.; ALTENBERGER, I.; SCHOLTES, B, (C); Influence of ageing on cyclic deformation behavior and residual stress relaxation of deep rolled as-quenched aluminium alloy AA6110, *International Journal of Fatigue*, v.29, p. 1374–1382, 2007.

KAÇAR, H.; ATIK, E.; MERİÇ. C.; The effect of precipitation-hardening conditions on wear behaviours at 2024 aluminium wrought alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, v.142, p.762–766, 2003.

KAMP, N; GAO, N.; STARINK, M.J; SINCLAIR, I.; Influence of grain structure and slip planarity on fatigue crack growth in low alloying artificially aged 2xxx aluminium alloys, *International Journal of Fatigue*, v.29, p. 869–878, 2007.

KAYANAC, C.; ANKARA, A.; BAKER, T. J.; Effects of short cracks on fatigue life calculations. *International Journal of Fatigue*, v.18, p.25-31, 1996.

KHAIRALLAH, S. J.; Analysis of the Effects of Aggressive Shot Peening on Fatigue Life of 7075 – T6 Aluminum Alloy, *Al-Khwarizmi Engineering Journal*, v. 8, p. 90- 95, 2012.

- KHAN, S.; VYSHNEVSKYY, A.; MOSLER, J.; Low cycle lifetime assessment of Al2024 alloy, *International Journal of Fatigue*, v.32, p. 1270–1277, 2010.
- LI, J.K.; YAO, M.; WANG, D.; WANG, R.; An analysis of stress concentrations caused by shot peening and its application in predicting fatigue strength. *Fatigue Fracture Engineering Materials Structure*. V.15, p. 1271, 1992.
- LUONG, H.; HILL, M. R.; The effects of laser peening and shot peening on high cycle fatigue in 7050-T7451 aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A*, v.527, p. 699-707, 2010.
- MANN, T.; HARKEGARD, G.; STARK, K.; Short fatigue crack growth in aluminium alloy 6082-T6, *International Journal of Fatigue*, v. 29(2007) p.1820-1826.
- MERATI, A.; A study of nucleation and fatigue behavior of an aerospace aluminum alloy 2024-T3, *International Journal of Fatigue*, v.27, p. 33–44, 2005.
- MIC; Shot peening applications. *Metal Improvement Company* – 9^a ed., 62p., 2006.
- MOHAMED, A.; EL-MADHOUN, Y.; BASSIM, M. N.; The effect of tempering on low cycle fatigue behavior of Al-2024, *Journal of Materials Processing Technology*, v. (162–163) p. 362–366, 2005.
- MURAKAMI, Y.; KODAMA, S.; KONUMA, S.; Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions. *International Journal of Fatigue*, v.11, n.5, p. 291-499, 1989.
- NAKAI, M.; ETO, T.; New aspects of development of high strength aluminum alloys for aerospace applications, *Materials Science and Engineering A*, v.285, p. 62–68, 2000.
- NANNINGA, N. E.; High cycle fatigue of AA6082 and AA6063 aluminum, Dissertation, Michigan Technological University, 2008.
- NASCIMENTO, M. P.; TORRES, M. A. S.; VOORWALD, H. J. C.; Microtrincas em cromo duro: efeitos nas resistências à fadiga e corrosão do aço de uso aeronáutico – ABNT 4340. In: *IV CONGRESSO IBEROAMERICANO DE INGENIERIA MECANICA – CIDIM 99*, 1999, Santiago. Anais... Chile: Universidade de Santiago de Chile, v.1, p. 1-7, 1999.
- NASCIMENTO, D. F. L.; Estudo do comportamento em fadiga de baixo ciclo e fadiga sob cargas multiaxiais, Tese, Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo, 2015.
- NORTON, R. L.; Machine design - an integrated approach, *Prentice-Hal*, cap. 6, 2000.
- OGURI, K.; Fatigue life enhancement of aluminum alloy for aircraft by Fine Particle Shot Peening (FPSP), *Journal of Materials Processing Technology*, v. 211, p. 1395-1399, 2011.
- OLIVEIRA, R. R.; Avaliação da tensão residual em alumínio 7050 conformado pelo processo de peen forming, Dissertação, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2011.
- PEDERSEN, K. O.; LADEMO, O.G.; BERSTAD, T.; FURU, T.; HOPPERSTAD, O. S.; Influence of texture and grain structure on strain localisation and formability for AlMgSi alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 200 (1-3), p. 77-93, 2008.

- PERINI, R.; 2008 O uso da difração de raios X para determinação da tensão residual induzida pelo processo de roleteamento em uma camisa de cilindro de motor diesel. Dissertação, IPEN/USP, 2008.
- REIS, D. A. P.; COUTO, A. A.; DOMINGUES JR, N. I.; HIRSCHMANN, A. C. O.; ZEPKA, S; MOURA NETO, C.; Effect of Artificial Aging on the Mechanical Properties of an Aerospace Aluminum Alloy 2024, *Defect and Diffusion Forum*, v. 326-328, p. 193-198, 2012.
- RIGAKU, Residual stress data process program 2 (ver.2.0) d/max-2000 instruction manual, *Rigaku Corporation*, 10ª ed., 2006.
- RIOS, E. R.; TRULL, M., LEVERS, A.; Modelling fatigue crack growth in shot-peened components of Al 2024-T351. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 23, p. 709-716, 2000.
- ROLFE, S. T.; BARSON, J. M.; Fracture and Fatigue Control in Structures - Applications of Fracture Mechanics, Prentice- Hall, Inc., *Englewood Cliffs*, New Jersey, 1977.
- SANKARAN, K. K.; PEREZ, R.; JATA, K. V.; Effects of pitting corrosion on the fatigue behavior of aluminum alloy 7075-T6: modeling and experimental studies, *Materials Science and Engineering A*, v. 297, p. 223–229, 2001.
- SCHULZE, V. Modern mechanical surface treatment: states, stability, effects: *Weinheim: Wiley-VCH*, 2006, cap. 1-3.
- SCHÜTZ, W. A history of fatigue. *Engineering Fracture Mechanics* Vol.54, No. 2, p. 263-300, 1996.
- SHIH, T. S.; CHUNG, Q. Y.; Fatigue of as-extruded 7005 aluminum alloy; *Materials Science and Engineering A*, v. 348, p. 333-344, 2003.
- SONG, P. S., WEN, C. C., Crack closure and crack growth behavior in shot peened fatigued specimen.. v. 63, p. 295 *Engineering Fracture Mechanics* -304, 1999.
- SOUZA, S. A. Ensaios mecânicos de materiais metálicos fundamentos teóricos e práticos, *Ed. Blucher*, 5ª ed., São Paulo, 1982, cap. 8, ensaio de fadiga.
- SRIRAM, T. S.; FINE, M. E.; CHUNG, Y. W.; *Scripta Materiali.*, v.24, p. 279, 1990.
- SRIVATSAN, T. S.; ANAND, S; SRIRAM, S.; VASUDEVAN, V. K.; The high-cycle fatigue and fracture behavior of aluminum alloy 7055, *Materials Science and Engineering A*, v. 281, p. 292–304, 2000.
- SURISH, S.; Fatigue of Metals, 2 Ed., *Cambridge University Press*, Inglaterra, 1998.
- TAKAHASHI, Y.; SHIKAMA, T.; YOSHIHARA, S.; AIURA T.; NOGUCHI, H.; Study on dominant mechanism of high-cycle fatigue life in 6061-T6 aluminum alloy through microanalyses o microstructurally small cracks, *Acta Materialia*, v. 60, p. 2554–2567, 2012.
- TORRES, M. A. S.; VOORWALD, H. J. C.; An evaluation of shot peening, residual stresses and relaxation on the fatigue life, *International Journal of Fatigue*, v. 24, p. 866-877, 2002.
- TRDAN, U.; GRUM, J.; Evaluation of corrosion resistance of AA6082-T651 aluminium alloy after laser shock peening by means of cyclic polarisation and EIS methods, *Corrosion Science*, v. 59, p. 324–333, 2012.

WANG, S.; YAO, M.; WANG, R.; Fatigue limits of shot peened metals. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 73, p. 57-63, 1998.

WANG, Q. Y.; Subsurface crack initiation due to ultra-high cycle fatigue. In: EUROMAT, 2000, Tours. *Anais: Elsevier*, v.2, p. 1183-1188, 2000.

WEIBULL, W.; Fatigue testing and analysis of results. Bockamollan Brösarps Station Sweden, 1961, cap. II seção 20, *Fatigue Testing Methods*, cap. VIII seção 80, presentation of results.

WULPI, D. J.; Understanding how components fail, *ASM American Society for Metal*, cap. 7, Ohio, USA, 1985.

ZAROOG, O.S.; ALI, A.; SAHARI, B .B.; ZAHARI R.; Modeling of residual stress relaxation of fatigue in 2024-T351 aluminium alloy, *International Journal of Fatigue*, v.33, p. 279–285, 2011.