

**MINISTÉRIO DA DEFESA  
EXÉRCITO BRASILEIRO  
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA  
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE  
MATERIAIS**

**ISABELLA CRISTINA DA SILVA JORGE**

**EFEITO DO PROCESSO DE CORTE NA FALHA POR FADIGA DA LIGA AA  
5050C EM COMPARAÇÃO AA 5052**

**RIO DE JANEIRO  
2023**

ISABELLA CRISTINA DA SILVA JORGE

EFEITO DO PROCESSO DE CORTE NA FALHA POR FADIGA DA LIGA AA  
5050C EM COMPARAÇÃO AA 5052

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador(es): Talita Gama de Sousa, D.Sc.  
Andersan dos Santos Paula, D.Sc.

Rio de Janeiro  
2023

©2023

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmear ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Jorge, Isabella Cristina da Silva.

EFEITO DO PROCESSO DE CORTE NA FALHA POR FADIGA DA LIGA AA 5050C EM COMPARAÇÃO AA 5052 / Isabella Cristina da Silva Jorge. – Rio de Janeiro, 2023.

206 f.

Orientador(es): Talita Gama de Sousa e Andersan dos Santos Paula.

Tese (doutorado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência e Engenharia de Materiais, 2023.

1. Liga de Alumínio AA 5050C; Liga de Alumínio AA 5052; Corte por Jato d'água; Corte por Eletroerosão; Fadiga. i. de Sousa, Talita Gama (orient.) ii. Paula, Andersan dos Santos (orient.) iii. Título

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

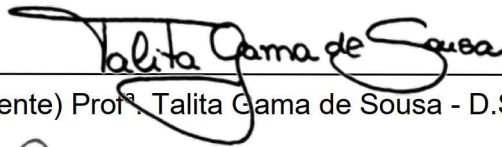
ISABELLA CRISTINA DA SILVA JORGE

**EFEITO DO PROCESSO DE CORTE NA FALHA POR FADIGA DA LIGA AA 5050C EM COMPARAÇÃO AA 5052**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Ciências em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientadores: Prof<sup>ª</sup> Talita Gama de Sousa e Prof<sup>ª</sup>. Andersan dos Santos Paula

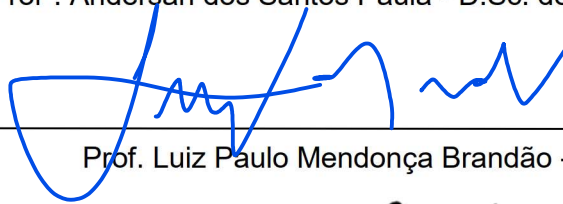
Aprovada em 19 de dezembro de 2023 pela seguinte Banca Examinadora:



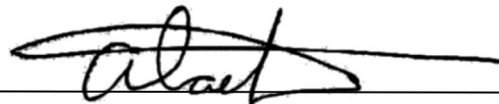
(Presidente) Prof<sup>ª</sup>. Talita Gama de Sousa - D.Sc. do IME (Orientadora)



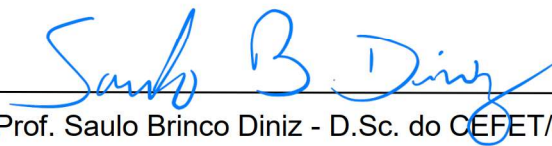
Prof<sup>ª</sup>. Andersan dos Santos Paula - D.Sc. do IME (Coorientadora)



Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão - D.Sc. do IME



Prof. Alaelson Vieira Gomes - D.Sc. do IME



Prof. Saulo Brinco Diniz - D.Sc. do CEFET/RJ

Documento assinado digitalmente

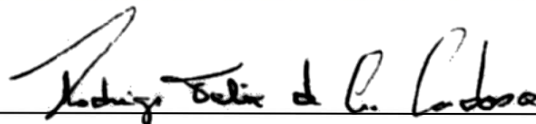


GLAUCIO SOARES DA FONSECA

Data: 15/02/2024 13:44:13-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Gláucio Soares da Fonseca - D.Sc. da UFF



Prof. Rodrigo Felix de Araujo Cardoso - D.Sc. da UERJ e do CBPF

Rio de Janeiro

2023

*Este trabalho é dedicado à meus pais, Ângela e Luiz Jorge  
e à meus irmãos, Rafael e César, por todo amor que  
nos une nesta e em outras vidas.*

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, por sua infinita misericórdia e amor.

Aos meus pais, Ângela Jorge e Luiz Jorge (in memoriam) por seu amor incondicional, ensinamentos e, principalmente, por nunca me deixarem desistir de meus objetivos, me apoiarem e carregarem no colo em cada etapa. Cada palavra, cada gesto, cada olhar de vocês foi fundamental para meu crescimento como pessoa, filha e profissional.

Aos meus irmãos Marcos Rafael (in memoriam) e Augusto César, por serem meus presentes de uma vida inteira. Obrigada por me protegerem, por seu amor, companheirismo e carinho e por me mostrarem o mundo sempre por uma nova perspectiva.

À meus tios, tias, primos e primas. No momento mais difícil da minha vida, fui acolhida, amada e cuidada por todos vocês. Obrigada!

À minha orientadora, Profa. Andersan dos Santos Paula (D.Sc.), por me mostrar o tipo de pesquisadora que quero ser. Por ter me guiado em todos os passos do desenvolvimento dessa tese, abdicando até de seus momentos de lazer para isso. Por me orientar, acalmar, aconselhar, trabalhar lado a lado no laboratório... enfim, por ser nossa “mãe acadêmica”. Sua orientação, amizade e humanidade foram imprescindíveis. Muito obrigada!

A minha orientadora Talita Gama de Sousa (D.Sc.), por sua orientação, amizade e aprendizado. Tenho muita alegria em poder fazer parte de sua vida acadêmica. Muito obrigada!

Ao querido professor Cel Júlio César Soares de Oliveira (in memoriam), que dispensou seu tempo para me ajudar nos cortes via jato d’água e em tudo que estivesse ao seu alcance.

À pesquisadora Noemi Raquel Checca (D.Sc.), por seu auxílio e dedicação para as caracterizações via MET, no CBPF.

Aos Professores Ladário da Silva (D.Sc.) e José Huguenin (D.Sc.), responsáveis pelo Laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais do Instituto de Ciências Exatas (ICEX/UFF), pela disponibilização do equipamento de Ultramicrodurômetro Instrumentado para análises das amostras em estudo.

Aos membros desta banca, Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão (D.Sc.), Prof. Alaelson Vieira Gomes (D.Sc.), Prof. Saulo Brinco Diniz (D.Sc.), Prof. Gláucio Soares da Fonseca (D.Sc.) e Prof. Rodrigo Felix de Araujo Cardoso (D.Sc.) pela participação e avaliação deste trabalho.

Aos Professores Marcelo Prado (D.Sc.) e Leila Cruz (D.Sc.) por seus conhecimentos

compartilhados e momentos de descontração vividos.

Ao Professor Carlos Nelson Elias por disponibilizar o acesso ao laboratório de ensaios mecânicos, particularmente ao uso das máquinas de fadiga.

À Natalia Barony, em função do estudo preliminar desenvolvimento mestrado que contribuiu em parte para dar início ao trabalho da tese e também na parceira na autoria dos artigos (aceito na RMCT e submetido a Matéria-UFRJ).

Ao Leonardo Francisco da Cruz, por sua paciência e suporte na realização dos ensaios mecânicos no LEM/IME.

À Karollyne Monsores por sua amizade, presteza e auxílio na análise dos dados de fadiga.

A todo corpo de professores do Programa de pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais do Instituto Militar de Engenharia, por seus ensinamentos.

Ao Ramon Diego e sua família, por sua compreensão, orações e carinho nesta etapa tão importante.

Ao Professor José Maria do Vale Quaresma (D.Sc.), por sua amizade e motivação.

Ao Gilmar, da Erodrath, por todo suporte na realização dos cortes por eletroerosão.

Às minhas queridas Raphaella Brito e Gabriela de Cássia, por nossa amizade e carinho.

Ao meu querido Eliezer da Luz por seu carinho e por se fazer sempre presente em minha vida, especialmente nos momentos finais desta tese.

Aos meus queridos Rodolfo Teixeira (Rodolfinho), Angelo Siqueira, Gabriel Onofre (Gabs), Danúbia Bordim, Náhrima Chambela, Naiara Le Senechal, Fábio Oliveira e Anderson Oliveira, por sua amizade, conhecimentos compartilhados e todo sufoco que passamos juntos nas etapas de disciplinas.

Às minhas queridas Monica Gurgel, Julianna Garcia e Thaissa Nunes, pelo desespero compartilhado no findar dos prazos, palavras amigas trocadas e conhecimento repartido.

Aos meus queridos amigos do nosso laboratório (família) DRX e do IME como um todo: Andrey, Ângelo, Gabriel, Mônica, Julianna Garcia, Thaissa, Rafael, Rodolfo, Bruna, Renato, Marina, Larissa, Raphael, Géssica, Suzane, Eustáquio, Juciane, Camila, Thiago, Yuri, Danilo, Juliana Diniz, Isaque, Suzana, Roberto, Ricardo, André, Pepes, Proença, Vanzan, Philipi, Aroldo, Clarisse e Iasmin. Obrigada por todo conhecimento compartilhado e momentos maravilhosos passados no DRX, na Metalografia, e no IME, em geral.

Ao Instituto Militar de Engenharia por abrir suas portas e dar oportunidade a alunos de todo Brasil.

À Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) por disponibilizar os materiais utilizados nesta tese.

À Capes/PROEX pela bolsa de doutorado e recursos de custeio para desenvolvimento da tese de doutorado.



*“If you’re lost you can look  
And you will find me, time after time  
If you fall I will catch you  
I’ll be waiting, time after time.”  
(Cindy Lauper)*

## RESUMO

A integridade da superfície é um dos principais critérios de seleção para manufatura de qualquer produto usinado. O processo de corte pode gerar alterações microestruturais que influenciem nas propriedades das regiões próximas à linha da sangria do corte e, conseqüentemente, no desempenho mecânico dos materiais. Atualmente, os chamados métodos de usinagem não convencionais são amplamente utilizados por promoverem vantagens competitivas à produção, tendo em vista que características microestruturais de um material podem afetar o comportamento mecânico deste, pelo resultado das condições de fabricação e dos processos de acabamento a que são submetidos. Dentre as diversas técnicas de usinagem não convencional, destacamos o corte por jato d'água abrasivo (*Abrasive Water Jet Machining - AWJM*), e o corte por Eletroerosão a fio (*Wired Electrical Discharge Machining - WEDM*). Assim, este estudo teve por objetivo avaliar o efeito do corte por jato d'água, candidato para uso em escala industrial, nos aspectos estruturais e sua influência no comportamento em fadiga das ligas AA 5052 e AA 5050C, fornecidas na forma de chapas finas pela Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), quando sujeito a esforços de fadiga por tração uniaxial. Foram utilizadas técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com uso dos detectores elétrons secundários (SE), elétrons retroespalhados (BSE) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD), como também o espectrômetro de Raios X por energia dispersiva (EDS), da microscopia eletrônica de transmissão (MET) com EDS e da difração de Raios X (DRX), e caracterização mecânica via ensaios de ultramicrodureza instrumentada. Os resultados obtidos destacaram as diferenças existentes entre as ligas AA 5050C e AA 5052 tanto em sua microestrutura recuperada, quanto em suas propriedades mecânicas, inicialmente advindas da composição química e das etapas iniciais de fabricação para obter o produto laminado a quente, em resposta aos processos de corte utilizados e, ainda quando submetidas a esforços de fadiga no produto final laminado a frio e recozido para alívio de tensões. Após caracterizações microestrutural/microtextural e mecânica, inferiu-se que as regiões imediatamente próximas ao corte foram levemente afetadas pelos processos de usinagem não convencionais utilizados do ponto de vista de propriedades mecânicas observadas, porém as modificações microestruturais e microtexturais foram mais significativas em função do tipo de corte adotado nas amostras avaliadas antes e após o ensaio de fadiga por tração uniaxial. Ou seja, o dano promovido pelo método de corte por jato d'água foi mais significativo que por eletroerosão a fio, resultando na redução em uma ordem de grau no número de ciclo em fadiga nas condições adotadas no estudo para se ter a ruptura dos corpos de prova. Porém o comportamento observado em fadiga não desqualifica o método de corte por jato d'água como meio de usinagem a ser adotado em processos de corte para fins industriais para as ligas em estudo.

**Palavras-chave:** Liga de Alumínio AA 5050C; Liga de Alumínio AA 5052; Corte por Jato d'água; Corte por Eletroerosão; Fadiga.

## ABSTRACT

Surface integrity is one of the main selection criteria for manufacturing any machined product. The cutting process can generate microstructural changes that influence the properties of regions close to the cutting bleed line and, consequently, the mechanical performance of the materials. Currently, the so-called unconventional machining methods are widely used as they promote competitive advantages in production, considering that the microstructural characteristics of a material can affect its mechanical behavior, because of the manufacturing conditions and finishing processes to which they are subjected. Among the various non-conventional machining techniques, we highlight abrasive water jet cutting (AWJM) and Wired Electrical Discharge Machining (WEDM). Thus, this study aimed to evaluate the effect of water jet cutting, a candidate for use on an industrial scale, on structural aspects and its influence on the fatigue behavior of AA 5052 and AA 5050C alloys, supplied in the form of thin sheets by Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), when subjected to uniaxial tensile fatigue efforts. Scanning electron microscopy (SEM) techniques were used using secondary electron (SE), backscattered electron (BSE) and electron backscattered diffraction (EBSD) detectors, as well as the energy dispersive X-ray spectrometer (EDS), transmission electron microscopy (TEM) with EDS and X-ray diffraction (XRD), and mechanical characterization via instrumented ultramicrohardness tests. The results obtained highlighted the differences between the AA 5050C and AA 5052 alloys, both in their recovered microstructure and in their mechanical properties, initially arising from the chemical composition and the initial manufacturing steps to obtain the hot rolled product, in response to the processes used and, even when subjected to fatigue stresses in the final product, cold rolled and annealed to relieve stress. After microstructural/microtextural and mechanical characterizations, it was inferred that the regions immediately close to the cut were slightly affected by the unconventional machining processes used from the point of view of observed mechanical properties, but the microstructural and microtextural changes were more significant depending on the type cutting adopted in the samples evaluated before and after the uniaxial tensile fatigue test. In other words, the damage caused by the water jet cutting method was more significant than that caused by wire electroerosion, resulting in an order of degree reduction in the number of fatigue cycles under the conditions adopted in the study to cause the samples to rupture. . However, the observed fatigue behavior does not disqualify the water jet cutting method as a machining method to be adopted in cutting processes for industrial purposes for the alloys under study.

**Keywords:** AA 5050C; AA 5052; Abrasive water jet; Wire EDM; Fatigue.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Comparativo de consumo de alumínio transformado no setor de Transportes no ano de 2019. . . . .	32
Figura 2 – Alumínio em revestimento, janelas, portas, porta-pacotes, piso e escadas, suportes e acabamentos em ônibus da empresa Marcopolo. . . . .	34
Figura 3 – Micrografias oriundas de análise no MET, em modo campo claro, da liga de alumínio AA 5052, após ensaio de fadiga com diferentes tensões (a) ensaiada a 100 MPa, $N > 10^7$ ; (b) ensaiada a 130 MPa, $N=282400$ ciclos; (c) ensaiada a 180 MPa, $N=44443$ ciclos. . . . .	39
Figura 4 – Diagrama de fases do sistema Al–Mg. . . . .	40
Figura 5 – O efeito do magnésio em propriedades mecânicas de ligas comerciais da série 5XXX. . . . .	42
Figura 6 – Micrografias da liga AA 5052 conformadas após produção a partir dos processos TRC (a) e DC (b) . . . . .	45
Figura 7 – Superfície de fratura por fadiga em alto ciclo da liga AA 5083. . . . .	49
Figura 8 – (a) Ilustração esquemática da estrutura e orientação do PSB para os planos cristalográficos significativos, direção do deslizamento e eixo de carregamento; (b) estrutura de discordâncias observada através de microscopia eletrônica de transmissão em superfície paralela ao plano (12 $\bar{1}$ ); (c) paralelo ao plano primário de deslizamento. . . . .	50
Figura 9 – Trinca nucleada pela presença de poros na microestrutura do ferro fundido. . . . .	51
Figura 10 – (a) Trinca nucleada pela presença de inclusão não metálica na microestrutura de uma liga 42CrMo <sub>4</sub> . (b) Detalhe da inclusão não metálica em maior aumento. . . . .	51
Figura 11 – Macrografia da fratura de um trilho de trem que falhou por fadiga. . . . .	53
Figura 12 – Ciclos de variação de tensão em fadiga. (a) Tensão alternada ou reversa; (b) tensão flutuante; (c) tensão irregular . . . . .	54
Figura 13 – Condições de carregamento e tensões aplicadas . . . . .	55
Figura 14 – Representação esquemática de curva S-N de materiais com limite de fadiga definido (assintoticamente nivelado) e para materiais que não apresentam um comportamento de resistência à fadiga com características continuamente decrescentes . . . . .	57
Figura 15 – Influência de tratamentos superficiais no limite de fadiga do aço . . . . .	58
Figura 16 – Distribuição de tensões. (a) Flexão de barra sem tensão residual. (b) Tensão residual na superfície após tratamento superficial. (c) Flexão de barra com tensão residual . . . . .	60
Figura 17 – Efeito da tensão média sobre a curva S-N . . . . .	62

Figura 18 – Laço de histerese para um material elasto-plástico em carregamento cíclico . . . . .	64
Figura 19 – Carregamento cíclico de um material. (a) sob controle de tensão; (b) sob controle de deformação. . . . .	65
Figura 20 – Curvas representando a amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ) versus número de ciclos até a falha. . . . .	66
Figura 21 – Microdureza após o ensaio de fadiga. (a) AA 5483 UFG; (b) AA 5483 CG. . . . .	67
Figura 22 – Imagens de MET da liga de alumínio AA5483 UFG: (a, b) antes do ensaio de fadiga e (c, d) após o ensaio de fadiga; liga AA 5483 CG após o ensaio de fadiga com $S_a=135$ MPa. . . . .	68
Figura 23 – Micrografia obtida com auxílio de MET, em modo campo claro, da liga de alumínio AA 5052 antes de passar pelos processos de conformação mecânica. . . . .	69
Figura 24 – Micrografias oriundas de análise no MET, em modo campo claro, da liga de alumínio AA 5052 (a) após deformação mecânica; (b) após deformação eletromagnética. . . . .	70
Figura 25 – (a) Desenho esquemático do aparelho de conformação eletromagnética, e (b) posição de extração e dimensionamento dos CP's em mm. . . . .	71
Figura 26 – Micrografias oriundas de análise no MET, em modo campo claro, da liga de alumínio AA 5052 (a) após deformação mecânica; (b) após deformação eletromagnética. . . . .	72
Figura 27 – Curvas Tensão x Deformação e S-N da liga AA 5052, original e abaulada. . . . .	72
Figura 28 – Rotas de processamento da CBA para as ligas AA 5052 e AA 5050C em estudo . . . . .	75
Figura 29 – Fluxograma das atividades desenvolvidas no presente trabalho. . . . .	77
Figura 30 – Corpo de prova utilizado nos ensaios de fadiga, unidades em mm, baseado na norma ASTM E606/E606M (1) . . . . .	78
Figura 31 – Máquina de fadiga servo hidráulica MTS Landmark, com capacidade de 35 kN . . . . .	79
Figura 32 – Máquina fadiga INSTRON, modelo 8874, com capacidade 25 kN . . . . .	80
Figura 33 – Localização, no plano da chapa dos CPs cortados via jato d'água e eletroerosão, das regiões (C1, M e C2) que foram analisadas via SE e EBSD/MEV. . . . .	82
Figura 34 – Representação esquemática e especificação do local da análise via SE e EBSD/MEV das fraturas nas regiões selecionadas (AD: área deformada; e AND: área não deformada). . . . .	83

Figura 35 – Desenho esquemático do indentador deformando a superfície da amostra e as respectivas áreas de contato ( $A_s$ ) e projeção ( $A_p$ ) associadas à profundidade de contato ( $h_c$ ) para uma força máxima ( $F_{máx}$ ) que resulta numa profundidade máxima ( $h_{máx}$ ) de indentação. . . . .	85
Figura 36 – Curva da carga aplicada versus profundidade de indentação sob condição de carga e descarga em ensaio de ultramicrodureza instrumentada. . .	86
Figura 37 – Representação esquemática da indentação formada pelo indentador Berkovich (adaptado de SHIMADZU <i>Instruction Manual</i> , 2009). . . . .	89
Figura 38 – Representação esquemática da indentação formada pelo indentador Vickers (adaptado de SHIMADZU <i>Instruction Manual</i> , 2009). . . . .	90
Figura 39 – Representação esquemática da distância aproximada da borda de corte da indentação decorrente do ensaio de ultramicrodureza instrumentada nas regiões C1 e C2 (conforme Figura 34) de análise no plano da chapa dos CP das ligas AA 5050C e AA 5052 cortados por jato d’água ou eletroerosão a fio.. . . .	91
Figura 40 – Micrografias obtidas com auxílio do detector de BSE no MEV da liga AA 5050C como recebida, com destaque dos detalhes dos constituintes microestruturais (precipitados ou inclusões – cinza claro) dispersos na matriz metálica (cinza escuro). . . . .	94
Figura 41 – Micrografia obtida com auxílio do detector de BSE no MEV da liga AA 5052 como recebida, com destaque dos detalhes dos constituintes microestruturais (precipitados ou inclusões – cinza claro) dispersos na matriz metálica (cinza escuro). . . . .	95
Figura 42 – Aspectos microestrutural e microtextural da liga AA 5050C como recebida a 1/2 espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala. . . . .	97
Figura 43 – Aspectos microestrutural e microtextural da liga AA 5050C como recebida 1/4 da espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala. . . . .	98

Figura 44 – Mapas de (a,c) orientação e de (b,d) misorientação da fase matriz da liga AA 5050C como recebida a 1/2 e 1/4 da espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 2500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4, com sua figura de polo inversa padrão e respectiva barra de escala para misorientação. . . . .	99
Figura 45 – Aspectos microestrutural e microtextural da liga AA 5052 como recebida a 1/2 espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala. . . . .	101
Figura 46 – Aspectos microestrutural e microtextural da liga AA 5052 como recebida a 1/4 de espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala . . . . .	102
Figura 47 – Mapas de (a,c) orientação e de (b,d) misorientação da fase matriz da liga AA 5052 como recebida a 1/2 e 1/4 da espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1250x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4, com sua figura de polo inversa padrão e respectiva barra de escala para misorientação . . . . .	103
Figura 48 – Micrografias da liga AA 5050C obtidas por MET em modo STEM de campo claro. Seta vermelha = grãos alongados. Seta preta = precipitados. Seta azul = emaranhados de discordâncias . . . . .	105
Figura 49 – (a) Micrografia obtidas por MET referente à microestrutura da amostra AA 5050C. Mapeamento via EDS: (b) Combinação dos elementos químicos Al, Mg, Fe, Cu, Mn, Si, Cr. Destaque a somente um dos elementos: (c) Al, (d) Mg, (e) Fe, (f) Cu, (g) Mn e (h) Si . . . . .	107
Figura 50 – Micrografias da liga AA 5052 obtidas por MET em modo STEM de campo claro. Seta vermelha = grãos alongados. Seta preta = precipitados. Seta azul = emaranhados de discordâncias . . . . .	108
Figura 51 – (a) Micrografia obtidas por MET referente à microestrutura da amostra AA 5052. Mapeamento via EDS: (b) Combinação dos elementos químicos Al, Mg, Fe, Cu, Mn, Si, Cr. Destaque a somente um dos elementos: (c) Al, (d) Mg, (e) Fe, (f) Cu, (g) Mn, (h) Si e (i) Cr. . . . .	111
Figura 52 – Difratoograma das ligas AA 5052 e AA 5050C em estudo com destaque aos planos de difração da fase CFC referente a matriz metálica. . . . .	115

Figura 53 – Morfologia da superfície resultante do corte a jato d’água para confecção dos corpos de prova da liga AA 5050C. Imagem obtida a partir da reconstrução do sinal do detector de elétrons secundários (SE) no MEV nos aumentos de 50x (a), 100x (b) e 300x (c). . . . .	117
Figura 54 – Morfologia da superfície resultante do corte a jato d’água para confecção dos corpos de prova da liga AA 5050C. Imagem obtida a partir da reconstrução do sinal do detector de elétrons secundários (SE) no MEV, após passarem por uma sequência de lixamento mecânico. Aumentos de 50x (a), 100x (b) e 300x (c). . . . .	119
Figura 55 – Morfologia da superfície resultante do corte a eletroerosão a fio para confecção dos corpos de prova cortados de fadiga da liga AA 5050C. Imagem obtida a partir da reconstrução do sinal do detector de elétrons secundários (SE) no MEV. Aumentos de 50x (a), 100x (b) e 300x (c). . . . .	120
Figura 56 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C1 do CP da liga AA 5050C cortado por Jato d’água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . .	122
Figura 57 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região M do CP da liga AA 5050C cortado por Jato d’água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . .	123
Figura 58 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C2 do CP da liga AA 5050C cortado por Jato d’água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . .	124



- Figura 59 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C1 do CP da liga AA 5052 cortado por jato d'água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 125
- Figura 60 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região M do CP da liga AA 5052 cortado por jato d'água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 126
- Figura 61 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C2 do CP da liga AA 5052 cortado por jato d'água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 127
- Figura 62 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C1 do CP da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 129
- Figura 63 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região M do CP da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 130

Figura 64 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C2 do CP da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . .	131
Figura 65 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C1 do CP da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . .	132
Figura 66 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região M do CP da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . .	133
Figura 67 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C2 do CP da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . .	134
Figura 68 – Morfologia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C (CP 3, conforme Tabela 20), preparado via corte a jato d'água e posterior lixamento, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura pós ensaio de fadiga com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 250x (b, c) e 1000x (d, e) . . . .	143
Figura 69 – Morfologia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C (CP 3, conforme Tabela 20), preparado via corte a jato d'água e posterior lixamento, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura pós ensaio de fadiga com auxílio do detector de SE no MEV, aumento de 2500x . . . . .	144

Figura 70 – Micrografia da superfície de fratura da liga AA 5052, (CP 4, conforme Tabela 20), preparado via corte a jato d’água e posterior lixamento, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 250x (b, c) e 1000x (d, e). . . . .	145
Figura 71 – Demonstrativo das posições de medida dos CP’s após o ensaio de fadiga.	146
Figura 72 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C, (CP 03, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e). . . . .	148
Figura 73 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C, (CP 02, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e). . . . .	149
Figura 74 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C, (CP 04, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e). . . . .	150
Figura 75 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5052, (CP 3, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e). . . . .	152
Figura 76 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5052, (CP 4, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e). . . . .	153
Figura 77 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5052, (CP 2, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e). . . . .	154

- Figura 78 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 03 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala. . . 156
- Figura 79 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 03 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala. . . 157
- Figura 80 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 02 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala. . . 158
- Figura 81 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 02 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala. . . 159
- Figura 82 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 04 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala. . . 160
- Figura 83 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 04 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala. . . 161

- Figura 84 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 03 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 163
- Figura 85 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 03 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 164
- Figura 86 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 04 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 165
- Figura 87 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 04 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 166
- Figura 88 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 02 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 167

Figura 89 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 02 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala. . . . . 168

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Ligas de alumínio de composições trabalháveis (2) . . . . .	38
Tabela 2 – Ligas de alumínio de composições de fundição (2) . . . . .	38
Tabela 3 – Sistema indicativo de tratamentos térmicos a que ligas de Al podem ser submetidas (2) . . . . .	39
Tabela 4 – Composição química de algumas ligas comerciais de alumínio, % em peso(2). . . . .	43
Tabela 5 – Composição química da liga AA 5483 (3) . . . . .	65
Tabela 6 – Composição química da liga AA 5052(4) . . . . .	69
Tabela 7 – Composição química das ligas de alumínio AA 5052 e AA 5050C fornecidas pela Companhia Brasileira de Alumínio (CBA). . . . .	74
Tabela 8 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min (Adaptado de BARONY(5)). . . . .	76
Tabela 9 – Parâmetros de ajuste dos difratogramas. . . . .	91
Tabela 10 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{2}$ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação das ligas AA 5050C e AA 5052 como recebidas. . . . .	114
Tabela 11 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{4}$ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação das ligas AA 5050C e AA 5052 como recebidas. . . . .	114
Tabela 12 – Densidade de discordâncias das ligas AA 5050C e AA 5052, como recebidas. . . . .	115
Tabela 13 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região C1, no plano da chapa, na parte central dos CP's cortados por jato d'água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5050C. . . . .	137
Tabela 14 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região M, no plano da chapa, na parte central dos CP's cortados por jato d'água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5050C. . . . .	137
Tabela 15 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região C2, no plano da chapa, na parte central dos CP's cortados por jato d'água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5050C. . . . .	138

Tabela 16 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região C1, no plano da chapa, na parte central dos CP’s cortados por jato d’água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5052. . . . .	138
Tabela 17 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região M, no plano da chapa, na parte central dos CP’s cortados por jato d’água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5052. . . . .	139
Tabela 18 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região C2, no plano da chapa, na parte central dos CP’s cortados por jato d’água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5052. . . . .	139
Tabela 19 – Dados referentes aos ensaios de fadiga das ligas AA 5052 e AA 5050C .	141
Tabela 20 – Ordem de classificação quanto ao n <sup>o</sup> de ciclos até a fratura. . . . .	142
Tabela 21 – Dimensão (em mm) dos CP’s das ligas AA 5050C e AA 5052, após fratura. . . . .	147
Tabela 22 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de ½ da espessura das fraturas das ligas AA 5050C e AA 5052, que romperam com um maior número de ciclos durante os ensaios de fadiga (CP’s 4 e 2, respectivamente).	171
Tabela 23 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de ½ da espessura das fraturas das ligas AA 5050C e AA 5052, que romperam com um menor número de ciclos durante os ensaios de fadiga (CP’s 3 e 3, respectivamente). . . . .	171
Tabela 24 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de ½ da espessura das fraturas das ligas AA 5050C e AA 5052, que romperam com um número intermediário de ciclos durante os ensaios de fadiga (CP’s 2 e 4, respectivamente). . . . .	172
Tabela 25 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ½ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação da liga AA 5050C, como recebida. . . . .	181
Tabela 26 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ¼ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação da liga AA 5050C, como recebida. . . . .	182



Tabela 27 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{2}$ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação das ligas AA 5052 . . . . .	183
Tabela 28 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{4}$ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação da liga AA 5052, como recebida. . . . .	184
Tabela 29 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C1 do CP cortado por jato d’água da liga AA 5050C. . . . .	185
Tabela 30 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região M do CP cortado por jato d’água da liga AA 5050C. . . . .	186
Tabela 31 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C2 do CP cortado por jato d’água da liga AA 5050C. . . . .	187
Tabela 32 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C1 do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5050C. . . . .	188
Tabela 33 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região M do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5050C. . . . .	189
Tabela 34 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C2 do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5050C. . . . .	190
Tabela 35 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C1 do CP cortado por jato d’água da liga AA 5052. . . . .	191
Tabela 36 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região M do CP cortado por jato d’água da liga AA 5052. . . . .	192
Tabela 37 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C2 do CP cortado por jato d’água da liga AA 5052. . . . .	193
Tabela 38 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C1 do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5052. . . . .	194

Tabela 39 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região M do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5052. . . . .	195
Tabela 40 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada ao longo do plano da chapa na região C2 do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5052. . . . .	196
Tabela 41 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{2}$ espessura da fratura do CP 02 da liga AA 5050C. . . . .	197
Tabela 42 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{4}$ da espessura da fratura do CP 02 da liga AA 5050C. . . . .	198
Tabela 43 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{3}{4}$ da espessura da fratura do CP 02 da liga AA 5050C. . . . .	199
Tabela 44 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{2}$ espessura da fratura do CP 03 da liga AA 5050C. . . . .	200
Tabela 45 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{2}$ espessura da fratura do CP 04 da liga AA 5050C. . . . .	201
Tabela 46 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{2}$ espessura da fratura do CP 02 da liga AA 5052. . . . .	202
Tabela 47 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{2}$ espessura da fratura do CP 03 da liga AA 5052. . . . .	203
Tabela 48 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{2}$ espessura da fratura do CP 04 da liga AA 5052. . . . .	204
Tabela 49 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{1}{4}$ da espessura da fratura do CP 04 da liga AA 5052. . . . .	205
Tabela 50 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de $\frac{3}{4}$ da espessura da fratura do CP 04 da liga AA 5052. . . . .	206

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

AWJM - Abrasive Water Jet Machining

ASTM - American Society for Testing and Materials (Sociedade Americana para Testes e Materiais)

ABAL - Associação Brasileira de Alumínio

BSE - Backscattering Electron (Elétrons Retroespalhados)

CBPF - Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas

CBA - Companhia Brasileira de Alumínio

DRX - Difração de Raios X

DRX - Difração de Raio-X

DC - Direct Chill (Processo de Fundição Direta)

EDM - Electrode Discharge Machining

EBS D - Electron Backscatter Diffraction (Difração por Elétrons Retroespalhados)

FEG - Field Emission Gun (Canhão de Feixes de Elétrons)

GOF - Goodness of Fit

ICEx - Instituto de Ciências Exatas

IME - Instituto Militar de Engenharia

LBM - Laser Beam Machining

MET - Microscopia Eletrônica de Transmissão

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MO - Microscopia Óptica

SE - Secondary Electron (Elétrons Secundários)

TRC - Twin Roll Caster (Processo de Fundição Contínua de Chapas)

USM - Ultrasonic Machining

UFF - Universidade Federal Fluminense

WJM - Water Jet Machining

WEDM - Wired Electrical Discharge Machining

EDS - X-Ray Energy Dispersive Spectroscopy (Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva)

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>30</b>
1.1	POSICIONAMENTO DA TESE	31
1.2	OBJETIVOS	35
1.2.1	GERAL	35
1.2.2	ESPECÍFICOS	35
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>37</b>
2.1	O ALUMÍNIO	37
2.1.1	LIGAS DE ALUMÍNIO	37
2.1.2	LIGAS DA SÉRIE 5XXX	40
2.1.3	PROCESSOS DE PRODUÇÃO DE LAMINADOS DE ALUMÍNIO	43
2.1.3.1	PROCESSO DE FUNDIÇÃO DIRETA ( <i>DIRECT CHILL - DC</i> )	43
2.1.3.2	PROCESSO DE FUNDIÇÃO CONTÍNUA DE CHAPAS ( <i>TWIN ROLL CASTER - TRC</i> )	44
2.2	TIPOS DE CORTE (USINAGEM NÃO CONVENCIONAL)	46
2.2.1	CORTE POR JATO D'ÁGUA ABRASIVO ( <i>ABRASIVE WATER JET MACHINING - AWJM</i> )	46
2.2.2	CORTE POR ELETROEROSÃO A FIO ( <i>WIRE ELECTRODE DISCHARGE MACHINING - WEDM</i> )	48
2.3	FADIGA	48
2.3.1	CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS DA FADIGA	49
2.3.2	CICLOS DE TENSÕES	53
2.3.3	A CURVA DE WÖHLER	55
2.3.4	FATORES QUE INFLUENCIAM NA FORMA DAS CURVAS S-N	57
2.3.4.1	ACABAMENTO SUPERFICIAL	58
2.3.4.2	GEOMETRIA, TAMANHO DA PEÇA E A PRESENÇA DE CONCENTRADORES DE TENSÕES	60
2.3.4.3	EFEITO DAS CONDIÇÕES DE ENSAIO	62
2.3.4.4	MEIO AMBIENTE E TEMPERATURA	63
2.3.5	COMPORTAMENTO EM FADIGA	63
2.3.5.1	CARREGAMENTO CÍCLICO SOB CONTROLE DE TENSÃO E SOB CONTROLE DE DEFORMAÇÃO	63
2.4	ASPECTO DA FADIGA EM LIGAS DE ALUMINIO	65
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>74</b>
3.1	MATERIAIS	74

3.2	MÉTODOS . . . . .	76
3.2.1	CORTE DOS CORPOS DE PROVA . . . . .	77
3.2.2	ENSAIOS DE FADIGA . . . . .	78
3.2.3	CARACTERIZAÇÕES . . . . .	80
3.2.3.1	MICROESTRUTURAL E FRACTOGRAFIA VIA MEV . . . . .	80
3.2.3.2	MICROESTRUTURAL VIA MET . . . . .	83
3.2.3.3	ENSAIO DE ULTRAMICRODUREZA INSTRUMENTADA . . . . .	84
3.2.3.4	DIFRAÇÃO DE RAIOS X E ANÁLISE DA DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS . . . . .	91
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO . . . . .</b>	<b>93</b>
4.1	ANÁLISE DAS LIGAS AA 5050C E AA 5052 COMO RECEBIDAS . . . . .	93
4.1.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL VIA MEV . . . . .	93
4.1.2	CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL VIA MET . . . . .	104
4.1.3	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA – ULTRAMICRODUREZA INSTRUMENTADA . . . . .	112
4.1.4	ANÁLISE DA DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS . . . . .	115
4.2	ANÁLISE DAS LIGAS AA 5050C E AA 5052 APÓS CORTE (JATO D'ÁGUA E ELETROEROSÃO . . . . .	116
4.2.1	CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL VIA MEV . . . . .	116
4.2.2	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA – ULTRAMICRODUREZA INSTRUMENTADA . . . . .	135
4.3	ANÁLISE DAS LIGAS AA 5050C E AA 5052 APÓS ENSAIO DE FADIGA . . . . .	140
4.3.1	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA - ANÁLISE EM FADIGA . . . . .	140
4.3.2	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA . . . . .	142
4.3.3	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA - ULTRAMICRODUREZA INSTRUMENTADA . . . . .	169
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO . . . . .</b>	<b>173</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS . . . . .</b>	<b>174</b>
	<b>REFERÊNCIAS . . . . .</b>	<b>175</b>
	<b>A – PROPRIEDADES MECÂNICAS EXTRAÍDAS DOS ENSAIOS DE ULTRAMICRODUREZA INSTRUMENTADA . . . . .</b>	<b>181</b>

# 1 INTRODUÇÃO

A integridade da superfície é um dos principais critérios de seleção para manufatura de qualquer produto usinado, pois determina o tipo de processo de fabricação aplicado ao material, e o processo de corte pode gerar alterações microestruturais que influenciam nas propriedades nas regiões próximas a linha da área de corte e, conseqüentemente, no desempenho mecânico dos materiais (6).

Atualmente, os chamados métodos de usinagem não convencionais são amplamente utilizados, seja pela necessidade de superfícies de corte otimizadas, pelo alto nível de precisão dos cortes, ou ainda, pela necessidade de diminuição de custos de produção (7)(8).

Dentre as diversas técnicas de usinagem não convencional, destacam-se o corte por jato d'água abrasivo (*Abrasiver Water Jet Machining - AWJM*), onde o material é desbastado pela ação de água altamente pressurizada acrescida ou não de partículas abrasivas, e o corte por Eletroerosão a fio (*Wired Electrical Discharge Machining - WEDM*), onde o material, imerso em um fluido dielétrico, é usinado pela ação de descargas elétricas concentradas (8).

As características microestruturais de um material podem afetar o comportamento mecânico destes, onde estas características são resultado das condições de fabricação destes materiais e dos processos de acabamento em peças a que estas são submetidas para confecção de produtos finais, como também de corpos de provas para avaliação destes em distintos ensaios para avaliar comportamentos mecânicos em diferentes modos de solicitação, a citar como exemplo tração, compressão e flexão, como também avaliar em que condições e número de ciclos o material a falha por fadiga (2)(9).

No âmbito da engenharia, o termo fadiga refere-se a um processo de mudanças estruturais crescentes que geram danos e conseqüentes falhas de materiais em decorrência de carregamentos cíclicos localizados. Os ensaios de fadiga simulam a condição real de utilização de uma peça de forma a determinar o número de ciclos de tensão, inferior ao limite de escoamento, que um material suporta antes de ocorrer falha (10)(11).

Os primeiros textos publicados que tratam do comportamento dos materiais metálicos associados a falhas por fadiga ocorreram no século XIX. O termo fadiga propriamente dito foi empregado nos trabalhos de Poncelet em 1839. Em 1843, Rankine publicou um artigo intitulado “As Causas da Ruptura Inesperada de Munhões de Eixos Ferroviários”, onde declarava que o metal havia “cristalizado” e se tornado frágil após ser submetido a tensões flutuantes. Neste período não existiam estudos sobre cargas dinâmicas, que foram introduzidas pela revolução industrial e uso de máquinas a vapor; e todos os projetos eram baseados em estudos de estruturas carregadas estaticamente. Augusto Wöhler desenvolveu

um estudo sobre falhas sob carregamentos alternados e o publicou em 1870. Ele projetou e desenvolveu uma máquina de fadiga de flexão rotativa para simular as condições de funcionamento de eixos ferroviários e conseguiu identificar que o número de ciclos de tensão ao variar com o tempo gerava as falhas, mesmo em tensões abaixo do limite de escoamento do material. Os resultados destes ensaios foram registrados em um diagrama  $S \times N$ , também conhecido como Curva de Wöhler, onde  $S$  é a tensão aplicada e  $N$  é o número de ciclos até a fratura, e é uma importante ferramenta utilizada até os dias atuais (12).

## 1.1 POSICIONAMENTO DA TESE

A otimização da indústria através da utilização de materiais com características que atendam as necessidades de um determinado produto, é um dos motivadores da busca por materiais mais eficientes e menos onerosos. Na indústria automobilística se faz necessária a utilização de materiais que possuam maior resistência mecânica e menor densidade, além de boa trabalhabilidade. O governo brasileiro lançou em 2012, através da Lei nº 12.715/2012, o Programa de Incentivo à Inovação Tecnológica e Adensamento da Cadeia Produtiva de Veículos Automotores (Inovar-Auto) que teve por objetivo motivar pesquisas que gerassem aumento de competitividade no setor automotivo, para produção de veículos mais econômicos e seguros, entre outros fatores.

Neste contexto, as chapas de alumínio da série 5XXX (Al-Mg), endurecíveis por trabalho mecânico, muito utilizadas na indústria de componentes automobilísticos, principalmente para ônibus, e na produção de utensílios domésticos, aliam resistência mecânica e leveza, incorrendo em menores gastos com combustíveis e abrangendo a possibilidade de reciclagem do material utilizado (13)(14).

O impacto da utilização do alumínio para fabricação de veículos mais leves, econômicos e menos poluentes pode ser sentido nos lançamentos tecnológicos internacionais dos chamados “ônibus do futuro”, onde fabricantes como a Scania estão em fase final de testes para ônibus produzidos com 100% de utilização de alumínio. Como também a empresa chinesa *Zhengzhou Yutong Bus Co* que em parceria com a Alcoa produziu um ônibus dentro da linha sustentável e eficiente energeticamente, que circulou pelas ruas de Pequim durante as olimpíadas de 2008, sendo composto por 1309 kg de Al distribuídos entre carroceria, painéis de acesso e suspensão (15). Dados acerca do consumo de produtos transformados de alumínio no mundo, indicam que a utilização deste material no setor de transportes brasileiro ainda está bem abaixo do que é consumido em outros países, conforme apresentado na Figura 1.



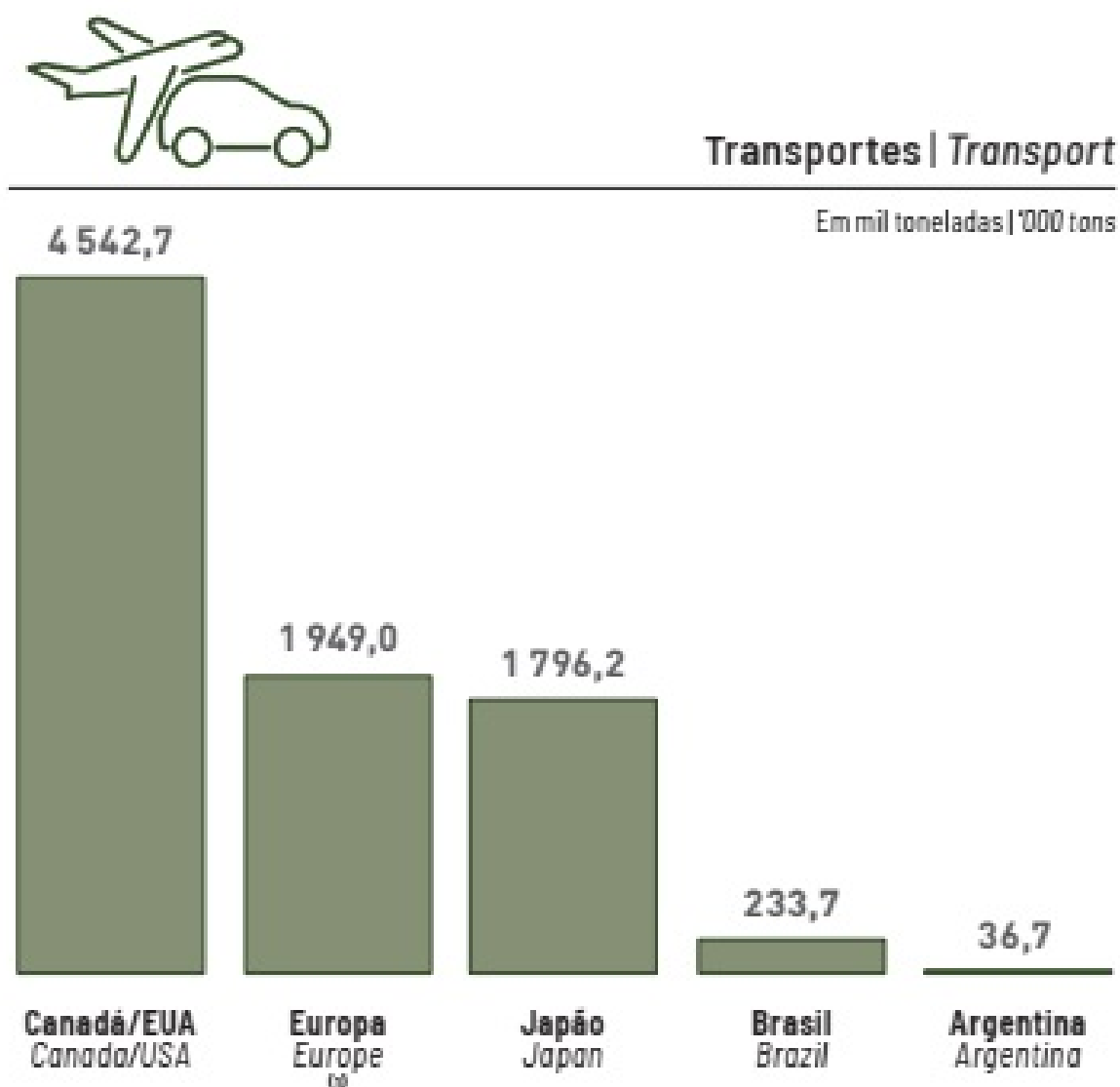


Figura 1 – Comparativo de consumo de alumínio transformado no setor de Transportes no ano de 2019.

Fonte: Adaptado de ABAL(16)

Um dos obstáculos a serem ultrapassados para que ocorra um aumento efetivo da utilização do alumínio no setor automotivo é o custo de produção, além do custo do próprio material. Neste sentido, mudanças no tipo de processamento e a escolha adequada de usinagem (corte) das chapas de alumínio são vantagens competitivas que podem atender a este problema.

Atualmente, laminados de alumínio podem ser produzidos através do Processo de Fundição Direta (*Direct Chill - DC*), que consiste no vazamento de placas, seguido de processo de usinagem, denominado escarfagem, para remoção de camadas de óxido que ficam depositadas na superfície das mesmas, e laminação a quente, através da passagem da

placa aquecida por dois cilindros girando em sentidos contrários, com o intuito de reduzir a espessura da placa em um processo de deformação plástica no campo de deformação a quente. Na sequência o material, já na forma de chapa laminada a quente, segue para laminação a frio, o que lhe confere ganho nas propriedades mecânicas, de limite de escoamento e de resistência a tração, e, em alguns casos, segue posteriormente para tratamento térmico de recozimento para alívio de tensões ou recristalização (17)(18)

Outra forma de obtenção de laminados de alumínio é através do Processo de Fundição Contínua de Chapas (*Twin roll caster - TRC*), onde a fabricação de chapas bobinadas ocorre diretamente do metal líquido. O processo consiste na combinação das etapas de solidificação/lingotamento e laminação a quente do material, pois o vazamento do metal líquido é feito entre dois cilindros refrigerados a água, permitindo que a chapa siga diretamente para o processo de laminação a frio. Faz-se ainda necessária uma etapa de tratamento térmico de recozimento antes da laminação a frio, no intuito de homogeneizar a microestrutura e a composição ao longo da espessura da placa, de forma que sejam atingidas as propriedades mecânicas desejadas na etapa de laminação a frio (19)(20)(21).

O processamento de chapas de alumínio através da fundição contínua - *TRC*, ocasiona redução de custos no processo de fabricação, bem como redução do tempo de processamento, devido a ausência das etapas de laminação a quente e fresamento para retirada da camada de óxidos; isto aliado a facilidade de alteração da espessura e da largura de vazamento sem a necessidade de alterar as dimensões do molde, torna a produção mais ágil e vantajosa (21).

A Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), desenvolve chapas da liga AA 5052, através do processo de fundição direta - *DC*, e chapas da liga AA 5050, através do processo de fundição contínua - *TRC*, sendo por isso, sua nomenclatura acrescida de uma letra “C”, AA 5050C.

Já a escolha do tipo de corte é necessária para garantir que o tipo de usinagem utilizado não irá causar modificações microestruturais que comprometam as propriedades das chapas processadas para as possíveis aplicações que se destina. A utilização das chamadas técnicas de usinagem não convencionais vem sendo adotadas pelas principais indústrias, pois, a usinagem tradicional tem uma qualidade de acabamento mínima e não atende as necessidades de precisão e eficiência do corte necessária, principalmente, nas indústrias automobilística, biomédica e aeroespacial (8).

No entanto, quando se fala de aplicações industriais em que se são produzidos um número significativo de peças/componentes outro fator também é extrema relevância associado à produtividade. Neste contexto, o conhecimento acerca da microestrutura e seu correspondente comportamento mecânico para potencializar as características e desempenho de cada material em aplicações sujeitas a falhas por fadiga, a simulação de esforços cíclicos para testar suas resistências no âmbito da fadiga e o entendimento

da influência do tipo de corte das chapas nas propriedades mecânicas e características estruturais, é imprescindível quando se discorre acerca de produtividade e aumento da competitividade em determinados setores industriais, como por exemplo no setor automotivo.

Todo revestimento lateral externo superior e inferior (saia) dos ônibus, perfis em janelas, suportes, acabamentos, portas, porta-pacotes, piso e escadas (chapa xadrez), conforme exemplificado na Figura 2, são confeccionados em alumínio, e estão sujeitas a solicitações mecânica de diferentes naturezas, inclusive cíclicas, ocasionadas pelo serviço desenvolvido, bem como devido ao deslocamento em estradas mal pavimentadas e/ou com manutenção precária de nosso país (15).



Figura 2 – Alumínio em revestimento, janelas, portas, porta-pacotes, piso e escadas, suportes e acabamentos em ônibus da empresa Marcopolo.

Fonte: Aluauto(15)

Acerca do estudo do comportamento em fadiga de ligas de alumínio, na série 5XXX, grande parte dos resultados disponíveis na literatura trata da utilização do desempenho em fadiga como um critério de seleção de materiais estruturais na indústria, assim como estudos acerca de diferentes rotas de processamento em ligas de Al-Mg, que possam alterar sua microestrutura e, por consequência, sua resistência a fadiga, principalmente para as ligas AA 5483 e AA 5083 (22)(23)(3)(24).

Estudos relacionados a liga AA 5052, em geral, tratam do entendimento de modificações no processo de fabricação das ligas, como velocidade de deformação e tratamentos térmicos, no intuito de entender quais modificações estruturais são mais vantajosas para a indústria, principalmente, a automotiva (25)(26)(4)(27).

Estudos relacionados a liga AA 5050C, fabricada pelo processo *TRC*, e mais especificamente sobre o efeito de tensões cíclicas nesta liga e modificações estruturais advindas do processo de usinagem, não foram encontrados na literatura disponível. Tal fato era esperado, tendo em vista que a liga AA 5050C é resultado de uma adequação de processo feita pela CBA para conseguir produzir as ligas AA 5052 pelo processo *TRC*. Problemas relacionados a formação excessiva de camada de óxido, em função do Mg

presente na liga, e linhas centrais de segregação, foram solucionados através de um ajuste composicional, que resultou na liga AA 5050C.

Sobre o estudo da influencia do tipo de corte no comportamento em fadiga de chapas finas das ligas de alumínio AA 5052 e AA 5050C, fabricadas pelos processos *DC* e *TRC*, respectivamente, é configurado o caráter de ineditismo do presente trabalho, bem como a possibilidade de contribuir para com o desenvolvimento de produtos competitivos, com maior tempo de vida em serviço, menos poluentes e sustentáveis. Além disso, quando se observa a rota de fabricação para confecção das peças de alumínio para aplicação automotiva, a etapa de corte deve estar associada a método de corte de alta produtividade, capaz de cortar uma ampla faixa de espessura e também chapas empilhadas, sem modificação estrutural afetada pelo calor e com baixas distorções geradas por componentes mecânicas, como é o caso do corte a jato d'água quando comparados a métodos de corte de alta intensidade (a laser e a plasma) (28)(8)(29).

## 1.2 OBJETIVOS

### 1.2.1 Geral

O objetivo geral da presente tese de doutorado foi avaliar o efeito do corte por jato d'água, candidato para uso em escala industrial, nos aspectos estruturais e sua influência no comportamento em fadiga das ligas AA5052 e AA5050C, fornecidas na forma de chapas finas pela Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), quando sujeito a esforços de fadiga.

### 1.2.2 Específicos

- Avaliar os aspectos microestruturais das ligas AA 5052 e AA 5050C, na condição como recebida, fazendo uso da microscopia eletrônica de varredura (MEV) (com uso dos detectores elétrons secundários (SE), elétrons retroespalhados (BSE) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD), como também o espectrômetro de Raios X por energia dispersiva (EDS)), da microscopia eletrônica de transmissão (MET) com EDS e da difração de Raios X (DRX), em confronto com as suas propriedades mecânicas obtidas por ensaios de ultramicrodureza instrumentada e tração uniaxial;
- Investigar a influência do corte a jato d'água, em confronto com o método por eletroerosão indicado para preparação de corpos de prova ensaio de fadiga (em condição de tração uniaxial sob carga máxima, carga mínima e frequência fixas), na microestrutura e propriedades mecânicas das duas ligas próxima a região de sangria resultante dos cortes, como também o efeito destes no comportamento em fadiga em condição de carregamento selecionado, com uso das técnicas de MEV (com uso dos detectores de SE e EBSD) e de ultramicrodureza instrumentada;

- Avaliar o comportamento em fadiga das ligas AA5052 e AA5050C, com base na condição de corte que propicie menor dano indicada pela literatura (corte por eletroerosão), a fim de entender a influência da microestrutura resultante do processamento por Fundição Direta (*Direct Chill - DC*) e por Fundição Contínua de Chapas (*Twin roll caster - TRC*), em conjunto com as etapas de processamento subsequentes para obtenção de chapas recozidas/estabilizada de 1,2 mm de espessura, com base nos resultados obtidos nas caracterização via de MEV (com uso dos detectores de SE e EBSD) e de ultramicrodureza instrumentada.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 O ALUMÍNIO

O alumínio é classificado como um metal leve, de estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), não magnético, com condutibilidade elétrica de 62% da IACS (*International Annealed Copper Standard*), inferior somente a do cobre e a da prata. Possui ainda alta condutibilidade térmica, superado apenas pela prata e cobre, e 4,5 vezes maior que a do aço. Sua alta maleabilidade e ductilidade permitem facilidade de conformação o que possibilita ser submetido a deformações sem sofrer fissuras de forma precoce, além de endurecer de forma gradual, ou seja, possui elevada trabalhabilidade. Tais características, aliadas ao fato de o alumínio ser um dos elementos químicos entre os metálicos, na forma de compostos, mais abundantes na crosta terrestre, fazem com que este seja um dos metais mais atrativos e versáteis a ser utilizado em indústrias de transportes, bens de consumo, construção civil, embalagens, etc (2)(30)(31).

#### 2.1.1 Ligas de Alumínio

A possibilidade de combinar o alumínio puro com a maioria dos metais de engenharia, para criação de novas ligas, aperfeiçoando e obtendo características tecnológicas ajustadas de acordo com a finalidade do produto, é um dos aspectos mais atraentes para escolha deste material. A indústria automobilista, principalmente, vem gradativamente substituindo o aço e o ferro fundido por alumínio, motivados pela busca de uma proporção ideal entre o peso e a resistência mecânica de seus componentes. Cobre, magnésio, silício e zinco estão entre os principais elementos de ligas utilizados e a presença de tais elementos modifica a microestrutura e define as propriedades apresentadas pelas ligas resultantes (32)(33).

A quantidade dos elementos presentes e sua interação define a contribuição de cada um para o desempenho final da liga. Em geral, pode-se classificar esses elementos como aqueles que conferem à liga sua característica principal, como resistência mecânica, resistência a corrosão, etc., através da formação de solução sólida com os átomos de soluto que distorcem a célula unitária de alumínio e alteram os parâmetros de rede da estrutura, e por muitas vezes precipitam uma segunda fase intermetálica de dureza elevada (34).

Existe uma vasta quantidade de ligas de alumínio, divididas de forma global em ligas fundidas e ligas trabalhadas. Esta classificação é realizada segundo a NBR-6834, que por sua vez foi elaborada de acordo com a nomenclatura estabelecida pela Aluminum Association e apresenta um sistema numérico composto por quatro dígitos, sendo para

ligas trabalháveis (XXXX) e composições de fundição (XXX.X) (35)(2).

Nas Tabelas 1 e 2 são apresentados este sistema numérico para as ligas trabalháveis e as composições de fundição, respectivamente.

Tabela 1 – Ligas de alumínio de composições trabalháveis (2)

Série	Composição em função do(s) Elemento(s) de Liga(s) Principal(is)
1XXX	Alumínio comercialmente puro ( $\geq 99\%$ )
2XXX	Al-Cu, Al-Cu-Mg
3XXX	Al-Mn
4XXX	Al-Si
5XXX	Al-Mg
6XXX	Al-Mg-Si
7XXX	Al-Zn
8XXX	Al-Li
9XXX	Série livre

Tabela 2 – Ligas de alumínio de composições de fundição (2)

Série	Composição em função do(s) Elemento(s) de Liga(s) Principal(is)
1XX.X	Alumínio comercialmente puro ( $\geq 99\%$ )
2XX.X	Al-Cu, Al-Cu-Mg
3XX.X	Al-Si-Mg, Al-Si-Cu
4XX.X	Al-Si
5XX.X	Al-Mg
6XX.X	Sistema inexistente
7XX.X	Al-Zn
8XX.X	Al-Sn
9XX.X	Não utilizado

Existe ainda uma nomenclatura indicativa das etapas de tratamento térmico e/ou mecânico ao qual a liga foi submetida, sendo utilizada a letra “H” para ligas encruadas, “O” para ligas recozidas e recristalizadas, “F” para ligas utilizadas como fabricadas e “T” para ligas tratadas termicamente (35)(2). Entre as ligas tratadas termicamente, acrescenta-se um algarismo a nomenclatura final, indicando qual o tipo de tratamento foi realizado, por exemplo um tratamento térmico de solubilização seguido de um envelhecimento natural é indicado por T4. Na Tabela 3 é demonstrado este sistema.

Da mesma forma, as ligas tratáveis mecanicamente também crescem um algarismo após a letra “H”, sendo estes “1” para ligas encruadas, “2” para ligas encruadas e recozidas parcialmente e “3” para ligas encruadas e estabilizadas.

As ligas das séries 2XXX, 6XXX, 7XXX e 8XXX se enquadram como tratáveis termicamente e apresentam ganhos de resistência mecânica por sua capacidade de endurecimento por precipitação. As ligas das séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX (esta com

Tabela 3 – Sistema indicativo de tratamentos térmicos a que ligas de Al podem ser submetidas (2)

Nomenclatura	Tratamento térmico realizado
T1	Solubilização parcial e envelhecimento natural
T2	Resfriado a partir da temperatura do processo de conformação a quente, trabalho a frio e envelhecimento natural
T3	Solubilização e trabalho a frio
T4	Solubilização e envelhecimento natural
T5	Envelhecimento Artificial
T6	Solubilização e envelhecimento artificial
T7	Solubilização e estabilização
T8	Solubilização, encruamento e envelhecimento artificial
T9	Solubilização, envelhecimento artificial e encruamento
T10	Resfriado a partir da temperatura do processo de conformação a quente, encruamento e envelhecimento artificial

algumas exceções), não são tratáveis termicamente e seu ganho de resistência mecânica ocorre por processos de deformação a frio, ou seja, através de encruamento (35)(2).

O alumínio, com estrutura atômica CFC, apresentam alta energia de falha de empilhamento (EFE), o que influencia diretamente as suas propriedades mecânicas e a distribuição de discordâncias na estrutura cristalina. Metais que possuem alta EFE apresentam discordâncias com maior mobilidade, pois suas discordâncias parciais se encontram próximas umas às outras, favorecendo fenômenos de aniquilação e rearranjo de discordâncias. Devido a isto, metais com alta EFE tendem a apresentar uma distribuição heterogênea de discordâncias, com formação de células de deformação no interior dos grãos encruados (36). No estudo de Wang et al.(7) em chapas recozidas da liga AA 5052, observa-se a formação dessas células de discordâncias, conforme apresentado na Figura 3.

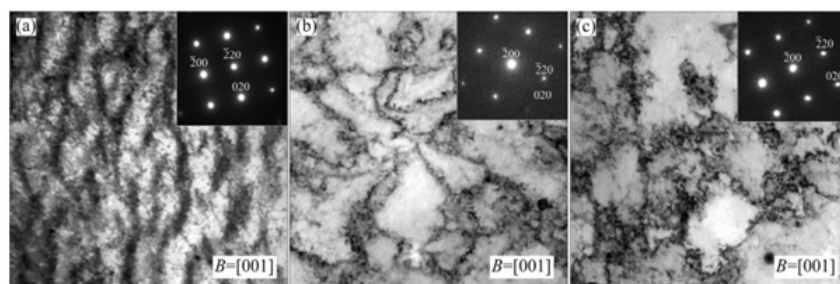


Figura 3 – Micrografias oriundas de análise no MET, em modo campo claro, da liga de alumínio AA 5052, após ensaio de fadiga com diferentes tensões (a) ensaiada a 100 MPa,  $N > 10^7$ ; (b) ensaiada a 130 MPa,  $N=282400$  ciclos; (c) ensaiada a 180 MPa,  $N=44443$  ciclos.

Fonte: Wang et al.(7)



### 2.1.2 Ligas da série 5XXX

As ligas Al-Mg (série 5XXX) não são tratáveis termicamente e apresentam ganho de resistência mecânica quando submetidas a processos de deformação a frio, mantendo ainda um elevado nível de ductilidade. Tais ligas apresentam resistência a fadiga, excelente soldabilidade e grande resistência a corrosão em ambientes salinos, sendo comumente utilizadas nas indústrias naval e automotiva (37)(38)(13)(14). Na Figura 4 é apresentado o diagrama de fases binário da liga Al-Mg.

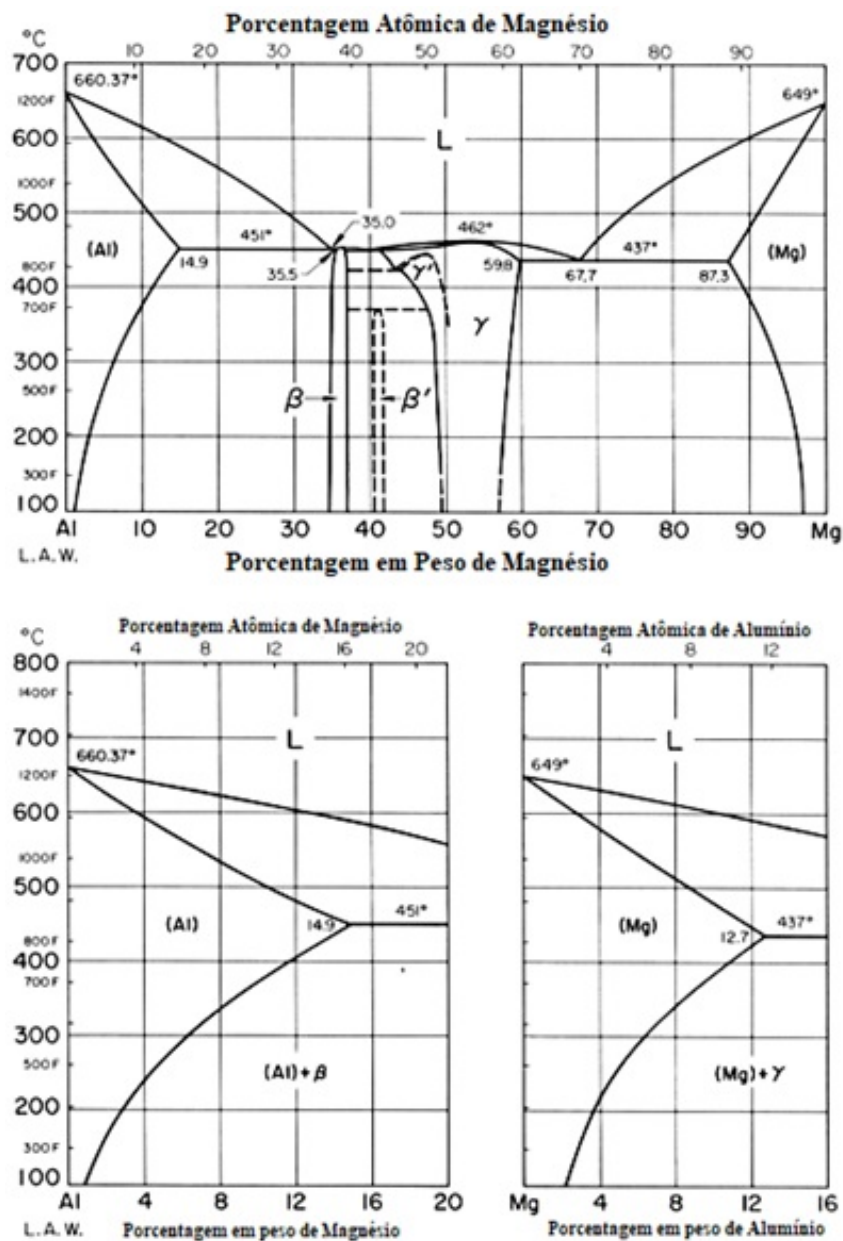


Figura 4 – Diagrama de fases do sistema Al-Mg.

Fonte: Adaptado de International(39)

A solubilidade máxima do magnésio no alumínio é da ordem de 14,9% a 450 °C

e este permanece, geralmente, em solução sólida em função do limite de solubilidade, que decresce com a redução da temperatura, e o restante precipita-se combinando-se a outro elemento metálico para formação de um composto intermetálico. No sistema Al-Mg observa-se uma reação eutética a 450 °C e teor de magnésio de 35% (em peso). Existem compostos de fase intermetálicos em equilíbrio com o alumínio, como o  $Al_3Mg_2$  (37,5%p. de Mg), apesar desta composição estar fora da faixa de estequiometria correspondente (34,8%p. a 37,1%p.). A fase  $Al_8Mg_5$ , que corresponde a 36% de Magnésio é facilmente encontrada em ligas Al-Mg e corresponde a composição na fase sólida. A solidificação em equilíbrio termodinâmico é obtida somente a taxas de resfriamento inferiores a 0,000005 °C/h e a solidificação em condições fora do equilíbrio gera segregação da fase  $Al_8Mg_5$ , mesmo para teores de magnésio baixos, como 4 ou 5%. Esta fase é frágil abaixo de 330 °C e tende a precipitar nos contornos de grãos favorecendo fraturas intergranulares e corrosão sob tensão, no entanto, apresenta alguma plasticidade em temperaturas mais altas (37)(40)(41).

Considerando que o magnésio possui ótima eficiência como elemento endurecedor em solução sólida, é necessário que sua concentração seja mantida próxima do limite superior de solubilidade de forma que a máxima resistência possa seja atingida. As ligas comerciais da série 5XXX possuem teor de Magnésio entre 0,5 e 6% em massa. Utiliza-se ligas com baixo teor de Mg em aplicações que necessitem de boa conformabilidade e bom acabamento superficial, enquanto ligas com alto teor de Mg são utilizadas em produtos que demandem elevada resistência mecânica, resistência a fadiga e a fratura e boa soldabilidade. A conformação mecânica nestas ligas produz acentuadas bandas de deformação com a presença de precipitados intermetálicos ricos em Mg, o que explica o efeito deste elemento no limite de escoamento e alongamento específico quando em solução sólida, conforme pode ser observado na Figura 5 (42)(2).

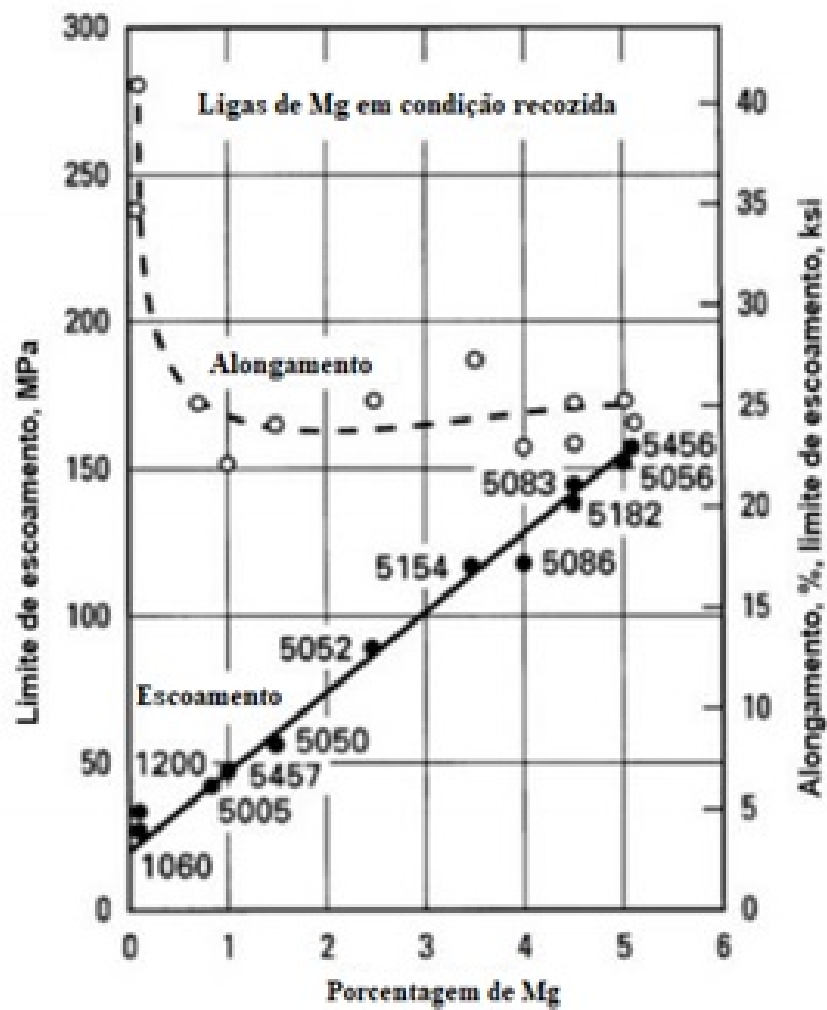


Figura 5 – O efeito do magnésio em propriedades mecânicas de ligas comerciais da série 5XXX.

Fonte: Adaptado de Committee(2)

Na Tabela 4 são apresentadas as composições químicas das ligas contidas na Figura 5.

Tabela 4 – Composição química de algumas ligas comerciais de alumínio, % em peso(2).

Liga	Mg	Si	Mn	Cr	Ti	Al
1060	0,03	0,25	0,03	-	0,03	Restante
1200	-	1,00	0,05	-	0,05	Restante
5005	0,50 - 1,1	0,30	0,20	0,10	-	Restante
5050	1,1 - 1,8	0,40	0,10	0,10	-	Restante
5052	2,2 - 2,8	0,25	0,10	0,15 - 0,35	-	Restante
5056	4,5 - 5,6	0,30	0,05 - 0,20	0,05 - 0,20	-	Restante
5083	4,0 - 4,9	0,40 - 0,70	0,40 - 0,10	0,05 - 0,25	0,15	Restante
5086	4,0	-	0,45	0,15	-	Restante
5154	3,1 - 3,9	0,25	0,10	0,15 - 0,35	0,20	Restante
5182	4,0 - 5,0	0,20	0,20 - 0,50	0,10	0,10	Restante
5456	4,5 - 5,6	0,30	0,05 - 0,20	0,05 - 0,20	-	Restante
5457	0,80 - 1,20	0,08	0,15 - 0,45	-	-	Restante

A maioria das ligas Al-Mg possui elementos formadores de dispersóides como cromo, titânio e manganês, num total que varia entre 0,25% e 1%, e poucas são as ligas essencialmente binárias, tais como 5005 e 5050. As ligas 5052, 5154 e 5056 são as ligas da série 5XXX de uso comercial mais antigo (37).

As ligas AA5052 e AA5050 são os objetos de estudo do presente trabalho, sendo a liga 5052 produzida por Processo de Fundição Direta (*Direct Chill - DC*) e a liga AA5050, denominada AA5050C por ser produzida pelo Processo de Fundição Contínua de Chapas (*Twin roll caster - TRC*).

### 2.1.3 Processos de produção de laminados de alumínio

#### 2.1.3.1 Processo de Fundição Direta (*Direct Chill - DC*)

O processo de fundição direta foi desenvolvido na década de 1930, de forma simultânea na Alemanha e nos EUA e foi impulsionado, inicialmente, por necessidades da indústria aeroespacial, e, posteriormente pelas demandas geradas na Segunda Guerra Mundial (18).

O processo é iniciado com a passagem de metal líquido por um molde refrigerado a água, de forma que a solidificação do metal em placas ocorra em dois estágios: a formação de metal sólido nas paredes do molde e solidificação do restante do lingote através de jatos de água utilizados na seção transversal. Tais condições de solidificação, juntamente com características cinéticas dos componentes das ligas e a convecção do metal líquido durante a solidificação causam variações nas distribuições de elementos de liga, superfícies irregulares na placa e uma estrutura de solidificação com grãos colunares grosseiros, que são prejudiciais às características desejadas do produto final. Sendo necessária uma etapa de fresagem ou de escafoagem para remoção desta superfície e da camada de óxidos depositada

sobre as placas, para prosseguir com as demais etapas de processamento (17)(18).

Posteriormente essas placas passam por um processo de homogeneização, que pode ocorrer em fornos estacionários, seguindo depois para aquecimento e laminação a quente, ou ainda em fornos contínuos, caso seja feita como etapa do processo de laminação. A homogeneização tem por objetivo precipitar os elementos retidos em solução e melhorar a distribuição de precipitados, sendo a temperatura e o tempo de encharque definidos pelo tipo de liga e pela microestrutura que se deseja obter, pois esta tem grande impacto no comportamento do material durante o processo de laminação e as propriedades finais da liga. Ao longo do processo de homogeneização, a forma dos precipitados tende a se tornar arredondada e ocorre um crescimento dos precipitados maiores à custa da redução de precipitados menores (43).

Dando seguimento ao processo, ocorre a deformação do material através da laminação a quente, onde o processo se inicia em temperaturas acima de 400 °C e finaliza entre 350 e 200 °C, e a espessura final das chapas varia de 10 a 3 mm. A microestrutura se torna mais refinada e, frequentemente, recristaliza. Em materiais com alta energia de falha de empilhamento (EFE), como o alumínio, há ocorrência de recuperação estática e recuperação dinâmica, que tendem a diminuir a quantidade de defeitos cristalinos, e assim, diminuem o potencial termodinâmico para recristalização (43).

Na sequência, ocorre o processo de laminação a frio, fundamental para as ligas Al-Mg (série 5XXX), que não são tratáveis termicamente e apresentam ganho de resistência mecânica quando submetidas a processos de deformação a frio, através do encruamento do material. A espessura do laminado final pode variar de acordo com a distância (abertura) entre os cilindros de laminação, podendo atingir valores de até 5 µm de espessura (17)(43).

Após a etapa de laminação a frio, é necessário um tratamento térmico de recozimento para conferir um aumento de ductilidade das chapas, balanceado com o aumento de resistência mecânica conferido pelo trabalho a frio. Um alívio de tensões, bem como uma diminuição da densidade de discordâncias presentes através do rearranjo das mesmas, viabiliza o uso de tais chapas para utilização em outros processos de conformação.

### 2.1.3.2 Processo de Fundição Contínua de Chapas (*Twin roll caster - TRC*)

O processo de obtenção de chapas diretamente do metal líquido através de laminação contínua do alumínio foi difundido na indústria a partir da década de 1950 para produção de chapas com faixa de laminação estreita. É um sistema que combina os processos de solidificação e laminação a quente do processo *DC* em uma única operação, pois consiste na passagem do metal fundido através de cilindros refrigerados, o que ocasiona a solidificação do metal e sua deformação a quente em um mesmo processo, gerando um produto final facilmente bobinado (20)(44)(22)(45).

O processo se inicia com o transporte do metal líquido do forno até o injetor que distribuirá o metal sobre os cilindros. Estes são, normalmente, feitos de aço e refrigerados internamente por água e giram em velocidade constante e sentidos opostos. A espessura da chapa vazada é definida pela distância entre os cilindros. O metal se solidifica ao entrar em contato com a superfície refrigerada e, posteriormente, sofre deformação.

O processo *TRC* possui uma taxa de resfriamento de 300 a 700 °C/s, superior a taxa de resfriamento do processo de fundição direta. Elementos como Mn, Cu, Fe e Si, quando presentes na composição da liga, ficam parcialmente retidos em solução sólida supersaturada, pois a precipitação é inibida pelo resfriamento rápido. Uma vez solidificada, a chapa sofre deformação a quente antes de deixar os cilindros de laminação. A microestrutura produzida é formada por grãos mais finos e partículas intermetálicas em maior quantidade que na microestrutura do processo *DC* (20)(21)(44).

A redução aplicada nos passes de laminação no processo *TRC*, pode ser de 30 a 60%, dependendo do comprimento da faixa de laminação e do diâmetro dos cilindros laminadores. A alta taxa de solidificação impacta na microestrutura obtida pelo processo *TRC*, pois o gradiente de temperatura é muito maior na superfície do que no centro da chapa laminada, e isso gera variações no tempo de solidificação e, conseqüentemente, na microestrutura ao longo da espessura da chapa, conforme pode ser observado na Figura 6 (44)(21)(45).

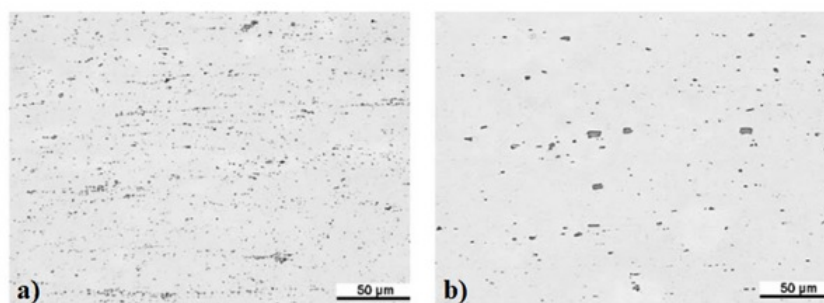


Figura 6 – Micrografias da liga AA 5052 conformadas após produção a partir dos processos *TRC* (a) e *DC* (b)

Fonte: Slamova et al.(21)

A agilidade de produção também é modificada no processo *TRC*, pois a velocidade de produção pode ser aumentada através do aumento da taxa de resfriamento, possibilitando maior velocidade na produção de chapas mais finas (45). No entanto, alguns pesquisadores atribuem as altas taxas de resfriamento e a composição da liga, a formação de uma camada excessiva de óxidos, que não é removível com facilidade na utilização de fresagem, como ocorre nas chapas produzidas pelo processo *DC*. De fato, esta camada excessiva de óxido inviabilizou à CBA produzir a liga AA 5052 pelo processo *TRC* e, após pesquisas, foram

feitos ajustes composicionais que resultaram na produção da liga AA 5050C produzida pelo processo *TRC*, e o manutenção da produção de chapas da liga AA 5052 pelo processo *DC*.

Outro empecilho na produção de chapas pelo processo *TRC*, é o aparecimento de linhas centrais de segregação. Tal característica, reduz a resistência à fadiga do material, pois ocasiona defeitos como porosidades e trincas, além de alterar a composição química ao longo da espessura da chapa e sua microestrutura formada, afetando também a estampabilidade das chapas (43)(46)(26)(22).

## 2.2 TIPOS DE CORTE (USINAGEM NÃO CONVENCIONAL)

A usinagem pode ser definida como processo no qual ocorre a remoção controlada de material bruto obtido por fundição, laminação, forjamento, etc, conferindo a peça, forma, dimensão e acabamento específicos. Tradicionalmente, o processo de usinagem ocorre através da interferência (contato) entre a ferramenta utilizada e o material a ser cortado, e o material que constitui a ferramenta de corte necessita ter dureza e resistência muito maiores do que o material da peça cortada. O processo de usinagem pode ser operado manualmente ou ainda por Controle Numérico Computadorizado (CNC) em conjunto com a tecnologia de Projeto/Fabricação Assistida por Computador (CAD/CAM) (47).

Em alguns casos, as técnicas convencionais de corte não podem ser aplicadas, seja pela necessidade de obtenção de formas mais complexas, de dimensões reduzidas e com acabamento mais delicado ou ainda por características dos materiais que poderiam ser afetadas pelo processo de corte. Assim, certos processos de usinagem classificados como não convencionais devem ser adotados para uma usinagem eficiente.

Os vários processos de usinagem avançados (não convencionais) são: Usinagem por Jato de Água (*Water Jet Machining - WJM*), Usinagem por Jato d'água abrasivo (*Abrasive Water Jet Machining - AWJM*), Usinagem por Eletroerosão (*Electrode Discharge Machining - EDM*), Usinagem por Eletroerosão a Fio (*Wire Electrode Discharge Machining - WEDM*), Usinagem por Feixe de Laser (*Laser Beam Machining - LBM*) e Usinagem Ultrassônica (*Ultrasonic Machining - USM*) e também diversas versões customizadas desses processos (8).

### 2.2.1 Corte por Jato d'água abrasivo (*Abrasive Water Jet Machining - AWJM*)

O corte por Jato d'água foi desenvolvido em 1968 por Norman C. Franz, inicialmente para cortar toras de madeira. O processo de usinagem ocorre quando a água é pressurizada por uma bomba e forçada a sair por um orifício de diâmetro reduzido (bico do jato), em linhas de alta pressão. A ação da água pressurizada promove a remoção de material.

Dependendo da aplicação desejada, a pressão exercida pode chegar até acima de 400 MPa (48)(49).

É uma técnica muito versátil e extremamente difundida na indústria pois possuem várias vantagens em relação a outros processos de usinagem. Em seu processo não ocorrem distorções e zonas afetadas pelo calor, bem como não são gerados resíduos nocivos ao meio ambiente, além de permitir uma grande versatilidade de formas de corte (49).

No início da década de 1980 houve a introdução de partículas abrasivas no processo de usinagem por jato d'água, formando o Corte por Jato d'água abrasivo (*Abrasive Water Jet Machining - AWJM*), uma técnica que aumenta drasticamente a capacidade de corte e desbaste de material do corte a jato d'água (50). Neste processo o jato de água abrasivo é formado por partículas abrasivas de dureza elevada e por água pressurizada. Em seguida o conjunto água + abrasivo é acelerado e direcionado por um tubo, saindo pelo bico do jato. Assim, o processo de corte é potencializado pelo choque dessas partículas, que possuem elevada energia cinética, contra o material de trabalho, e o processo de usinagem ocorre por meio de erosão (48)(51).

O *AWJM* é amplamente utilizado na usinagem de materiais metálicos e de materiais de difícil corte, como vidros, cerâmicos e materiais compósitos. No caso de materiais dúcteis, esse corte é resultado da ação em conjunto de diversos mecanismos, pois o impacto das partículas abrasivas gera microfaturas e erosão, levando a separação do material. Para otimização deste corte, são analisados, geralmente, a pressão do jato de água, o tipo e tamanho do abrasivo (caso este seja utilizado), a distância entre a peça e o bocal de jateamento, o fluxo do jato, bem como o ângulo de ataque do jato abrasivo. Quanto ao acabamento final do corte, apesar de sua ampla utilização, esta técnica apresenta algumas características que podem ser otimizadas e/ou corrigidas, tais como a formação de estrias, contaminação da peça final por incrustação de abrasivos e a rugosidade das superfícies usinadas (52)(53).

O principal mecanismo de corte do *AWJM* é a erosão que ocorre por meio da colisão das partículas abrasivas contra a peça a ser cortada. Este processo de remoção é comumente dividido entre erosão em materiais dúcteis e erosão em materiais frágeis. A erosão em materiais dúcteis pode ser subdividida ainda em outros mecanismos, como o microsulcamento, microcorte e a deformação plástica. Para materiais frágeis a erosão é subdividida em mecanismos como a iniciação e propagação de trincas e de micro-fissuras e ainda a fusão localizada (54)(55).

Fatores como a velocidade das partículas abrasivas e o ângulo de incidência delas sobre a peça, entre outros, determinam quais mecanismos estavam atuando na erosão para que ocorra o processo de corte. Mesmo materiais dúcteis podem apresentar a ocorrência de mecanismos frágeis de remoção, pois pode ocorrer endurecimento no material durante o processo de corte. Neste caso, a presença de trincas e fissuras controlariam o processo de



erosão e separação do material. De maneira geral, os mecanismos envolvidos no processo de erosão ocorrem de maneira simultânea e a predominância de um ou outro mecanismo é determinada pelo conjunto de fatores das propriedades dos materiais associados aos parâmetros de corte (55).

### 2.2.2 Corte por Eletroerosão a fio (*Wire Electrode Discharge Machining - WEDM*)

O corte por eletroerosão a fio foi introduzido na indústria na década de 1960, e é um processo de remoção de material não convencional amplamente aceito, utilizado para fabricar componentes com formas e perfis complexos (8).

É considerado uma adaptação do processo *EDM* convencional, que utiliza um eletrodo para inicializar o processo de centelhamento. No entanto, o *WEDM* utiliza um eletrodo de fio de deslocamento contínuo feito de cobre fino e latão com diâmetro de 0,05 a 0,3 mm, que é capaz de atingir raios de curvatura muito pequenos. O fio é mantido tensionado por meio de um dispositivo tensor mecânico, o que melhora a precisão do detalhamento das peças produzidas. Durante o processo *WEDM*, o material sofre erosão à frente do arame, através de descargas elétricas que fundem e vaporizam uma pequena parte do material a ser cortado. É utilizado um líquido dielétrico, que pode variar desde óleos derivados de carbono até água deionizada, onde a peça é submersa. Este líquido tem função de regular a temperatura no espaço entre o eletrodo e a peça, e para remover os metais que se vão soltando da peça para fora da zona de descarga elétrica. O movimento do fio é monitorado com precisão por um sistema controlado numericamente por computador (CNC) e não há contato direto entre a peça e o fio, o que elimina as tensões mecânicas durante a usinagem (8)(56).

## 2.3 FADIGA

Para utilização eficiente de um material é necessária uma investigação exaustiva do comportamento de suas propriedades em face das solicitações requeridas em seu regime de trabalho. Conhecer os processos de dano e falha oriundos de carregamentos cíclicos, permite a utilização de materiais com segurança e eficiência, o que torna o estudo do comportamento em fadiga, uma das áreas mais estudadas para elaboração de componentes automobilísticos na engenharia. O termo fadiga refere-se a um processo de mudanças estruturais crescentes que geram danos e consequentes falhas de materiais em decorrência de carregamentos cíclicos localizados (11)(57)(58).

A falha por fadiga ocorre em valores de tensão inferiores àqueles necessários para ocasionar fratura em uma aplicação de carga estática, e resulta da ação simultânea da tensão cíclica, da deformação plástica e da tensão de tração, sendo necessários os três

fatores para a falha ocorrer, pois a tensão cíclica e a deformação plástica são responsáveis pela iniciação da trinca e a tensão de tração é responsável por seu crescimento (34).

Na Figura 7 é exemplificada uma fratura por fadiga, onde a porção superior do corpo de prova apresenta uma região lisa, gerada pela fricção que ocorre entre as superfícies durante a propagação de uma trinca; e a porção inferior apresenta uma região áspera, onde a fratura ocorreu de maneira dúctil.

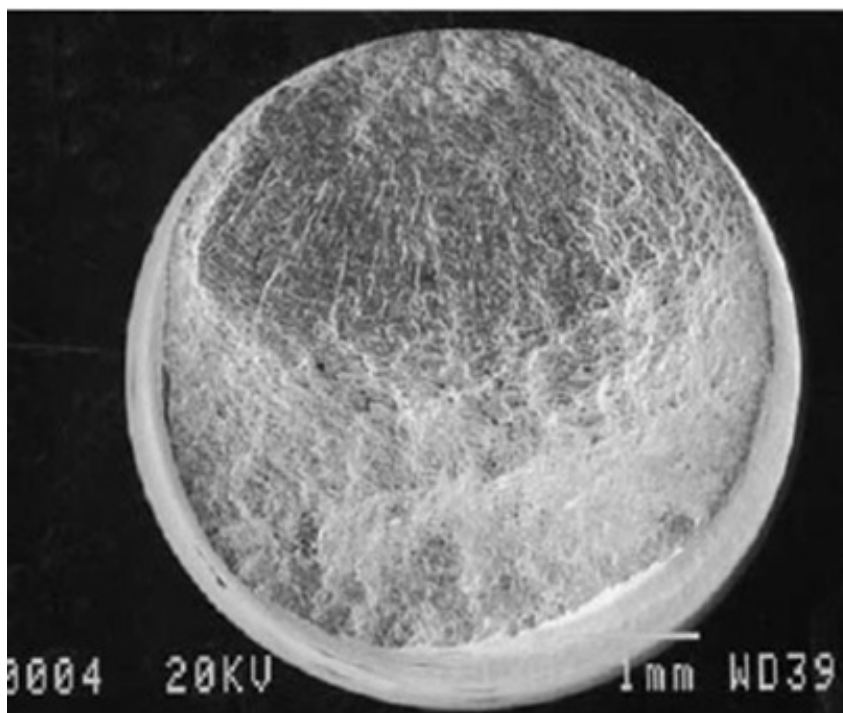


Figura 7 – Superfície de fratura por fadiga em alto ciclo da liga AA 5083.

Fonte: Yuri et al.(59)

### 2.3.1 Características estruturais da fadiga

A falha por fadiga tem origem em danos microscópicos existentes no material e a variação dos ciclos de tensão com o tempo fazem com que estes danos passem a uma escala macroscópica. Segundo Shigley e Mischke(60), a falha por fadiga passa por três estágios de desenvolvimento. O estágio I é a nucleação de microtrincas, invisíveis a olho nu, nucleadas em alterações microestruturais devido à deformação plástica cíclica, seguida de crescimento e propagação cristalográfica entre dois e cinco grãos, em relação a origem. Os tipos de sítios nucleadores de microtrincas por fadiga são (34):

- Nucleação em bandas de deslizamento persistente existentes na superfície do metal, ocorrendo deslizamentos no interior dos grãos;

- Nucleação na superfície de inclusões no interior do metal, que ocorre principalmente em ligas que contêm partículas grandes;
- Nucleação em contornos de grãos, característico de regimes de fadiga com grandes deformações, ou ainda com elevadas temperaturas.

A existência de discordâncias, bem como sua movimentação em um material está diretamente relacionada ao mecanismo de iniciação de trincas por fadiga. Durante um carregamento cíclico, as linhas de deslizamento geradas pelo processo de ciclagem, se acumulam e formam regiões de deslizamento intenso, chamadas de bandas de deslizamento persistente (*persistent slip bands - PSB*).

Na Figura 8 é possível observar a presença de *PBS* em um cristal único de cobre, ensaiado a fadiga e orientado para deslizamento no plano (111).

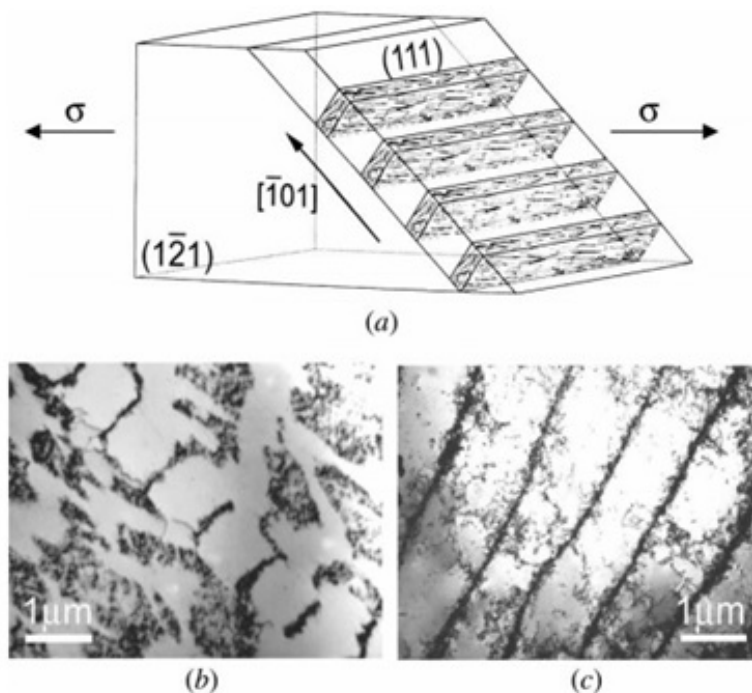


Figura 8 – (a) Ilustração esquemática da estrutura e orientação do PSB para os planos cristalográficos significativos, direção do deslizamento e eixo de carregamento; (b) estrutura de discordâncias observada através de microscopia eletrônica de transmissão em superfície paralela ao plano (12 $\bar{1}$ ); (c) paralela ao plano primário de deslizamento.

Fonte: Lukáš e Kunz(9)

Tais regiões são trincas de fadiga embrionárias, pois a etapa de escorregamento associada à deformação localizada gerada pela ciclagem, resulta na formação de entalhes, que atuam como concentradores de tensões, e rapidamente se transformam em trincas

macroscópicas, sendo, por isso, as bandas de deslizamento persistente consideradas o elemento básico da iniciação de trincas de fadiga (61)(62)(63)(64)(9).

A presença de microporosidades nos contornos de grão, inclusões e vazios também estão relacionadas a nucleação de trincas. Nas Figuras 9 e 10 são demonstrados exemplos de trinca nucleada em uma porosidade e uma trinca nucleada na interface de uma inclusão não metálica, respectivamente.

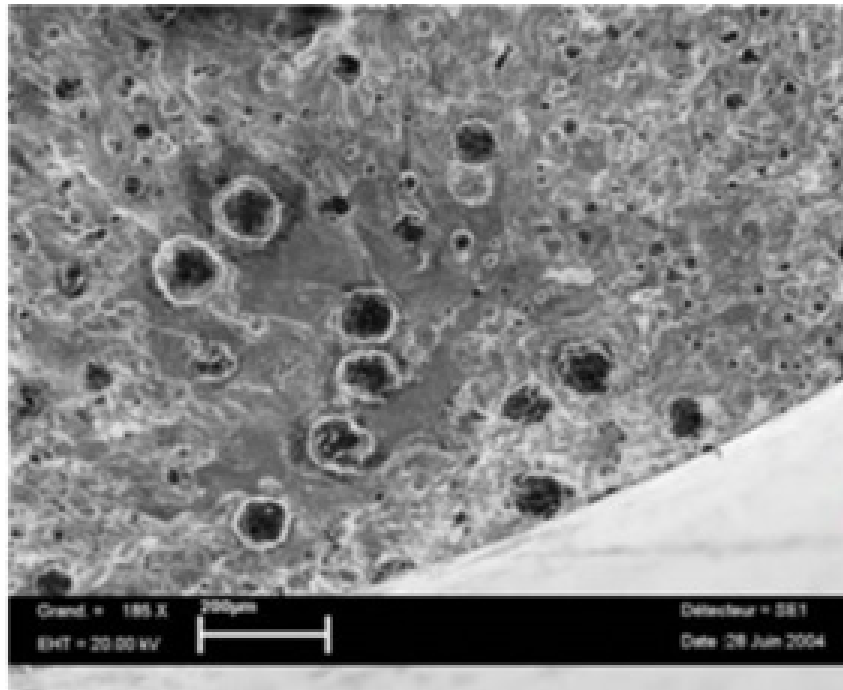


Figura 9 – Trinca nucleada pela presença de poros na microestrutura do ferro fundido.

Fonte: Bayraktar, Garcias e Bathias(65)

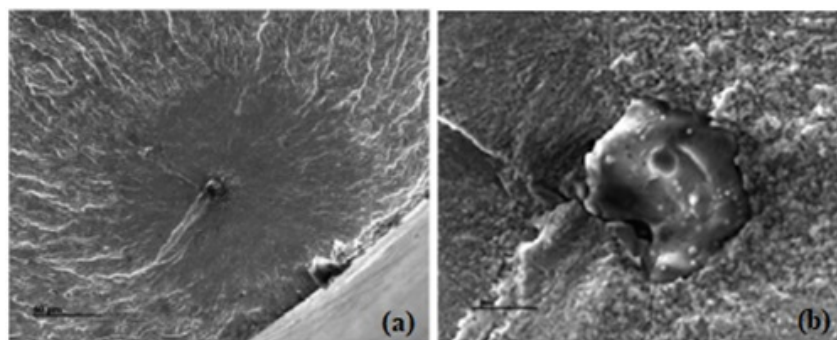


Figura 10 – (a) Trinca nucleada pela presença de inclusão não metálica na microestrutura de uma liga 42CrMo<sub>4</sub>. (b) Detalhe da inclusão não metálica em maior aumento.

Fonte: Bayraktar, Garcias e Bathias(65)

O Estágio II é caracterizado pelo crescimento da trinca inicial nos planos de alta

tensão cisalhante. A trinca nucleada e propagada por poucos grãos no plano de máxima tensão cisalhante durante o estágio I, muda de direção e passa a se propagar de maneira descontínua no plano de máxima tensão normal, tornando-se macroscópica, no estágio II. Apesar de tensões cisalhantes iniciarem o processo de fadiga, neste estágio o crescimento da trinca se deve a tensão de tração, gerando uma superfície de fratura lisa e normal a direção de máxima tensão de carregamento. Essas superfícies parecidas com platôs paralelos podem apresentar marcas onduladas escuras e claras, conhecidas por marcas de praia ou marcas de concha de ostra. A aparência dessas marcas depende da frequência e da mudança no nível de carregamento, pois são formadas pelo atrito entre as superfícies de fratura. Seu avanço ocorre de maneira cíclica e a cada novo ciclo de tensão, uma marca de praia é incorporada à superfície da fratura.

O Estágio III corresponde a falha catastrófica. Neste estágio há a instabilidade estrutural, pois o material remanescente suporta a carga aplicada, incorrendo em uma fratura súbita e total. Enquanto houver tensões trativas a trinca continuará se propagando, até que a mesma adquira um comprimento suficiente para se tornar instável e induzir a fratura instantânea da seção restante. Nesta porção que se rompeu de maneira catastrófica, ocorre a formação de uma região com morfologia semelhante à da fratura frágil.

Na Figura 11 é ilustrada a macrografia da superfície de um trilho que falhou por fadiga. Nesta infere-se a nucleação da trinca na parte superior esquerda e observar a presença de marcas de praia características da fratura por fadiga. A área com textura fibrosa corresponde a porção que fraturou de maneira catastrófica.



Figura 11 – Macrografia da fratura de um trilho de trem que falhou por fadiga.

Fonte: Committee(2)

### 2.3.2 Ciclos de tensões

Em ensaios de fadiga, os tipos de tensões cíclicas mais encontrados são ciclos do tipo regular, ou seja, repetitivos e com velocidade constante durante cada teste. De modo geral, o carregamento não apresenta variação regular com o tempo (61)(66). Na Figura 12 são representados três ciclos reguladores de tensão, dois dele de forma senoidal e reversa.

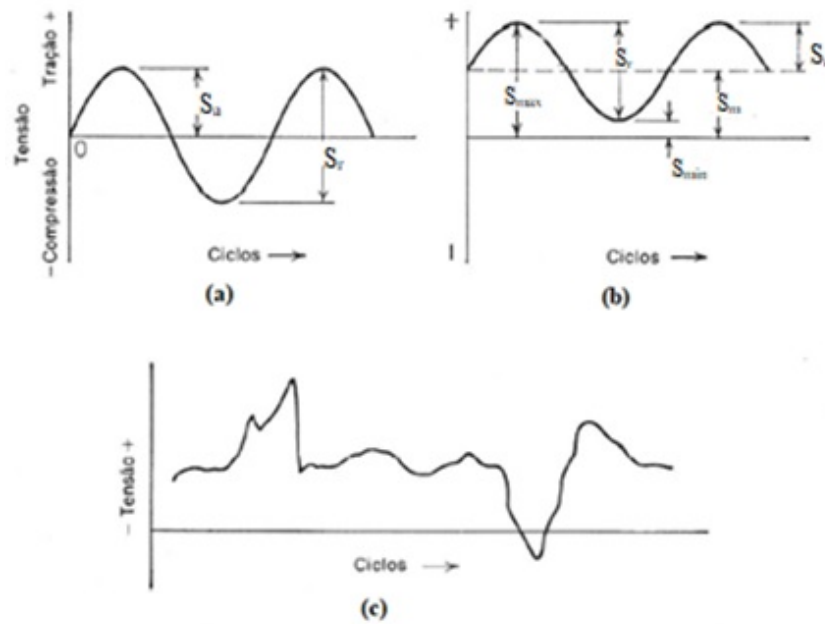


Figura 12 – Ciclos de variação de tensão em fadiga. (a) Tensão alternada ou reversa; (b) tensão flutuante; (c) tensão irregular

Fonte: Adaptado de Bacon e Dieter(62)

Na Figura 12 (a) é ilustrado um ciclo senoidal com variação de tensões, onde as tensões máximas e mínimas são iguais e de sinais opostos. As tensões máxima  $S_{max}$  e mínima  $S_{min}$  são, respectivamente, o maior e o menor valor algébrico de tensão do ciclo. Na Figura 12 (b) o ciclo representado se repete em torno de uma tensão média, sendo diferentes as tensões máximas e mínimas e, neste caso específico, apresenta somente tensões positivas. Observa-se ainda o intervalo de tensões  $S_r$  dado pela diferença algébrica das tensões máxima e mínima, conforme a EQ 2.1; a amplitude de tensão  $S_a$ , EQ 2.2; e a tensão média  $S_m$ , EQ 2.3. A EQ 2.4 refere-se a razão de variação das tensões (R). Na Figura 12 (c) é representado um ciclo irregular, onde a variação de tensão ocorre aleatoriamente, caracterizando este como um ciclo complexo (66)(62).

$$S_r = S_{max} - S_{min} \quad (2.1)$$

$$S_a = \frac{S_r}{2} = \frac{S_{max} - S_{min}}{2} \quad (2.2)$$

$$S_m = \frac{S_{max} + S_{min}}{2} \quad (2.3)$$

$$R = \frac{S_{min}}{S_{max}} \quad (2.4)$$

O ciclo de tensão pode assumir diversas formas (linear, senoidal, exponencial, triangular, parabólico, etc.). Nos ensaios, a onda senoidal é a mais frequente. A função que descreve as tensões é dada pela EQ 2.5.

$$S = S_m + S_a \sin \frac{2\pi t}{T} \tag{2.5}$$

Sendo  $T$ , o tempo para um ciclo completo (período).

Os ciclos podem ser classificados como unidirecionais ou bidirecionais. Os ciclos unidirecionais são aqueles que mudam sua magnitude, mas mantêm o mesmo sinal, enquanto os ciclos bidirecionais são aqueles que mudam a magnitude e o sinal (67). Na Figura 13 estão representadas diversas condições de aplicação de carregamento cíclico, assim como o comportamento dos parâmetros de tensões definidos através das equações 2.1 a 2.4.



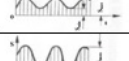
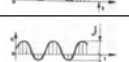
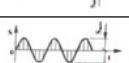
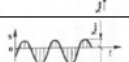
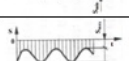
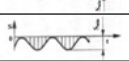

Condição	Tipo de carga	Tensões			
		$\frac{S_{max}}{S_{min}}$	$S_m$	$S_a$	$R$
	Constante (positivo)	$S_{max} = S_{min} > 0$	$S_{max} = S_{min}$	0	1
	Constante (negativo)	$S_{max} = S_{min} < 0$	$S_{max} = S_{min}$	0	1
	Cíclico em tração	$\frac{S_{max}}{S_{min}} > 0$	$> 0$	$\neq 0$	$0 < R < 1$
	Zero-tração	$\frac{S_{max}}{S_{min}} > 0$ $S_{min} = 0$	$1/2 S_{max}$	$1/2 S_{max}$	0
	Alternada	$\frac{S_{max}}{S_{min}} > 0$ $S_{min} < 0$ $S_{max} >  S_{min} $	$> 0$	$\neq 0$	$-1 < R < 0$
	Completamente reversa	$\frac{S_{max}}{S_{min}} = -\frac{S_{min}}{S_{max}} > 0$ $S_{min} < 0$	0	$S_{max} =  S_{min} $	-1
	Alternada	$\frac{S_{max}}{S_{min}} > 0$ $S_{min} < 0$ $S_{max} <  S_{min} $	$< 0$	$\neq 0$	$-\infty < R < -1$
	Cíclica em compressão	$\frac{S_{max}}{S_{min}} < 0$ $S_{min} < 0$	$< 0$	$\neq 0$	$1 < R < +\infty$
	Zero-compressão	$\frac{S_{max}}{S_{min}} = 0$ $S_{min} < 0$	$1/2 S_{min}$	$1/2  S_{min} $	$\pm\infty$

Figura 13 – Condições de carregamento e tensões aplicadas

Fonte: Adaptado de Kocanda(67)

O enfoque da presente tese de doutorado é com variação das tensões na forma senoidal e em tração.

### 2.3.3 A curva de Wöhler

A curva de Wöhler também conhecida como curva S-N é o principal método de apresentação de dados experimentais, onde a tensão,  $S$ , é apresentada, em gráfico, no eixo das ordenadas, contra o número de ciclos de tensões,  $N$ , suportados pelo corpo de prova até a fratura, no eixo das abcissas. Em geral, emprega-se em uma escala logarítmica o



valor de  $N$  e os valores de tensão calculados podem ser  $S_{max}$ ,  $S_{min}$  ou  $S_a$ , dependendo de qual tensão é mais significativa para os ensaios (62)(61).

Em ensaios com grande número de ciclos ( $N_f > 10^5$ ), a fadiga é considerada de alto ciclo. Para ensaios de fadiga de baixo ciclo ( $N_f < 10^4$ ), maiores cargas são utilizadas, a tensão aplicada pode ultrapassar o limite de escoamento e os ensaios costumam ser conduzidos com controle de deformação. Quanto menor a tensão aplicada, maior será o número de ciclos até a fratura, até chegar a um valor de tensão,  $S_e$ , definido como limite de fadiga, abaixo do qual não haveria falha por fadiga e o número de ciclos seria infinito. Analogamente,  $S_n$ , é o valor máximo da tensão suportada para um determinado número de ciclos sem o material se romper (66)(62).

Quanto ao procedimento experimental, devido a natureza aleatória do comportamento em fadiga, é necessário um grande número de ensaios para que se possa construir uma curva S-N. São utilizados vários corpos de prova para um mesmo nível de tensão, para superar a grande dispersão dos valores obtidos nos ensaios. A determinação dos pontos é iniciada por valores altos de  $S_{max}$ , onde a fratura do corpo de provas ocorrerá a um número baixo de ciclos. Após, é feita uma diminuição dos valores de tensão de forma progressiva até um ponto em que não ocorra a fratura (62)(68).

Na Figura 14 são representadas curvas S-N esquemáticas para aços e ligas não ferrosas. Observa-se que para os aços a curva apresenta um patamar correspondente ao limite de fadiga do material, enquanto para as ligas não-ferrosas de estrutura CFC, a curva decresce continuamente com o aumento do número de ciclos, nunca se tornando assintótica ao eixo das abscissas. Neste caso, tais materiais não apresentam um limite de resistência a fadiga e suas propriedades são definidas pela resistência à fadiga para um número arbitrário de ciclos. Para o alumínio e suas ligas o ensaio é, geralmente, interrompido em  $10^8$  ou  $5 \times 10^8$  ciclos, caso não tenha ocorrido a fratura (62)(63)(68)(61)(37).

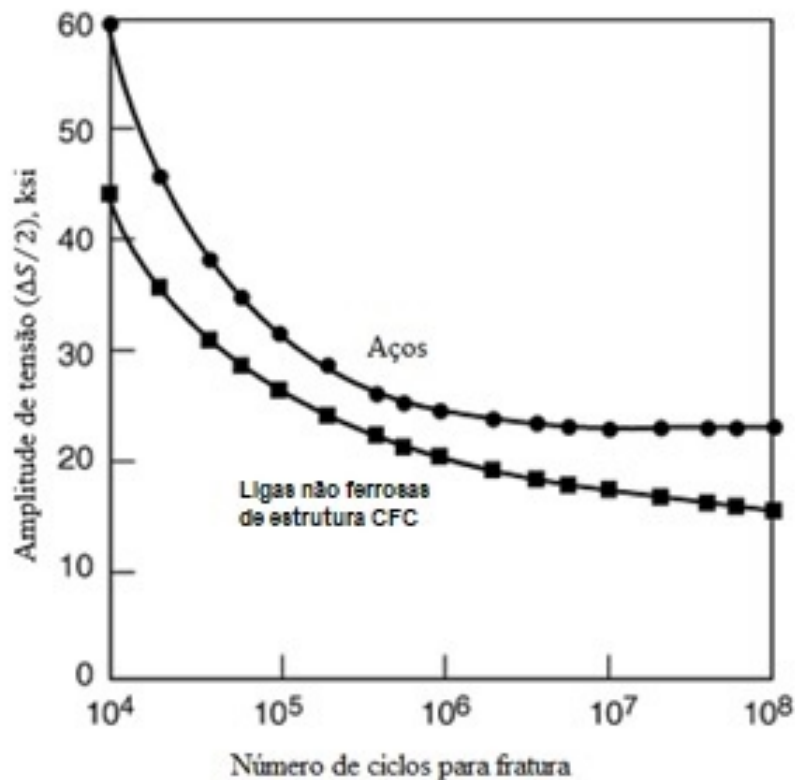


Figura 14 – Representação esquemática de curva S-N de materiais com limite de fadiga definido (assintoticamente nivelado) e para materiais que não apresentam um comportamento de resistência à fadiga com características continuamente decrescentes

Fonte: Adaptado de International(39)

#### 2.3.4 Fatores que influenciam na forma das curvas S-N

Existem alguns fatores que não influenciam ou induzem pouca influência nas propriedades estáticas dos materiais, mas que modificam de forma considerável os limites de resistência a fadiga. São fatores que alteram as condições de superfície, de forma macro ou micrométrica e afetam o comportamento descrito pelas curvas S-N, através de mudanças na estrutura do material ou na distribuição das tensões existentes. Os mais importantes são:

- Acabamento superficial, incluindo a existência de revestimentos e tensões residuais na superfície da peça;
- Geometria e tamanho da peça;
- Presença de concentradores de tensões;
- Condições de ensaio;

- Meio ambiente e temperatura;

### 2.3.4.1 Acabamento superficial

Quando não existem defeitos internos significativos, todas as falhas iniciam na superfície do componente, logo o acabamento superficial tem grande influência na resistência a fadiga. Corpos de prova produzidos com elevado polimento e baixa rugosidade tem resultados de fadiga melhores do que peças que apresentam acabamento superficial mais grosseiro. Na Figura 15 é apresentada a influência de vários tratamentos superficiais no limite de fadiga do aço.

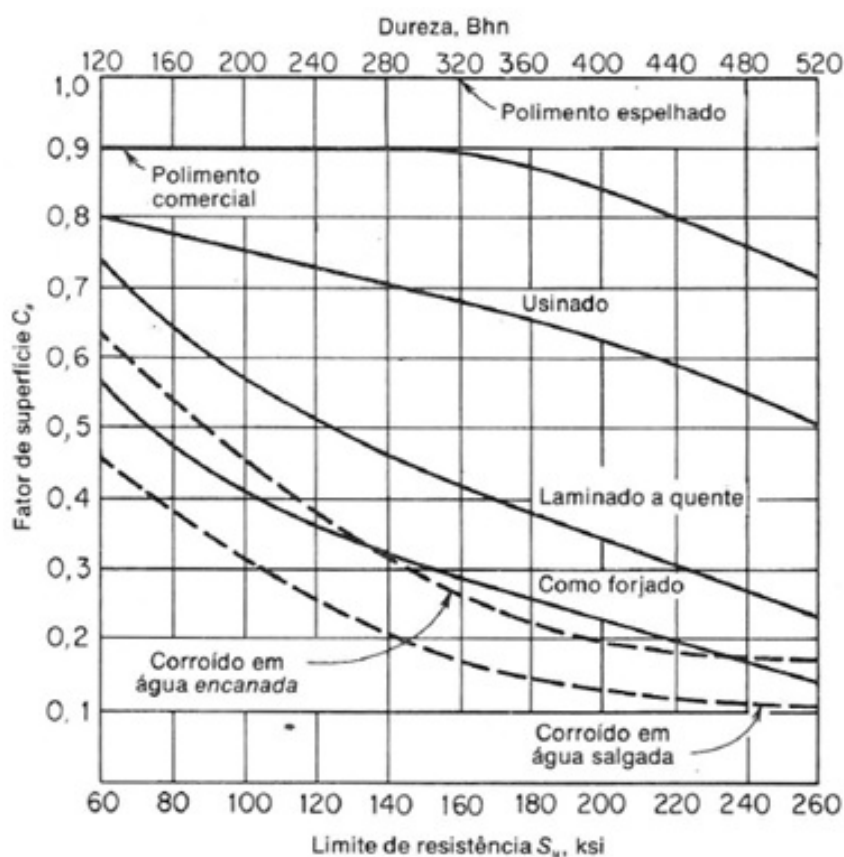


Figura 15 – Influência de tratamentos superficiais no limite de fadiga do aço

Fonte: Adaptado de Bacon e Dieter(62)

Essa sensibilidade às condições superficiais é devido ao fato de que superfícies mal-acabadas contém irregularidades, tais como riscos, poros e outros defeitos, que agem como entalhes, ocasionando concentração de tensões e tensões residuais que diminuem a resistência a fadiga do material (62)(69).

No presente trabalho, por se tratar de duas ligas de alumínio da série 5xxx produzidas por processos distintos (*DC* e *TRC*), podem existir diferenças na rugosidade, oriundas dos cilindros utilizados na laminação a frio, na superfície das chapas, e tais características

podem contribuir, juntamente com o acabamento da superfície proveniente dos cortes, para o comportamento em fadiga.

O revestimento e tratamentos superficiais também modificam a resistência. Tratamentos como cromação e niquelação, tendem a introduzir tensões residuais e porosidades, diminuindo a resistência a fadiga, enquanto tratamentos superficiais endurecedores, tendem a aumentar essa resistência por dificultarem a iniciação de trincas, principalmente em ensaios como fadiga com carga por torção ou flexão, além de acrescentar tensões compressivas favoráveis. Em geral, quanto mais alto o limite de resistência do material, maior é a influência do acabamento superficial no limite de fadiga (66)(62)(69).

É possível ainda modificar o desempenho em fadiga de uma peça através da formação de um estado favorável de tensões residuais de compressão na superfície. Por exemplo, considerando um corpo de prova metálico submetido a flexão, áreas de sua superfície foram deformadas por tração e uma parcela de deformação plástica foi gerada. Quando a força externa for retirada, as regiões deformadas plasticamente impedem que as regiões elásticas se recuperem e passem a uma condição de não deformadas, ocasionando tração residual nessas regiões tensionadas de maneira elástica e compressão residual nas regiões deformadas de maneira plástica. Tal estado promove um balanço de tensões ao longo da secção transversal da peça. Ao ser aplicada uma tensão externa em tração neste corpo de prova, ocorre uma superposição a tensão residual de compressão existente em um ponto da superfície, o que diminui a probabilidade de ocorrência de falha por fadiga neste ponto (62)(70).

Na Figura 16 é apresentado um componente mecânico submetido a esforços de flexão e a distribuição das tensões aplicadas e residuais deste sistema.

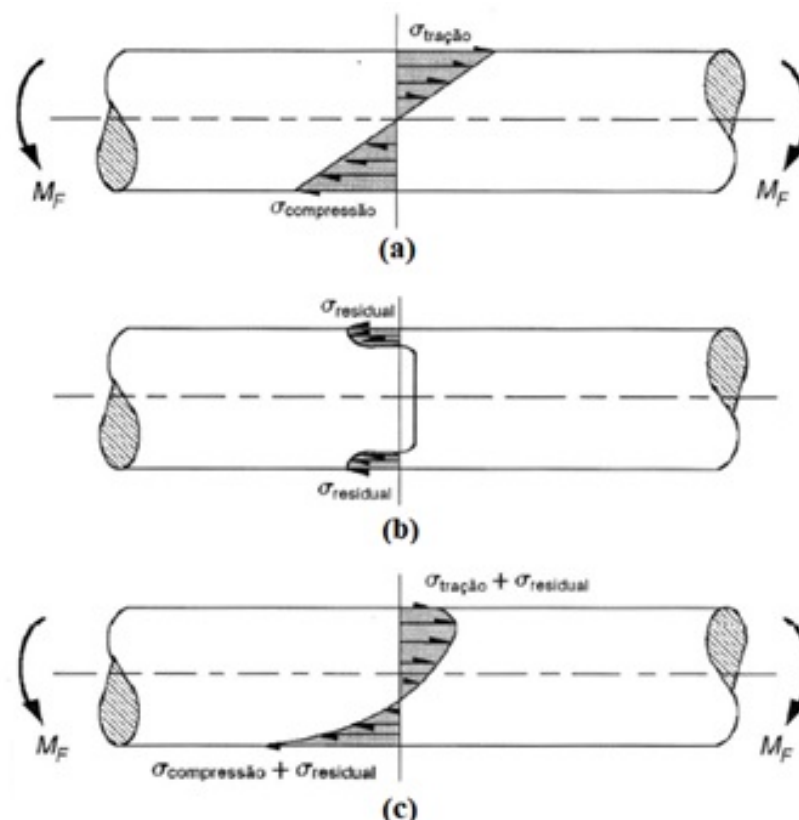


Figura 16 – Distribuição de tensões. (a) Flexão de barra sem tensão residual. (b) Tensão residual na superfície após tratamento superficial. (c) Flexão de barra com tensão residual

Fonte: Garcia, Spim e Santos(70)

Na Figura 16(a) é demonstrado a distribuição elástica de tensões residuais existentes em um corpo de prova sem existência de tensões residuais anteriores, quando submetido a um momento fletor. Na Figura 16(b) é representada uma distribuição de tensão residual onde altas tensões compressivas existentes na superfície são equilibradas por tensões residuais traçantes localizadas no interior da seção transversal. Na Figura 16(c) é observado a superposição das tensões de flexão externas e das tensões residuais, ocasionando redução da tensão traçante máxima na superfície por causa de uma igual quantidade de tensão residual compressiva, o que desloca o valor máximo de tensão de tração para um ponto no interior da peça e, conseqüentemente, dificulta o aparecimento de trincas por fadiga.

#### 2.3.4.2 Geometria, tamanho da peça e a presença de concentradores de tensões

Os corpos de provas preparados para ensaios de fadiga em laboratórios que visam determinar os limites de resistência, podem ser de três diferentes espécies: Corpos de prova usinados para ensaios, a própria peça que sofrerá fadiga ou um protótipo ou modelo da mesma, e ainda produtos acabados como barras ou chapas que podem ser ciclados

diretamente em máquinas apropriadas. No entanto, ensaios de fadiga são realizados em condições controladas e não é realista esperar que o limite de resistência de uma peça em estados de ciclagem real, se iguale os valores obtidos em laboratórios. Fatores como manufatura, ambiente e projeto, possuem influências no limite de resistência à fadiga dos materiais (60).

As diversas normas técnicas propostas para os ensaios de fadiga permitem variações no formato dos corpos de prova usinados, mas em geral, estes são de seção circular ou retangular, o centro de sua área útil possui uma dimensão mínima, apresentam biconicidade ao longo de seu comprimento e um raio grande e contínuo, que evita a concentração de tensões pela ausência de variações bruscas no dimensionamento das seções (70)(66).

A presença de descontinuidades geométricas, como entalhes, resulta em distribuições de tensão não uniformes nas proximidades destes defeitos e ocasiona uma concentração de tensões que é expressa por um fator de concentração de tensão teórico ( $K_t$ ), definido como a razão entre a tensão máxima no local da descontinuidade e a tensão nominal do material.

Em 1926, foi introduzido o conceito de fator de sensibilidade a partir da necessidade de caracterizar a redução da resistência mecânica diante de entalhes sob carregamentos cíclicos. Posteriormente, foi definido o fator de redução de resistência a fadiga,  $K_f$ , como a razão entre o limite de fadiga para um espécime não entalhado e o limite de fadiga de um espécime entalhado (63)(12), expresso através da EQ 2.6.

$$K_f = \frac{S_e}{S'_e} \quad (2.6)$$

Onde,  $S_e$  e  $S'_e$  são, respectivamente, o limite de fadiga para corpos de prova não entalhados e o limite de fadiga para corpos de prova entalhados. No caso do alumínio e suas ligas, por não apresentarem patamar na curva S-N, são utilizados  $S_n$  e  $S'_n$ , de significados análogos a  $S_e$  e  $S'_e$ , para um número específico de ciclos de tensões.

$K_f$  depende da severidade e do tipo de entalhe do material, assim como do tipo de carregamento e do nível de tensão. A severidade ao entalhe  $q$  é demonstrada através da EQ 2.7, e é válida mesmo ao se considerar um fator de tensão biaxial.

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (2.7)$$

A determinação de  $q$  é um dos principais motivos para se utilizar corpos de prova entalhados em um ensaio de fadiga, pois a fratura por fadiga é muito mais sensível à concentração de tensões que uma fratura do tipo dúctil. O valor de  $q$  pode variar de zero a 1, dependendo dos valores de  $K_t$  e  $K_f$ , sendo que caso  $q=0$ , o material não é sensível ao entalhe. Geralmente, quanto maior o diâmetro do corpo de prova e o seu limite de

resistência, maior será o valor de  $q$ ; materiais de granulação fina também apresentam maiores valores de  $q$ .

### 2.3.4.3 Efeito das condições de ensaio

A tensão média, em um ciclo não completamente reverso, provoca variações importantes no comportamento em fadiga. Dependendo da forma como uma tensão aplicada for combinada com uma componente de tensão alternada, a tensão média pode atuar abrindo ou fechando trincas presentes e modificando de forma significativa os valores de resistência a fadiga obtidos em ensaios (68). Na Figura 17 é exemplificado que, para uma dada tensão  $S$ , a vida em fadiga decresce com o aumento de  $S_m$ .

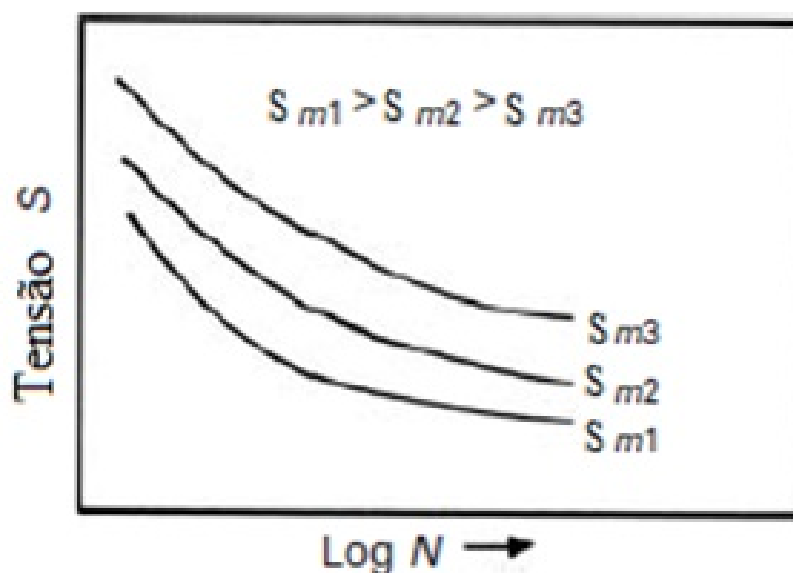


Figura 17 – Efeito da tensão média sobre a curva S-N

Fonte: Adaptado de Meyers e Chawla(68)

Diagramas em que as componentes de tensão média, tensão alternada e a resistência a fadiga estão correlacionados são construídos a fim de melhor observar o efeito causado pela tensão média. Tais modelos apresentam diferentes variáveis no eixo das abscissas e das ordenadas, tais como tensão média, tensão alternada, tensão máxima, razão de carregamento, entre outras.

A velocidade do ensaio não tem efeito significativo nos valores obtidos em testes, quando se empregam frequências de valores usuais (na faixa de 10.000 ciclos por minuto). No entanto para frequências mais altas pode ocorrer um pequeno aumento do limite de resistência a fadiga (62)(66).

#### 2.3.4.4 Meio ambiente e temperatura

O comportamento em fadiga também é influenciado pela atmosfera em que o material está imerso. A ação de tensões cíclicas aliada a meios ácidos ou básicos pode provocar aumentos ou reduções do limite de fadiga, e até exclusão de patamares da curva S-N. Materiais que apresentam limite de fadiga definido, quando ensaiados em meios corrosivos, não apresentam indicação do limite de fadiga. A chamada corrosão sob fadiga é fruto de um ambiente corrosivo e tensões cíclicas (66)(62).

Peças de alumínio, possuem melhor proteção contra corrosão, pela formação de óxido em sua superfície, mas marcas de ferramentas, entalhes e riscos aumentam a formação de pits, sendo que estes agem como concentradores de tensão e o ataque químico acelera a velocidade de propagação da trinca; a tensão cíclica, por sua vez, acelera a corrosão.

Acerca do efeito da temperatura, apesar da maioria dos componentes de equipamentos solicitados em fadiga, com exceção das peças de turbinas a vapor, não trabalham em altas temperaturas, estudos são feitos acerca do comportamento em fadiga de materiais em temperaturas diferentes da temperatura ambiente. Ao realizar ensaio em temperaturas inferiores à do ambiente, observa um aumento da resistência à fadiga do material, existindo uma dependência deste em relação ao tamanho de grão do corpo de prova da liga em avaliação (66).

Para ensaios em temperaturas superiores pode ocorrer o escoamento do material, a resistência cai rapidamente com a temperatura. Quando uma peça é projetada para trabalhar com temperatura acima da temperatura ambiente, é necessária a utilização de um fator de correção a ser aplicado na resistência à fadiga do material, pois este comportamento é observado em temperaturas acima de 50 °C. Para os aços, acima de 400 °C, o limite de resistência a fadiga deixa de existir devido a queda de sua resistência. Em temperaturas ainda mais altas, a ruptura passa a ser intercrystalina e se assemelha às rupturas encontradas em ensaios de fluência (66)(62).

### 2.3.5 Comportamento em fadiga

#### 2.3.5.1 Carregamento cíclico sob controle de tensão e sob controle de deformação

Em carregamentos cíclicos em regime elástico, tensão e deformação são relacionadas linearmente através do módulo elástico. Seja a tensão ( $S$ ) ou a deformação ( $\epsilon$ ) como função controladora, os pontos 0 (zero),  $S$  ou  $\epsilon$  máximos, e  $S$  ou  $\epsilon$  mínimos, são situados na mesma curva cíclica de tensão-deformação. Em cargas cíclicas que inserem deformações plásticas no material isso não ocorre da mesma maneira.

Conforme demonstrado na Figura 18, ocorre carregamento em tração até o ponto  $a$ , onde ocorre um descarregamento, e um carregamento em compressão até o ponto  $b$ , onde a tensão é descarregada e invertida para tração, voltando ao ponto  $a$ , formando um laço



de histerese que possibilita descrever o comportamento de um material sob carregamento cíclico.

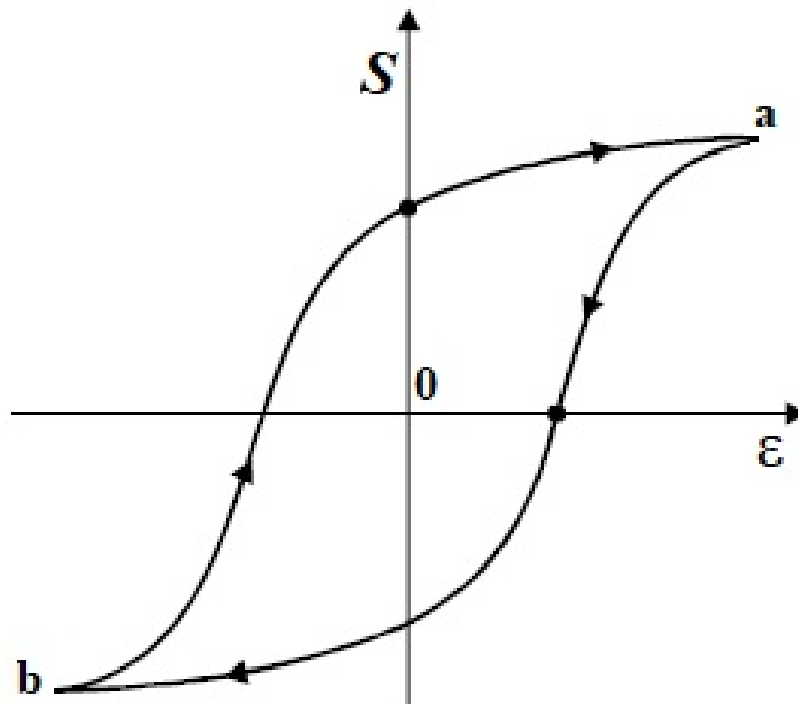


Figura 18 – Laço de histerese para um material elasto-plástico em carregamento cíclico

Fonte: Adaptado de Meyers e Chawla(68)

Em ciclagens sob controle de tensão, a amplitude,  $S_a$ , é constante pois a tensão oscila entre dois extremos, mas a deformação varia e a resistência dos materiais podem aumentar quando os mesmos são submetidos ao ciclamento. Este comportamento é chamado de endurecimento cíclico, onde a deformação diminui sob o mesmo nível de tensão durante a ciclagem. Pode ocorrer também o chamado amolecimento cíclico quando para uma amplitude de tensão constante, ocorre aumento nas deformações do material. Em ciclagens sob controle de deformação, a amplitude de deformação,  $\epsilon_a$ , é constante e, ocorrendo endurecimento cíclico, são necessários maiores valores de tensão para ocorrer deformação do material. E, ocorrendo amolecimento cíclico, a deformação ocorre para menores valores de tensão (62).

Na Figura 19 estão representados os fenômenos de amolecimento e endurecimento cíclico.

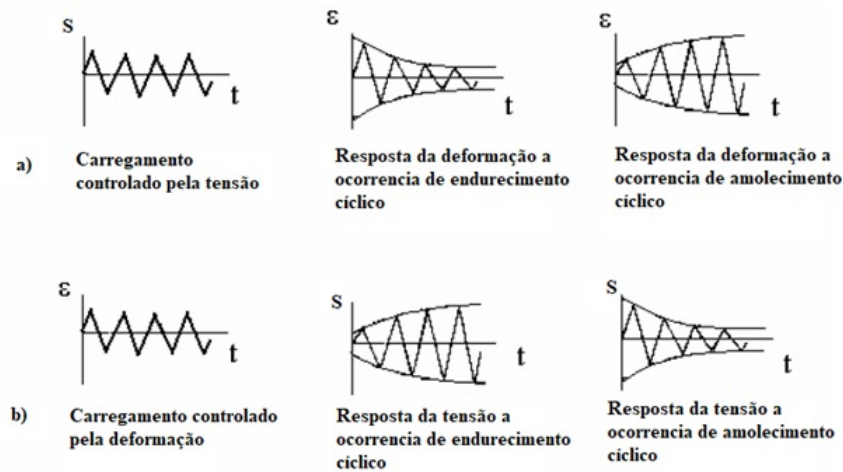


Figura 19 – Carregamento cíclico de um material. (a) sob controle de tensão; (b) sob controle de deformação.

Fonte: Adaptado de Suresh(11)

## 2.4 ASPECTO DA FADIGA EM LIGAS DE ALUMINIO

Acerca do comportamento microestrutural das ligas de Al sob carregamento cíclico, tem-se que durante um ensaio de fadiga, com a ciclagem de deformação plástica, ocorre um aumento da densidade de discordâncias, o que ocasiona um endurecimento do material. Em um determinado momento ao longo da ciclagem, as discordâncias atingem uma configuração estável para aquele material e para deformação cíclica imposta. A continuação da ciclagem pode causar, em seguida, um rearranjo de discordâncias em uma configuração que apresenta menor resistência à deformação e, conseqüentemente, um amolecimento do material. Este fenômeno é observado, em geral, em materiais inicialmente macios e com baixa densidade de discordâncias. No alumínio, por sua alta energia de falha de empilhamento (EFE), as discordâncias presentes possuem grande facilidade para deslizamento cruzado, portanto, apresentam uma grande mobilidade. Tais materiais quando inicialmente endurecidos, apresentam amolecimento cíclico, e quando inicialmente macios, apresentam endurecimento cíclico (68).

Majchrowicz et al.(3), observou este fenômeno em ensaios de fadiga de alto ciclo, sob controle de tensão e  $R=0,1$ , para a liga de alumínio AA 5483 nas condições de grãos ultrafinos (UFG), obtida por hidroextrusão e de grãos grosseiros (CG), cuja composição química é apresentada na Tabela 5.

Tabela 5 – Composição química da liga AA 5483 (3)

Liga	Elementos (% em massa)			
	Mg	Mn	Zr	Al
AA 5483	4,64	0,91	0,095	Restante

Como o amolecimento / endurecimento cíclico revela uma perda / ganho de resistência dos materiais durante o carregamento cíclico, Majchrowicz et al.(3), efetuou medições de microdureza antes e depois dos ensaios de fadiga para obter uma indicação de tal comportamento nas ligas em estudo.

Na Figura 20 são apresentadas as curvas S-N para a liga de alumínio AA 5483 nas condições UFG e CG em diferentes temperaturas. É observado uma melhoria significativa da resistência à fadiga no caso da liga AA 5483 UFG em comparação com a liga AA 5483 CG à temperatura ambiente (25 °C), o limite de fadiga aumenta de 101 para 138 MPa.

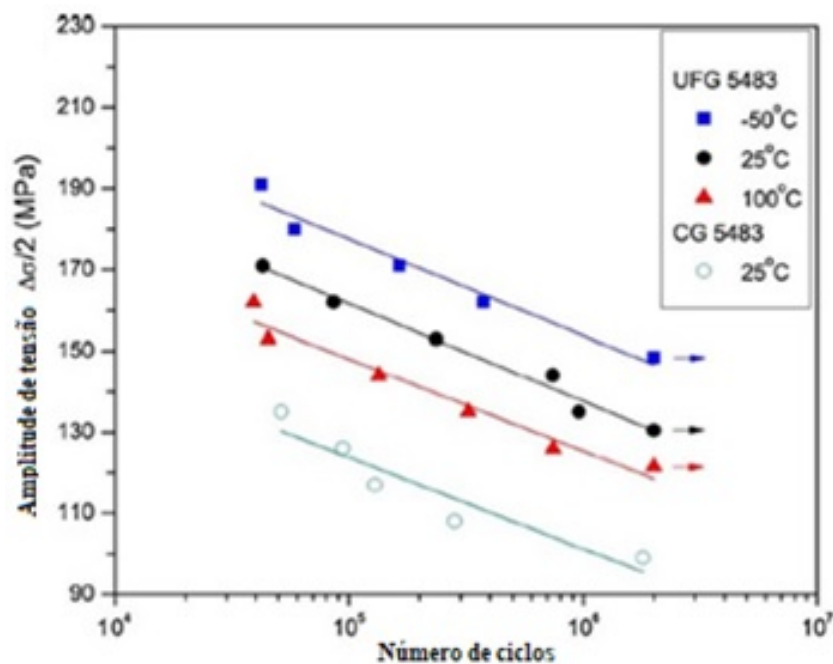


Figura 20 – Curvas representando a amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ) versus número de ciclos até a falha.

Fonte: Adaptado de Majchrowicz et al.(3)

Na Figura 21 são apresentadas as alterações na microdureza para AA5483 UFG e AA5483 CG, testadas em diferentes amplitudes de tensão e temperatura de 25 °C.

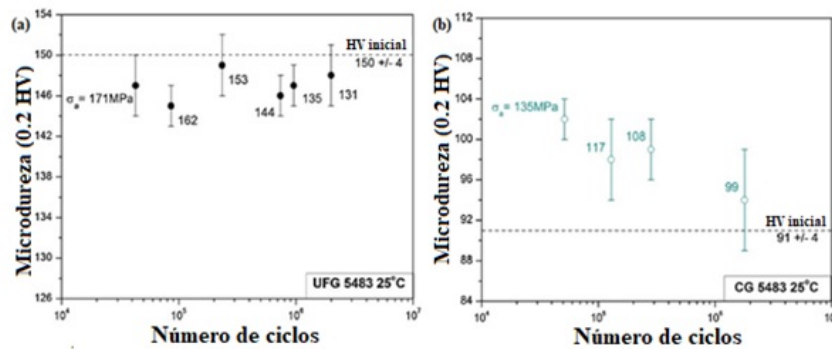


Figura 21 – Microdureza após o ensaio de fadiga. (a) AA 5483 UFG; (b) AA 5483 CG.

Fonte: Adaptado de Majchrowicz et al.(3)

Para AA 5483 UFG, após a fadiga, os valores de microdureza diminuem com o aumento da amplitude de tensão aplicada. Já para AA 5483 CG, observa-se o endurecimento cíclico, pois os valores de microdureza aumentam com o crescimento dos valores de amplitude de tensão aplicados e atinge o maior valor para  $S_a=135$  MPa.

Tais dados são corroborados pelo estudo das microestruturas das ligas através do MET, onde é observado um aumento da densidade de discordâncias na liga AA 5483 CG, após o ensaio de fadiga (de 0,11 a 0,30  $\times 10^{14} m^{-2}$ ), e uma diminuição da densidade de discordâncias na liga AA 5483 UFG (de 4,28 a 2,32  $\times 10^{14} m^{-2}$ ), provavelmente devido a um processo de recuperação induzido pelo ensaio de fadiga, como pode ser observado na Figura 22.

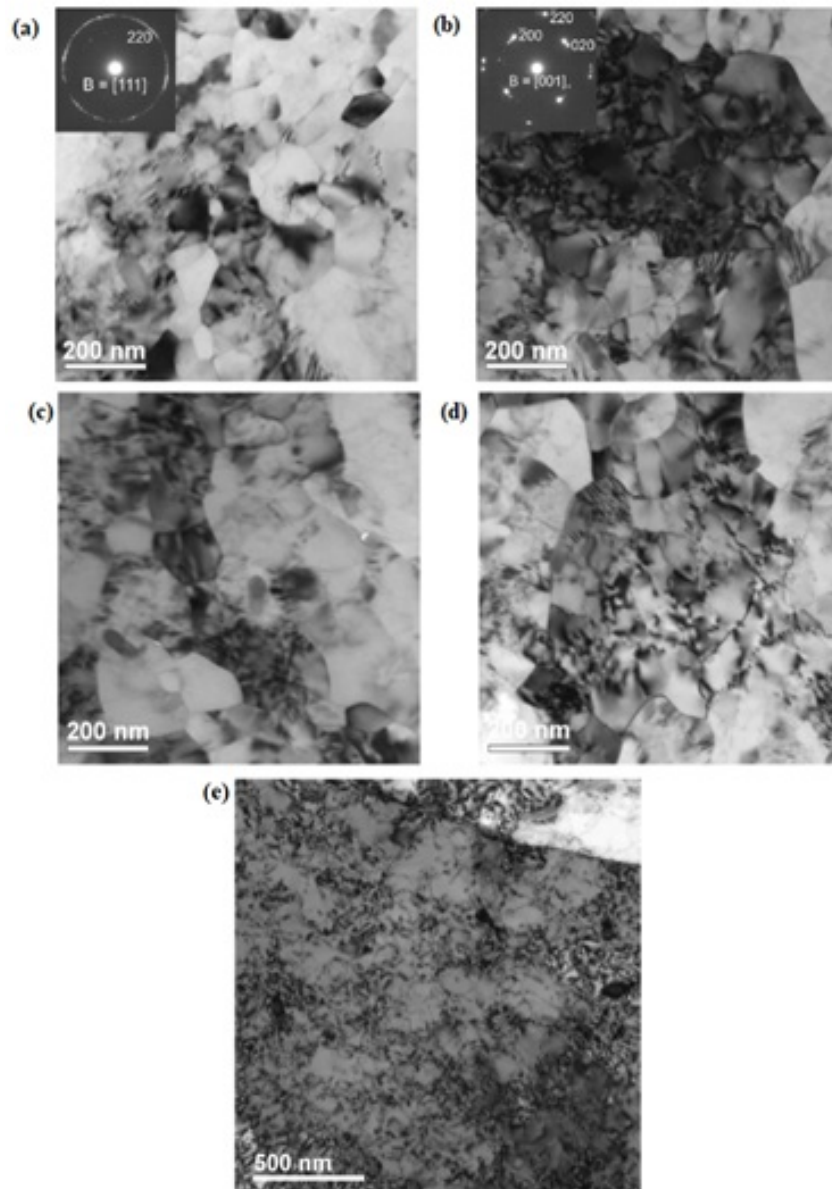


Figura 22 – Imagens de MET da liga de alumínio AA5483 UFG: (a, b) antes do ensaio de fadiga e (c, d) após o ensaio de fadiga; liga AA 5483 CG após o ensaio de fadiga com  $S_a=135$  MPa.

Fonte: Adaptado de Majchrowicz et al.(3)

A presença de Mg em solução sólida na matriz metálica das ligas de alumínio, altera a energia interna do sistema, pois influencia a densidade e a distribuição de discordâncias. Esta influência se traduz no processo de deformação a frio através do favorecimento dos processos de recuperação e recristalização em tratamentos térmicos posteriores, como recozimento. Como também nos processos de deformação a morno e a quente, favorecendo a recuperação e/ou recristalização, esta última só na deformação a quente, de forma dinâmica e estática. Assim, o Mg em solução sólida ocasiona distorções na rede CFC do alumínio, o que pode alterar sua energia de falha de empilhamento (EFE), pois os átomos

de Mg tendem a migrar e segregar ao redor das discordâncias, formando atmosferas de soluto em volta destas, o que gera restrição da mobilidade, ocasionada pelo bloqueio de escorregamentos do tipo deslizamento cruzado (cross-slip), e por consequência, favorece o encruamento (36).

Acerca do estudo dos mecanismos de deformação em ligas da série 5XXX, Li et al.(4), identificaram diferentes mecanismos de encruamento em ligas AA 5052, ao deformar, chapas recozidas de 3 mm de espessura de maneira mecânica e eletromagnética, utilizando os mesmos níveis de tensão. A composição química da liga é apresentada na Tabela 6.

Tabela 6 – Composição química da liga AA 5052(4)

Liga	Elementos (% em massa)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Al
AA 5052	0,40	0,40	0,10	0,15-0,40	2,0-2,8	0,15	Restante

Nas Figuras 23 e 24, respectivamente, são apresentadas micrografias obtidas com auxílio do MET da liga AA 5052 antes do processo de deformação, e após os processos de deformação mecânica e eletromagnética, onde é possível observar que a liga em seu estado original, apresenta poucas e espaçadas discordâncias.

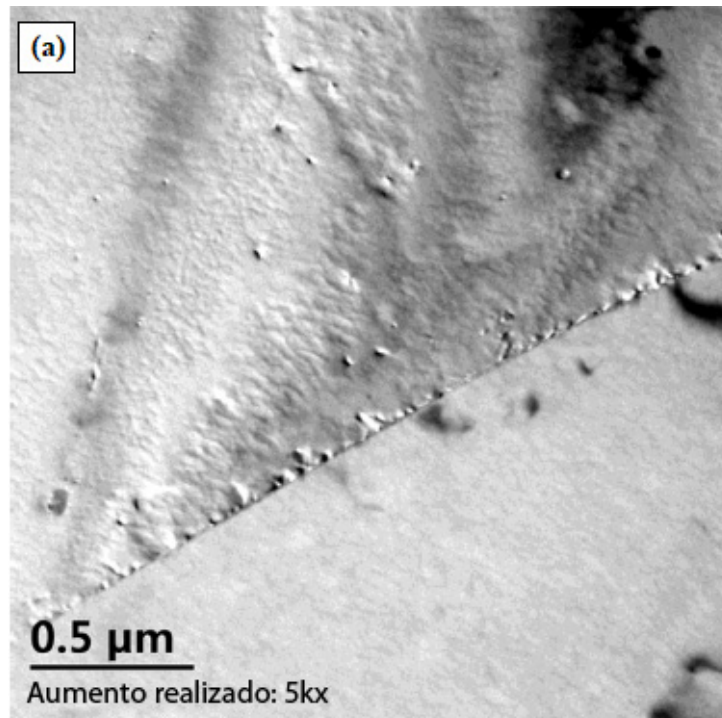


Figura 23 – Micrografia obtida com auxílio de MET, em modo campo claro, da liga de alumínio AA 5052 antes de passar pelos processos de conformação mecânica.

Fonte: Li et al.(4)

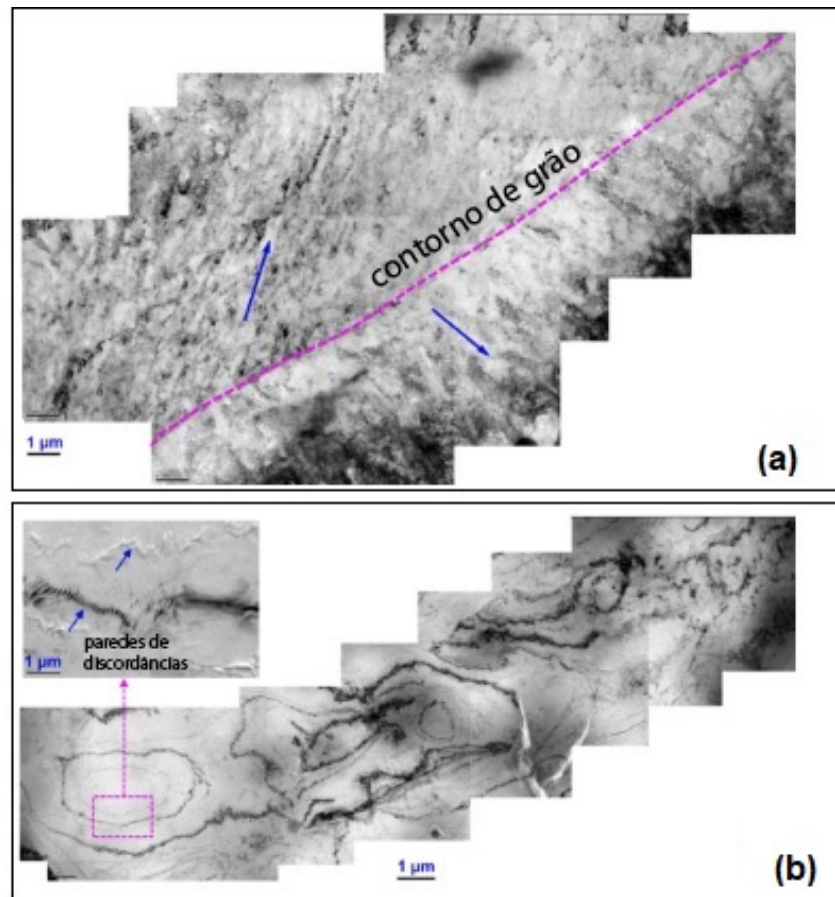


Figura 24 – Micrografias oriundas de análise no MET, em modo campo claro, da liga de alumínio AA 5052 (a) após deformação mecânica; (b) após deformação eletromagnética.

Fonte: Li et al.(4)

Na Figura 24(a) é possível observar a presença de uma alta densidade de discordâncias, ao longo da direção indicada pela seta azul, o que pode indicar que o deslizamento planar (*planar slip*) é predominante na microestrutura da liga deformada mecanicamente. Na Figura 24(b), são exibidas células de discordâncias de aparência alongada e o mecanismo de deslizamento predominante é o deslizamento cruzado (*cross slip*).

Wang et al.(7), realizaram estudos utilizando chapas recozidas, com 3 mm de espessura, da liga AA 5052, deformadas eletromagneticamente e ensaiadas em fadiga na condição de tração uniaxial. As chapas foram submetidas, primeiramente a um abaulamento (deformação) através de dispositivo de conformação eletromagnética, e posteriormente os CP's foram extraídos conforme demonstrado na Figura 25.

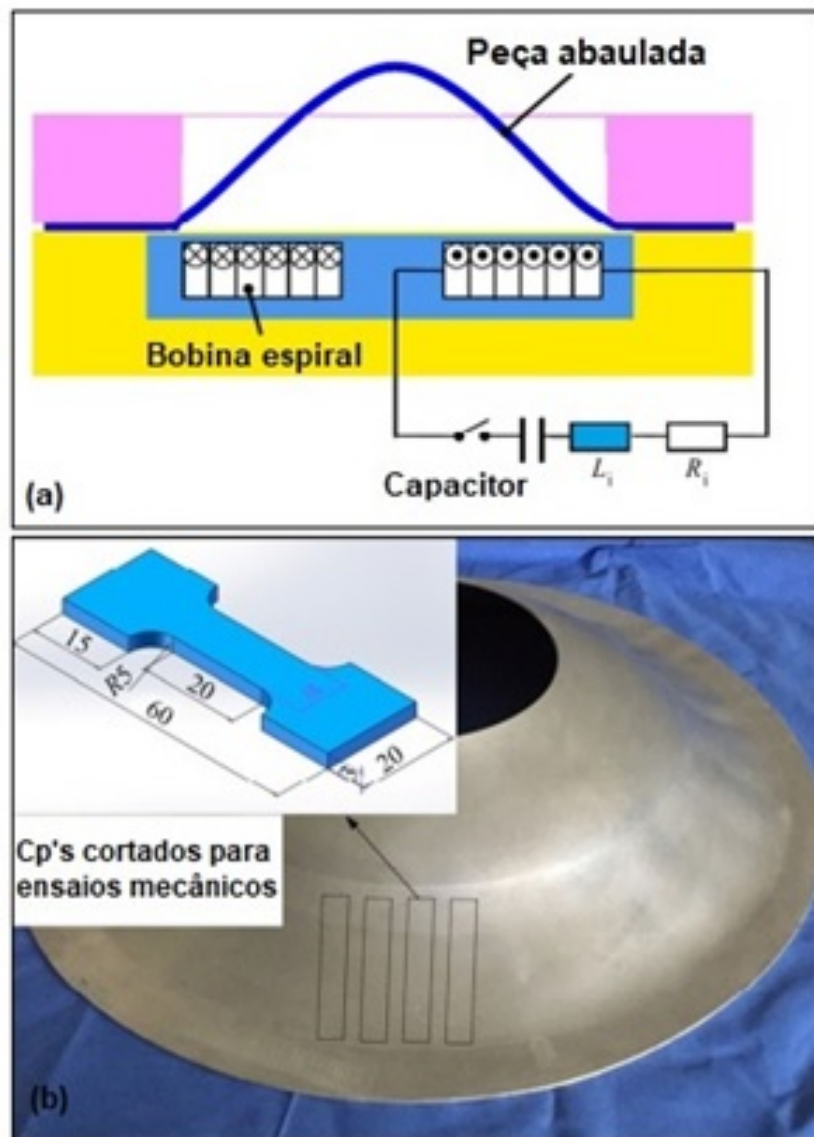


Figura 25 – (a) Desenho esquemático do aparelho de conformação eletromagnética, e (b) posição de extração e dimensionamento dos CP's em mm.

Fonte: Wang et al.(7)

Na Figura 26 são apresentadas micrografias de oriundas de análise no MET, em modo campo claro, da liga de alumínio AA 5052 após deformação mecânica e após deformação eletromagnética.



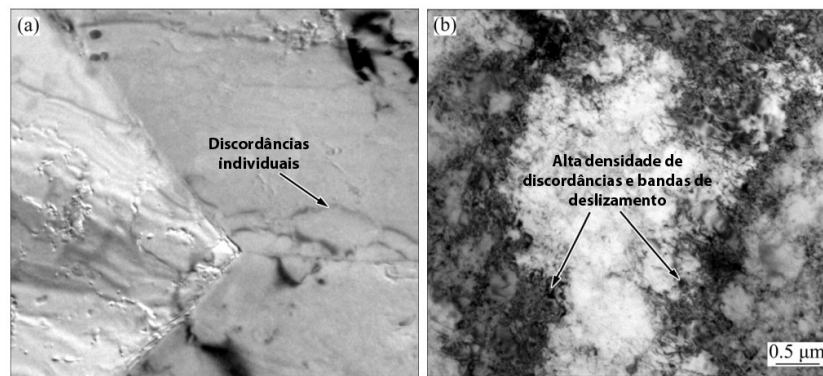


Figura 26 – Micrografias oriundas de análise no MET, em modo campo claro, da liga de alumínio AA 5052 (a) após deformação mecânica; (b) após deformação eletromagnética.

Fonte: Wang et al.(7)

Na Figura 26(a) podem ser vistas poucas discordâncias, enquanto na Figura 26(b) uma alta densidade de discordâncias é apresentada, o que indica que o processo de deformação eletromagnética induziu a geração de um grande número de discordâncias no material.

As curvas tensão x deformação e S-N da liga AA 5052, original e abaulada estão representadas na Figura 27.

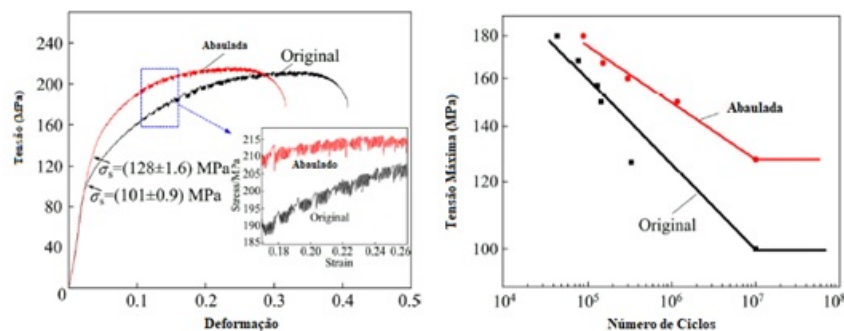


Figura 27 – Curvas Tensão x Deformação e S-N da liga AA 5052, original e abaulada.

Fonte: Wang et al.(7)

Sobre a curva tensão x deformação, os valores de tensão máxima são próximos. Observa-se serrilhados nas curvas causados pelo efeito Portevin-Le Chatelier, ou comportamento de envelhecimento dinâmico, onde a interação entre discordâncias e átomos de Mg resulta em deformações localizadas.

Acerca dos resultados de fadiga plotados na curva S-N da Figura 27, a liga AA 5052 abaulada eletromagneticamente apresentou limite de fadiga (130 MPa) superior ao

da amostra original (100 MPa). Tal comportamento pode ser explicado pelo encruamento gerado pelas atmosferas de soluto (Mg) da liga juntamente com a alta densidade de discordâncias geradas pelo processo de deformação eletromagnética. Estes fenômenos associados ao deslizamento cruzado, como movimento predominante nas interações de discordâncias em CP's deformados eletromagneticamente, garante melhores resultados de fadiga quando comparados as ligas deformadas mecanicamente.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

A presente tese de doutorado traz um estudo detalhado acerca da influência do método de corte no comportamento em fadiga, sob condição de tração uniaxial de chapas finas laminadas a frio das ligas AA 5052 e AA 5050C, inicialmente processadas por fundição direta (*DC*) e fundição contínua de chapas (*TRC*), respectivamente. Entre as técnicas que foram utilizadas para avaliar as duas ligas, nas condições como recebidas e submetidas a dois métodos de corte (jato d'água e eletroerosão a fio), destaca-se: microscopia eletrônica de varredura (MEV) associada aos detectores de elétrons secundários (*Secondary Electron - SE*), de elétrons retroespalhados (*Backscattering Electron - BSE*), de Espectroscopia de Raios X de Energia Dispersiva (*X-Ray Energy Dispersive Spectrometry - EDS*), Difração de Elétrons Retroespalhados (*Electron Backscatter Diffraction - EBSD*); microscopia eletrônica de transmissão (MET) associada ao espectrometro de EDS; ultramicrodureza instrumentada; difração de Raios X para estimativa da densidade de discordâncias e ensaios de fadiga em condição de tração uniaxial.

#### 3.1 MATERIAIS

Os materiais estudados na presente tese de doutorado consistem em duas ligas de alumínio da série 5XXX, AA 5052 e AA 5050C. As composições químicas das ligas foram fornecidas pela CBA e estão descritas na Tabela 7

Tabela 7 – Composição química das ligas de alumínio AA 5052 e AA 5050C fornecidas pela Companhia Brasileira de Alumínio (CBA).

Ligas	Elementos (% em massa)							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Al
5052 H34	0,06	0,26	0,06	0,06	2,41	0,20	0,01	Restante
5050C H34	0,07	0,47	0,36	0,10	1,39	0,00	0,04	Restante

As ligas foram produzidas por distintos processos de partida, sendo a primeira via fundição direta (*DC*) e a segunda por fundição contínua de chapas (*TRC*), e posteriormente submetidas a uma rota de processamento até a obtenção de chapas finas, conforme a Figura 28.

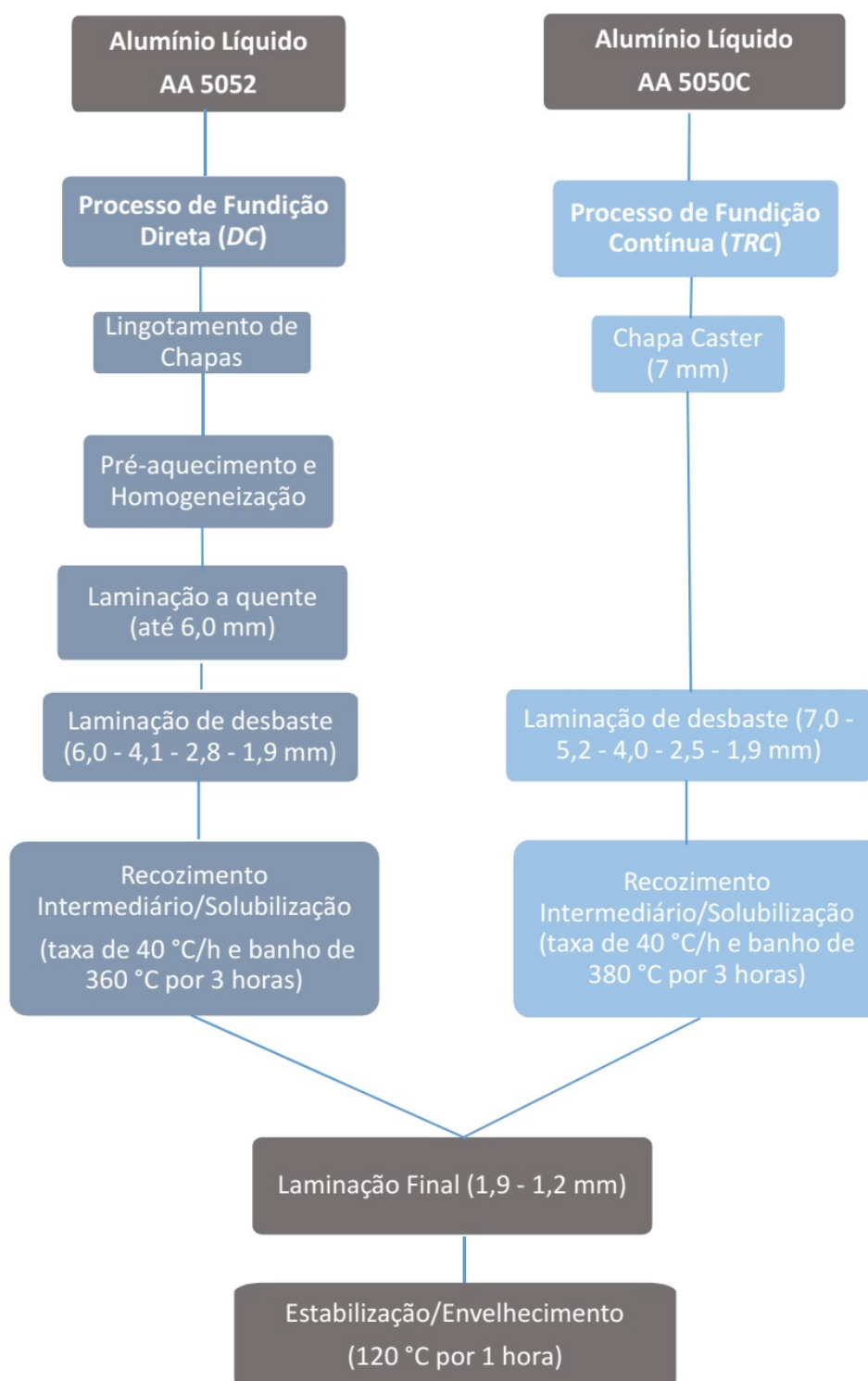


Figura 28 – Rotas de processamento da CBA para as ligas AA 5052 e AA 5050C em estudo

As propriedades mecânicas descritas na Tabela 8, respeitando as condições de ensaio de tração uniaxial adotadas pela empresa fornecedora para liberação do produto, foram avaliadas a partir do que foi explorado na dissertação de mestrado de BARONY(5),

que antecederam o estudo da presente tese de doutorado. As chapas foram fornecidas no ano de 2018 pela empresa Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), situada em Alumínio / SP, com aproximadamente 1,20 mm de espessura na condição final laminada a frio e recozida/estabilizada.

A etapa de tratamento térmico, indicada na Figura 28, de recozimento intermediário/solubilização é necessária para dissolução de quaisquer fases precipitadas, estável ou metaestável, que estejam presentes após as etapas de lingotamento e laminação. Já a etapa de tratamento térmico de estabilização/envelhecimento é utilizada para induzir a precipitação artificialmente nas ligas da série 5XXX de maneira uniforme e homogênea, garantindo a estabilização das propriedades mecânicas das chapas produzidas na condição envelhecida, sem ocorrência de posterior envelhecimento natural, caso haja necessidade de estocagem das chapas para garantir o manutenção das propriedades.

Cabe ressaltar, conforme observado na Figura 28, que as chapas em estudo sofreram reduções diferentes nas etapas anteriores ao processo de recozimento intermediário/Solubilização.

Tabela 8 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de tração uniaxial realizado com velocidade de deformação de 7 mm/min (Adaptado de BARONY(5)).

Propriedades	AA 5052	AA 5050C
Limite de Escoamento ( $\sigma_e$ ) (MPa)	254,26 $\pm$ 6,13	169,88 $\pm$ 0,41
Módulo de Elasticidade (E) (GPa)	71,84 $\pm$ 6,36	73,52 $\pm$ 13,38
Limite de Resistência à Tração (LRT) (MPa)	298,91 $\pm$ 20,47	209,46 $\pm$ 0,48
Alongamento (%)	9,85 $\pm$ 0,25	8,35 $\pm$ 0,19

## 3.2 MÉTODOS

Na Figura 29 é mostrado um fluxograma dos procedimentos experimentais deste trabalho e descritos nos itens posteriores.

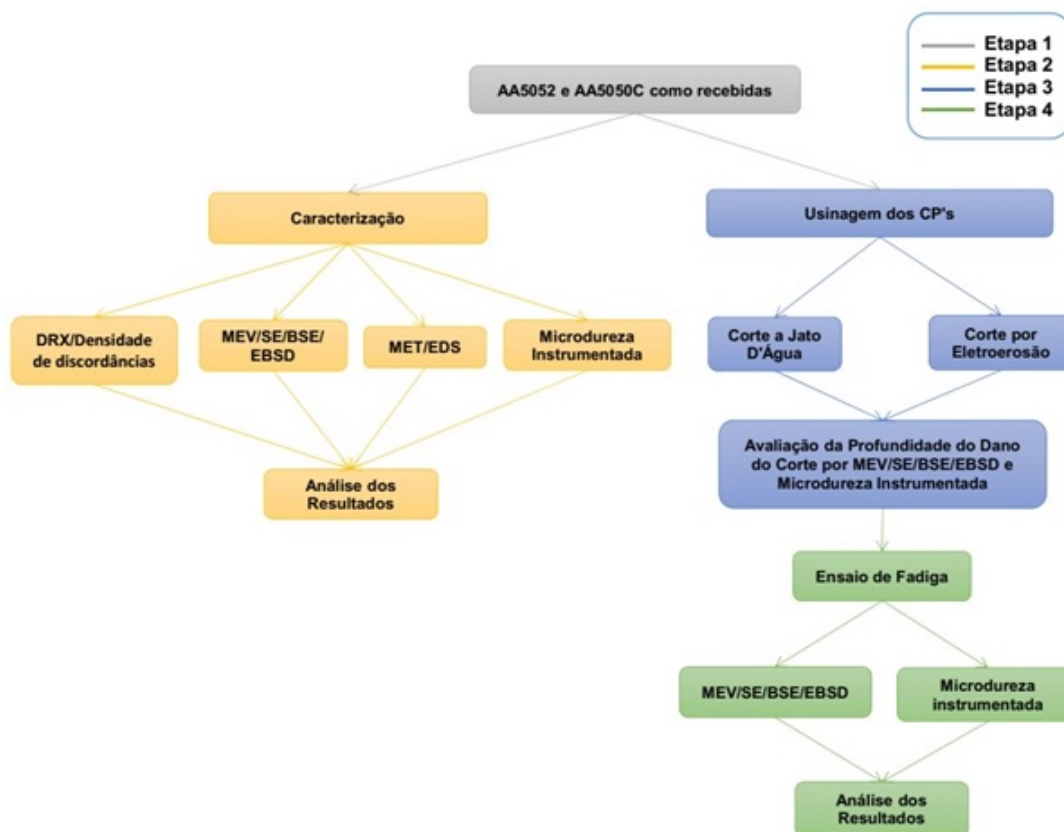


Figura 29 – Fluxograma das atividades desenvolvidas no presente trabalho.

### 3.2.1 Corte dos corpos de prova

Os corpos de prova (CP) foram produzidos por cortes a jato d'água abrasivo (*Abrasive Water Jet Machining - AWJM*) e por eletroerosão a fio (*Wired Electrical Discharge Machining - WEDM*) a partir das chapas laminadas fornecidas pela CBA, com aproximadamente 1,2 mm de espessura. A justificativa para a escolha destes métodos se deve ao fato do corte por jato d'água ser uma opção de processo industrial para confecção de peças para fabricação de veículos automotores destas ligas, conforme elucidado na introdução da presente tese. Por outro lado, o corte por eletroerosão a fio por ser um método conhecido por gerar menos danos na preparação de corpos de prova para ensaios de fadiga, minimizando com isto o efeito do corte na falha por fadiga (8)(56)(29).

O dimensionamento dos CPs foi efetuado conforme a norma ASTM E606/E606M (1) e estão representados na Figura 30.

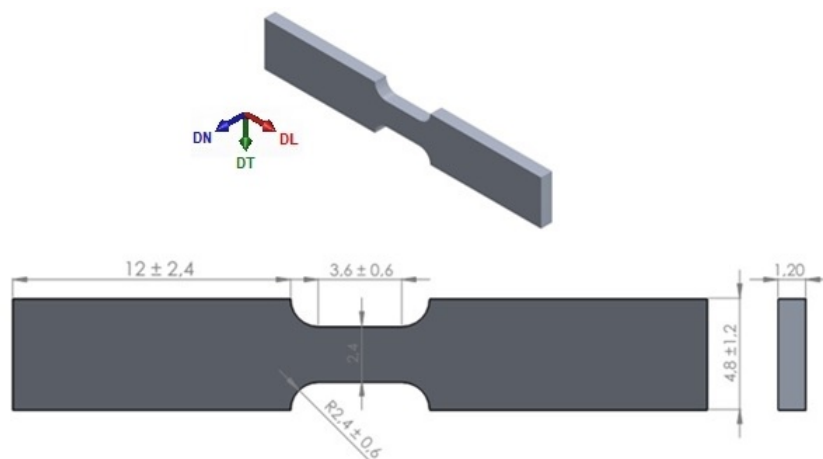


Figura 30 – Corpo de prova utilizado nos ensaios de fadiga, unidades em mm, baseado na norma ASTM E606/E606M (1)

Para o corte a jato d'água abrasivo foi utilizado o equipamento Dardi DWJ 2030-FB, instalado na Indústria de Material Bélico do Brasil (IMBEL) / Fábrica de Material de Comunicações e Eletrônica (FMCE), Rio de Janeiro / RJ, do Exército brasileiro. O abrasivo utilizado foi o Garnet Mesh 80, composto de minério marrom avermelhado (granada), com dureza de 8 mohs, e uma estrutura cristalina de doze lados com arestas afiadas (dodecaedro rômico).

O corte por eletroerosão a fio foi realizado pela empresa Erodrath Serviços de Ferramentaria Ltda, Rio de Janeiro/RJ, utilizando o equipamento Robofil Charmilles 380, com eletrodo de latão e utilizando água deionizada como dielétrico.

Em ambos os cortes os parâmetros adotados foram aqueles estabelecidos como condições consideradas otimizadas pelas empresas que realizaram os serviços e não divulgadas para publicação.

### 3.2.2 Ensaios de fadiga

No estudo de BARONY(5), foram determinados o limite de resistência à tração (LTR), o limite de escoamento ( $\sigma_e$ ) e o alongamento ( $\Delta l$ ) das ligas AA 5052 e AA 5050C, conforme 7, e através destes dados foram estimadas as tensões máximas dos ensaios de fadiga, como 200 MPa para a liga AA 5052 e 140 MPa para a liga AA 5050C. Tais valores correspondem a, aproximadamente, 80% do limite de escoamento e 2/3 do limite de resistência a tração dos materiais, com base nos valores destas propriedades determinadas por BARONY(5) e destacadas na Tabela 7. Os valores de tensão mínima foram de 20 MPa e a frequência dos ciclos em 40 Hz. É importante salientar que foram testadas tensões máximas de limite de escoamento de 50, 60 e 70% deste, porém ao se atingir um número de ciclos 108 não se observava a ruptura nos corpos de provas cortados por eletroerosão a fio e nem por jato d'água com lixamento da superfície da sangria de corte. E tão somente com

80% do limite de escoamento foi observada a fratura nestas condições de corte, justificando a escolha deste parâmetro para atribuição da tensão máxima.

A priori foram testados cinco CPs de cada liga previamente confeccionados em dois processos de corte distintos, cortes a jato d'água abrasivo e por eletroerosão a fio, totalizando vinte corpos de provas, que foram utilizados para avaliar os processos de corte no estudo em fadiga.

Após os corpos de prova serem cortados via jato d'água, a superfície de corte, foi submetida ao lixamento mecânico utilizando lixas metalográficas de granulometrias de 600, 800, 1200, e 1500 mesh com o objetivo de uniformizar a superfície de corte dos CPs e eliminar grandes concentradores de tensão que pudessem interferir no ensaio de fadiga. Por outro lado, os CPs resultantes do corte via eletroerosão foram utilizados nos ensaios de fadiga sem nenhuma preparação prévia.

Os CPs foram ensaiados a temperatura ambiente em máquinas de fadiga, do tipo servo-hidráulica, distintas com carregamento cíclico em tração, ambas localizadas no Laboratório de Ensaio Mecânicos (LEM) do Instituto Militar de Engenharia IME:

- MTS Landmark, com capacidade de 35 kN (Figura 31);
- INSTRON, modelo 8874, com capacidade 25 kN (Figura 32).



Figura 31 – Máquina de fadiga servo hidráulica MTS Landmark, com capacidade de 35 kN



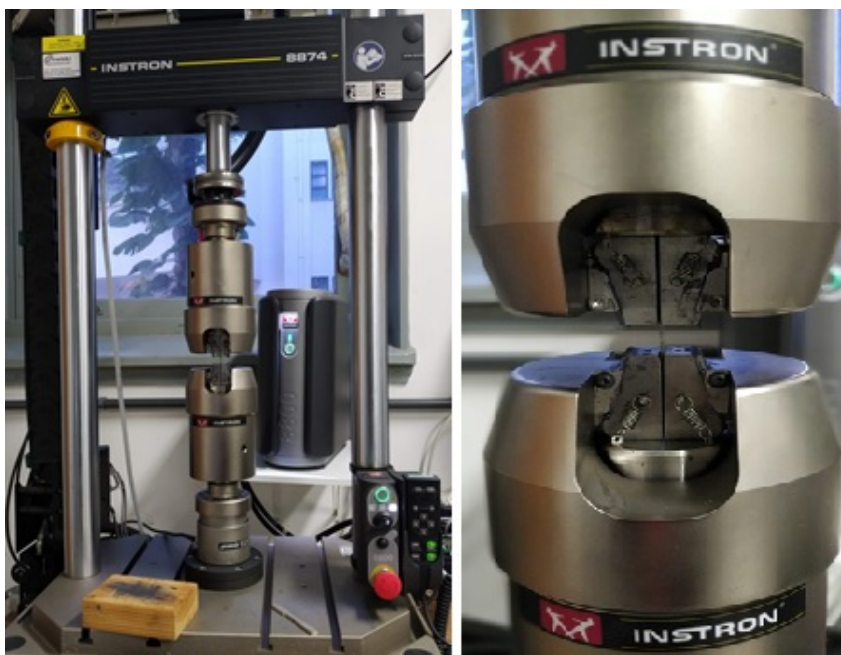


Figura 32 – Máquina fadiga INSTRON, modelo 8874, com capacidade 25 kN

### 3.2.3 Caracterizações

#### 3.2.3.1 Microestrutural e Fractografia via MEV

Foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura modelo QUANTA 250 FEG da fabricante FEI, instalado no laboratório de Microscopia Eletrônica (LME) do Instituto Militar de Engenharia (IME) para análise das microestruturas e superfícies de fratura com auxílio dos detectores de SE e BSE, e microtextura via EBSD. Nestas análises foram utilizados detectores de elétrons secundários – SE (marca SE Detector R580 do fabricante FEI), retroespalhados – BSE (modelo 6 Channel BSD Amplifier MK 3.1 do fabricante FEI) e EBSD (modelo eFlash do fabricante Bruker) associados ao software de controle Esprit 1.9, o mesmo utilizado para o tratamento de dados.

Para cada detector citado, os parâmetros de análise foram otimizados. Assim, para os detectores de SE e BSE, foram utilizados os seguintes parâmetros: abertura 5, tensão de 10 kV, spot size de 5 e distância de trabalho de 10 mm. Para a análise de EBSD (com base na ficha de uma fase CFC ( $Fm3m$ ) com parâmetro de rede ( $a_o$ ) de 4,055 Å), os parâmetros utilizados foram a tensão de 20kV, spot size 5, abertura 3, inclinação da amostra de 70°, distância de trabalho 20 mm, distância de amostra do detector de 16 mm, inclinação do detector de 10,5°, resolução da câmera do detector de 160x120, número de frame de coleta de 2, número mínimo de bandas desejadas de 6, tempo de exposição de 12 ms, ganho de 96, contraste de 0,1%. O step size foi ajustado em função do aumento adotado: para liga 5050C, 0,12  $\mu\text{m}$  e 0,3  $\mu\text{m}$  (amostra como recebida e fraturas), 0,61  $\mu\text{m}$  (CP's cortados por jato d'água e eletroerosão); para liga 5052, 0,24  $\mu\text{m}$  e 0,61  $\mu\text{m}$  (amostra como recebida e

fraturas), 0,61  $\mu\text{m}$  (CP's cortados por jato d'água e eletroerosão).

Para caracterização da condição como recebida de cada liga foram seccionadas amostras com 15 mm x 5 mm x 1,20 mm (DL x DT x DN) em uma máquina de corte de precisão Minitom, do fabricante Struers, utilizando um disco diamantado, para análise da espessura na seção transversal e de laminação. Após o corte, as amostras foram embutidas a quente em resina do tipo baquelite e, posteriormente passaram por uma sequência de preparação metalográfica das superfícies a serem analisadas. A preparação consistiu em lixamento mecânico manual utilizando lixas metalográficas de carbetto de silício de granulometrias 220, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500, 2000, 2500 e 4000 mesh, seguida de polimento em solução de alumina (1:10) nas granulometrias 1 e 0,3  $\mu\text{m}$ , seguido de polimento em pasta de diamante de 0,25  $\mu\text{m}$ . O tempo de permanência nas soluções de alumina e em pasta de diamante foi de 2, 6 e 9 minutos, respectivamente, sendo posteriormente lavadas em água corrente e álcool 92% PA, e secadas com jato de ar quente.

Para as análises da microestrutura no MEV com auxílio dos detectores de SE e BSE, foi acrescida à rotina de preparação uma etapa de polimento mecânico utilizando sílica coloidal modificada (400 mL de água destilada + 80 mL de sílica coloidal de 0,04  $\mu\text{m}$  + 205 mL de  $H_2O_2$  30% PA + 3 gotas de  $HNO_3$  para cada 100 mL de solução + 1 gota de HF para cada 100 mL de solução). O tempo de permanência neste polimento foi de 2 min seguido de lavagem das amostras em água corrente, imersão em álcool isopropílico para banho ultrassônico por 5 minutos, e posterior secagem com ar quente.

A rotina de preparação para análise de EBSD seguiu as etapas iniciais de lixamento e polimento utilizando a solução de alumina e a pasta de diamante, nas granulometrias e durações já especificadas. Após estas etapas foi realizado um polimento eletrolítico utilizando-se uma solução contendo ácido perclórico (20%  $HClO_4$  + 80%  $C_2H_5OH$ ), em temperatura ambiente. Os parâmetros utilizados para o polimento eletrolítico dependeram da área da amostra a ser polida e da microestrutura da mesma. Foram utilizados uma tensão de 9 volts e um tempo de 5 segundos. Na sequência é realizado um polimento por 30 segundos utilizando a solução de sílica coloidal modificada já descrita, seguida de banho ultrassônico em álcool isopropílico por 5 min, com posterior secagem com ar quente.

Estas caracterizações foram conduzidas com o objetivo de avaliar a microestrutura quanto aspecto e tamanho do grão da matriz e demais constituintes (precipitados e inclusões).

Nos corpos de prova fabricados pelos diferentes tipos de processos de usinagem não-convencionais, a superfície de corte foi analisada através do detector de SE, via MEV, de forma a observar a morfologia da rugosidade da superfície de corte produzida, como também do aspecto microestrutural e microtextural no plano da chapa próximo a superfície de corte de cada método adotado (jato d'água e eletroerosão a fio) com embutimento desta em baquelite e sequência de preparação adotada para as análises de EBSD.

Para os CP's cortados via jato d'água e via eletroerosão, a análise via SE e EBSD, no MEV, foi realizada no plano da chapa, em três regiões distintas: área de corte 1 (C1), meio (M) e área de corte 2 (C2), conforme demonstrado na Figura 33.

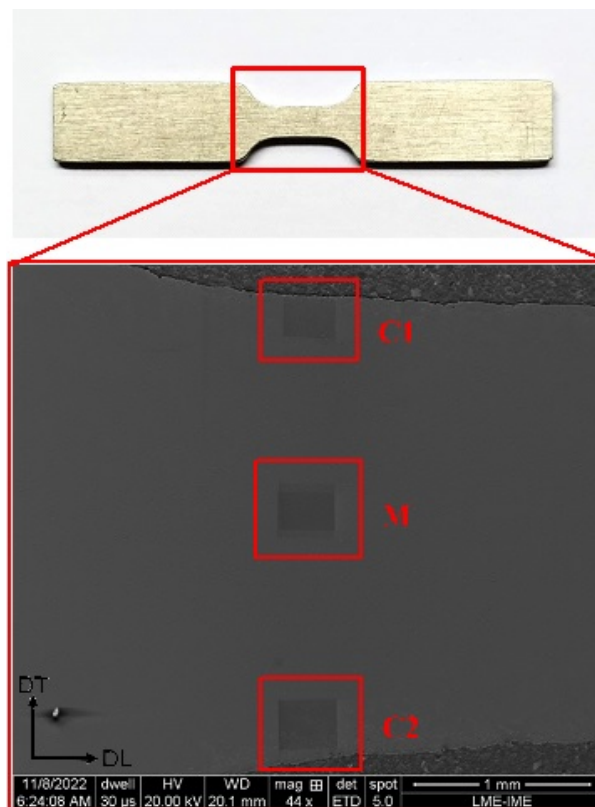


Figura 33 – Localização, no plano da chapa dos CPs cortados via jato d'água e eletroerosão, das regiões (C1, M e C2) que foram analisadas via SE e EBSD/MEV.

Para análise dos corpos de prova ensaiados a fadiga, de ambas as ligas, foram selecionados os de número de ciclos maior, menor e intermediário e estes foram analisados quanto ao aspecto da superfície de fratura e cortados longitudinalmente, com auxílio da máquina de corte de precisão e embutidos a quente para análise ao longo da espessura na região próxima a ruptura ou do comprimento útil, adotando-se a sequência de preparação para as análises de EBSD.

Para as fraturas, a análise via EBSD foi realizada em duas regiões distintas na espessura da fratura, na direção de laminação: área deformada (AD) e área não deformada (AND), conforme demonstrado na Figura 34. Sendo estas confrontadas com as análises conduzidas na condição como recebida das chapas das duas ligas na direção de laminação associada ao plano de corte na espessura, em regiões próximas a 1/4 e 1/2 espessura.

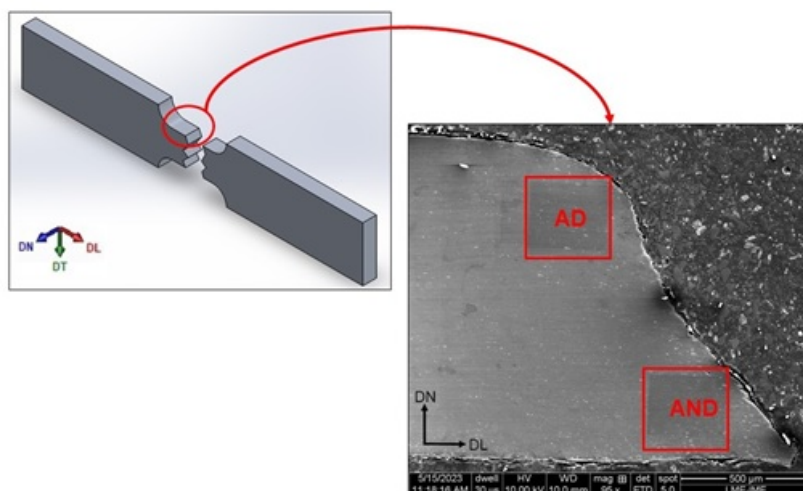


Figura 34 – Representação esquemática e especificação do local da análise via SE e EBSD/MEV das fraturas nas regiões selecionadas (AD: área deformada; e AND: área não deformada).

Estas análises foram conduzidas de modo a buscar correlacionar os aspectos microestruturais da condição como recebida com detalhes no aspecto da fratura e as evidências de formação de microvazios relacionados a presenças de precipitados, inclusões e/ou contornos de grão.

### 3.2.3.2 Microestrutural via MET

Para caracterização das amostras das ligas em estudo na condição como recebida foram seccionadas, do centro da chapa, amostras com 5 mm x 5 mm x 1,20 mm (DL x DT x DN) em uma máquina de corte de precisão Minitom, do fabricante Struers, utilizando um disco diamantado.

Após o corte, a preparação das amostras para análise por microscopia eletrônica de transmissão (MET) foi realizada em um equipamento FIB LYRA-3 dual beam (TESCAN) usando uma fonte de íons de gálio, em equipamento pertencente ao Laboratório de preparação de amostras do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas – CBPF.

Para proteger as amostras, uma camada de platina foi depositada sobre as superfícies com sistema de injeção de gás. De cada amostra, a lamela obtida foi anexada a uma grade de cobre, própria para utilização em MET. O processo de desbaste foi feito utilizando uma corrente de sonda de 1 nA e finalizado com uma corrente de 50 pA. As lamelas preparadas foram analisadas por MET utilizando um microscópio JEOL 2100 F operado a 200 kV e equipado com uma câmera 4 k x 4 k (OneView - GATAN), também pertencente ao CBPF. As Imagens obtidas no modo transmissão (TEM) e varredura – transmissão (STEM) foram analisadas usando o software Digital Micrograph (Gatan). Os padrões de difração de elétrons foram obtidos usando difração de elétrons de área selecionada

(SAED). A composição elementar foi investigada por espectroscopia de Raios X de energia dispersiva (EDS) no modo STEM.

### 3.2.3.3 Ensaio de Ultramicrodureza Instrumentada

Com o objetivo de avaliar as propriedades mecânicas oriundas do processo de fabricação, bem como as introduzidas pelo método de corte do CP de fadiga na região adjacente a superfície de corte, e pela ciclagem mecânica no ensaio de fadiga com distintas tensões máximas, próximo a fratura/estricção dos CPs de fadiga, foram realizados ensaios de ultramicrodureza instrumentada. Os ensaios foram conduzidos em um ultramicrodurômetro instrumentado (Modelo DUH – 211S, fabricante Shimadzu) com indentadores do tipo Vickers (plano da chapa para avaliação da área usinada) e Berkovich (ligas como recebidas e fraturas), situado no Laboratório de Caracterização de Materiais Multiusuários no Instituto de Ciências Exatas (ICEEx) da Universidade Federal Fluminense (UFF), em Volta Redonda/RJ. Os ensaios foram realizados em condição de ciclo de carga e descarga, com carga mínima de 0,20 gf e carga máxima de 50 gf, sob velocidade de carregamento/descarregamento de 7,14 gf/s e 20 s de permanência na carga máxima, seguindo o mesmo procedimento adotado por BARONY(5).

As medidas de ultramicrodureza instrumentada foram conduzidas ao longo das superfícies de análise, das mesmas amostras analisadas no MEV (SE e EBSD), foram realizadas medidas em linha (10 indentações por linha) ao longo da direção de laminação (nas regiões do plano da chapa C1, M e C2 - conforme a Figura 33; e nas regiões da espessura AD e AND – conforme a Figura 34, das duas ligas em estudo, em relação a crítica do modo de corte e ciclagem mecânica.

A dinâmica do ensaio de ultramicrodureza instrumentada é baseada no controle de velocidade e monitoramento da carga e profundidade na penetração e posterior remoção do indentador na superfície da amostra. O penetrador é acionado e se desloca em direção a superfície do material a ser ensaiado. Ao iniciar o contato com a superfície, passam a ocorrer processos de deformação, tanto elástica quanto plástica, originando uma impressão com uma projeção ( $A_p$ ) sobre uma área de contato ( $A_s$ ), a qual tem a forma da superfície de contato indentador-amostra dependente da forma do penetrador até uma profundidade de contato ( $h_c$ ) e profundidade máxima ( $h_{máx}$ ), conforme pode ser observado na Figura 35 (71).

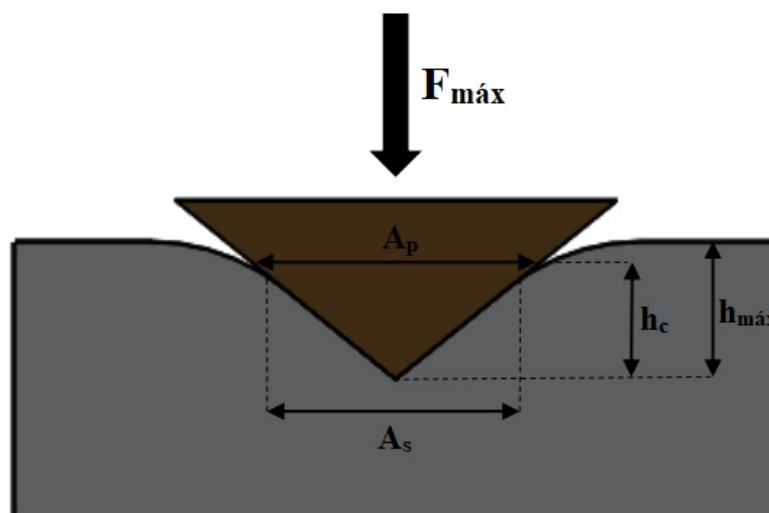


Figura 35 – Desenho esquemático do indutor deformando a superfície da amostra e as respectivas áreas de contato ( $A_s$ ) e projeção ( $A_p$ ) associadas à profundidade de contato ( $h_c$ ) para uma força máxima ( $F_{máx}$ ) que resulta numa profundidade máxima ( $h_{máx}$ ) de indentação.

Fonte: Adaptado de Sattler(72).

Na Figura 36 é apresentado a representação gráfica de um ciclo completo de indentação (carga/descarga) da força aplicada durante o ensaio. Através das informações representadas neste gráfico, é possível obter diversas propriedades mecânicas do material analisado, dentre elas, a dureza dinâmica e o módulo de elasticidade.

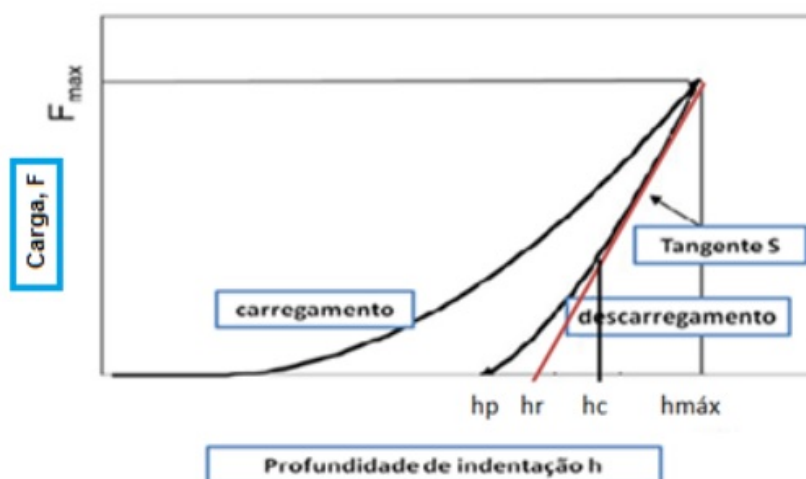


Figura 36 – Curva da carga aplicada versus profundidade de indentação sob condição de carga e descarga em ensaio de ultramicrodureza instrumentada.

Fonte: Adaptado de Gurgel et al.(71) e Sattler(72).

A dureza dinâmica (DH) é obtida através dos parâmetros da força máxima aplicada e a profundidade resultante da indentação. A dureza dinâmica elasto-plástica (DH-1) está relacionada à profundidade máxima ( $h_{máx}$ ), enquanto a dureza dinâmica plástica (DH-2) está associada ao perfeito retorno elástico ( $h_r$ ). Estas propriedades estão diretamente relacionadas ao regime elasto-plástico e plástico, e foram normatizadas como DHT quando utilizado o indentador Berkovich e DHV quando utilizado o indentador Vickers (71). As Equações 3.1 e 3.2 elucidam as formulas para o cálculo da dureza dinâmica

$$DH - 1 = \frac{a \times F_{max}}{h_r^2} \quad (3.1)$$

$$DH - 2 = \frac{a \times F_r}{h_r^2} \quad (3.2)$$

Onde:

$a = 3,8584$ , para o indentador Vickers e Berkovich (triangular de  $115^\circ$ );

$F_{max}$ , Força/carga máxima aplicada (mN);

$h_{max}$ , Profundidade máxima da indentação ( $\mu\text{m}$ );

$h_r$ , Ponto de interseção da reta tangente com a curva de descarregamento 36 a partir da força máxima  $F_{max}$  com o eixo horizontal vinculado a profundidade de indentação ( $\mu\text{m}$ ).

A fluência da indentação (Cit) está relacionada ao tempo de permanência do indentador para que se tenha a acomodação da deformação no material em função da

carga máxima aplicada. É uma propriedade que sofre significativa influência de variações térmicas e é calculada a partir da medida da profundidade de indentação a uma força constante (Equação 3.3) (71).

$$Cit(\%) = \frac{h_2 - h_1}{h_1} \times 100 \quad (3.3)$$

Onde:

$h_1$ , Profundidade da indentação início da aplicação da carga máxima ( $F_{max}$ );

$h_2$ , Profundidade da indentação ao fim do tempo de espera na carga máxima ( $F_{max}$ ).

A dureza da indentação (Hit) é a medida da resistência a deformação plástica ou dano. Sua medida está associada ao momento em que a força e a profundidade entre a ponta do penetrador e a superfície ensaiada, extrapolam a natureza elástica e tem-se início a deformação plástica. Está relacionada a tensão limite de escoamento plástico e pode ser calculada através da Equação 3.4.

$$Hit \left( \frac{N}{mm^2} \right) = \frac{F_{max}}{A_p} \quad (3.4)$$

A área da projeção do indentador ( $A_p$ ) está relacionada a profundidade de contato do indentador ( $h_c$ ), conforme a Equação 3.5.

$$A_p = b \times h_c^2 \quad (3.5)$$

Sendo b igual a 23,96 para um indentador Berkovich (Triangular de 115°) e 24,50 para um indentador Vickers.

O módulo de indentação (Eit) está associado ao módulo de elasticidade do material e pode ser calculado a partir da Equação 3.6.

$$Eit \left( \frac{N}{mm^2} \right) = \frac{1 - \nu_s^2}{\left[ \frac{s\sqrt{\pi}}{2A_p} \right] - \left[ \frac{1 - (\nu_i)^2}{E_i} \right]} \quad (3.6)$$

Onde:

$\nu_i$ , Coeficiente de Poisson do indentador;

$\nu_s$ , Coeficiente de Poisson da amostra;

$E_i$ , Módulo de elasticidade do indentador;

S, inclinação da curva durante o descarregamento (região linear);

$A_p$ , Área de projeção do indentador;



O trabalho mecânico total ( $W_{total}$ ) é calculado como sendo a área total abaixo da curva de carregamento e descarregamento ( $W = \int Fdh$ ), e este é somente parcialmente consumido com a deformação plástica. Durante a remoção da força de indentação (curva de descarregamento), parte do trabalho é recuperado, ou seja, liberado como deformação reversível ou elástica (SHIMADZU *Instruction Manual*, 2009).

A determinação da razão elástica do trabalho realizado durante a indentação ( $\eta_{it}$ ), é realizada através da Equação 3.7.

$$\eta_{it} (\%) = \frac{W_{elast}}{W_{total}} \times 100 \quad (3.7)$$

Onde:

$W_{elast}$ , é a deformação elástica ou reversível;

$W_{total}$ , é a deformação total, resultante da soma das deformações elástica e plástica ( $W_{plast}$ );

Acerca da medida da dureza convencional, esta é realizada após o termino do ensaio, a partir das diagonais/altura de uma indentação. Esta propriedade, ao invés da profundidade da indentação realizada durante o ensaio, leva em consideração a componente plástica associada ao processo de deformação associada a resistência a penetração da amostra durante o ensaio.

O indentador Berkovich forma uma indentação piramidal triangular na superfície da amostra (Figura 37) e a dureza é calculada a partir da força do teste e área da superfície da indentação obtida a partir da altura da indentação, conforme as Equações 3.8 e 3.9.

$$HT115 = \frac{160,07 \times F_N}{L^2} \quad (3.8)$$

$$HT115 = \frac{160,07 \times F_G}{L^2} \quad (3.9)$$

Onde:

$F_N$ , é a Força máxima (mN);

$F_G$ , é a Força máxima (gf);

L, altura da indentação ( $\mu\text{m}$ ).

$$L = \frac{1}{3} \times (L_1 + L_2 + L_3) \quad (3.10)$$

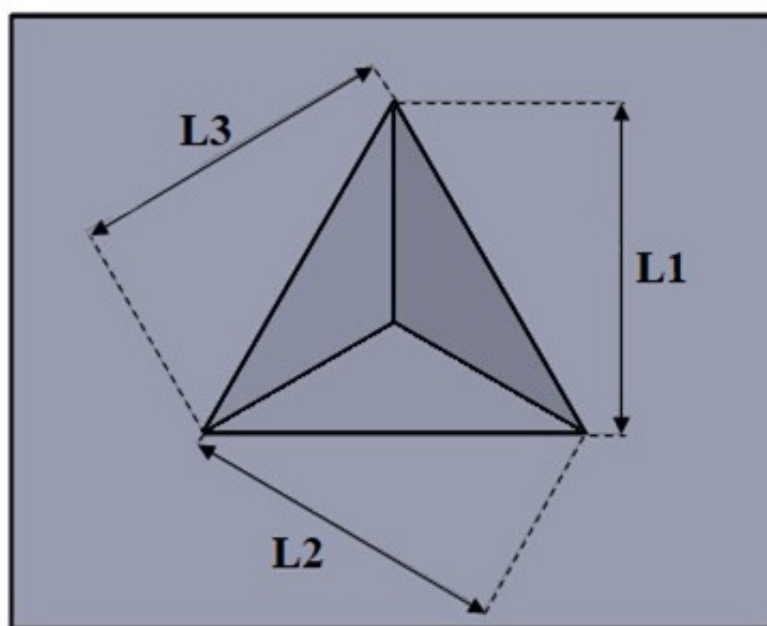


Figura 37 – Representação esquemática da indentação formada pelo indutor Berkovich (adaptado de SHIMADZU *Instruction Manual*, 2009).

O indutor Vickers forma uma indentação na superfície da amostra (Figura 38) e a dureza é calculada a partir da força do ensaio e área da superfície da indentação obtida a partir do comprimento das diagonais da indentação, conforme as Equações 3.11 e 3.12.

$$HT115 = \frac{189,10 \times F_N}{L^2} \quad (3.11)$$

$$HT115 = \frac{189,10 \times F_G}{L^2} \quad (3.12)$$

Onde:

$F_N$ , é a Força máxima (mN);

$F_G$ , é a Força máxima (gf);

$L$ , altura da indentação ( $\mu\text{m}$ ).

$$L = \frac{1}{2} \times (L_1 + L_2) \quad (3.13)$$

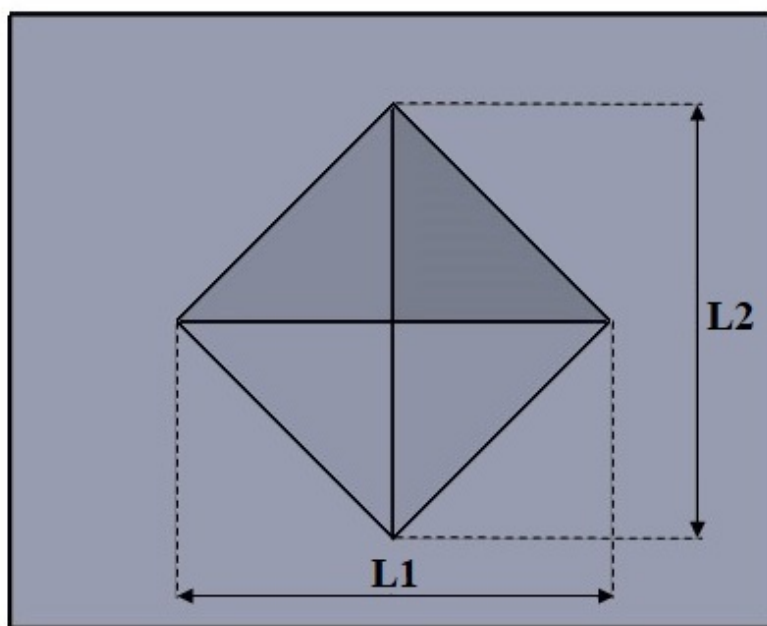


Figura 38 – Representação esquemática da indentação formada pelo indentador Vickers (adaptado de SHIMADZU *Instruction Manual*, 2009).

Dos resultados obtidos nos ensaios de ultramicrodureza instrumentada foram observadas as propriedades calculadas relacionadas as variações dos valores médios das durezas dinâmicas elasto-plástica (DHV-1 e DHT-1) e plástica (DHV-2 e DHT-2), módulo da indentação (Eit), dureza da indentação (Hit), trabalhos realizados (elástico, plástico e total) e da dureza. Sendo que, a dureza Vickers (HV), foi utilizada para análise do efeito do corte nos CP's antes do ensaio de fadiga, e a dureza Berkovich (HT115), para as ligas como recebidas e as fraturas dos corpos de prova ensaiados a fadiga, de ambas as ligas, (os de número de ciclos maior, menor e intermediário).

As distâncias das medidas nas regiões C1 e C2, do centro da indentação à borda da região de corte, variaram de 40 a 65  $\mu\text{m}$ , conforme pode ser observado na Figura 39. Enquanto para as medidas na região M se deram ao longo de uma linha a 1,2 mm da borda da região de corte, exatamente a metade da largura da região útil do CP de fadiga (Figura 30).

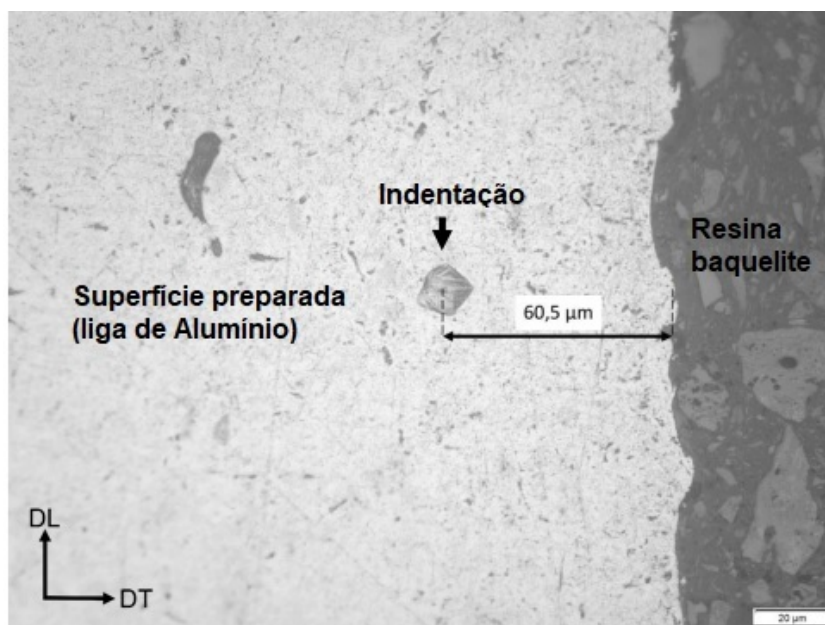


Figura 39 – Representação esquemática da distância aproximada da borda de corte da indentação decorrente do ensaio de ultramicrodureza instrumentada nas regiões C1 e C2 (conforme Figura 34) de análise no plano da chapa dos CP das ligas AA 5050C e AA 5052 cortados por jato d'água ou eletroerosão a fio..

#### 3.2.3.4 Difração de Raios X e Análise da Densidade de Discordâncias

Para caracterização via difração de Raios X das amostras das ligas em estudo na condição como recebida foram seccionadas amostras com 20 mm x 20 mm x 1,20 mm (DL x DT x DN) em uma máquina de corte de precisão Minitom, do fabricante Struers, utilizando um disco diamantado. Esta análise foi conduzida somente na superfície do plano da chapa.

Foi utilizado o difratômetro de Raios X, modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical, instalado no laboratório de difração de Raios X do Instituto Militar de Engenharia. Os parâmetros utilizados estão descritos na Tabela 9.

Tabela 9 – Parâmetros de ajuste dos difratogramas.

Parâmetros	Valores
Radiação	Co ( $\lambda = 1,789010 \text{ \AA}$ )
Voltagem do tubo	40 kV
Corrente do tubo	40 mA
Fenda Soller	0,04 rad
Máscara	10 mm
Fenda de divergência	1°
Fenda anti-espalhamento	2°
Tamanho do passo	0,03°
Tempo por passo	100 s
Faixa de varredura	40° - 120°

A análise de difração de raios X foi realizada nas ligas AA 5050C e AA 5052 na condição CR, com o objetivo de obter os difratogramas das ligas e assim permitir a estimativa da densidade de discordâncias das ligas em estudo na condição como recebida. Essa avaliação foi feita pelo refinamento dos difratogramas utilizando o software Convolutional Multiple Whole Profile (CMWP).

O CMWP é um programa computacional desenvolvido por Gábor Ribárik e Tamás Ungar, ambos pertencentes ao Instituto de Física da Universidade Eötvös Loránd localizada na Hungria, que utiliza os perfis de difração de materiais que possuem rede cristalina cúbica ou hexagonal para a determinação de parâmetros microestruturais, como o tamanho de cristalito, a densidade de discordâncias e a determinação do caráter dos defeitos planares. Este método, que é análogo ao refinamento de Rietveld, descreve a forma e a largura dos perfis de difração medidos com base em dados microestruturais. O princípio consiste em obter um padrão de difração teórico representado por funções analíticas, para assim poder ajustá-lo ao padrão medido utilizando-se o método dos mínimos quadrados não linear de Levenberg-Marquardt, que por fim, fornece as características microestruturais desejadas. O programa usa o método de ajuste empírico e para isso utilizou-se uma amostra padrão de LaB6 em pó para medir o perfil instrumental. Ademais, a constante denominada fator de contraste, foi calculada através do programa ANIZC.

Existem duas opções disponíveis para usar o programa CMWP: o primeiro é executado diretamente após a instalação do software, e o outro, através dos navegadores web no endereço <http://www.renyi.hu/cmwp>, sendo esta a opção escolhida para desenvolvimento deste trabalho. Já o programa ANIZC foi utilizado através do site <http://metal.elte.hu/anizc>. A qualidade do refinamento foi avaliada através da linha de diferença, como também pelo indicador estatístico GOF (*Goodness Off Fit*).

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 ANÁLISE DAS LIGAS AA 5050C E AA 5052 COMO RECEBIDAS

Foi realizada uma caracterização detalhada das ligas AA 5050C e AA 5052 como recebidas com intuito de determinar suas características estruturais e suas propriedades mecânicas, a fim de posteriormente serem avaliadas suas alterações estruturais e mecânicas após serem submetidas aos processos de cortes (por jato d'água e eletroerosão a fio) e ao ensaio de fadiga, em tração uniaxial, em corpos de provas confeccionadas a partir destes processos de corte.

#### 4.1.1 Caracterização Microestrutural via MEV

Na Figura 40 estão representadas as micrografias obtidas com auxílio do detector de elétrons retroespalhados (BSE), no MEV, da seção associada a direção de laminação (DL) na espessura da chapa (direção normal – DN) da liga AA 5050C, nos aumentos de 1000 e 5000x.

Observa-se uma distribuição homogênea dos constituintes microestruturais (precipitados e/ou inclusões) ao longo da espessura da amostra na direção de laminação. Tais constituintes se apresentam como partículas finas dispersas sobre a matriz, preferencialmente alinhados a direção de laminação da liga. Em alguns pontos da microestrutura estas partículas encontram-se agregadas em estruturas finamente aglomeradas, em formatos irregulares, conforme detalhes ressaltados na Figura 40 em aumento de 5000x.

Tais partículas são semelhantes as detalhadas por Engler, Kuhnke e Hasenclever(73), que estudou o desenvolvimento de partículas intermetálicas durante a solidificação e homogeneização das ligas de AA 5754 e AA 5182. Os autores classificaram as partículas intermetálicas encontradas por análises via BSE e EDS, no MEV, e as classificaram como  $Al_3(Fe,Mn)$ , as descrevendo como constituintes brilhantes (claros) junto a matriz metálica em comparação às partículas de  $Mg_2Si$ , descritas como escuras. Tal descrição é baseada nos resultados das análises via BSE/MEV que se baseia no número atômico (Z) dos elementos presentes para moderar o contraste de cada ponto da área de análise varrida pelo feixe elétrons, em função do retroespalhamento dos elétrons do feixe primário em quantidade diretamente relacionado ao número atômico do(s) elemento(s) que interagiram com estes. Assim, partículas compostas de elementos de maior peso atômico têm a aparência mais brilhante, enquanto partículas mais leves tem a aparência mais escura.

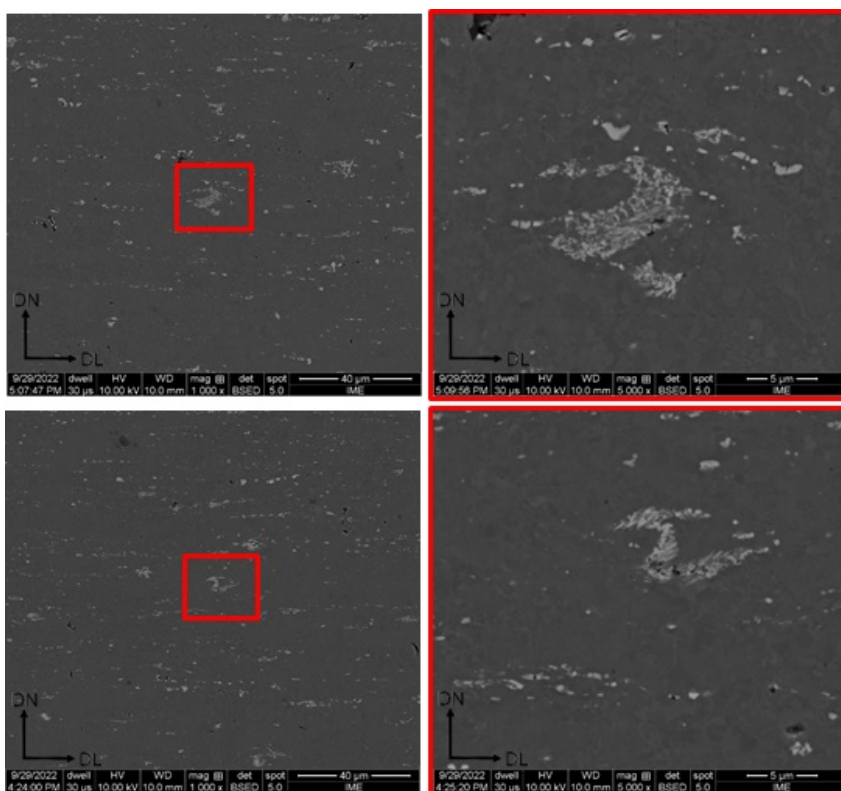


Figura 40 – Micrografias obtidas com auxílio do detector de BSE no MEV da liga AA 5050C como recebida, com destaque dos detalhes dos constituintes microestruturais (precipitados ou inclusões – cinza claro) dispersos na matriz metálica (cinza escuro).

Na Figura 41 estão representadas as micrografias obtidas com auxílio do detector de elétrons retroespalhados (BSE), no MEV, da seção associada a direção de laminação (DL) na espessura da chapa (direção normal – DN) da liga AA 5052, nos aumentos de 1000 e 5000x, de forma similar ao que foi apresentado para a liga AA 5050C (Figura 40).

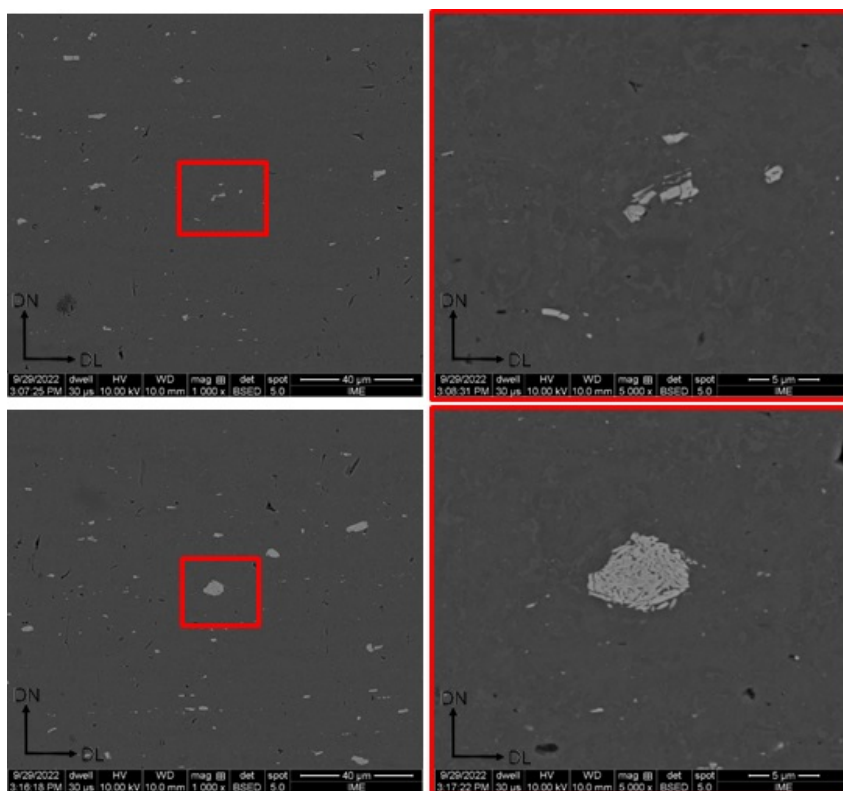


Figura 41 – Micrografia obtida com auxílio do detector de BSE no MEV da liga AA 5052 como recebida, com destaque dos detalhes dos constituintes microestruturais (precipitados ou inclusões – cinza claro) dispersos na matriz metálica (cinza escuro).

Para a liga 5052 também se observa uma distribuição homogênea dos constituintes microestruturais (precipitados e/ou inclusões) ao longo da espessura na direção de laminação da amostra, no entanto estes se apresentam como partículas facetadas e maiores, agrupadas em determinados pontos da matriz, tendendo a um alinhamento na direção de laminação da liga. Em alguns pontos da matriz metálicas estas partículas encontram-se mais finas e em estruturas aglomeradas compactas, de formato arredondado, conforme detalhes ressaltados na Figura 41 em aumento de 5000x.

A diferença entre a distribuição de inclusões e/ou precipitados ao longo da espessura na direção de laminação das amostras das ligas pode estar associada às maiores taxas de resfriamento na solidificação obtidas no processo de fundição contínua de chapas da liga 5050C, que favorece a formação de uma maior quantidade de sítios para nucleação de segunda fase (74).

Outra possibilidade é se a maior parte destas partículas estiverem associadas a inclusões. O fato do lingote produzido por fundição direta - *DC*, liga AA 5052, ser submetido a processo de escarfaagem da sua superfície antes de ser laminado a quente, garante a remoção de grande parte da camada de alumina ( $Al_2O_3$ ) formada na superfície do lingote, enquanto o produto da fundição contínua de chapas - *TRC*, liga AA 5050C,



mantém em seu volume toda a alumina formada durante o processo de lingotamento conjugado a laminação quente.

Nas Figuras 42 e 43 estão representadas as micrografias e mapas (de qualidade, fase, orientação e misorientação) da liga AA 5050C obtidas por SE e EBSD respectivamente, no MEV, e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4, a 1/2 e 1/4 de espessura das chapas na direção de laminação, respectivamente, com aumento de 1000x.

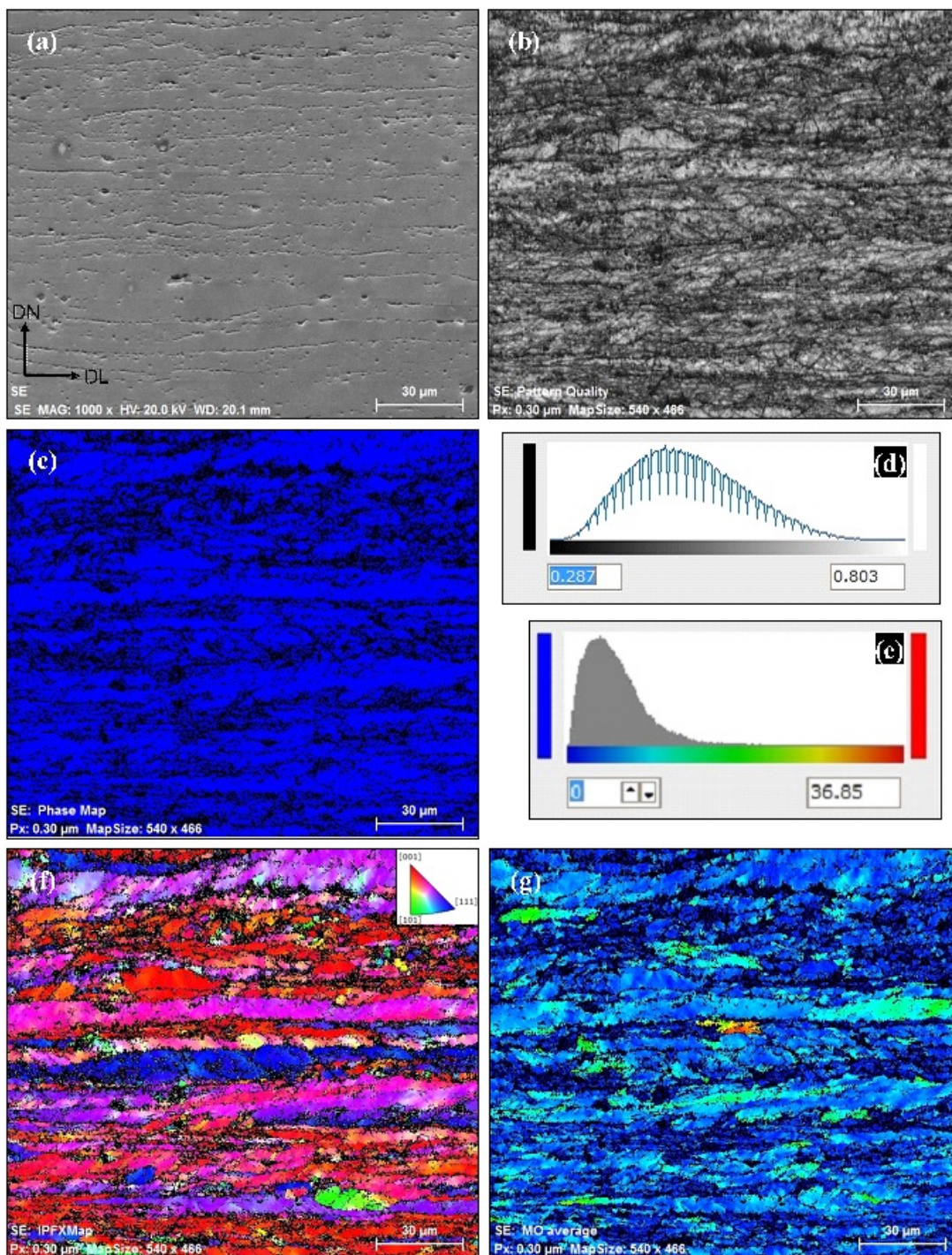


Figura 42 – Aspectos microestrutural e microtextural da liga AA 5050C como recebida a 1/2 espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala.

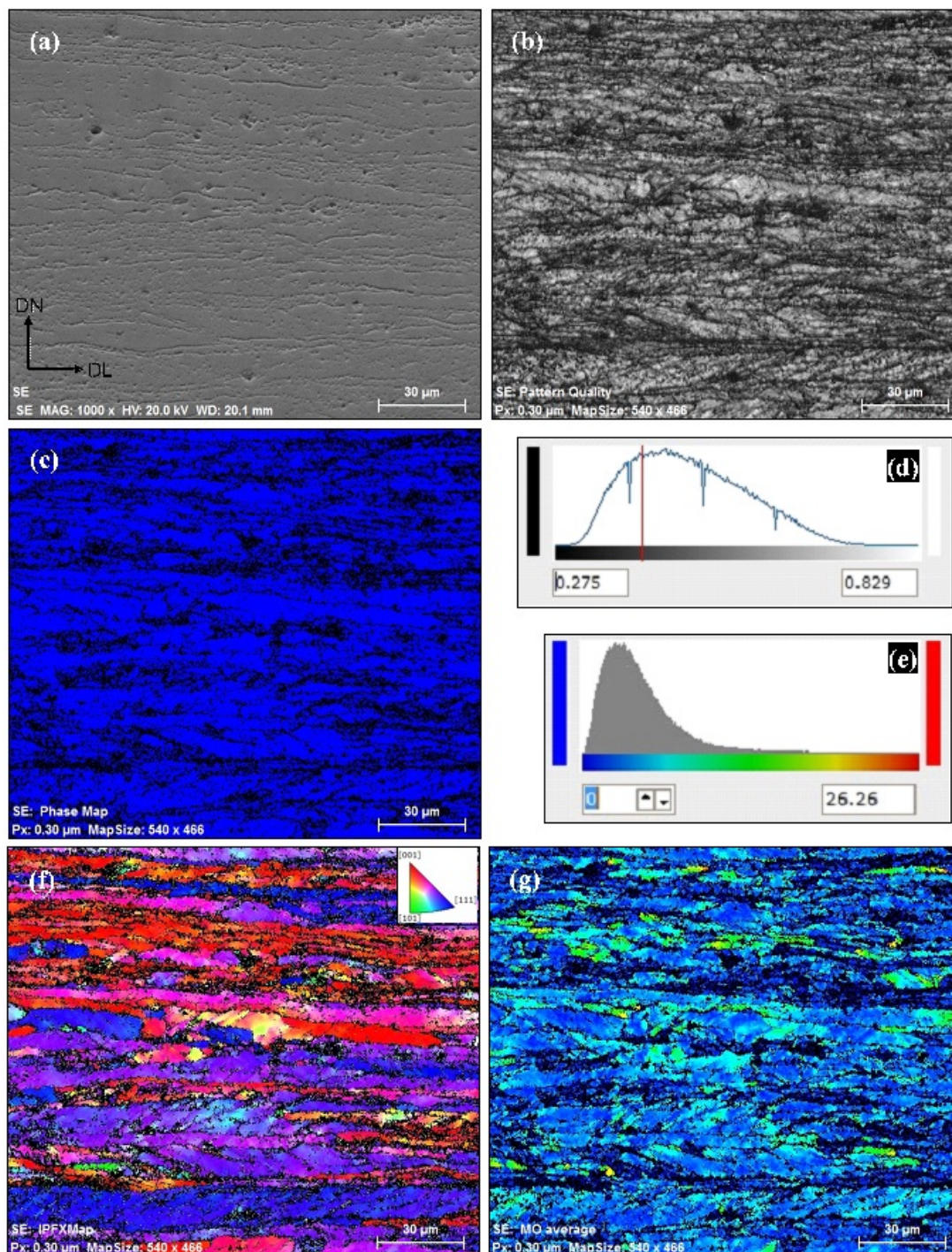


Figura 43 – Aspectos microestrutural e microtextural da liga AA 5050C como recebida 1/4 da espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala.

Na Figura 44 estão representados os mapas de orientação e misorientação da liga AA 5050C obtidas por EBSD, no MEV e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4, a 1/2 e 1/4 de sua espessura na direção de laminação, com aumento de 2500x, os quais trazem resultados equivalentes e são detalhes da região ao centro das análises conduzidas com menor aumento (1000x – Figuras 42 e 43).

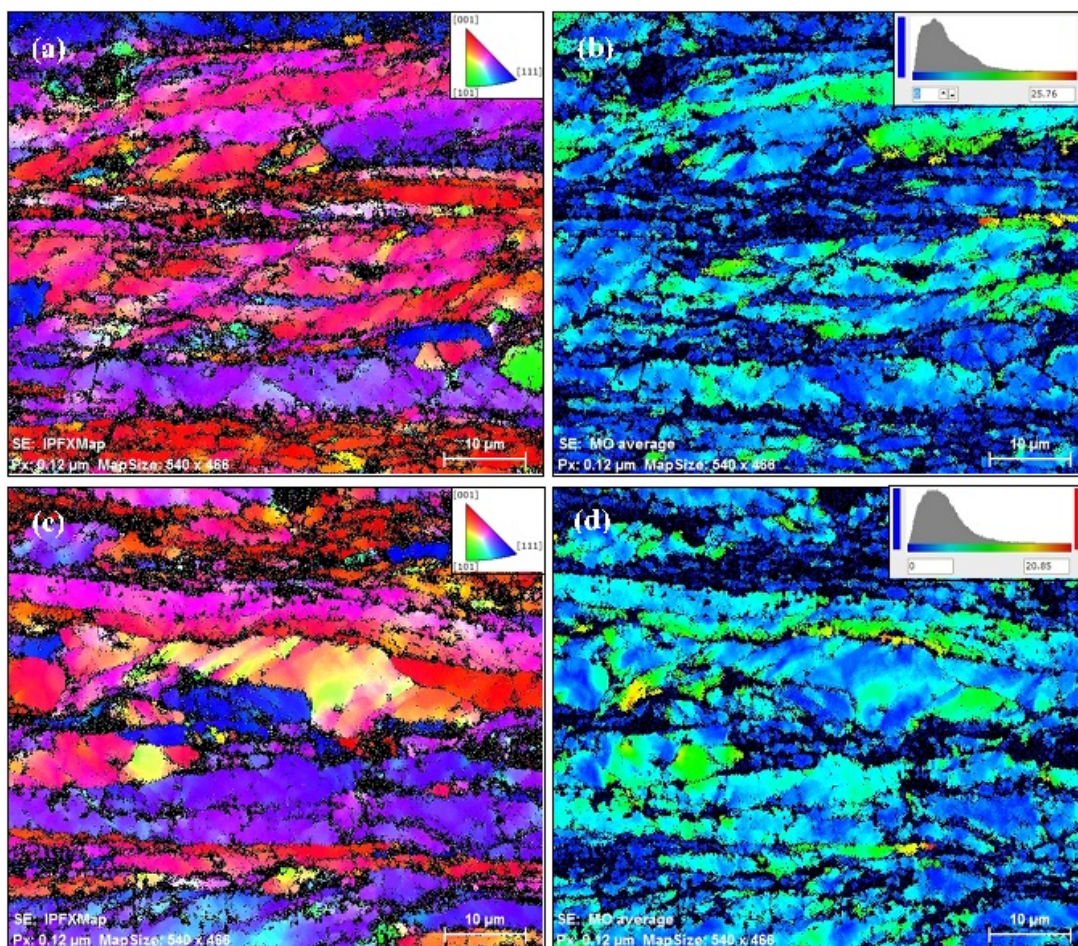


Figura 44 – Mapas de (a,c) orientação e de (b,d) misorientação da fase matriz da liga AA 5050C como recebida a 1/2 e 1/4 da espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 2500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4, com sua figura de polo inversa padrão e respectiva barra de escala para misorientação.

Os resultados das análises de EBSD/MEV conduzidas para a liga 5050C (Figuras 42, 43 e 44), nas distintas posições da espessura, destacam grãos alongados da matriz metálica, alinhados na direção de laminação e com valores superiores de misorientação, circundados por pequenos grãos com valores inferiores de misorientação. Características estas que indicam que a etapa de estabilização aplicado a 120 °C por 1 h na chapa fina desta liga propiciou um rearranjo das discordâncias recuperando a estrutura encruada pela última etapa de laminação (conforme rota de processamento descrita na Figura 28), considerando que a recuperação ocorra entre 20% - 50% da temperatura homologa de

fusão do alumínio (928,15 K) (2)(30).

Nas Figuras 45 e 46 estão representadas as micrografias e mapas (de qualidade, fase, orientação e misorientação) da liga AA 5052 obtidas por EBSD, no MEV, e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4, a 1/2 e 1/4 de sua espessura na direção de laminação, respectivamente, com aumento de 500x. Por outro lado, na Figura 47 estão representadas as micrografias da liga AA 5052 obtidas por EBSD, no MEV e tratadas através do *software* ESPRIT 1.9.4, a 1/2 e 1/4 de sua espessura, com aumento de 1250x, os quais trazem resultados equivalentes e são detalhes da região ao centro das análises conduzidas com menor aumento (500x – Figuras 45 e 46).

Os resultados das análises de EBSD/MEV conduzidas para a liga 5052 (Figuras 45, 46 e 47), nas distintas posições da espessura, destacam uma microestrutura de grãos da matriz metálica, mais grosseiras que os da liga 5050C (Figuras 42, 43 e 44), porém com menor extensão do alongamento destes na direção de laminação e com valores inferiores de misorientação, sem evidências de grãos menores circundando os grãos alongados como observado na liga 5050C. Características estas que indicam que a etapa de estabilização aplicado a 120 °C por 1 h na chapa fina desta liga propiciou, possivelmente, rearranjo ainda mais significativo das discordâncias, resultado de um maior avanço no processo de recuperação da estrutura encruada pela última etapa de laminação (conforme rota de processamento descrita na Figura 28).

Através dos mapas de orientação obtidos, infere-se que ambas as ligas em estudo indicam a presença de textura cristalográfica em sua microestrutura. Esta evidência pode ser relacionada a alguns dos resultados obtidos, por exemplo, nas análises de microdureza instrumentada, no entanto este aspecto não foi explorado devido a necessidade de aprofundamento das análises de EBSD/MEV para tal, o que fugiria do objetivo deste trabalho.

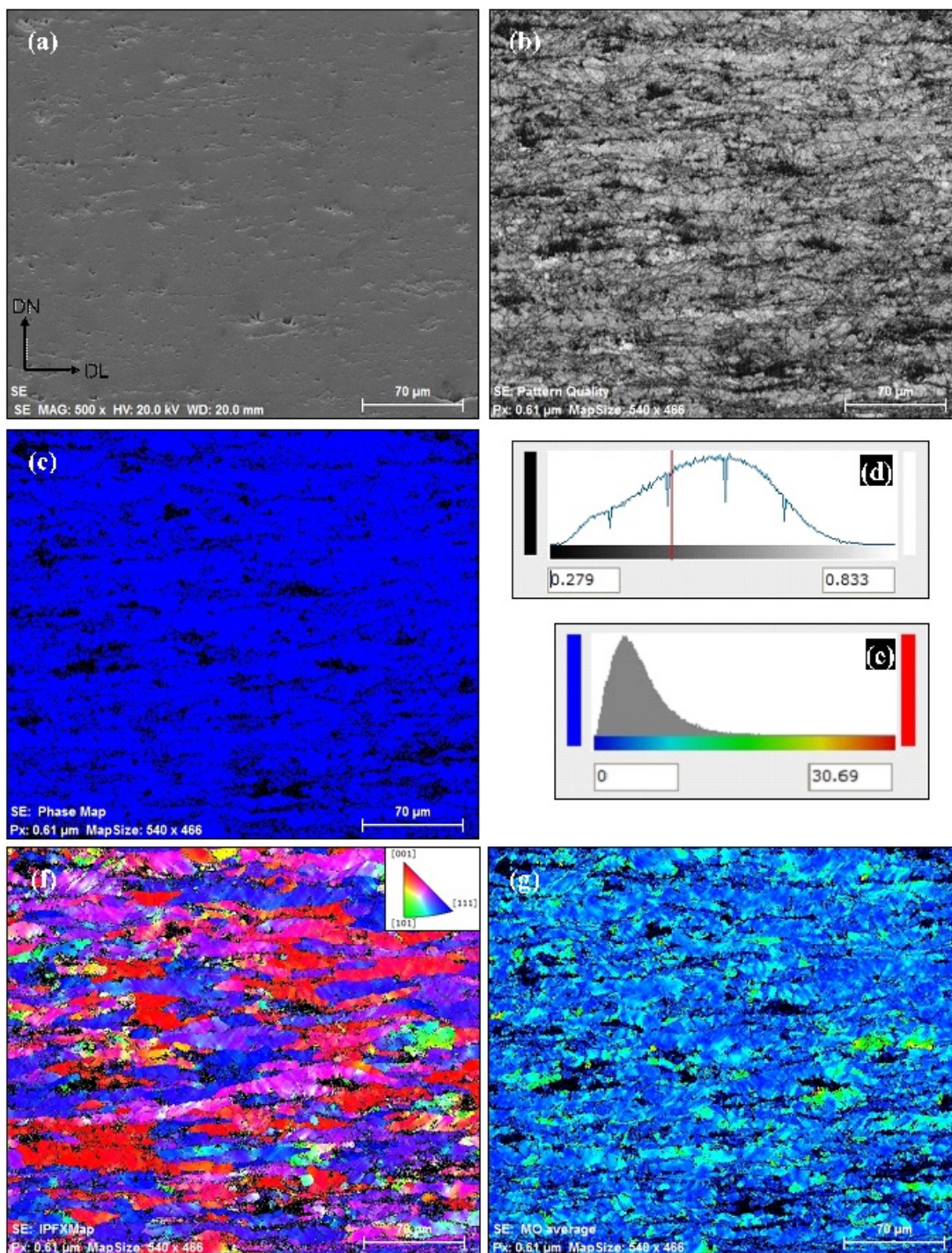


Figura 45 – Aspectos microestrutural e microtextural da liga AA 5052 como recebida a 1/2 espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala.

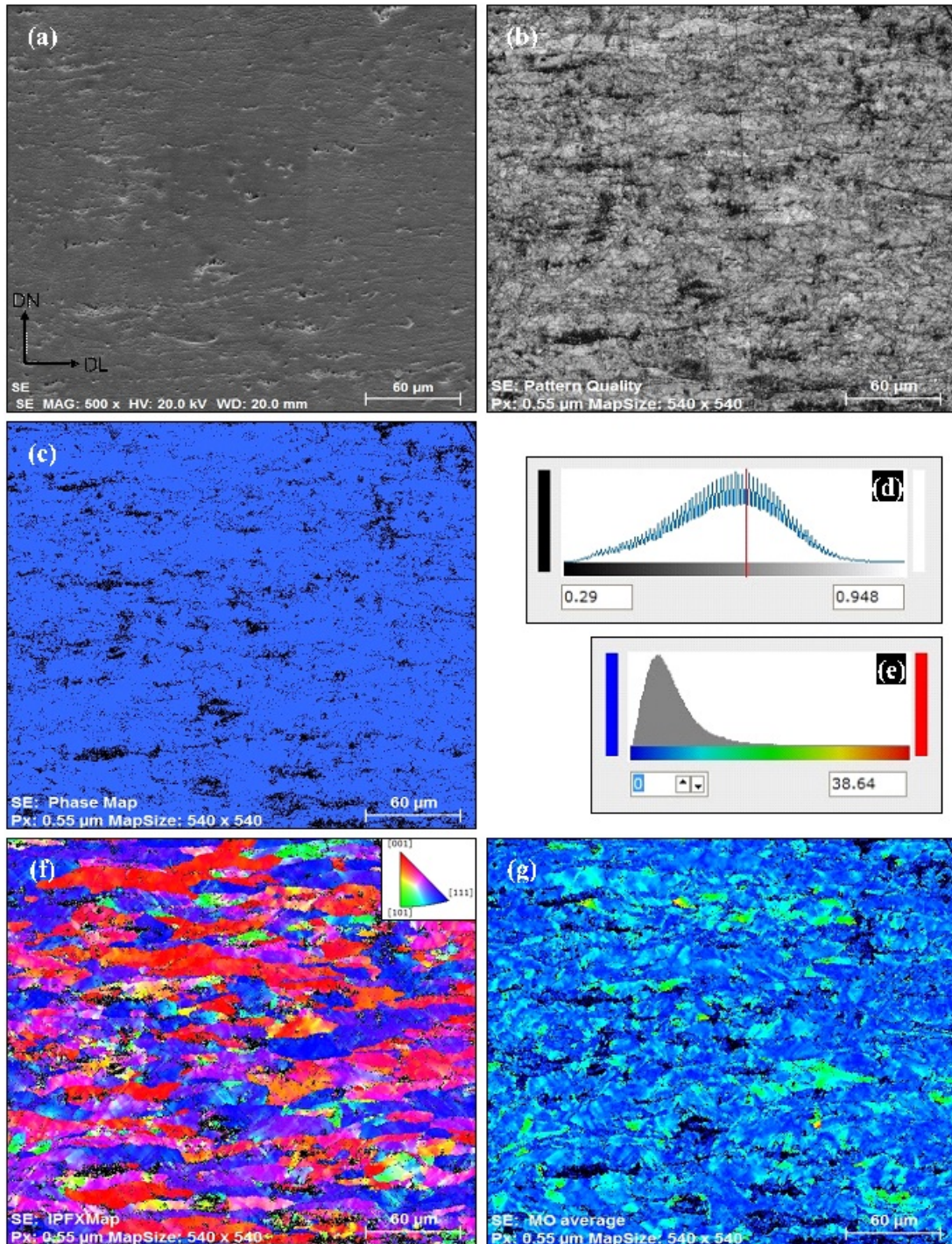


Figura 46 – Aspectos microestrutural e microtextural da liga AA 5052 como recebida a 1/4 de espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala

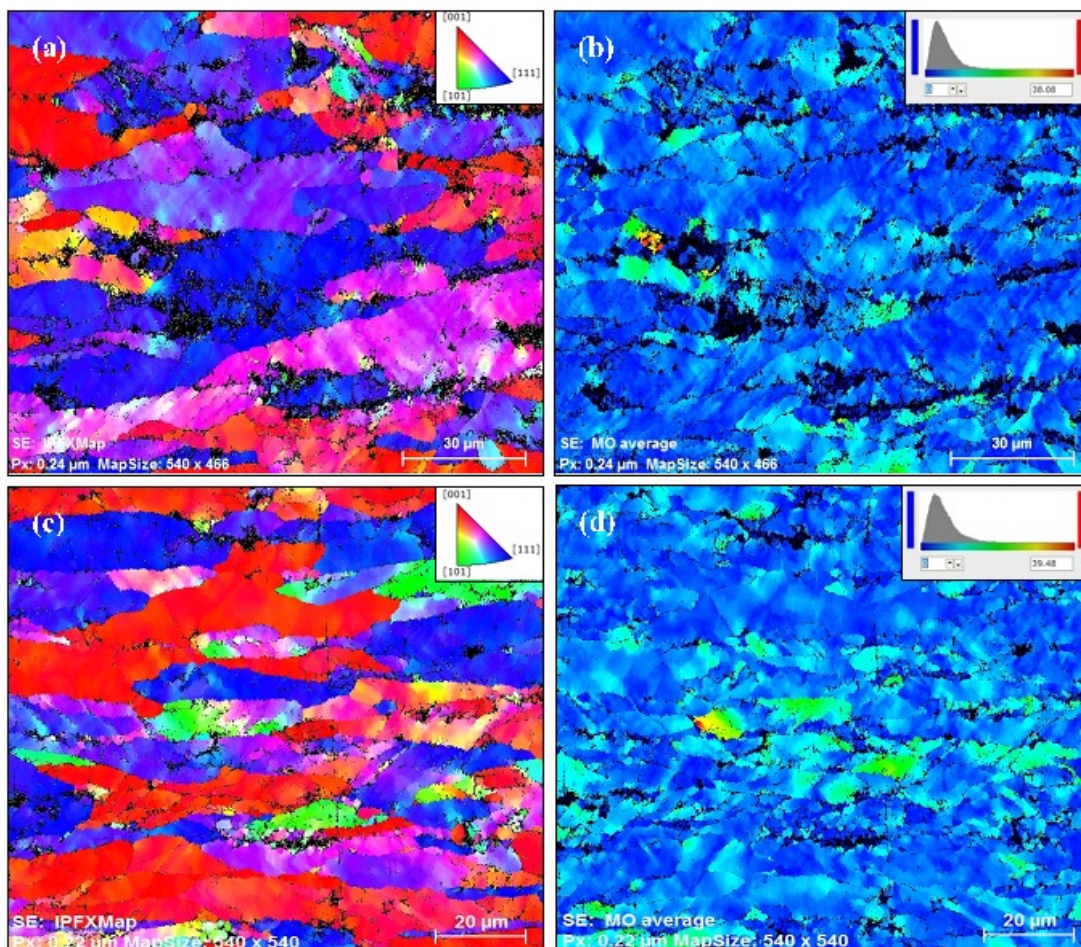


Figura 47 – Mapas de (a,c) orientação e de (b,d) misorientação da fase matriz da liga AA 5052 como recebida a 1/2 e 1/4 da espessura, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1250x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4, com sua figura de polo inversa padrão e respectiva barra de escala para misorientação

As diferenças de microestrutura e valores de misorientação encontrados, podem estar relacionadas aos distintos percentuais de elementos de liga existentes nas chapas em estudo, pois a evolução microestrutural está intimamente relacionada, por exemplo, às variações nos contornos dos grãos e na densidade das discordâncias (75)(36).

O alumínio, por sua distribuição eletrônica, possui uma EFE elevada, quando comparada a outros metais, no entanto, a presença de elementos de liga altera a referida distribuição, provocando uma redução em sua EFE e, conseqüentemente, alterações nos mecanismos de deformação plástica (76).

Tal fato foi verificado por Schulthess et al.(77), que realizaram estudos sistemáticos sobre EFE de ligas de alumínio, estimando as mesmas através da interpolação direta dos valores dos metais puros, e determinou que após a adição de Mg ao Al, a EFE diminui linearmente no sistema Al-Mg.



Infere-se assim que a liga 5052, por seu maior percentual de elementos de liga, possivelmente, tem uma EFE menor que a liga 5050C, assim como possui a possibilidade de formação de mais precipitados em sua microestrutura. Ambos os fatores afetariam a densidade de discordâncias na liga, ocasionando maior encruamento quando deformada e assim armazenando maior energia, o que contribui para acelerar processo de recuperação quando a liga for submetida a tratamentos térmicos de recozimento para recristalização (33)(76)(78)(79).

Outro aspecto a ser considerando são as modificações oriundas de processos de endurecimento por precipitação. As ligas da série 5XXX apresentam, em geral, um aumento mínimo de resistência através da precipitação das fases intermetálicas quando submetidas a tratamentos térmicos, mas é necessário observar que as quantidades dos elementos que compõem as ligas estudadas, podem ter influência sobre as microestruturas observadas (33). A liga AA 5052 apresenta em sua composição química (Tabela 7) um percentual maior de elementos de liga, o que possibilita a formação de mais componentes intermetálicos do que a liga AA5050C. Tais elementos podem agir como obstáculos ao deslocamento das discordâncias.

#### 4.1.2 Caracterização Estrutural via MET

Na Figura 48 estão representadas as micrografias da liga AA 5050C obtidas por MET em modo STEM de campo claro.

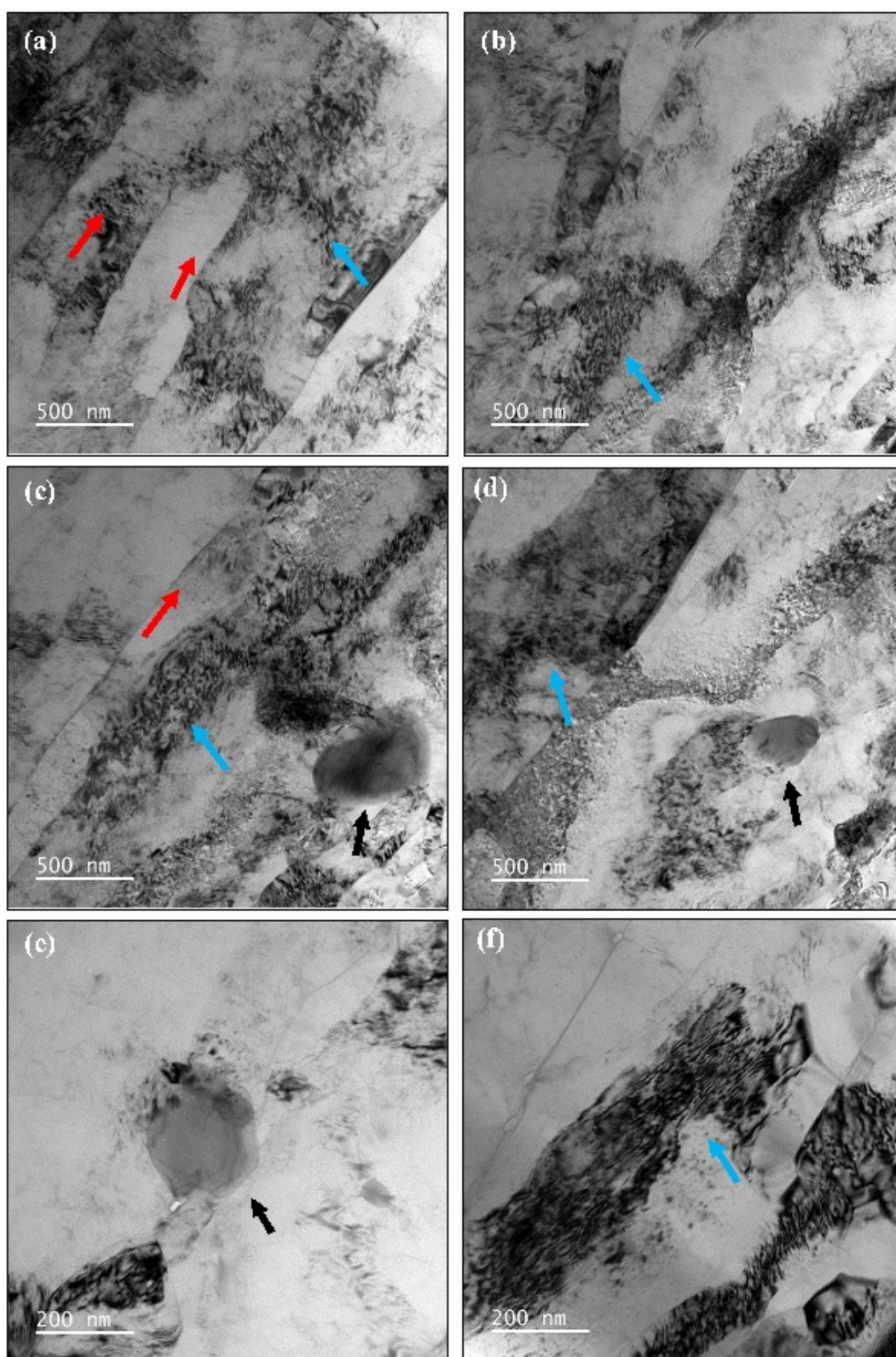


Figura 48 – Micrografias da liga AA 5050C obtidas por MET em modo STEM de campo claro. Seta vermelha = grãos alongados. Seta preta = precipitados. Seta azul = emaranhados de discordâncias

Observa-se a presença de grãos alongados (indicados por setas vermelhas na Figura

48) os quais estão orientados na direção de laminação (DL), bem como a existência de regiões com alta densidade de discordâncias e estruturas de emaranhados de discordâncias (indicados por setas azuis na Figura 48). Alguns precipitados podem ser observados com formato esférico e dimensões entre 500 e 200 nm (indicados por setas pretas na Figura 48).

Na FIG 4.10 é exposto um mapeamento químico elementar via EDS em região que se observou um dos precipitados com morfologia similar aos apresentados na FIG. 4.9. Foram selecionados os elementos químicos Al, Mg, Fe, Cu, Mn e Si para o mapeamento, devido a composição química da liga AA 5050C.

Através deste mapeamento, observa-se principalmente a presença dos elementos Al, Fe e Cu de forma mais intensa, e ainda evidências com menor intensidade de Mn e Si. A análise, apesar de propiciar a identificação dos elementos presentes, não foi possível determinar a estrutura cristalina e conseqüentemente a indexação de fichas cristalográficas para definir os possíveis tipos de precipitado

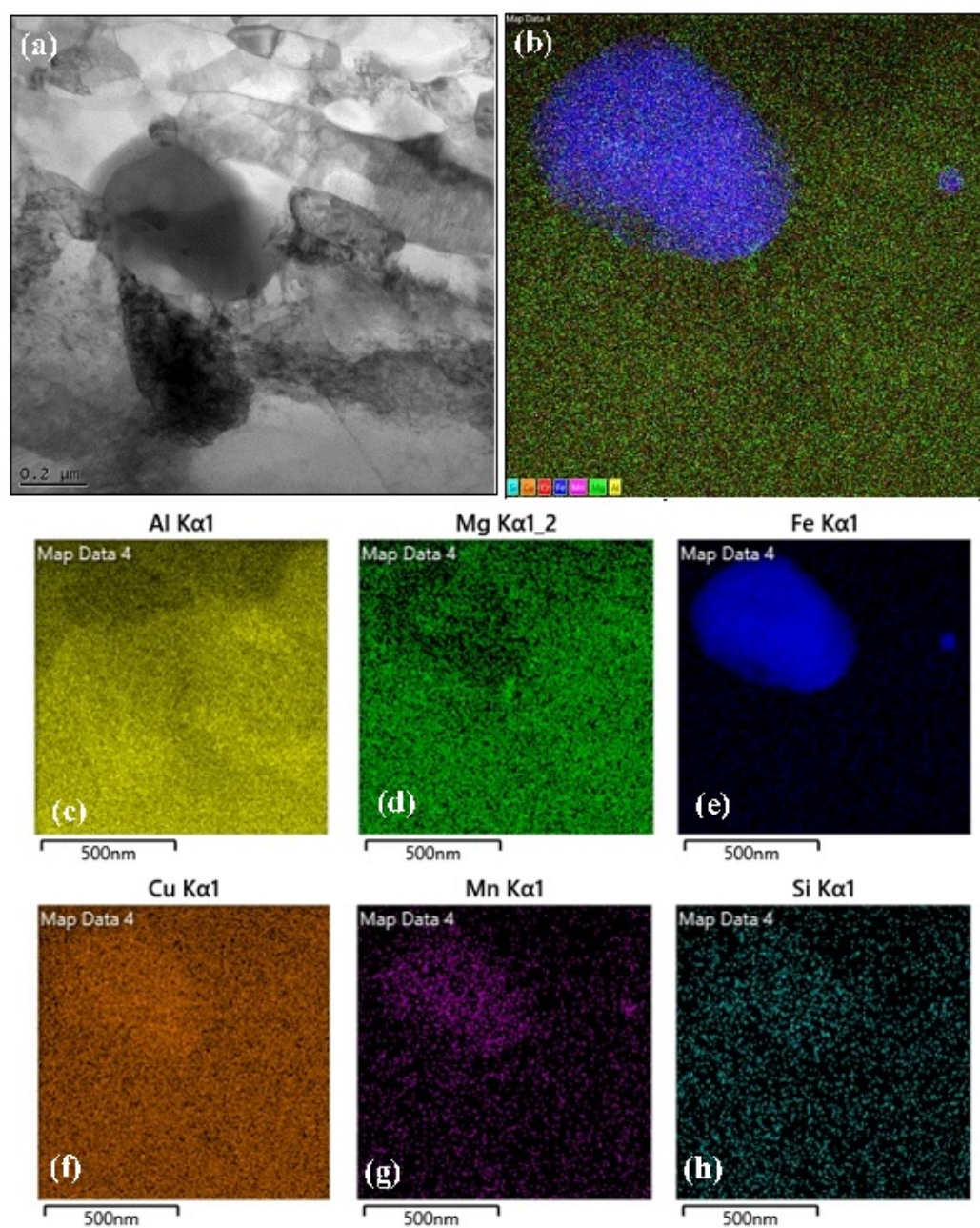


Figura 49 – (a) Micrografia obtidas por MET referente à microestrutura da amostra AA 5050C. Mapeamento via EDS: (b) Combinação dos elementos químicos Al, Mg, Fe, Cu, Mn, Si, Cr. Destaque a somente um dos elementos: (c) Al, (d) Mg, (e) Fe, (f) Cu, (g) Mn e (h) Si

Na Figura 50 estão representadas as micrografias da liga AA 5052 obtidas por MET em modo STEM de campo claro.

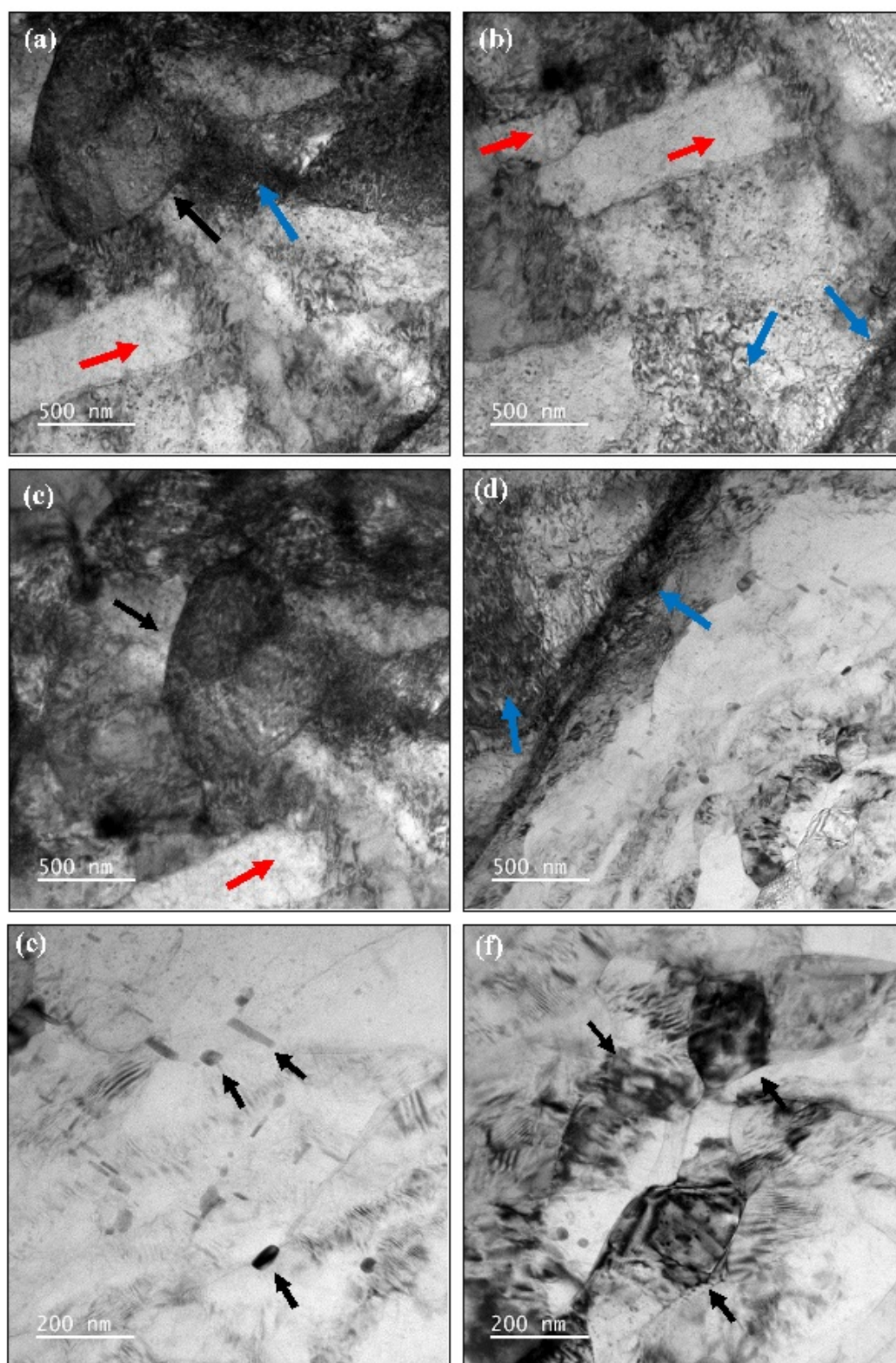


Figura 50 – Micrografias da liga AA 5052 obtidas por MET em modo STEM de campo claro. Seta vermelha = grãos alongados. Seta preta = precipitados. Seta azul = emaranhados de discordâncias

Observa-se também para a liga 5052 a presença de grãos alongados e orientados na direção de laminação (indicados por setas vermelhas na Figura 50), bem como a existência

de regiões com estruturas de emaranhados de discordâncias (indicados por setas azuis na Figura 50). Tais regiões são mais intensas quando comparadas àquelas observadas na liga AA 5050C (Figura 48), devido ao acúmulo maior de discordâncias. Uma possível explicação para esta maior densidade de discordâncias é a diferença dos teores de Mg das duas ligas (Tabela 7), que, provavelmente, interfere na EFE (77)(80).

A presença de Mg em solução sólida, provoca ainda distorções na rede CFC do alumínio, o que também altera a energia interna do sistema. Quando presente nas ligas de Al, alguns átomos de Mg tendem a migrar e segregar ao redor das discordâncias, formando atmosferas de soluto, favorecendo assim o encruamento (75)(36).

Alguns precipitados também podem ser observados com formato esféricos e de bastões (indicados por setas pretas na Figura 50), estes últimos menores e distintos dos observados na liga 5050C.

A quantidade de precipitados intermetálicos nas ligas em estudo é outro fator que pode ter influência nas diferenças encontradas nas microestruturas de ambas as ligas, pois a liga 5052 apresenta uma porcentagem maior dos elementos de liga quando comparada a liga 5050C. As ligas da série 5XXX, apresentam aumento de resistência através da precipitação das fases intermetálicas quando submetidas a tratamentos térmicos, mas este aumento não é suficiente para que sejam classificadas como ligas endurecíveis por precipitação (33).

Na Figura 51 é exposto um mapeamento químico elementar via EDS em região que se observou um dos precipitados com morfologia de bastão próxima aos apresentados na Figura 50. Foram selecionados os elementos químicos Al, Mg, Fe, Cu, Mn, Si e Cr para o mapeamento, devido a composição química da liga AA 5052. Através deste mapeamento, observa-se principalmente a presença dos elementos Al, Fe, Mn e Cu de forma mais intensa, e ainda evidências com menor intensidade de Mg, Cr e Si.

Com relação aos precipitados formados na ligas 5050C e 5052C, sabe-se que a solubilidade máxima do magnésio no alumínio é da ordem de 14,9% a 450 °C e este permanece, geralmente, em solução sólida, e o restante precipita para formação de compostos intermetálicos, no entanto, a solidificação em equilíbrio termodinâmico é obtida somente a taxas de resfriamento inferiores a 0,000005 °C/h. Mesmo para teores de magnésio como 4 ou 5%, a solidificação em condições fora do equilíbrio gera segregação da fase  $Al_8Mg_5$  (37)(41). Outras fases também podem estar presentes no estado sólido provenientes do processo de solidificação. Em baixas temperaturas, o Mn, devido ao baixo coeficiente de difusão na matriz de Al, geralmente permanece em solução sólida supersaturada, no entanto, ao passar por tratamentos térmicos posteriores, pode ocorrer a precipitação de dispersóides, como  $Al_6Mn$  e  $Al_{10}(MgMn)_6$ . A presença de Si e Fe, em sistemas das ligas 5XXX, pode resultar na formação de  $Mg_2Si$ ,  $Al_6(FeMn)$  e  $Al_3Fe$  (37)(81).

Liu et al.(82) estudou o efeito da temperatura e tempo de homogeneização nas segundas fases e propriedades mecânicas de tubos de AA 5052 manufacturados por fundição contínua vertical, encontrando partículas semelhantes às exibidas nas Figuras 48(d, e) e 50(a, c). Os autores as classificaram por análises de difração de elétrons no MET, como sendo  $Al_6(Fe, Mn)$ . Precipitados com morfologia em bastão, semelhantes aos da Figura 50(e) também foram identificados e classificados como  $Mg_2Si$  por análises de difração de elétrons no MET.

Esta distinção na morfologia e composição de alguns dos precipitados intermetálicos observados na liga 5052, pelo formato em bastão e evidência da presença de Mg na sua composição, pode ser justificada pela composição desta liga apresentar maiores teores de Mg que a liga 5050C.

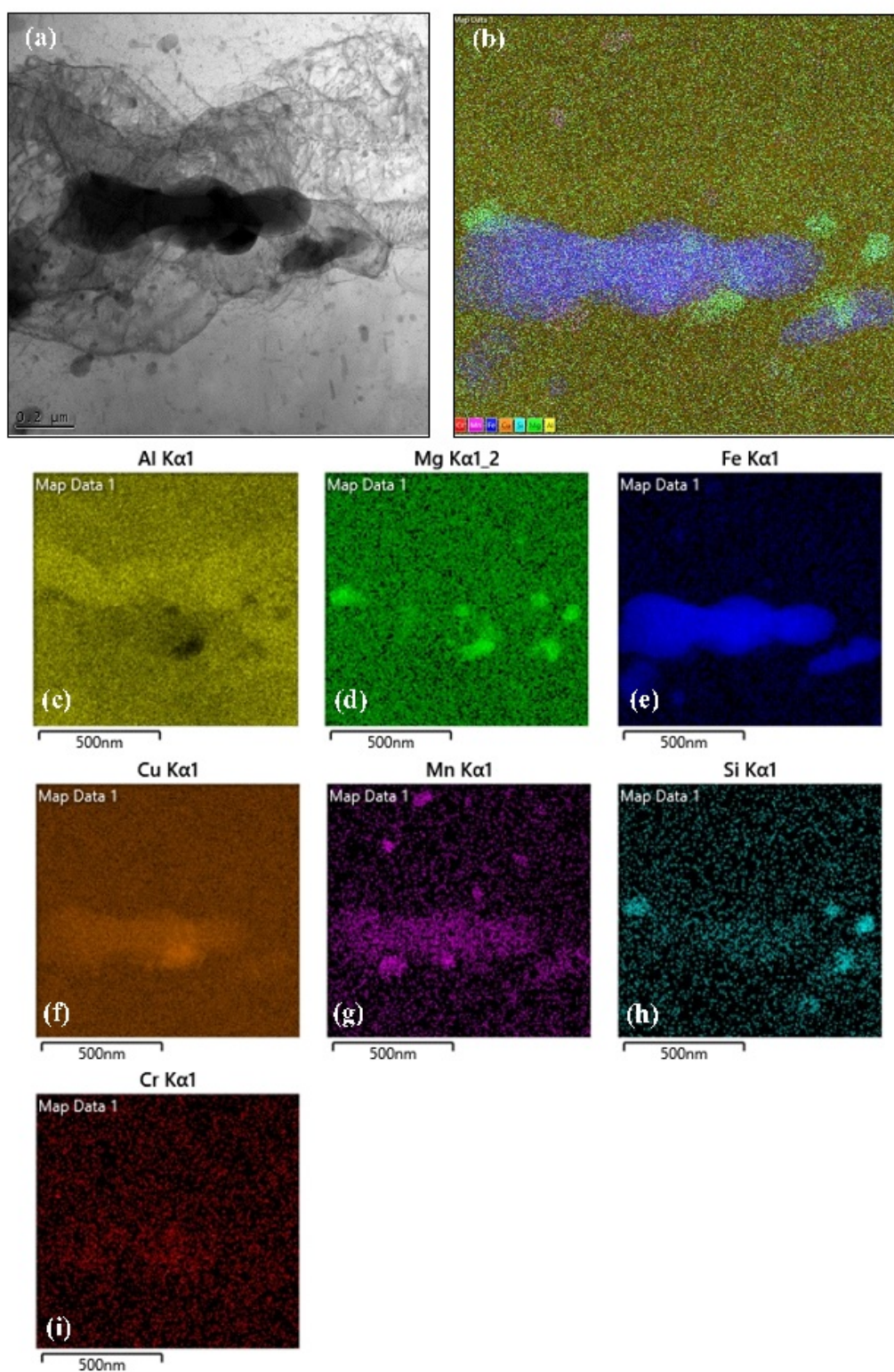


Figura 51 – (a) Micrografia obtidas por MET referente à microestrutura da amostra AA 5052. Mapeamento via EDS: (b) Combinação dos elementos químicos Al, Mg, Fe, Cu, Mn, Si, Cr. Destaque a somente um dos elementos: (c) Al, (d) Mg, (e) Fe, (f) Cu, (g) Mn, (h) Si e (i) Cr.



### 4.1.3 Caracterização Mecânica – Ultramicrodureza Instrumentada

Nas Tabelas 10 e 11 estão listadas algumas das propriedades calculadas (dureza HT115, durezas dinâmicas DHT-1 e DHT-2, dureza da indentação Hit, módulo da indentação Eit e razão elástica da indentação  $\eta_{it}$ ) a partir das medidas obtidas através dos ensaios de microdureza instrumentada realizados na direção de laminação a 1/2 e 1/4 da espessura das ligas AA 5050C e AA 5052 como recebidas.

Observa-se valores similares para propriedades medidas nas duas regiões da espessura das chapas das duas ligas, porém são superiores os valores dos distintos tipos de dureza (HT115, DHT-1, DHT-2 e Hit) e inferiores os valores da razão elástica da indentação ( $\eta_{it}$ ) para a liga 5052 quando comparada a liga 5050C. Este comportamento está de acordo aos valores das propriedades mecânicas obtidas por ensaios de ultramicrodureza instrumentada e de tração uniaxial obtidos por BARONY(5) nos estudos preliminares e comparativos conduzidos para ambas as ligas, inclusive da constatação da mesma quando aos valores de Hit superiores para a liga 5052.

Com base na definição da dureza Hit, que se refere a resposta do material ao início da deformação da deformação plástica a uma profundidade de contato ( $h_c$ ) do indentador com a superfície da amostra no trajeto da aplicação da carga até atingir a carga máxima (conforme a Equação 3.4), e desta forma sua ordem de grandeza numérica é inversamente proporcional a magnitude do escoamento do material. Porém, em concordância ao constatado por BARONY(5), a dureza Hit da liga 5052 apresenta-se superior ao da liga 5050C apesar da mesma apresentar limite de escoamento superior (conforme Tabela 8). Isto pode ser efeito da resposta micromecânica do ensaio de ultramicrodureza instrumentada, justificada pelo aparentemente maior tamanho de grão com evidências de recuperação mais avançada na liga 5052 ter resultado em uma menor resistência ao início da deformação plástica local do que os grãos mais refinados e alongados da liga 5050C, conforme evidenciado pelos resultados das análises conduzidas por EBSD (Figuras 42 a 47).

As demais durezas (HT115, DHT-1 e DHT-2) estão em concordâncias com o valor superior do limite de resistência a tração da liga 5052 quando comparada ao da liga 5050C, e apenas se diferem em função da forma de cálculo destas levar em consideração no denominador de suas equações valores de magnitude distintas ( $L > h_{max} > hr$ ) quanto ao valor médio:

- da altura do triângulo (L da Equação 3.10 e Tabelas 25 a 28, do Apêndice A) formado pela impressão deixada pelo indentador Berkovich após sua remoção em função de uma carga máxima ( $F_{max}$ ), para a dureza HT115 (L da Equação 3.10 e Tabelas 25 a 28, do Apêndice A);
- da profundidade máxima de indentação produzida pelo indentador Berkovich quando a da aplicação da carga máxima ( $F_{max}$ ), para a dureza DHT-1 ( $h_{max}$  da Equação 3.1

e Tabelas 25 a 28, do Apêndice A;

- da profundidade de indentação quanto ao retorno elástico perfeito do material quando da indentação com o indentador Berkovich para uma carga máxima aplicada ( $F_{max}$ ), para a dureza DHT-2 ( $h_r$  da Equação 3.2 e Tabelas 25 a 28, do Apêndice A).

Enquanto o valor superior da dureza da indentação ( $\eta_{it}$ ) para a liga 5050C se justifica pela exibição de um maior retorno elástico (diferença entre  $h_{max}$  e  $h_p$ , conforme a Equação 3.7 e Tabelas 25 a 28, do Apêndice A) no ensaio de ultramicrodureza instrumentada que resulta valores superiores entre área abaixo da curva de descarregamento (trabalho elástico) e área total abaixo da curva de carregamento (trabalho total), tendo em vista que esta apresenta valores inferiores de limite de escoamento e de resistência a tração para valores similares de alongamento total ( Tabela 7) quando comparada a liga 5052.

Por fim, para os valores de Eit, quando levado em consideração a sua magnitude e dispersão, são inferiores para a liga 5050, quando comparada a liga 5052, provavelmente em função da menor concentração do elemento de liga principal (Tabela 7) que afeta diretamente na energia de ligação metálica da solução sólida das ligas Al-Mg.

Tabela 10 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{1}{2}$  da espessura da seção longitudinal a direção de laminação das ligas AA 5050C e AA 5052 como recebidas.

	Dureza HT115 (mN/ $\mu\text{m}^2$ )		DHT-1 (N/mm <sup>2</sup> )		DHT-2 (N/mm <sup>2</sup> )		Hit (N/mm <sup>2</sup> )		Eit (N/mm <sup>2</sup> )		$\eta_{it}$	
	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052
Média	83,62	90,21	661,38	814,45	548,76	776,54	904,97	976,27	2,32 x10 <sup>4</sup>	6,44x10 <sup>4</sup>	0,188	0,076
Desvio Padrão	3,30	2,14	22,63	18,76	25,57	40,45	35,72	23,13	4,64 x10 <sup>2</sup>	1,05 x10 <sup>3</sup>	0,004	0,002
Variância	9,80	4,11	461,00	316,70	588,45	1472,54	1148,39	481,34	1,94 x10 <sup>5</sup>	9,84 x10 <sup>5</sup>	0,000	0,000
Máximo	91,06	92,83	712,07	837,34	591,69	853,67	985,45	1004,61	2,40 x10 <sup>4</sup>	6,56 x10 <sup>4</sup>	0,194	0,079
Mínimo	79,59	87,09	635,29	787,82	510,39	721,48	861,37	942,50	2,26 x10 <sup>4</sup>	6,29 x10 <sup>4</sup>	0,182	0,073
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	2,05	1,32	14,03	11,63	15,85	25,07	22,14	14,33	2,88 x10 <sup>2</sup>	6,48 x10 <sup>2</sup>	0,002	0,001

Tabela 11 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{1}{4}$  da espessura da seção longitudinal a direção de laminação das ligas AA 5050C e AA 5052 como recebidas.

	Dureza HT115 (mN/ $\mu\text{m}^2$ )		DHT-1 (N/mm <sup>2</sup> )		DHT-2 (N/mm <sup>2</sup> )		Hit (N/mm <sup>2</sup> )		Eit (N/mm <sup>2</sup> )		$\eta_{it}$	
	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052
Média	78,92	92,34	595,95	833,03	471,54	792,71	854,15	999,32	1,79 x10 <sup>4</sup>	7,29 x10 <sup>5</sup>	0,223	0,077
Desvio Padrão	2,87	3,14	19,17	27,27	18,73	66,01	31,04	33,98	8,54 x10 <sup>2</sup>	2,10 x10 <sup>6</sup>	0,010	0,004
Variância	7,40	8,87	330,88	669,22	315,84	3921,33	867,06	1038,96	6,56 x10 <sup>5</sup>	3,96x10 <sup>12</sup>	0,000	0,000
Máximo	83,00	96,76	617,15	871,26	496,25	891,72	898,27	1047,21	2,01 x10 <sup>4</sup>	6,70 x10 <sup>6</sup>	0,234	0,085
Mínimo	72,58	87,44	550,53	791,87	439,79	702,28	785,50	946,36	1,67 x10 <sup>4</sup>	6,06 x10 <sup>4</sup>	0,203	0,073
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	1,78	1,95	11,88	16,90	11,61	40,91	19,24	21,06	5,29 x10 <sup>2</sup>	1,30 x10 <sup>6</sup>	0,006	0,002

#### 4.1.4 Análise da densidade de discordâncias

Na FIG. 4.13 estão representados os difratogramas das ligas AA 5050C e AA 5052, com destaques aos planos de difração (111), (220), (322) e (311) da fase  $\alpha$  de estrutura CFC da matriz metálica das ligas.

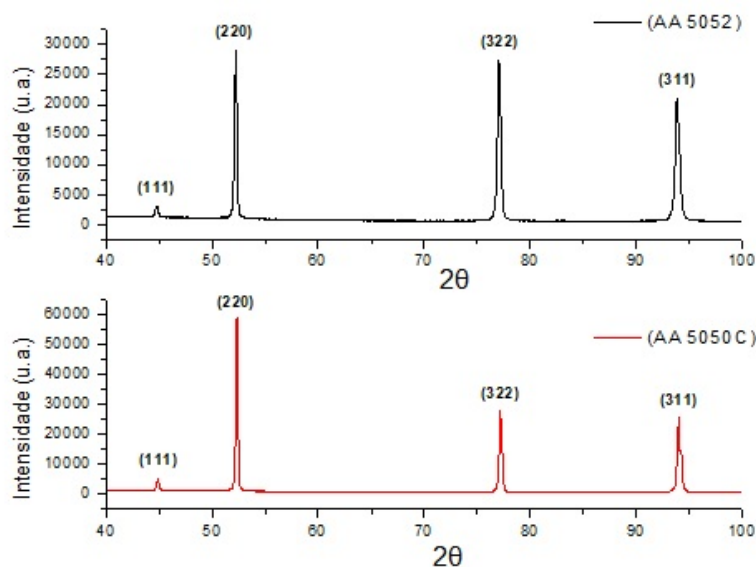


Figura 52 – Difratograma das ligas AA 5052 e AA 5050C em estudo com destaque aos planos de difração da fase CFC referente a matriz metálica.

A análise da estimativa de densidade de discordâncias foi realizada na amostra na condição como recebida (CR) por meio do método computacional CMWP (*Convolutional Multiple Whole Profile*), a partir dos difratogramas obtidos pelas análises de DRX. Os resultados obtidos nesta análise estão expostos na Tabela 12, juntamente com os valores de tamanho de cristalito para ambas as ligas em estudo na condição como recebida.

Tabela 12 – Densidade de discordâncias das ligas AA 5050C e AA 5052, como recebidas.

Liga	Densidade de discordância (discordâncias/m <sup>2</sup> )	GOF	Tamanho de cristalito (nm)
AA 5050C	$5,87 \times 10^{14}$	8,45	32,43
AA 5052	$1,44 \times 10^{15}$	6,25	30,33

A estimativa de densidade de discordâncias para a liga 5052 foi superior ao valor obtido para liga 5050C, o que corrobora os resultados observados via microscopia eletrônica de transmissão (Figuras 48 e 50), bem como os resultados de ultramicrodureza instrumentada para as ligas como recebidas e os resultados obtidos por BARONY(5), pois durante a caracterização mecânica das chapas, a liga 5052 apresentou resultados de resistência a tração e dureza Vickers superiores a liga 5050C.

Este comportamento pode ser explicado pela presença de elementos de liga. Como já citado, apesar das ligas da série 5XXX, não serem classificadas como ligas endurecíveis por precipitação, a quantidade de precipitados intermetálicos encontrados nas ligas em estudo é um fator que pode ter alguma influência nas diferenças encontradas nas microestruturas de ambas as ligas, pois a liga 5052 apresenta uma porcentagem maior dos elementos de liga quando comparada a liga 5050C (33).

Os resultados das estimativas de densidade de discordâncias e tamanho de cristalito apresentados na Tabela 12 estão coerentes com o comportamento mecânico apresentado pelas ligas 5050C e 5052, possivelmente, pelas ligas apresentarem composição química distinta, principalmente, no que se refere ao percentual de Mg. A presença de elementos de liga em solução sólida altera a energia interna do sistema, a existência de precipitados pode dificultar a movimentação de discordâncias e, conseqüentemente, favorecer o encruamento (77)(80)(36).

## 4.2 ANÁLISE DAS LIGAS AA 5050C E AA 5052 APÓS CORTE (JATO D'ÁGUA E ELETROEROSÃO)

Com o intuito de conduzir uma avaliação quanto ao aspecto da superfície resultante do tipo de corte para confecção dos corpos de prova de fadiga extraídas das chapas das ligas em estudo, foram selecionados, para análise no MEV, corpos de prova submetidos ao corte com jato d'água (sem e com etapa posterior de lixamento da superfície de corte) e via eletroerosão. As análises contidas neste capítulo foram realizadas para ambas as ligas em regiões associadas à espessura das chapas (MEV/SE) e a regiões referentes ao plano das chapas (MEV/EBSD e ultramicrodureza instrumentada).

### 4.2.1 Caracterização Estrutural via MEV

Na Figura 53 estão representadas as micrografias obtidas com auxílio do detector de elétrons secundários (SE) no MEV, das seções longitudinais (direção de laminação x espessura) dos corpos de prova cortados via jato d'água da liga AA 5050C, nos aumentos de 50, 100 e 300x.

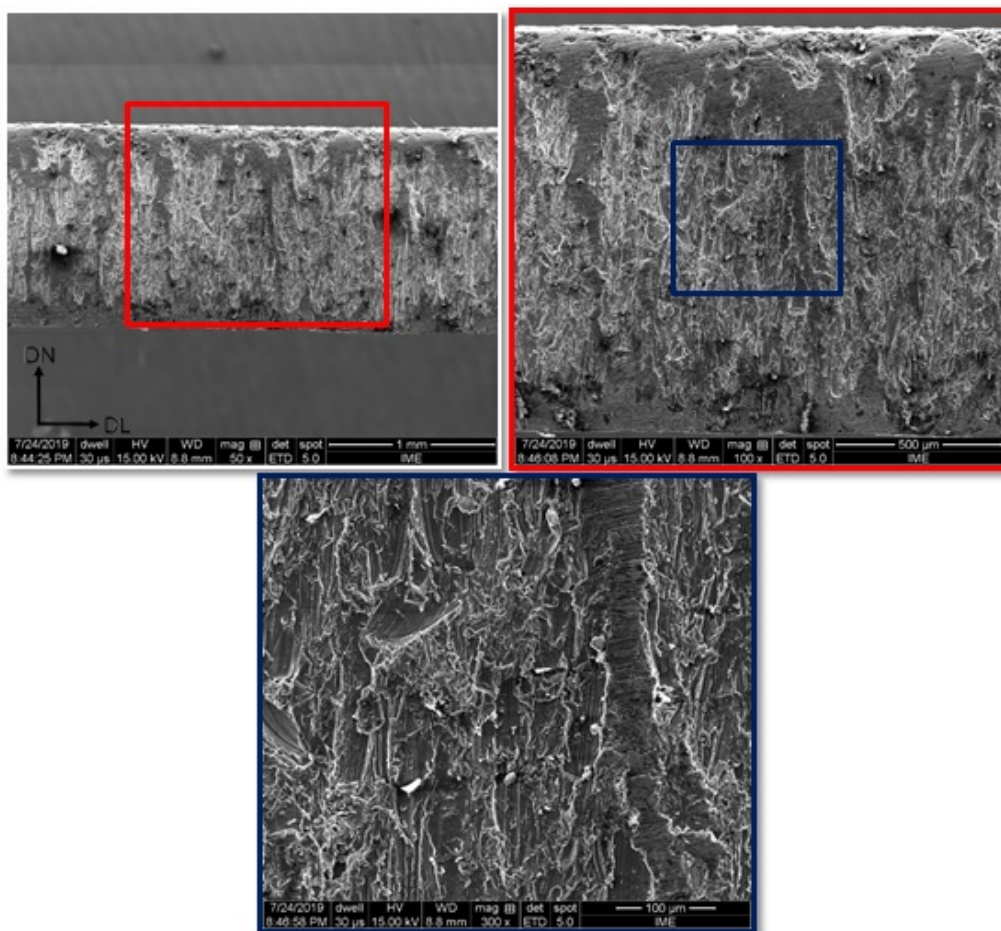


Figura 53 – Morfologia da superfície resultante do corte a jato d'água para confecção dos corpos de prova da liga AA 5050C. Imagem obtida a partir da reconstrução do sinal do detector de elétrons secundários (SE) no MEV nos aumentos de 50x (a), 100x (b) e 300x (c).

Na Figura 53, é possível observar a presença de ranhuras acentuadas na superfície de corte e transversais a espessura dos CP's. Tais ranhuras serão, provavelmente, concentradores de tensão, em função de agirem como trincas superficiais pré-existentes, durante o ensaio de fadiga, ocasionando falha em um número menor de ciclos, devido a restrição da deformação plástica do material ocasionada pelo estado triaxial de tensões existente nas proximidades da ponta da trinca (63)(12).

A superfície de corte de materiais usinados via jato d'água apresenta ranhuras que se prolongam em profundidade abaixo da superfície de corte, pois, o jato abrasivo tende a perder energia conforme o corte aprofunda, e seu acabamento superficial se torna rugoso (48)(83).

BARONY(5), em seus estudos acerca da avaliação estrutural e mecânica destas mesmas chapas das ligas de alumínio AA 5052 e AA 5050C, observou que seus CP's de tração apresentavam ruptura com valores de tensão menores que o esperado, quando estes

foram ensaiados na condição cortados via jato d'água sem nenhum lixamento posterior. Foi necessária a utilização de uma sequência de lixamentos com lixas d'água de granulometria mais grossa para a mais fina, como ação de desbaste longitudinal, na superfície de corte ao longo do comprimento útil, de modo a reduzir as ranhuras transversais sem comprometer a dimensão padronizada dos corpos de prova, para que os ensaios de tração uniaxial pudessem ser realizados de maneira eficiente.

Na Figura 54 são mostradas as micrografias adquiridas com auxílio do detector de SE via MEV, nos aumentos de 50, 100 e 300x, das superfícies de corte dos corpos de prova cortados via jato d'água, após passarem por uma sequência de lixamentos mecânicos. Este procedimento foi adotado, em função do resultado positivo de BARONY(5) nos seus ensaios de tração uniaxial, com o objetivo de verificar a sua eficiência em remover as ranhuras transversais, gerados pelo corte a jato d'água, sem causar prejuízos ao dimensional dos CPs e para eliminar grandes concentradores de tensão que pudessem interferir no ensaio de fadiga objeto de estudo no presente trabalho.

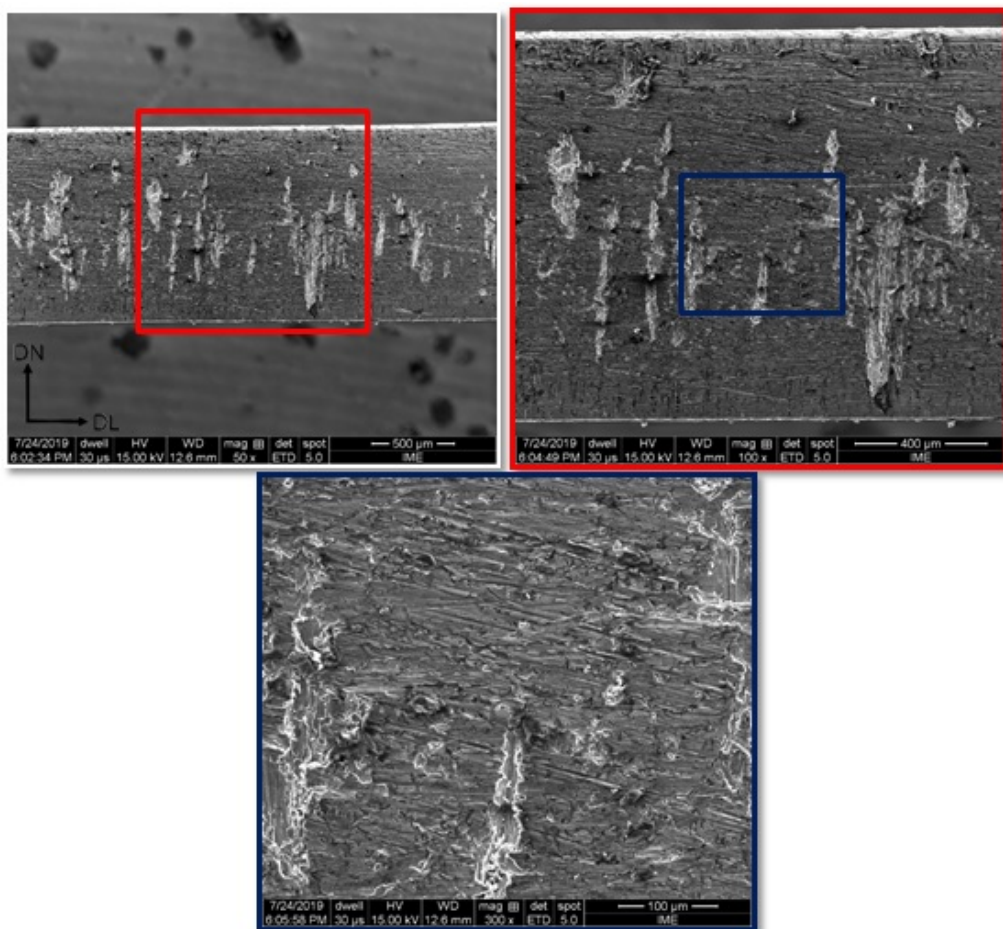


Figura 54 – Morfologia da superfície resultante do corte a jato d'água para confecção dos corpos de prova da liga AA 5050C. Imagem obtida a partir da reconstrução do sinal do detector de elétrons secundários (SE) no MEV, após passarem por uma sequência de lixamento mecânico. Aumentos de 50x (a), 100x (b) e 300x (c).

Quando comparadas as sequências de aumentos das micrografias selecionadas e detalhes destacadas das superfícies resultantes dos cortes a jato d'água (sem e com lixamento posterior), conforme as Figuras 53 e 54, é possível observar a uma superfície mais uniforme nos CP's após o lixamento, com uma redução substancial das ranhuras transversais resultantes do corte a jato d'água tornando menor a influência do tipo de corte das chapas pela presença de concentradores de tensão.

Na Figura 55 são apresentadas as micrografias feitas via MEV, nos aumentos de 50, 100 e 300x, das superfícies de corte dos corpos de prova cortados via eletroerosão a fio da liga 5050C.



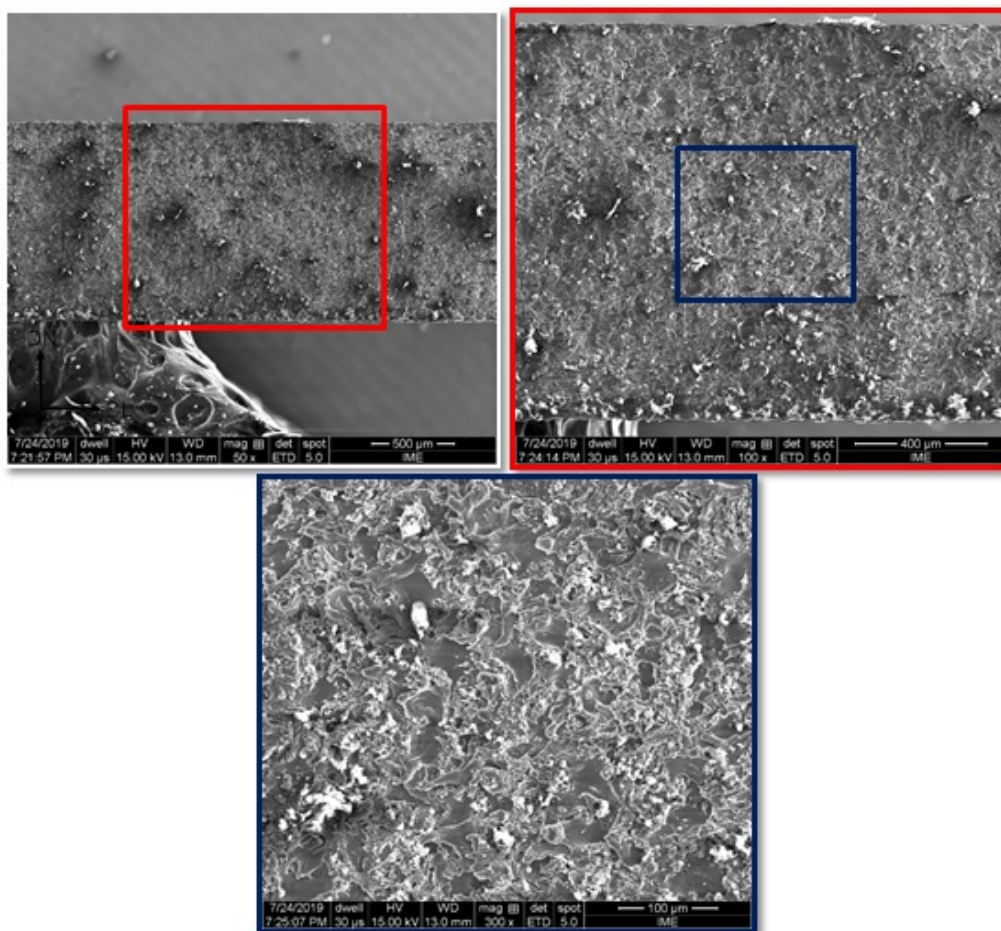


Figura 55 – Morfologia da superfície resultante do corte a eletroerosão a fio para confecção dos corpos de prova cortados de fadiga da liga AA 5050C. Imagem obtida a partir da reconstrução do sinal do detector de elétrons secundários (SE) no MEV. Aumentos de 50x (a), 100x (b) e 300x (c).

Pode-se observar que a superfície de corte da amostra cortada por eletroerosão a fio é mais uniforme do que a superfície dos CP's cortados via jato d'água, apesar de ainda conter irregularidades que podem interferir na resistência a fadiga das ligas. No entanto, as irregularidades não são transversais à direção longitudinal dos CPs, estabelecidas para os ensaios de fadiga para o presente estudo. A expectativa é que a resistência à fadiga dos corpos de provas cortados por eletroerosão a fio seja maior, em função da menor introdução de danos que agem como entalhes/trincas transversais a direção de aplicação dos esforços cíclicos.

Desta forma, na preparação dos corpos de provas cortados via eletroerosão a fio não foi realizado o lixamento mecânico posterior ao corte para condução do ensaio de fadiga. As modificações introduzidas pelo corte por eletroerosão a fio, associadas ao aquecimento local que ocorre durante o corte, são menores que a camada deformada na superfície do CP através do lixamento mecânico (84)(85).

As imagens apresentadas a seguir, Figuras 56 a 67, são resultantes das análises conduzidas com os detectores de SE e EBSD, no MEV e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4, para ambas as ligas, nos distintos processos de corte selecionados, jato d'água abrasivo e eletroerosão a fio, nas regiões C1, M e C2, no plano da chapa, conforme Figura 33, para um aumento de 500x.

Estes resultados não podem ser comparados aos resultados obtidas da condição como recebida apresentados no início deste capítulo de Resultados e Discussão (Figuras 42 a 47) em função deles terem sido conduzidos na seção associada a direção de laminação (DL) e a espessura da chapa (DN), enquanto aqui estes foram conduzidos na seção associada ao plano da chapa (DL x DT). No entanto, os resultados pertinentes a região M correspondem ao material como recebido a ser comparado com as regiões C1 e C2 próximas a linha de corte.

Nas Figuras 56 a 61 estão representadas as micrografias e mapas (de qualidade, fase, orientação e misorientação) das ligas AA 5050C e AA 5052, cortadas por jato d'água.

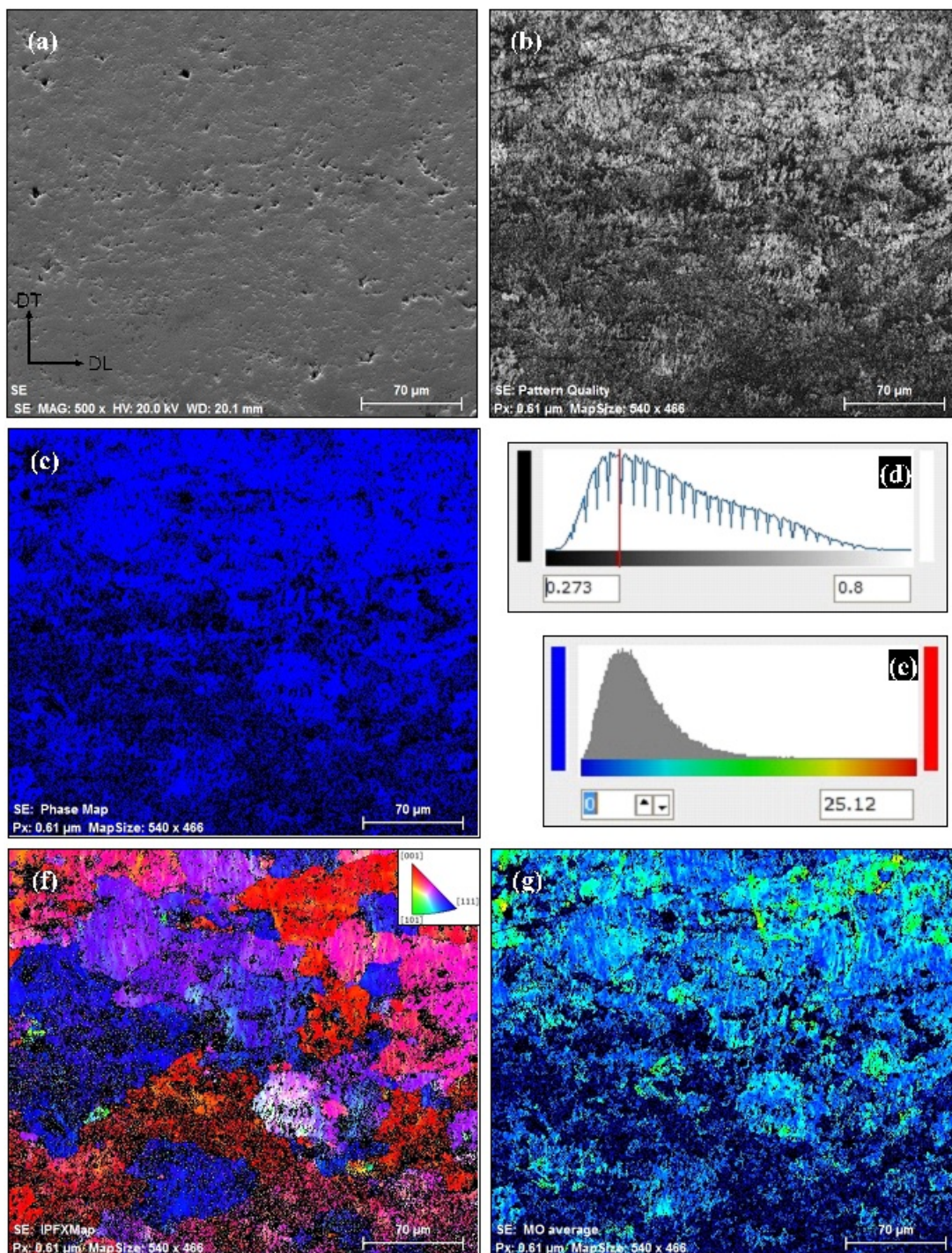


Figura 56 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C1 do CP da liga AA 5050C cortado por Jato d'água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

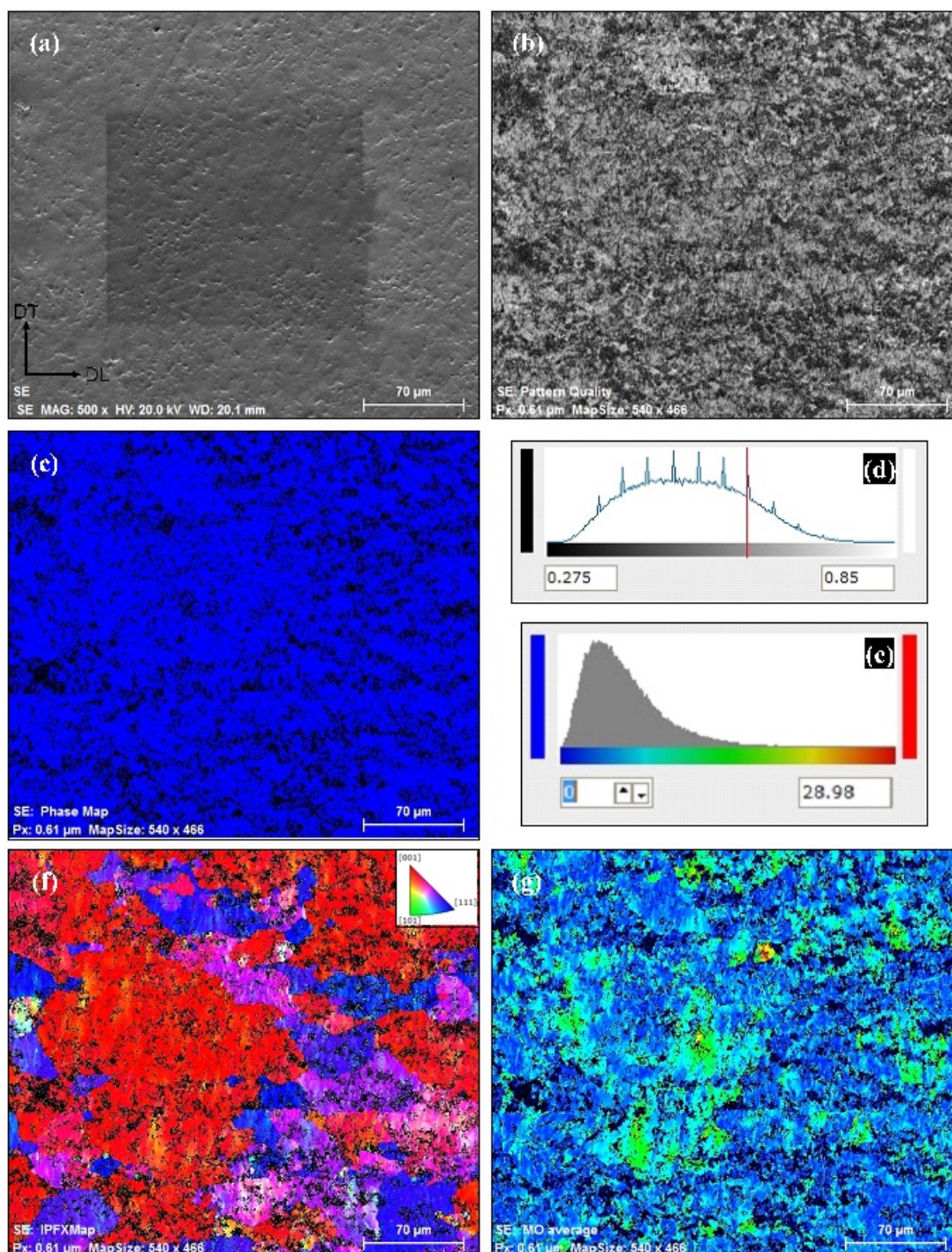


Figura 57 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região M do CP da liga AA 5050C cortado por Jato d'água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

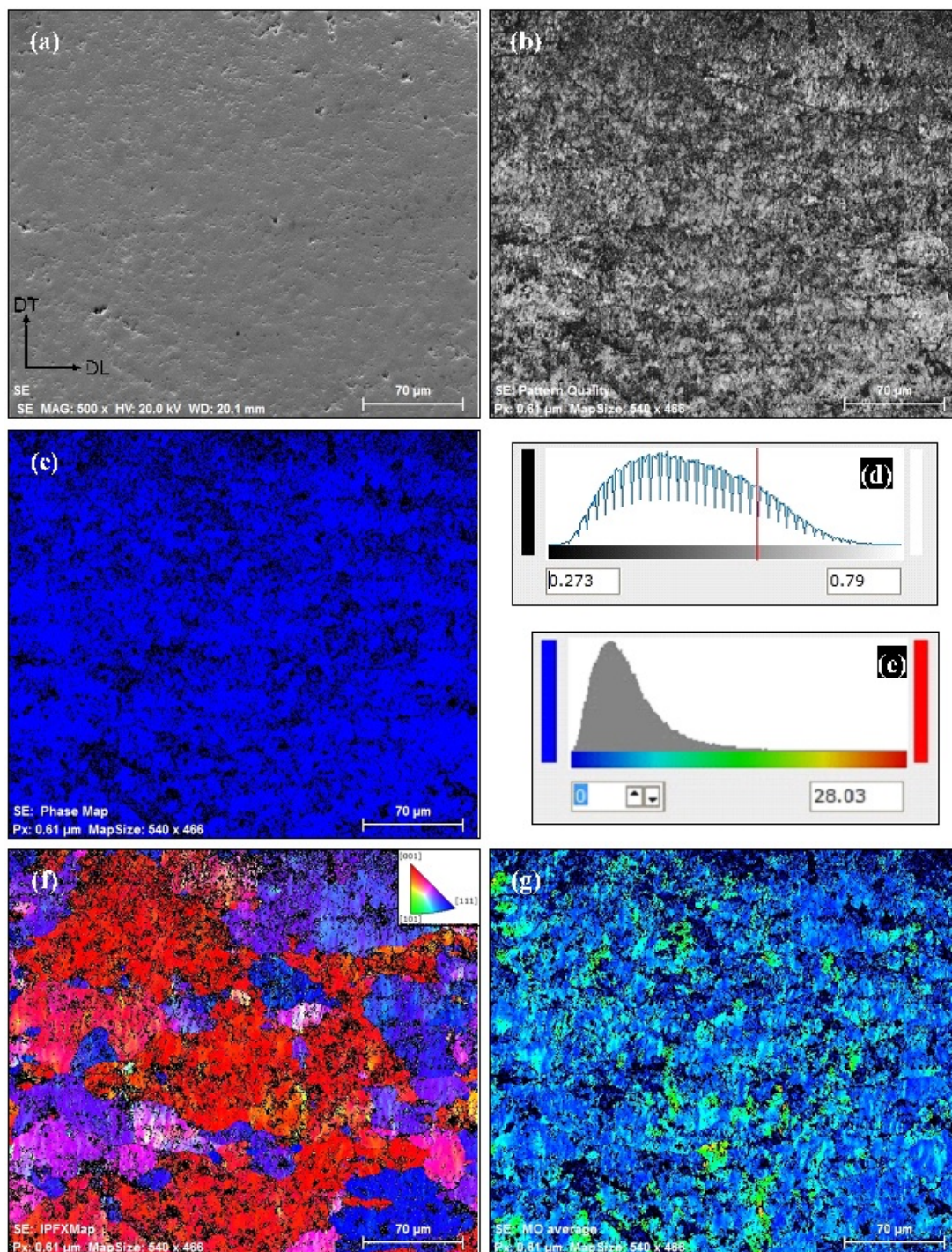


Figura 58 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C2 do CP da liga AA 5050C cortado por Jato d’água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

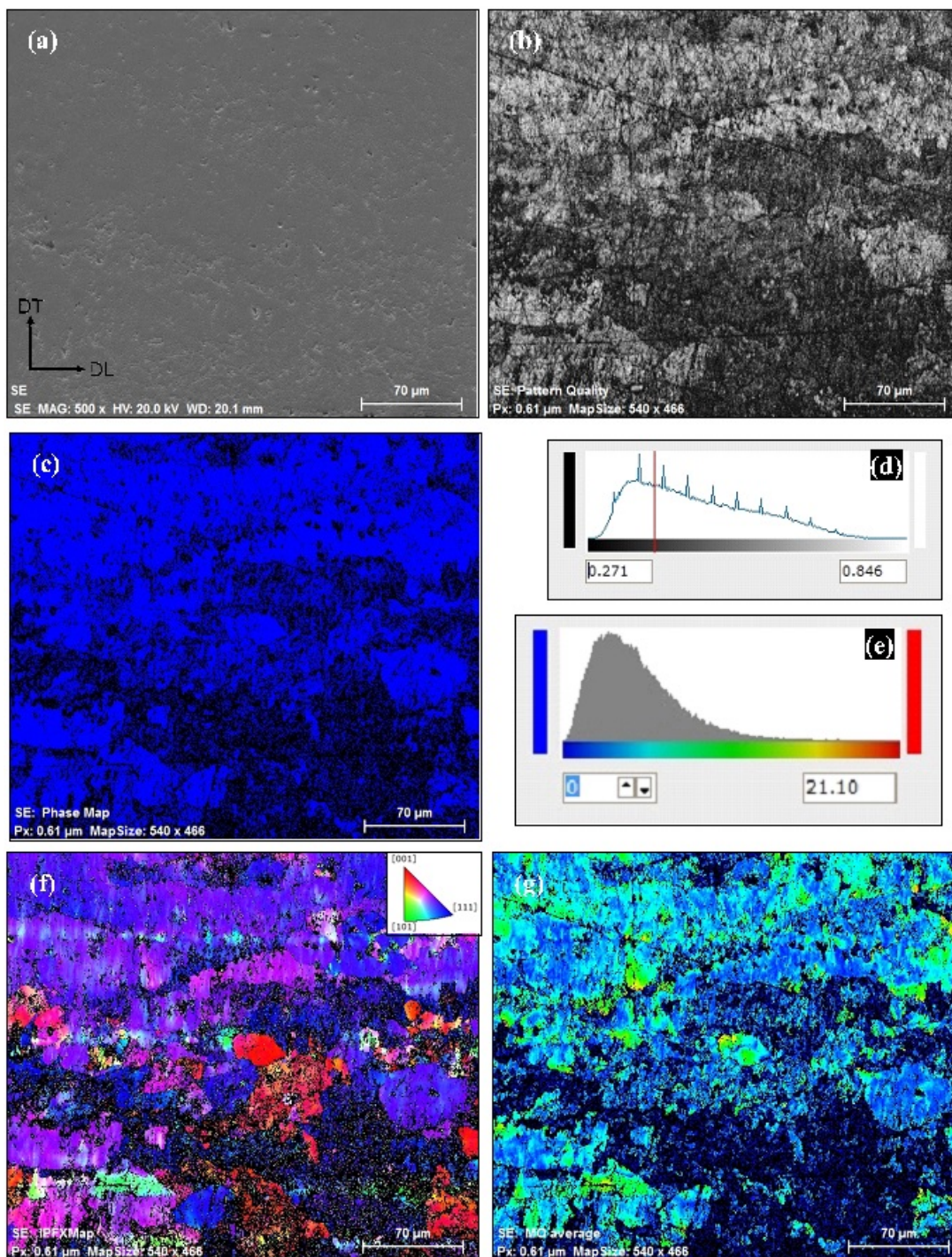


Figura 59 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C1 do CP da liga AA 5052 cortado por jato d’água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase FCC e sua barra de escala.

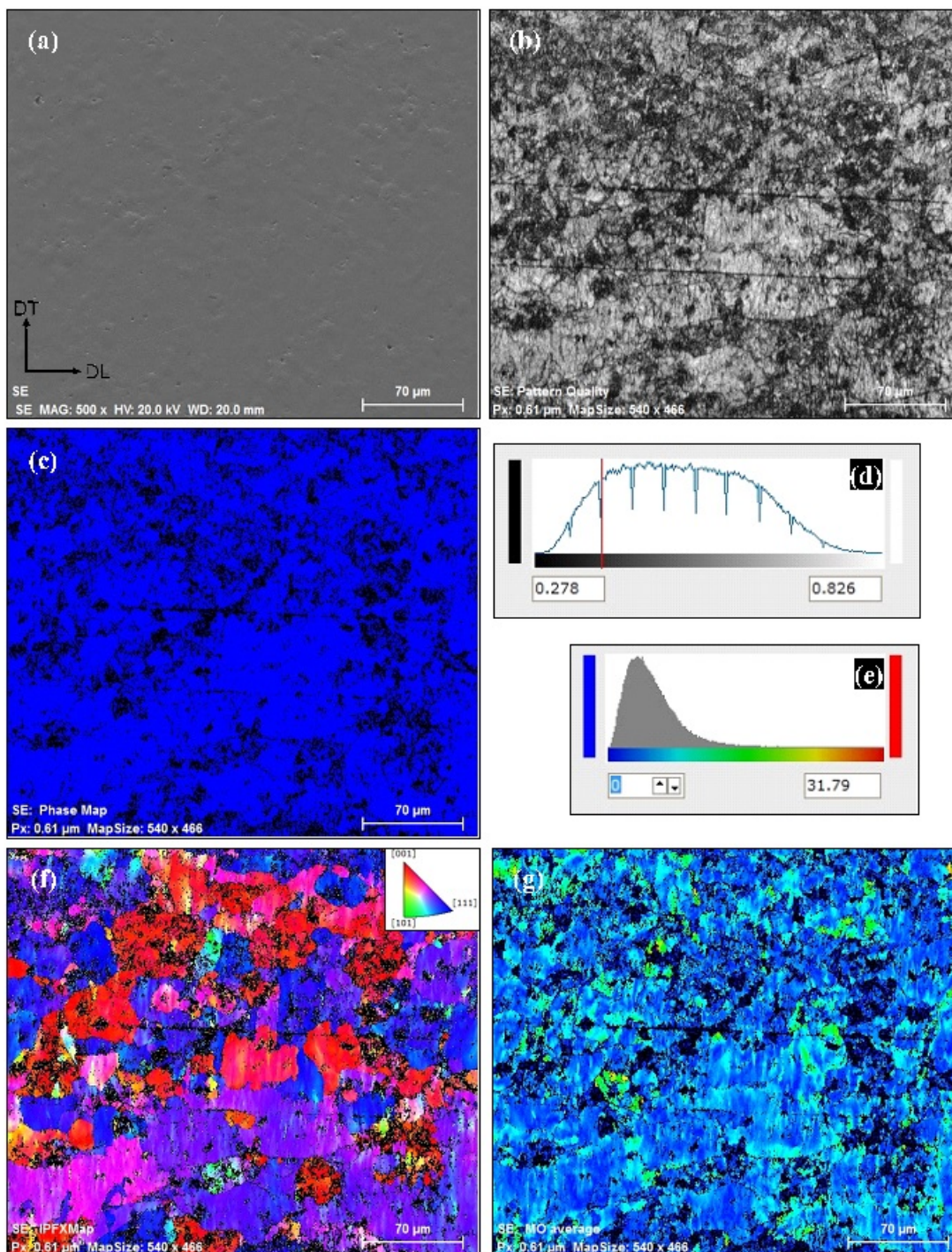


Figura 60 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região M do CP da liga AA 5052 cortado por jato d’água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase FCC e sua barra de escala.

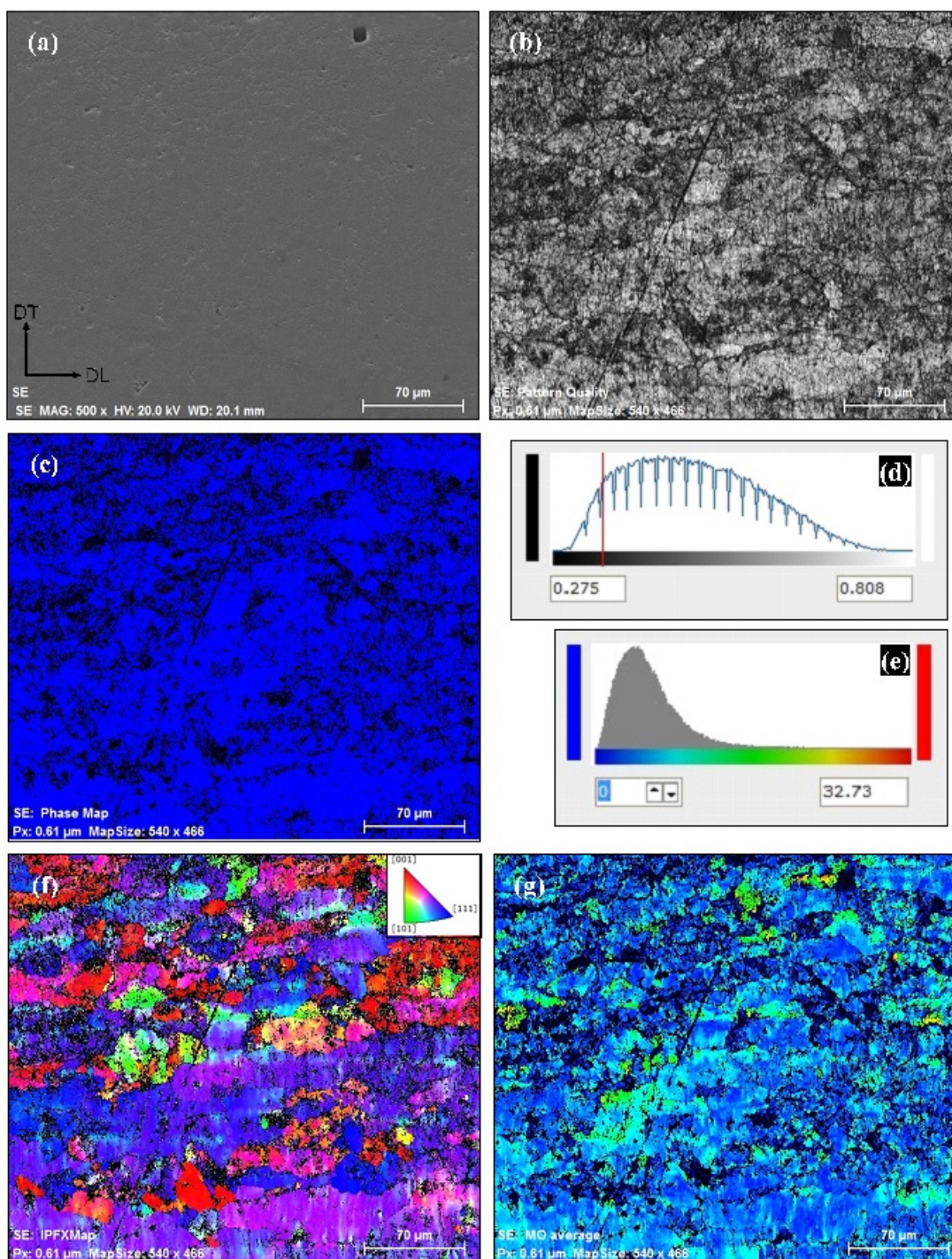


Figura 61 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C2 do CP da liga AA 5052 cortado por jato d’água, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

Os resultados das análises de EBSD/MEV conduzidas para os CPs cortados por jato d’água das ligas AA 5050C (Figuras 56, 57 e 58) e AA 5052 (Figuras 59, 60 e 61) nas distintas posições do plano da chapa (conforme indicado na Figura 33), destacam grãos



grandes na matriz metálica em função de terem sido avaliados no plano da chapa (seção DLxDT), com valores superiores de misorientação, envolvendo pequenos grãos com valores inferiores de misorientação. Porém a qualidade do padrão de Kikuchi do resultado obtido nas regiões centrais, M (Figuras 57b,d e 60b,d), associadas a condição como recebida, são superiores aos resultados obtidas nas regiões C1 e C2 (Figuras 56b,d e 58b,d; Figuras 59b,d e 61b,d), associadas a condição estrutural afetada pelo corte, com perdas equivalente na qualidade do padrão.

Nas Figuras 62 a 67 estão representadas as micrografias e mapas (de qualidade, fase, orientação e misorientação) das ligas AA 5050C e AA 5052, cortadas via eletroerosão.

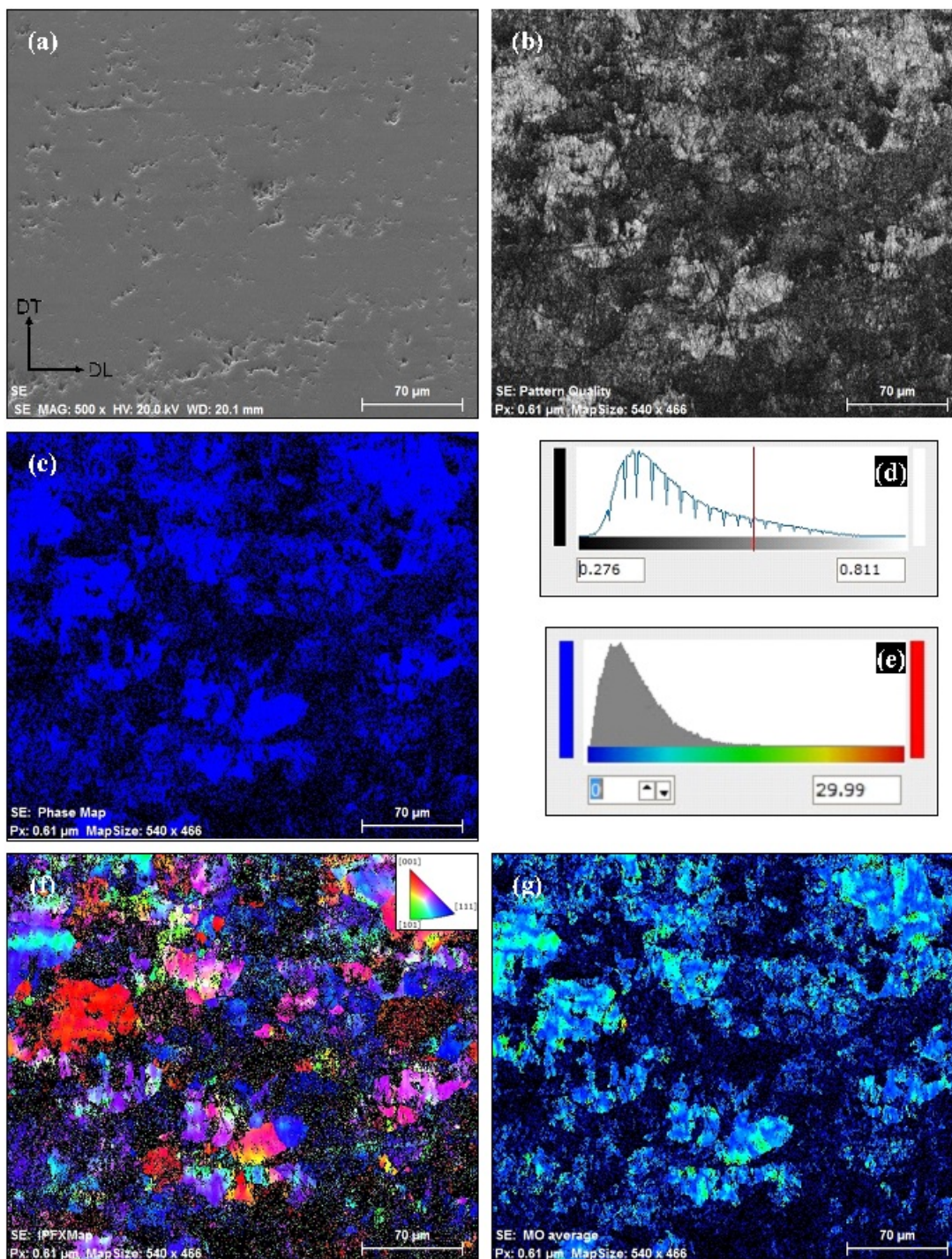


Figura 62 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C1 do CP da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

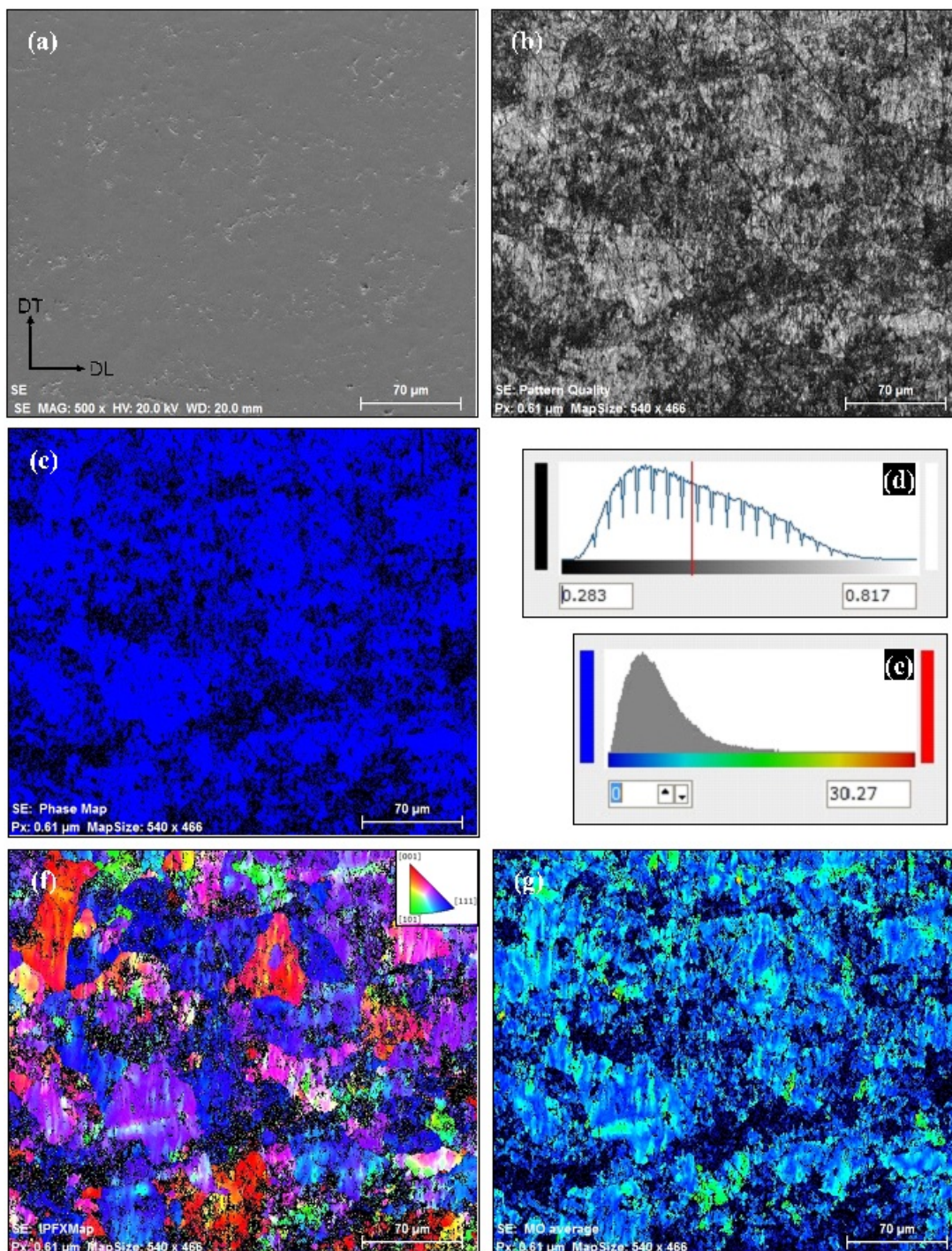


Figura 63 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região M do CP da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

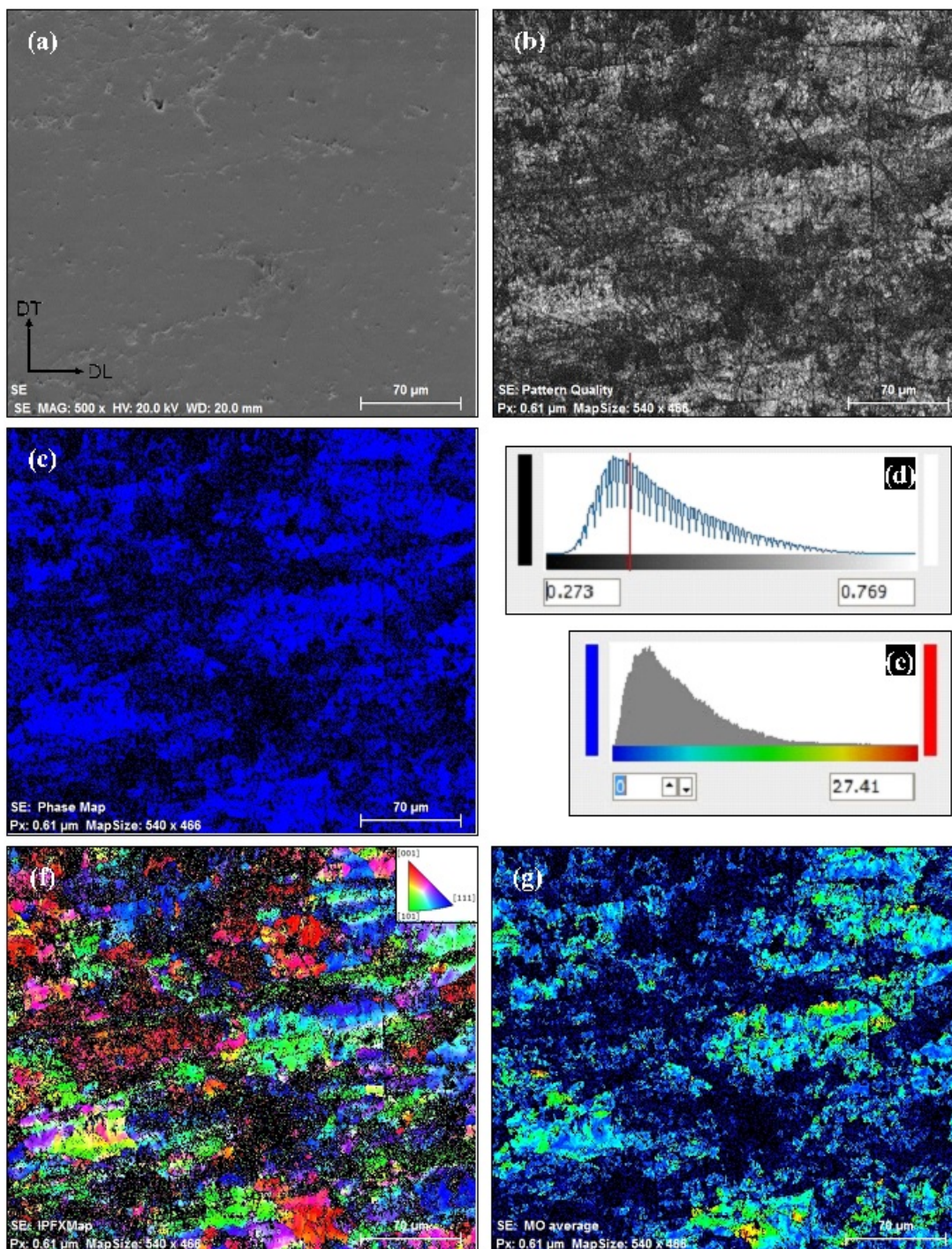


Figura 64 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C2 do CP da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

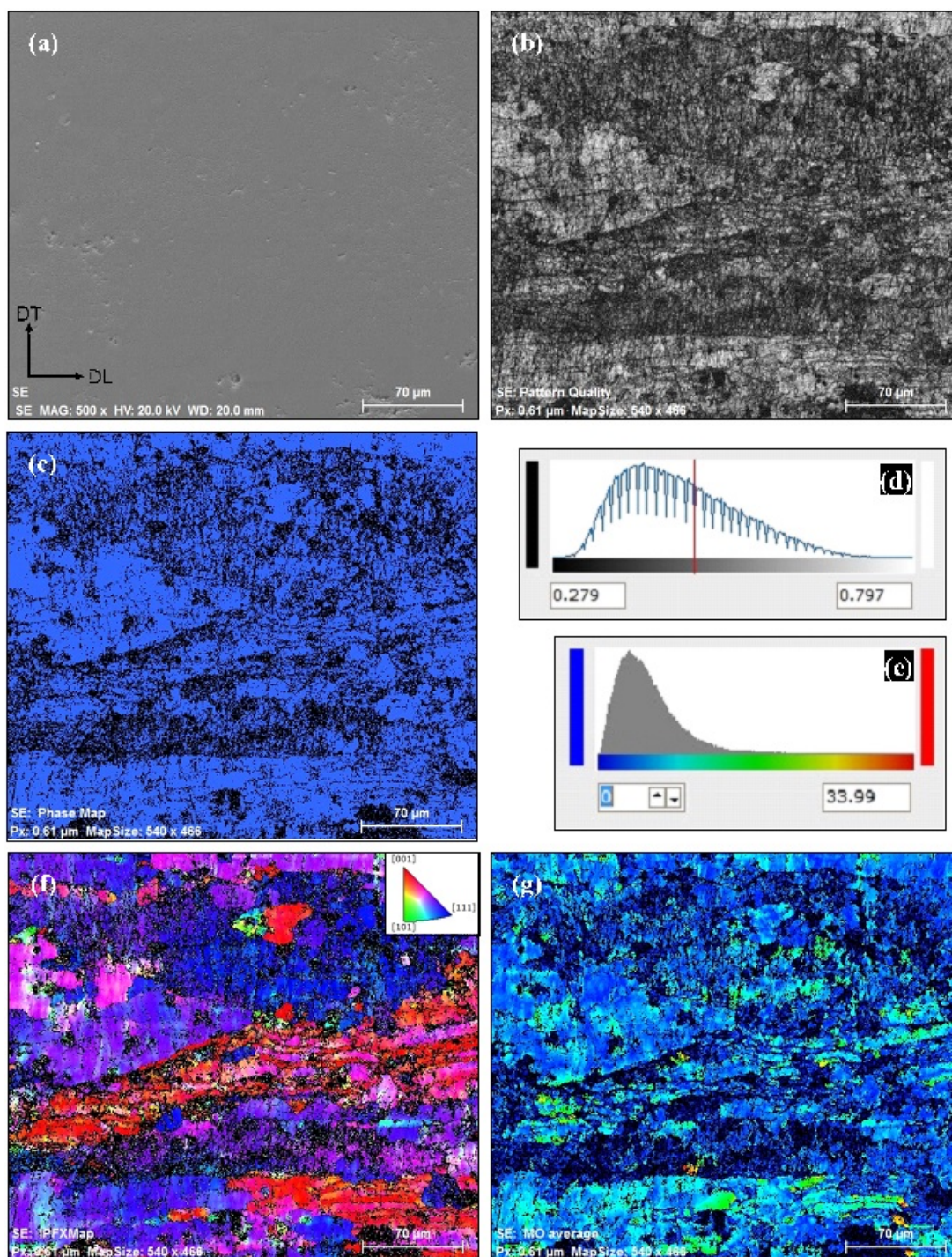


Figura 65 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C1 do CP da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

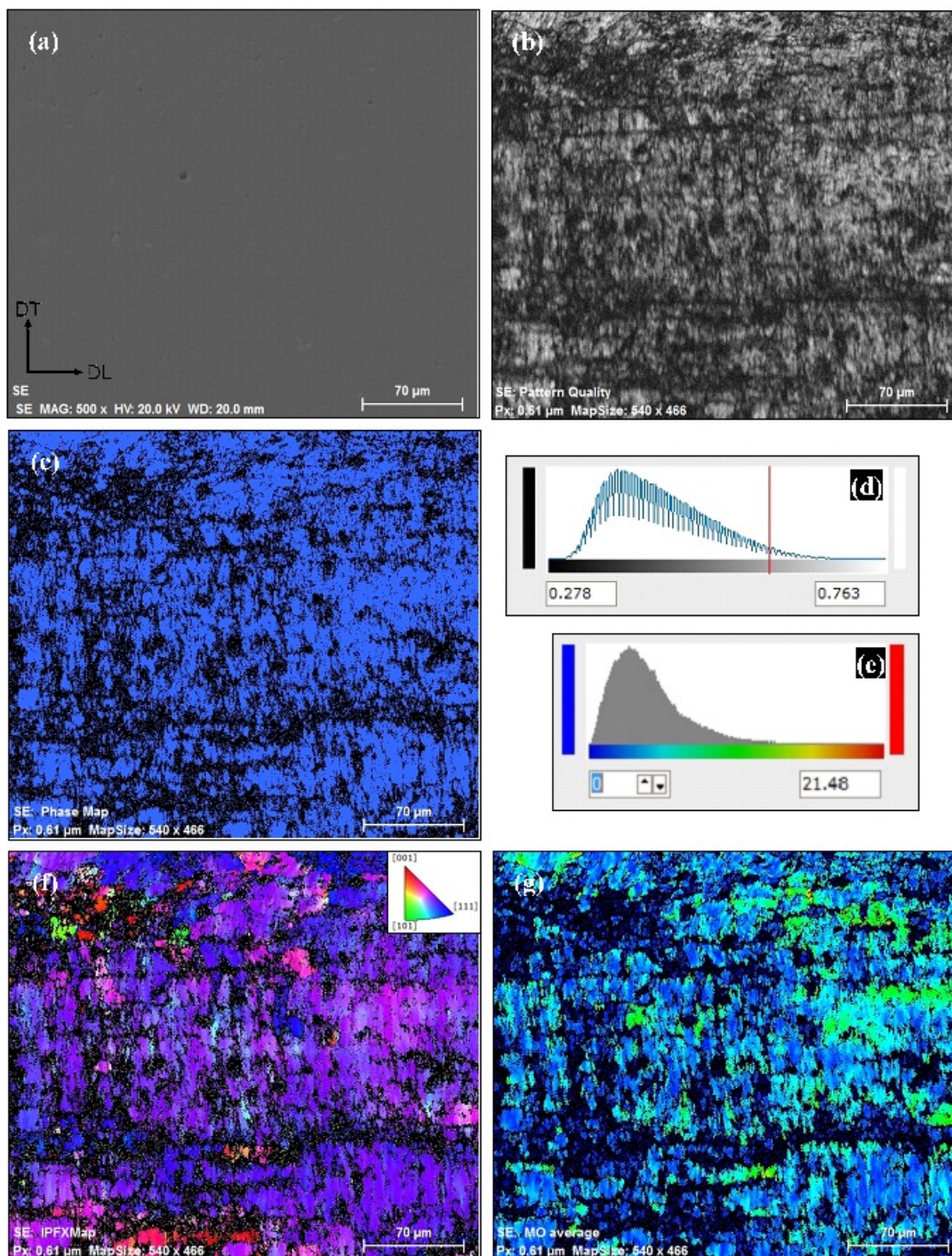


Figura 66 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região M do CP da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

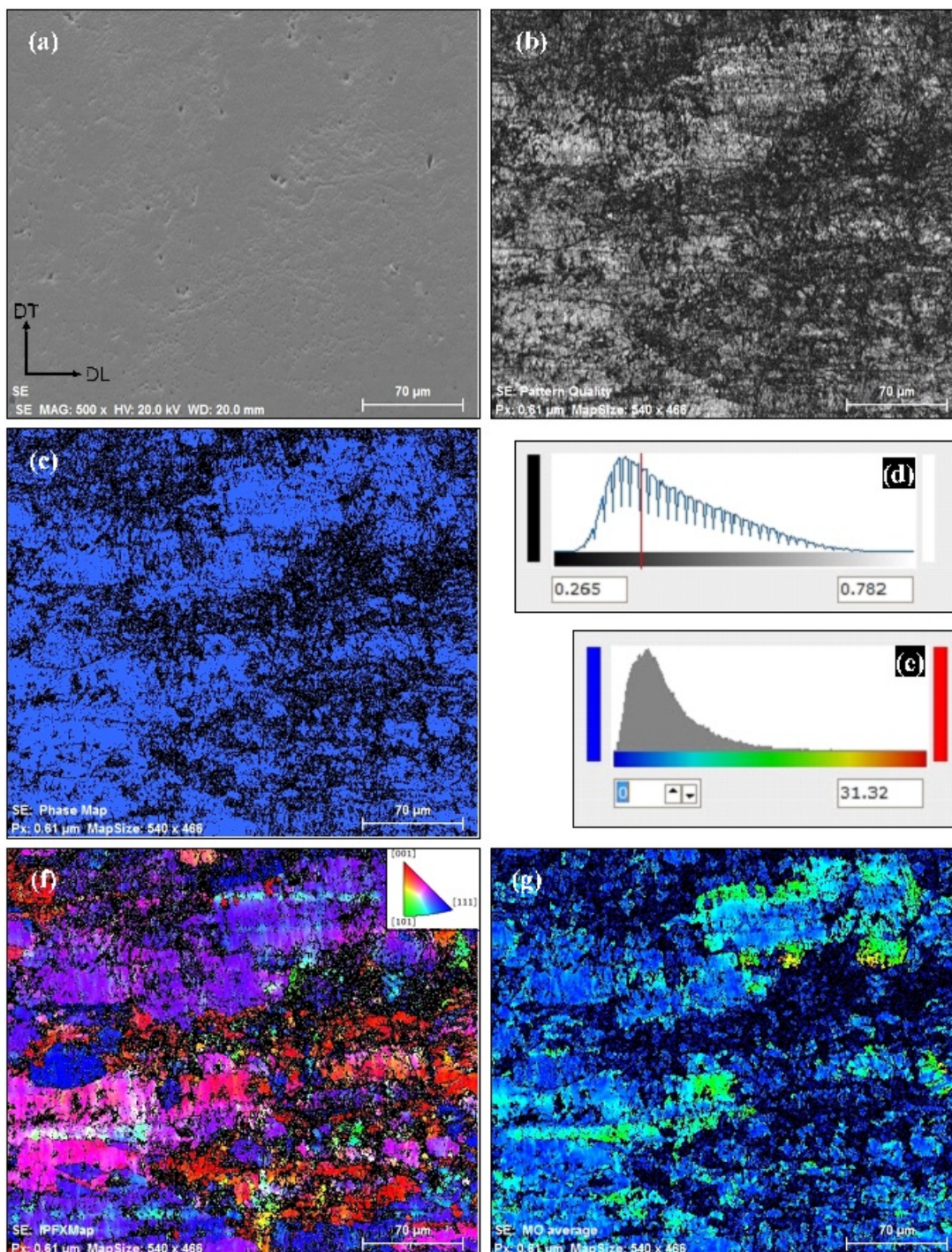


Figura 67 – Aspectos microestrutural e microtextural do plano da chapa na região C2 do CP da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, obtida por SE e EBSD/MEV com aumento de 500x e processadas com auxílio do software ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

Os resultados das análises de EBSD/MEV conduzidas para os CPs cortados via eletroerosão a fio das ligas AA 5050C (Figuras 62, 63 e 64) e AA 5052 (Figuras 65, 66 e

67), nas distintas posições do plano da chapa (conforme indicado na Figura 33), destacam grãos grandes na matriz metálica em função de terem sido avaliados no plano da chapa (seção DLxDT), com valores superiores de misorientação, envolvendo pequenos grãos com valores inferiores de misorientação. Porém a qualidade do padrão de Kikuchi do resultado obtido na região M (Figura 63b,d e Figuras 66b,d), associada a condição como recebida, é superior aos resultados obtidas nas regiões C1 e C2 (Figuras 62b,d e 64b,d; Figuras 65b,d e 67b,d), associadas a condição estrutural afetada pelo corte, com perdas equivalente na qualidade do padrão.

Além disso, aparentemente há um incremento na população de pequenos grãos nas análises conduzidas nas regiões C1 e C2 referente a corte por eletroerosão, quando comparadas as análises conduzidas nestas mesmas regiões referente aos cortes por jato d'água. Esta evidência deve-se provavelmente ao fato do corte por eletroerosão ocorrer através de eventos cíclicos de aquecimento-fusão- microexplosões junto a calha de ionização formada no dielétrico entre a superfície da amostra e do fio utilizado no corte de eletroerosão, ou seja, é um corte que gera uma região adjacente a superfície do corte afetada pelo calor e traduzidas pelas transformações de fase resultantes da ciclagem térmica na microestrutura como recebida.

Por outro lado, o corte por jato d'água é conduzido por eventos da ação mecânica do impacto da água, com partículas abrasivas, sob alta pressão na superfície da amostra a ser cortada, ou seja, resulta em uma região adjacente a superfície do corte afetada mecanicamente pelo encruamento introduzido na microestrutura como recebida.

#### 4.2.2 Caracterização Mecânica – Ultramicrodureza instrumentada

No intuito de avaliar a influência do tipo de corte no comportamento mecânico das ligas, foi realizado ensaio de microdureza instrumentada nos CPs cortados via jato d'água e via eletroerosão, em sua parte central (comprimento útil do CP), para ambas as ligas, em três regiões distintas, C1, M e C2, seguindo a ordem mostrada anteriormente na Figura 33.

Nas Tabelas 13 a 18 estão listadas algumas das propriedades calculadas (dureza HV, durezas dinâmicas DHV-1 e DHV-2, dureza da indentação Hit, módulo da indentação Eit e razão elástica da indentação  $\eta_{it}$ ) a partir das medidas obtidas através dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com uso do indentador Vickers, realizados ao longo do plano da chapa, no comprimento útil dos CP's das ligas AA 5050C e AA 5052 usinadas via jato d'água (JA) e eletroerosão a fio (EF).

Estes resultados (Tabelas 13 a 18) não podem ser comparados aos resultados obtidas da condição como recebida apresentados no início deste capítulo de Resultados e Discussão (Tabelas 10 e 11) em função deles terem sido conduzidos na seção associada a direção



de laminação (DL) e a espessura da chapa (DN), enquanto aqui estes foram conduzidos na seção associada ao plano da chapa (DL x DT). Ressalta-se isto, tendo em vista que a ultramicrodureza instrumentada é um ensaio fortemente influenciado pelas características estruturais, principalmente quando se faz uso de cargas baixas que ocasionam indentação de dimensões próximas ou inferiores ao tamanho de grão do material.

Acerca da análise dos dados, os resultados pertinentes a região M correspondem a material como recebido a ser comparado com as regiões C1 e C2 próximas a linha de corte.

Observa-se valores similares para propriedades medidas nas três regiões do plano da chapa, para liga 5050C. As durezas dinâmicas (HT115, DHT-1, DHT-2 e Hit) são baseadas na resposta plástica e elástica do material à deformação. Infere-se que as regiões imediatamente próximas ao corte foram levemente afetadas pelos processos de usinagem não convencionais utilizados, e que foram superiores os valores dos distintos tipos de dureza para o CP usinado via jato d'água quando comparado ao CP usinado por eletroerosão a fio. Contudo, ao se observar a dispersão dos valores através do desvio padrão, não há diferenças significativas entre as durezas obtidas nas três regiões.

As regiões cortadas via jato d'água foram afetadas pela ação mecânica do impacto da água, com partículas abrasivas, sob alta pressão, e isto possivelmente, resultou em uma região adjacente ao corte afetada mecanicamente pelo encruamento introduzido na microestrutura (48)(49).

O processo do corte por eletroerosão a fio, como já ressaltado, é composto de eventos cíclicos de aquecimento-fusão- microexplosões entre a superfície da amostra e do fio utilizado no corte de eletroerosão, resultando em uma região adjacente ao corte afetada pelo calor e traduzida pelas transformações de fase resultantes da ciclagem térmica na microestrutura (8)(56).

Os valores da razão elástica da indentação ( $\eta_{it}$ ) para liga 5050C, dos CP's usinados via jato d'água foram inferiores quando comparado aos CP's usinados por eletroerosão a fio, o que indica um menor retorno elástico no corte via jato d'água.

Para a liga 5052, também é observado valores similares para propriedades medidas nas três regiões do plano da chapa. As durezas dinâmicas (HT115, DHT-1, DHT-2 e Hit) indicam que as regiões imediatamente próximas ao corte foram levemente afetadas pelos processos de usinagem não convencional utilizados. São superiores os valores dos distintos tipos de dureza para os CP's usinados por eletroerosão a fio quando comparados ao CP's usinados via jato d'água, contudo, ao se observar a dispersão dos valores através do desvio padrão, não há diferenças significativas entre as durezas obtidas nas três regiões.

Os valores da razão elástica da indentação ( $\eta_{it}$ ) para liga 5052, dos CP's usinados via jato d'água foram superiores quando comparado aos CP's usinados por eletroerosão a fio, indicando um maior retorno elástico neste corte.

Tabela 13 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentedor Vickers, ao longo da região C1, no plano da chapa, na parte central dos CP's cortados por jato d'água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5050C.

AA 5050C (Região C1)	Dureza HV		DHT-1 (N/mm <sup>2</sup> )		DHT-2 (N/mm <sup>2</sup> )		Hit (N/mm <sup>2</sup> )		Eit (N/mm <sup>2</sup> )		$\eta_{it}$	
	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF
Média	151,10	152,51	1343,03	1269,06	887,26	820,88	1598,91	1613,82	9,808 x10 <sup>4</sup>	7,457 x10 <sup>5</sup>	0,081	0,138
Desvio Padrão	5,68	5,05	48,35	76,93	48,41	64,69	60,08	53,49	5,13 x10 <sup>3</sup>	2,16 x10 <sup>6</sup>	0,004	0,027
Variância	29,01	22,99	2103,80	5326,08	2109,25	3766,58	3248,96	2574,90	2,37 x10 <sup>7</sup>	4,19 x10 <sup>12</sup>	0,000	0,001
Máximo	159,44	160,03	1419,60	1366,88	957,89	889,93	1687,18	1693,44	1,06 x10 <sup>5</sup>	6,89 x10 <sup>6</sup>	0,090	0,182
Mínimo	142,35	143,45	1266,58	1148,72	822,27	720,73	1506,33	1518,01	9,05 x10 <sup>4</sup>	4,36 x10 <sup>4</sup>	0,075	0,103
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	3,52	3,13	29,97	47,68	30,00	40,10	37,24	33,15	3,18 x10 <sup>3</sup>	1,34 x10 <sup>6</sup>	0,003	0,017

Tabela 14 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentedor Vickers, ao longo da região M, no plano da chapa, na parte central dos CP's cortados por jato d'água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5050C.

AA 5050C (Região M)	Dureza HV		DHT-1 (N/mm <sup>2</sup> )		DHT-2 (N/mm <sup>2</sup> )		Hit (N/mm <sup>2</sup> )		Eit (N/mm <sup>2</sup> )		$\eta_{it}$	
	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF
Média	155,35	148,61	1375,48	1204,06	900,00	779,61	1643,92	1572,60	9,758 x10 <sup>4</sup>	5,109 x10 <sup>4</sup>	0,084	0,158
Desvio Padrão	3,86	6,52	33,35	55,03	33,25	46,35	40,82	69,03	4,83 x10 <sup>3</sup>	8,61 x10 <sup>3</sup>	0,004	0,028
Variância	13,39	38,30	1001,23	2725,61	995,05	1933,26	1499,91	4288,53	2,10 x10 <sup>7</sup>	6,67 x10 <sup>7</sup>	0,000	0,001
Máximo	163,74	158,94	1449,72	1319,36	976,56	872,06	1732,70	1681,92	1,03 x10 <sup>5</sup>	6,51 x10 <sup>4</sup>	0,090	0,209
Mínimo	151,45	140,99	1343,04	1140,33	856,49	715,28	1602,62	1491,91	8,95 x10 <sup>4</sup>	3,83 x10 <sup>4</sup>	0,079	0,129
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	2,39	4,04	20,67	34,11	20,61	28,73	25,30	42,78	2,99 x10 <sup>3</sup>	5,33 x10 <sup>3</sup>	0,003	0,018

Tabela 15 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região C2, no plano da chapa, na parte central dos CP's cortados por jato d'água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5050C.

AA 5050C (Região C2)	Dureza HV		DHT-1 (N/mm <sup>2</sup> )		DHT-2 (N/mm <sup>2</sup> )		Hit (N/mm <sup>2</sup> )		Eit (N/mm <sup>2</sup> )		$\eta_{it}$	
	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF
Média	151,00	142,44	1342,96	1097,37	887,29	670,29	1599,01	1507,26	9,83 x10 <sup>4</sup>	3,75 x10 <sup>4</sup>	0,080	0,197
Desvio Padrão	5,81	10,20	48,40	101,00	48,38	84,78	60,16	107,97	5,12 x10 <sup>3</sup>	6,84 x10 <sup>3</sup>	0,005	0,022
Variância	30,33	93,70	2108,14	9180,56	2106,33	6468,78	3257,57	10492,07	2,36 x10 <sup>7</sup>	4,21 x10 <sup>7</sup>	0,000	0,000
Máximo	159,39	156,37	1419,60	1229,97	957,89	792,49	1687,18	1654,74	1,06 x10 <sup>5</sup>	4,52 x10 <sup>4</sup>	0,090	0,227
Mínimo	142,35	130,03	1266,58	969,06	822,27	548,68	1506,33	1376,02	9,05 x10 <sup>4</sup>	2,80 x10 <sup>4</sup>	0,075	0,162
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	3,60	6,32	30,00	62,60	29,98	52,55	37,29	66,92	3,17 x10 <sup>3</sup>	4,24 x10 <sup>3</sup>	0,003	0,014

Tabela 16 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região C1, no plano da chapa, na parte central dos CP's cortados por jato d'água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5052.

AA 5052 (Região C1)	Dureza HV		DHT-1 (N/mm <sup>2</sup> )		DHT-2 (N/mm <sup>2</sup> )		Hit (N/mm <sup>2</sup> )		Eit (N/mm <sup>2</sup> )		$\eta_{it}$	
	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF
Média	194,44	201,59	1611,79	1731,45	1137,67	1245,56	2057,56	2133,18	7,57 x10 <sup>4</sup>	9,97 x10 <sup>4</sup>	0,140	0,111
Desvio Padrão	6,31	2,27	43,12	28,06	45,02	37,59	66,76	23,98	4,12 x10 <sup>3</sup>	8,61 x10 <sup>3</sup>	0,012	0,010
Variância	35,82	4,62	1673,33	708,40	1824,52	1271,99	4010,64	517,51	1,53 x10 <sup>7</sup>	6,68 x10 <sup>7</sup>	0,000	0,000
Máximo	203,50	205,46	1694,53	1771,87	1225,04	1290,78	2153,42	2174,20	8,17 x10 <sup>4</sup>	1,14 x10 <sup>5</sup>	0,171	0,130
Mínimo	185,63	198,63	1551,09	1691,88	1098,27	1182,14	1964,29	2101,90	6,65 x10 <sup>4</sup>	8,52 x10 <sup>4</sup>	0,131	0,094
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	3,91	1,40	26,72	17,39	27,91	23,30	41,37	14,86	2,56 x10 <sup>3</sup>	5,34 x10 <sup>3</sup>	0,007	0,006

Tabela 17 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região M, no plano da chapa, na parte central dos CP's cortados por jato d'água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5052.

AA 5052 (Região M)	Dureza HV		DHT-1 (N/mm <sup>2</sup> )		DHT-2 (N/mm <sup>2</sup> )		Hit (N/mm <sup>2</sup> )		Eit (N/mm <sup>2</sup> )		ηit	
	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF
Média	193,94	203,37	1595,31	1742,39	1107,96	1238,40	2052,29	2152,11	7,21 x10 <sup>4</sup>	9,85 x10 <sup>4</sup>	0,146	0,114
Desvio Padrão	6,92	6,62	51,46	65,10	54,51	56,88	73,23	70,04	2,97 x10 <sup>3</sup>	8,29 x10 <sup>3</sup>	0,008	0,009
Variância	43,11	39,43	2383,17	3814,00	2673,88	2912,25	4826,95	4415,42	7,95 x10 <sup>6</sup>	6,18 x10 <sup>7</sup>	0,000	0,000
Máximo	206,32	214,69	1684,65	1846,48	1200,17	1315,86	2183,28	2271,85	7,52 x10 <sup>4</sup>	1,07 x10 <sup>5</sup>	0,166	0,126
Mínimo	187,12	196,67	1531,71	1663,18	1043,34	1143,00	1980,08	2081,20	6,74 x10 <sup>4</sup>	8,60 x10 <sup>4</sup>	0,137	0,105
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	4,29	4,10	31,89	40,35	33,78	35,26	45,39	43,41	1,84 x10 <sup>3</sup>	5,14 x10 <sup>3</sup>	0,005	0,005

Tabela 18 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Vickers, ao longo da região C2, no plano da chapa, na parte central dos CP's cortados por jato d'água (JA) e por eletroerosão a fio (EF) da liga AA 5052.

AA 5052 (Região C2)	Dureza HV		DHT-1 (N/mm <sup>2</sup> )		DHT-2 (N/mm <sup>2</sup> )		Hit (N/mm <sup>2</sup> )		Eit (N/mm <sup>2</sup> )		ηit	
	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF	JA	EF
Média	191,79	201,81	1558,12	1708,16	1083,56	1211,78	2029,56	2135,54	6,64 x10 <sup>4</sup>	8,99 x10 <sup>4</sup>	0,156	0,123
Desvio Padrão	6,94	3,05	57,47	39,85	23,36	38,89	73,48	32,29	3,88 x10 <sup>3</sup>	1,01 x10 <sup>4</sup>	0,008	0,015
Variância	43,40	8,38	2972,50	1429,23	490,94	1360,95	4859,25	938,16	1,35 x10 <sup>7</sup>	9,22 x10 <sup>7</sup>	0,000	0,000
Máximo	202,62	205,98	1652,77	1768,27	1129,85	1267,45	2144,07	2179,72	7,20 x10 <sup>4</sup>	1,05 x10 <sup>5</sup>	0,170	0,144
Mínimo	179,07	196,77	1462,00	1627,26	1050,95	1145,99	1894,90	2082,22	6,05 x10 <sup>4</sup>	7,49 x10 <sup>4</sup>	0,147	0,103
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	4,30	1,89	35,62	24,70	14,48	24,10	45,54	20,01	2,40 x10 <sup>3</sup>	6,27 x10 <sup>3</sup>	0,005	0,009

## 4.3 ANÁLISE DAS LIGAS AA 5050C E AA 5052 APÓS ENSAIO DE FADIGA

### 4.3.1 Caracterização mecânica - Análise em fadiga

Na Tabela 19 estão apresentados os dados referentes aos ensaios de fadiga das ligas em estudo.

O número de ciclos para a fratura por fadiga para as ligas AA 5050C e AA 5052, cortadas via jato d'água e lixadas, estão em ordens de grandeza diferentes,  $10^5$  e  $10^4$ , respectivamente, indicando um comportamento distinto das ligas em resposta ao esforço de fadiga. A média calculada para ambas as ligas reflete essa disparidade da ordem de grandeza.

Para as ligas AA 5050C e AA 5052 cortadas por eletroerosão, o número de ciclos até a fratura, são da ordem de  $10^6$  e  $10^7$ , respectivamente, sendo superiores aos resultados obtidos nos CP's cortados por jato d'água.

A diferença na ordem de grandeza das médias da quantidade de ciclos de cada liga, associada ao tipo de corte permite inferir que a ocorrência da fratura em um número menor de ciclos nos CP's preparados via jato d'água, ocorreu possivelmente pelo incremento de tensão gerado por irregularidades, trincas pré-existentes resultantes dos entalhes, na superfície dos CP's.

Tabela 19 – Dados referentes aos ensaios de fadiga das ligas AA 5052 e AA 5050C

Liga	Corte	CP	Tensão Máxima (MPa)	Tensão Mínima (MPa)	R	Frequência [Hz]	N° de ciclos até a fratura
5050C	Jato d'água + Lixamento (Ensaída na MTS Landmark)	1	140	20	0,1	40	85.634
		2					284.046
		3					384.310
		4					257.042
		5					174.014
		Média	237.009,2				
		Erro	101.187,1				
5052	(Ensaída na MTS Landmark)	1	200	20	0,1	40	80.597
		2					48.960
		3					49.907
		4					131.039
		5					44.109
		Média	70.922,4				
		Erro	32.712,5				
5050C	Eletroerosão a fio (Ensaída na INSTRON)	1	140	20	0,1	40	2.263.397
		2					3.981.284
		3					2.183.024
		4					6.824.360
		5					5.139.852
		Média	4.078.383				
		Erro	1.764.261,5				
5052	(Ensaída na INSTRON)	1	200	20	0,1	40	11.298.573
		2					38.830.535
		3					10.910.559
		4					11.453.830
		5					14.643.275
		Média	17.427.354				
		Erro	10.784.811,7				

Para prosseguimento desta pesquisa, foi definido que as análises de EBSD/MEV e ultramicrodureza instrumentada seriam realizadas para avaliação dos CP's cortados via eletroerosão a fio e que seguiriam a ordem de classificação quanto ao número de ciclos até a fratura, apresentada na Tabela 20. Isto foi definido pela complexidade de tais análises e suas preparações de amostras.

Tabela 20 – Ordem de classificação quanto ao n° de ciclos até a fratura.

Liga	Corte	Classificação	CP	N° de ciclos até a fratura
AA 5050C	Eletroerosão a fio	Menor	03	2.183.024
		Intermediário	02	3.981.284
		Maior	04	6.824.360
AA 5052	Eletroerosão a fio	Menor	03	10.910.559
		Intermediário	04	11.453.830
		Maior	02	38.830.535

### 4.3.2 Análise Fractográfica

Nas Figuras 68 e 69, são apresentadas as fractografias da liga AA 5050C e da liga AA 5052, respectivamente, dos CP's cortados via jato d'água, ensaiadas em fadiga na máquina servo hidráulica MTS Landmark e que apresentaram o maior número de ciclos até a fratura.

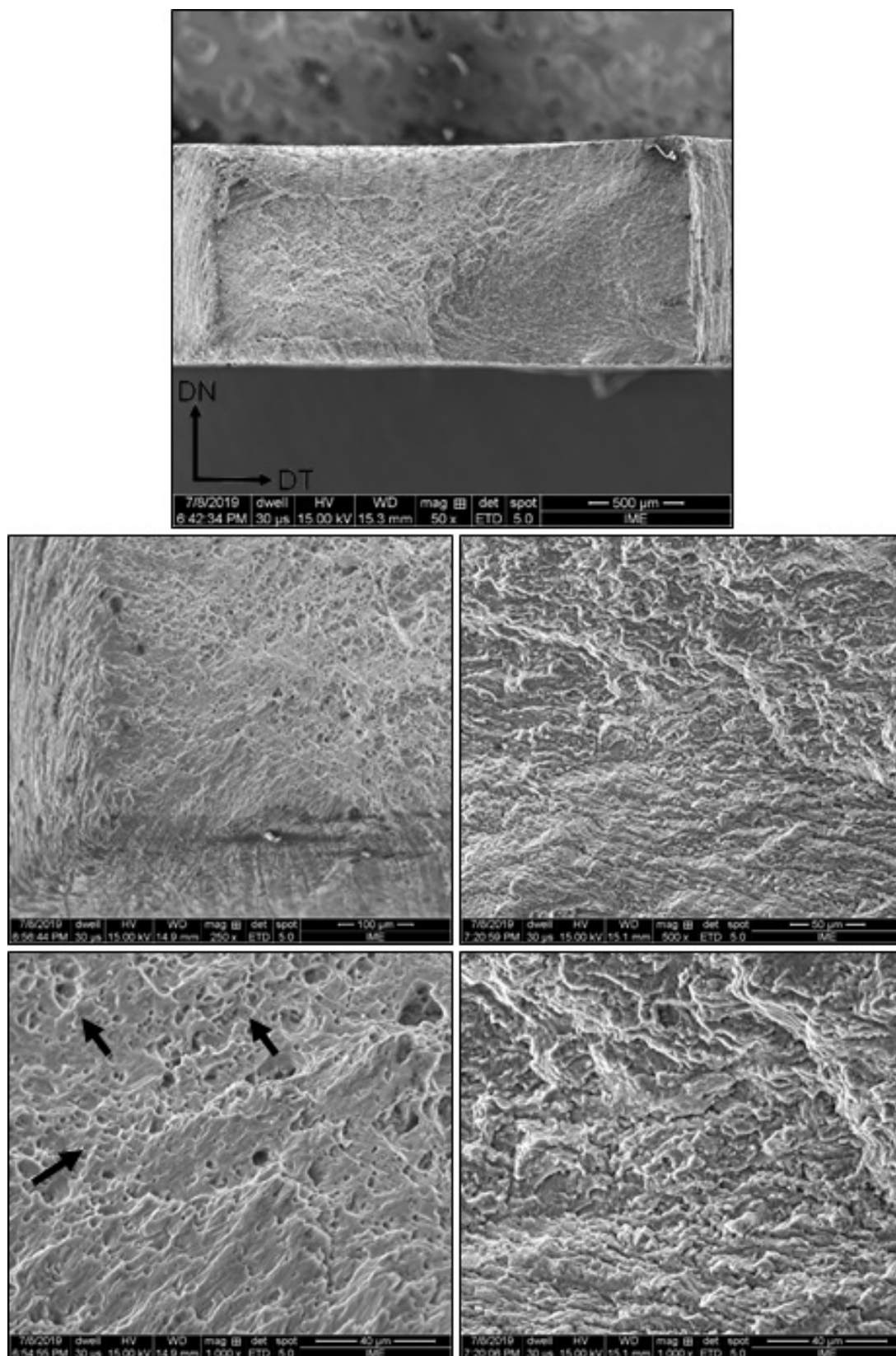


Figura 68 – Morfologia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C (CP 3, conforme Tabela 20), preparado via corte a jato d’água e posterior lixamento, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura pós ensaio de fadiga com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 250x (b, c) e 1000x (d, e)



É possível observar na Figura 68(a), a ocorrência de uma redução na largura do corpo de prova. No entanto a espessura, aparentemente, foi mantida constante.

Quanto ao aspecto micrográfico da fratura, observa-se regiões com superfície de fratura de aspecto frágil, contendo estrias e formação rugosa, apresentadas na Figura 68(c), e com um maior aumento, Figura 68(e). As superfícies de fratura se formaram, possivelmente, pela propagação da trinca em planos favoráveis a clivagem (39)(62)(86).

A presença de microcavidades (dimples), indicando o comportamento dúctil, é observada nas Figura 68(b), e com um maior aumento, Figura 68(d) (algumas evidenciadas por setas pretas). Estas microcavidades possivelmente estão associadas a presença de precipitados e inclusões não dúcteis, conforme pode ser observado na Figura 69 (indicadas por setas vermelhas) que, em função da deformação plástica localizada na matriz metálica e progressiva durante a propagação da trinca, ocasionam uma decoesão na interface matriz precipitados/inclusões. A presença de tais partículas pode facilitar a nucleação de microtrincas afetando o comportamento mecânico da liga, principalmente em fadiga (39)(62)(86).

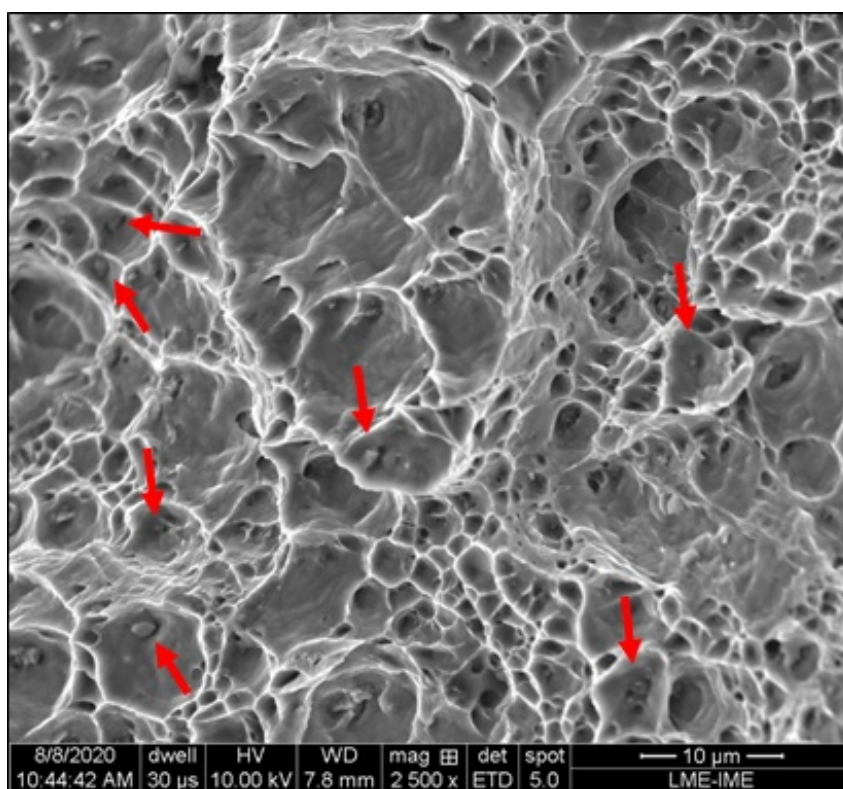


Figura 69 – Morfologia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C (CP 3, conforme Tabela 20), preparado via corte a jato d'água e posterior lixamento, destacando os detalhes micrográficos da superfície de fratura pós ensaio de fadiga com auxílio do detector de SE no MEV, aumento de 2500x

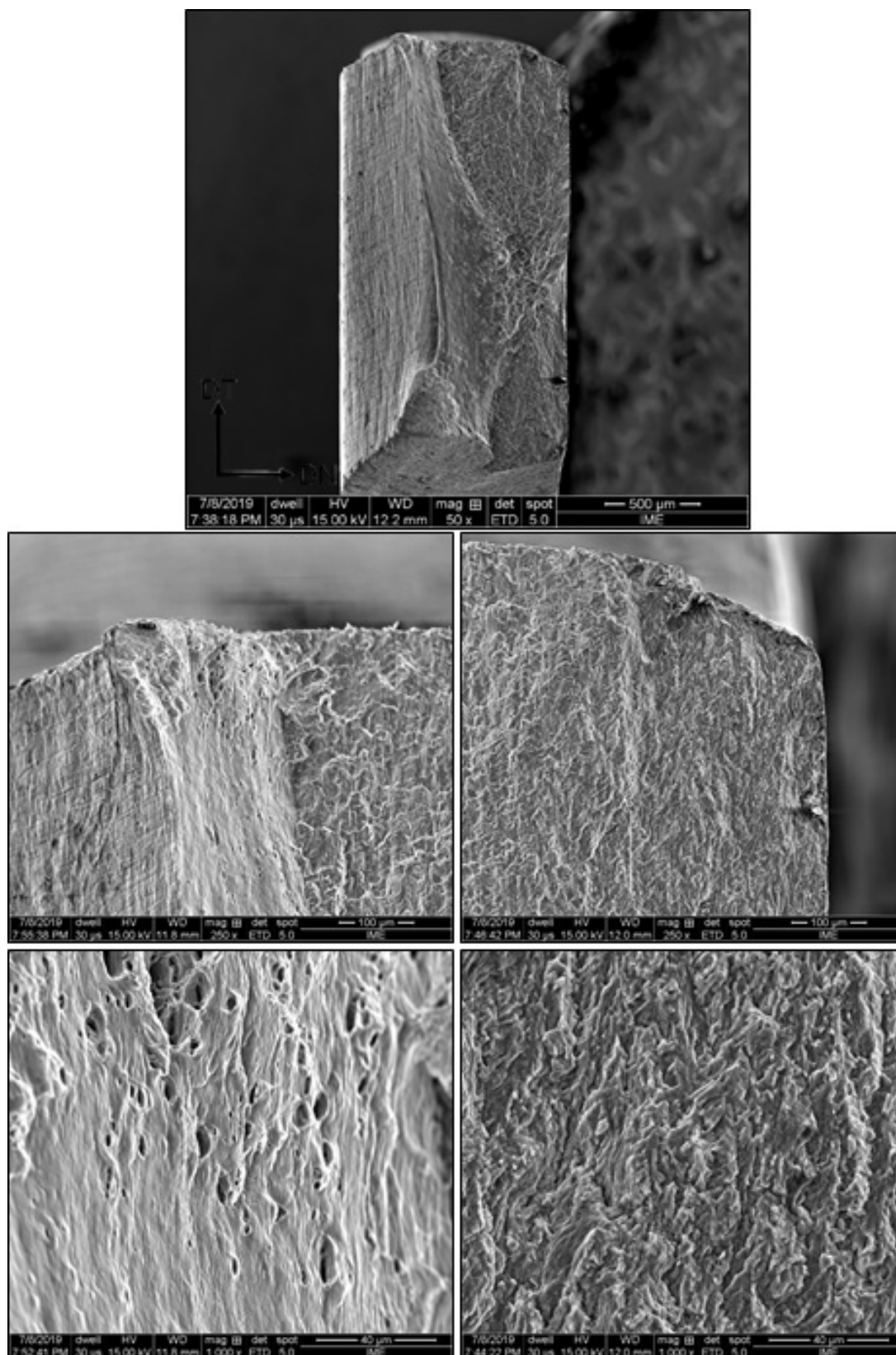


Figura 70 – Micrografia da superfície de fratura da liga AA 5052, (CP 4, conforme Tabela 20), preparado via corte a jato d’água e posterior lixamento, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 250x (b, c) e 1000x (d, e).

Diferente do que ocorreu para a liga AA 5050C, a fractografia da AA 5052 (Figura 70), indica uma redução de dimensões na largura e na espessura do CP. As morfologias das superfícies indicam regiões com superfície de fratura contendo estrias e formação rugosa, Figura 70(c), e com um maior aumento, Figura 70(e). Observa-se a presença de microcavidades (dimples) de aspecto raso e espaçado, Figura 70(b), e com um maior aumento, Figura 70(d), caracterizando áreas de comportamento dúctil, e que provavelmente as microcavidades estão associadas a presença de precipitados e inclusões não dúcteis, porém, aparentemente, em uma proporção maior do que a liga AA 5050C. O que corrobora com a composição da liga AA 5052 com um maior percentual do principal elemento de liga Mg (Tabela 7), e evidências de precipitados em formato esférico e de bastões, conforme destacado nas análises de MET (Figuras 48 a 51), para além do trabalho prévio de BARONY(5) que evidenciou na identificação de fases dos difratogramas obtidos por DRX para as duas ligas evidências de inclusões de alumina e de precipitados intermetálicos de  $AlFe_3$  em ambas as ligas, e de precipitados intermetálicos contendo Cr para liga AA 5052 (37)(41)(74)(82).

Ressalta-se que, durante os ensaios de fadiga, as rupturas ocorreram afastadas do meio do comprimento útil dos corpos de prova, mas ainda dentro do comprimento útil do CP. Somente o CP 4 (conforme a Tabela 20), rompeu no meio do comprimento útil, sendo este o corpo de prova que resistiu pelo maior número de ciclos, cuja superfície de fratura é elucidada pela análise fractográfica apresentada na Figura 70. Os demais CP's da liga AA 5052 romperam em regiões próximas ao raio de adoçamento, e a fratura ocorreu com um menor número de ciclos, o que pode indicar a influência de concentradores de tensão resultantes do corte a jato d'água e a dificuldade de se obter um lixamento mecânico manual uniforme e igualitário em todos os CP's ensaiados, a fim de reduzir os danos causados no corte a jato d'água.

No intuito de verificar se houve modificações dimensionais após os ensaios de fadiga, os CP's, usinados por eletroerosão a fio, fraturados, foram medidos nas dimensões de largura e espessura, na área útil do corpo de prova, conforme demonstrado na Figura 71 e as medidas obtidas compõem a Tabela 21.

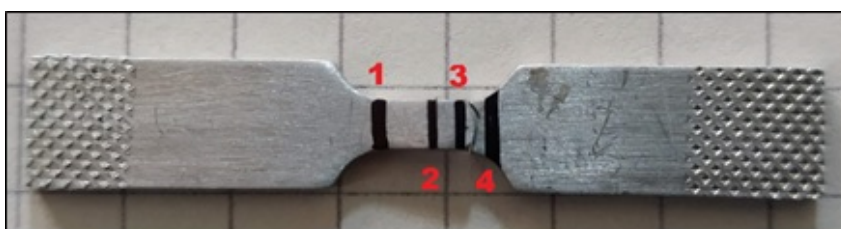


Figura 71 – Demonstrativo das posições de medida dos CP's após o ensaio de fadiga.

Tabela 21 – Dimensão (em mm) dos CP's das ligas AA 5050C e AA 5052, após fratura.

	Dimensões - Antes do ensaio	Dimensões - Após o ensaio				Média Deformação Uniforme	Deformação (-/-)	
		1	2	3	4			
5050C	espessura	1,15	1,13	1,14	1,14	1,16	1,14	-0,01
CP03	largura	2,32	2,45	2,27	2,24	2,46	2,36	-0,01
5050C	espessura	1,16	1,17	1,16	1,16	1,17	1,17	0,00
CP02	largura	2,33	2,41	2,32	2,32	2,41	2,37	-0,01
5050C	espessura	1,18	1,16	1,15	1,18	1,15	1,16	-0,02
CP04	largura	2,33	2,38	2,34	2,35	2,61	2,42	-0,04
5052	espessura	1,18	1,16	1,15	1,18	1,15	1,16	-0,02
CP03	largura	2,33	2,41	2,32	2,32	2,45	2,38	-0,02
5052	espessura	1,18	1,16	1,15	1,16	1,15	1,16	-0,02
CP04	largura	2,33	2,38	2,34	2,35	2,61	2,42	-0,04
5052	espessura	1,20	1,16	1,17	1,17	1,18	1,17	-0,03
CP02	largura	2,34	2,46	2,28	2,29	2,95	2,50	-0,06

Na sequência, são apresentadas as fractografias da liga AA 5050C (Figuras 72, 73 e 74), dos CP's cortados via eletroerosão, ensaiados em fadiga na máquina servo hidráulica INSTRON, seguindo o ordenamento quanto ao número de ciclos até a ruptura, conforme descrito na Tabela 20.

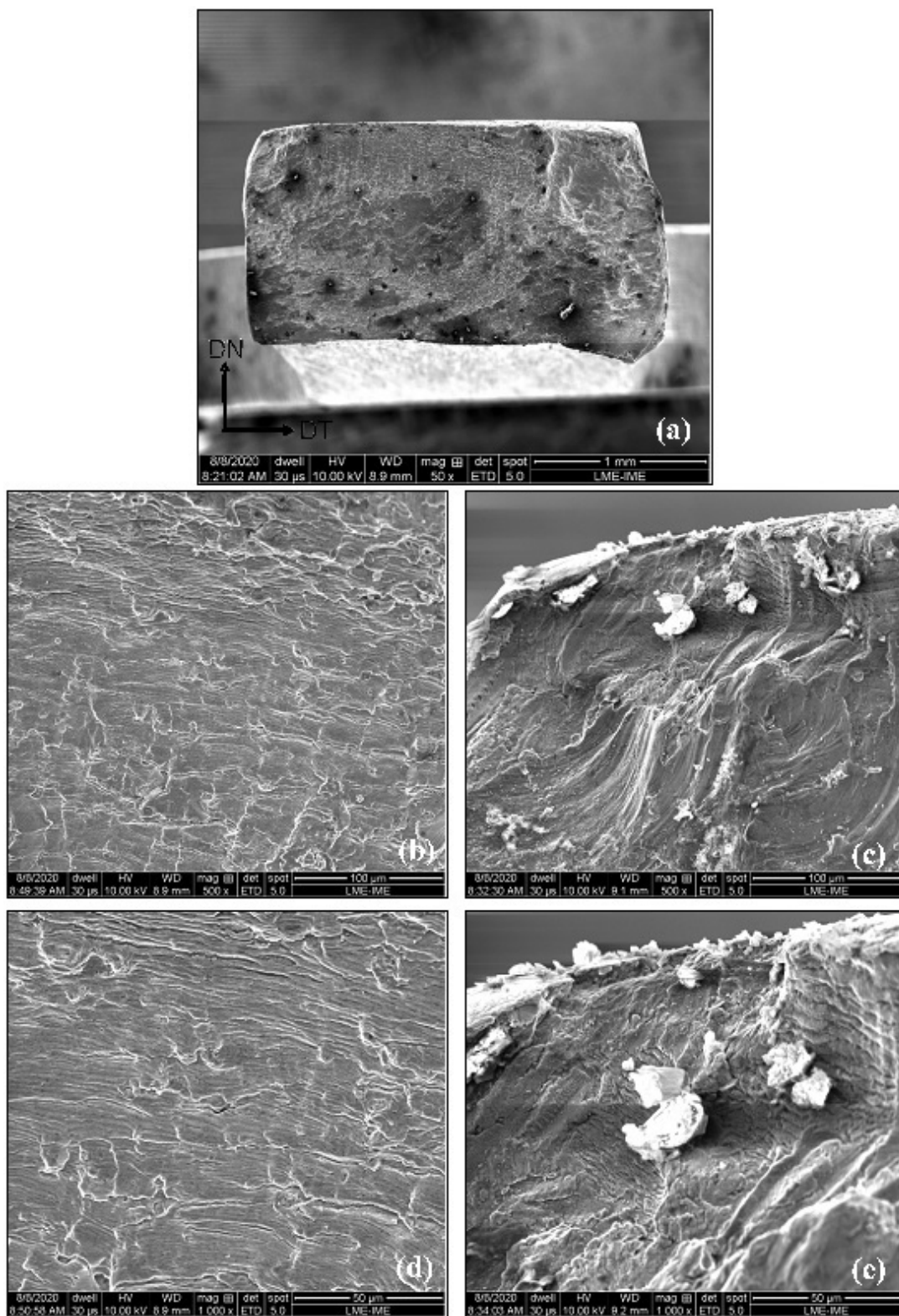


Figura 72 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C, (CP 03, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e).

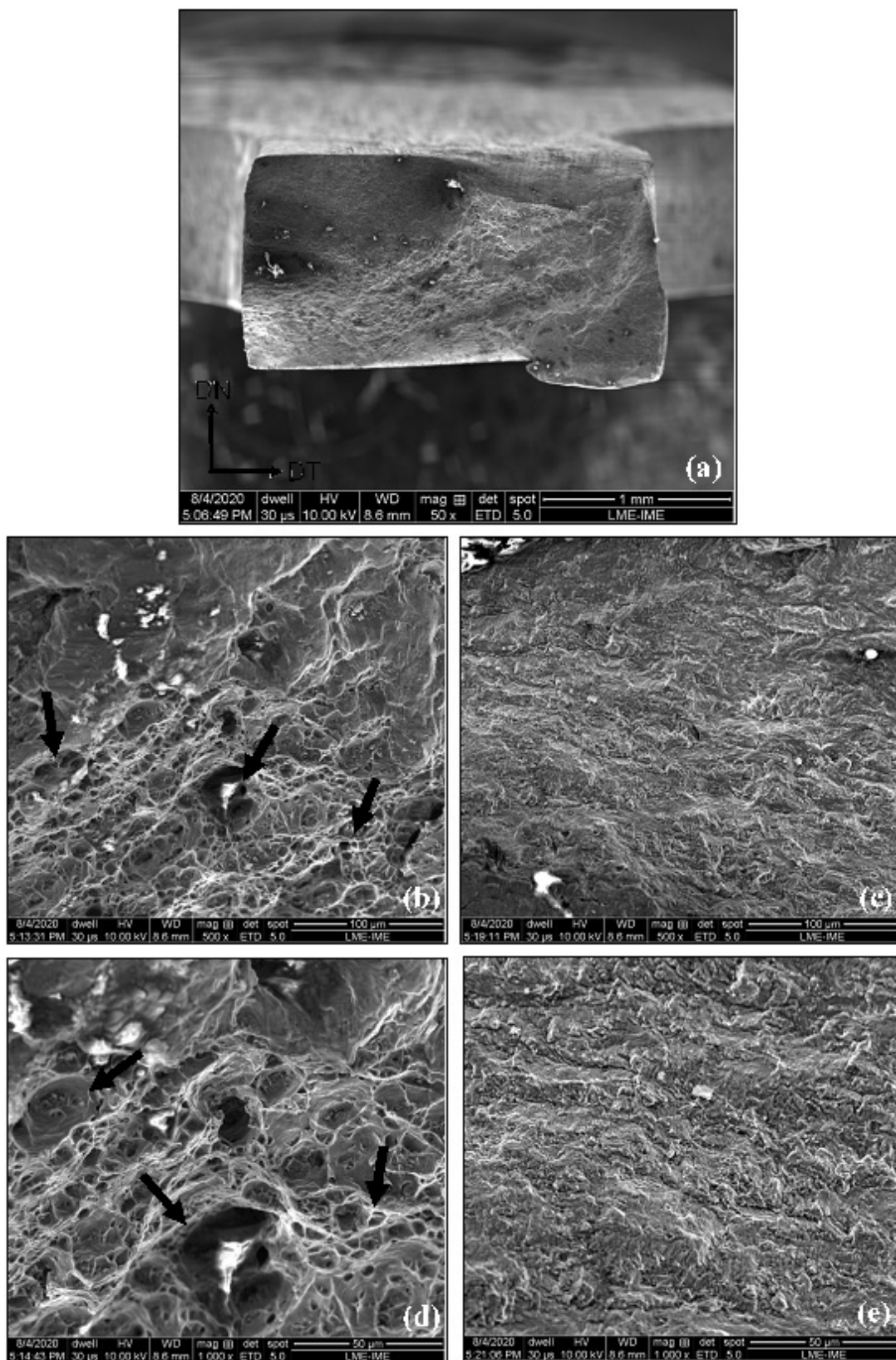


Figura 73 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C, (CP 02, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e).

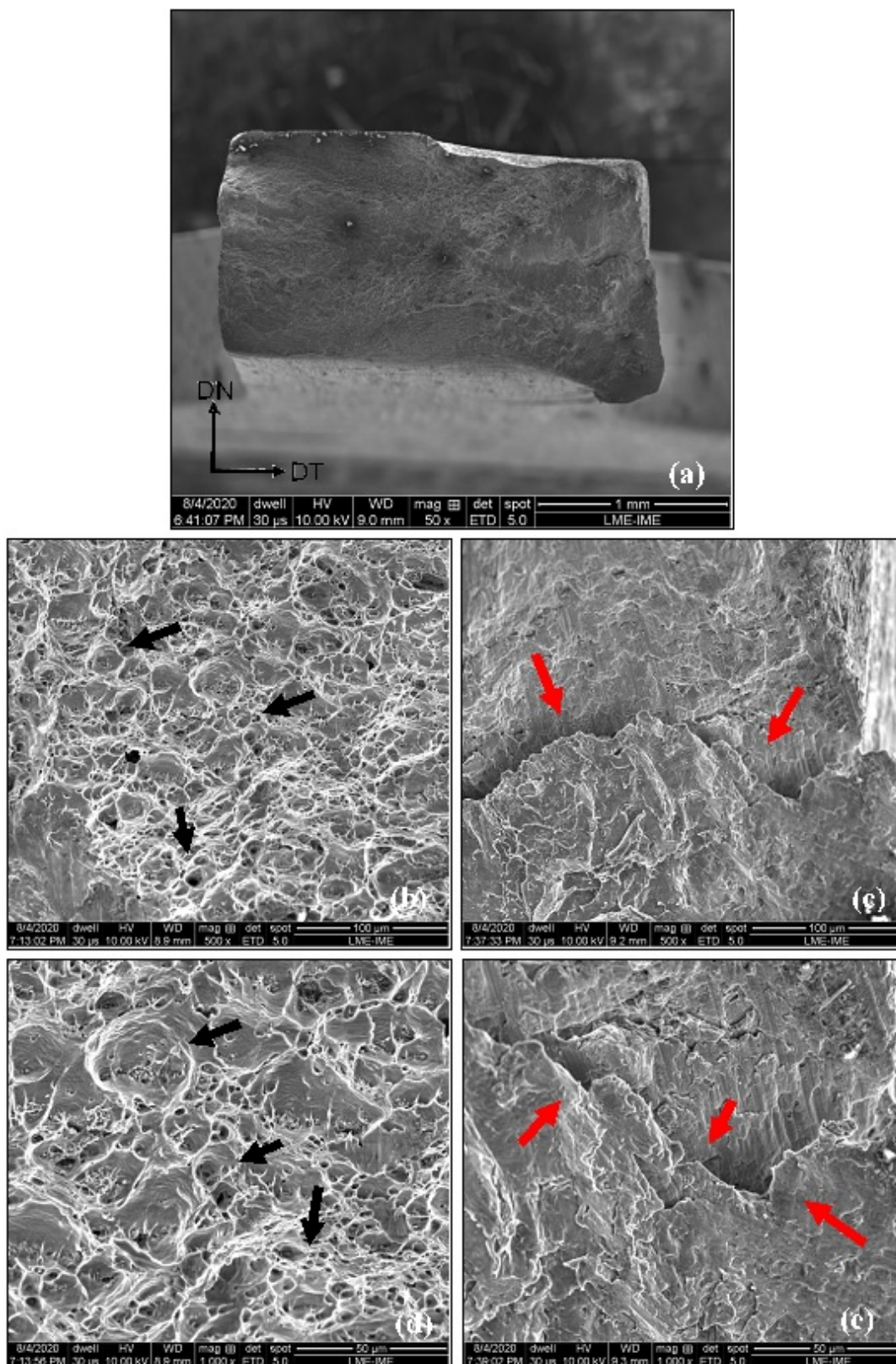


Figura 74 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5050C, (CP 04, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e).

Inferre-se através da Figura 72(a) um aparente manutenção das dimensões de largura e espessura do corpo de prova na região da fratura, o que foi corroborado por medições aferidas do CP 03 (Tabela 21). As morfologias das superfícies indicam regiões com superfície de fratura contendo estrias e formação rugosa, Figura 72(b,c), e com um maior aumento, Figura 72(d,e). Não foram observadas microcavidades (dimples) ou outras características que possam ser associadas a um comportamento dúctil. Ressalta-se que este é o CP rompido em um menor número de ciclos.

Para as Figuras 73(a) e 74(a) é possível observar uma aparente redução de dimensões de espessura e largura do corpo de prova na região da fratura, associadas a deformação plástica ocasionada pelo ensaio de fadiga. Após medições aferidas dos CPs, foi comprovada esta redução (Tabela 21).

Quanto à microestrutura, podem ser observadas regiões onde a morfologia da fratura apresentou estrias e formação rugosa, conforme apresentadas nas Figuras 73(c) e 74(c), e com um maior aumento, Figuras 73(e) e 74(e). As superfícies de fratura se formaram, possivelmente, pela propagação da trinca em planos favoráveis a clivagem (34)(62) (86).

Observa-se a presença de microcavidades (dimples), alguns evidenciados por setas pretas, Figuras 73(b) e 74(b), e com um maior aumento, Figuras 73(d) e 74(d), caracterizando áreas de comportamento dúctil, e a presença de precipitados e inclusões. Possivelmente, tais formações estão associadas à precipitados não dúcteis da fase intermetálica presentes na região, que, pela ação das tensões aplicadas, tornam-se concentradores de tensão (62)(86).

Nas Figuras 73(c) e 74(c) e em um maior aumento, Figuras 73(e) e 74(e), observa-se também a presença de regiões com superfície de fratura contendo estrias e formação rugosa e somente na Figura 74(e), de uma trinca, indicada por setas vermelhas, na região lateral da fratura. Este tipo de falha, em geral, resulta de pontos concentradores de tensão localizados em fissuras que se propagam por clivagem e tendem a ser unir em uma única trinca localizada (86). Tal trinca, provavelmente, originou-se em um concentrador de tensão, formando microintrusões e microextrusões conforme a ciclagem ocorria, ainda na etapa inicial do ensaio de fadiga, pois uma decoesão maior com aparente afastamento entre as suas superfícies é evidente, o que, possivelmente, foi causado pelo crescimento lento e estável da trinca durante o ensaio de fadiga (34)(87).

Na sequência, são apresentadas as fractografias da liga AA 5052 (Figuras 75, 76 e 77), dos CP's cortados via eletroerosão, ensaiados em fadiga na máquina servo hidráulica INSTRON, seguindo o ordenamento quanto ao número de ciclos até a ruptura, conforme descrito na Tabela 20.



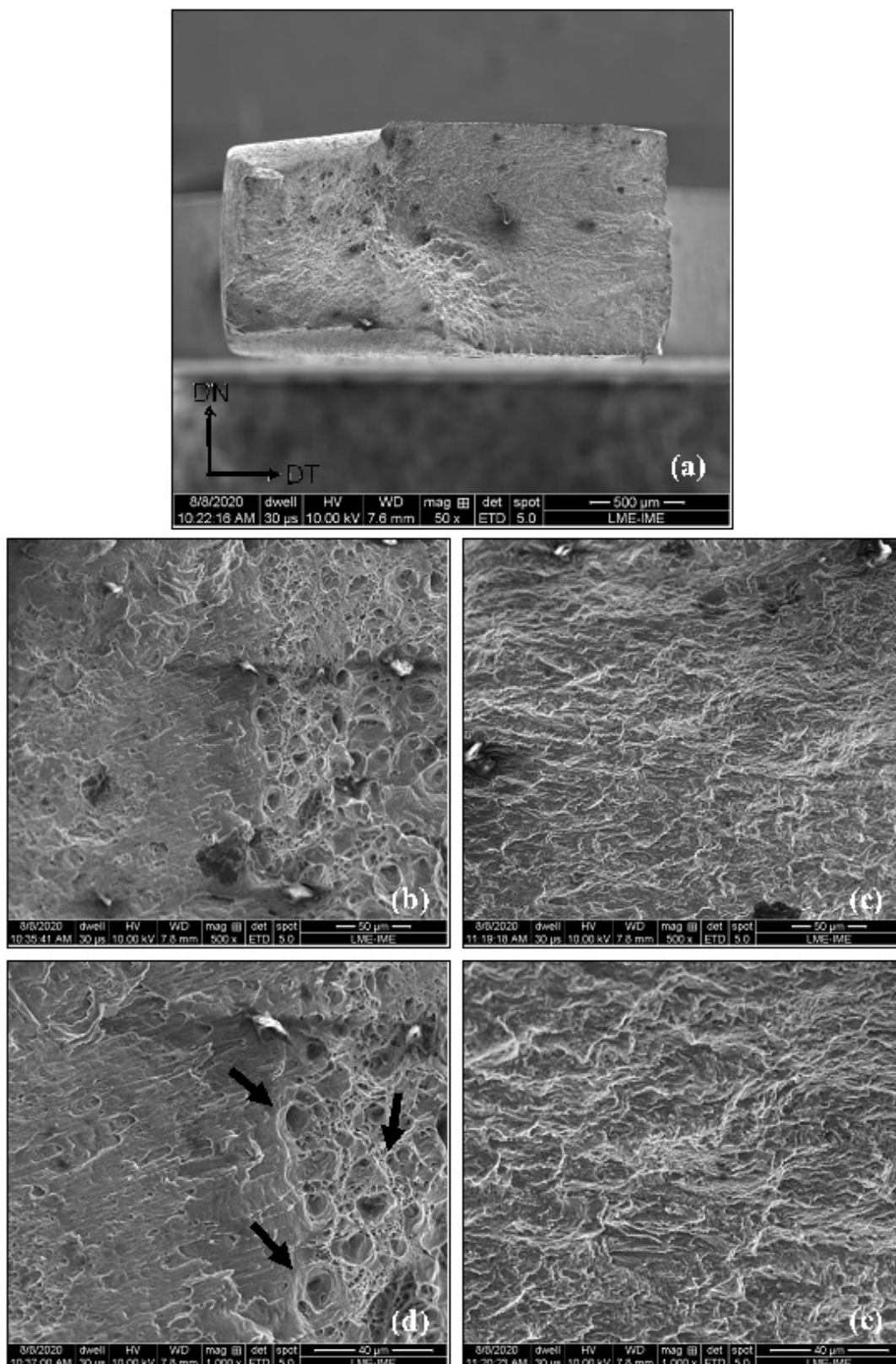


Figura 75 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5052, (CP 3, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e).

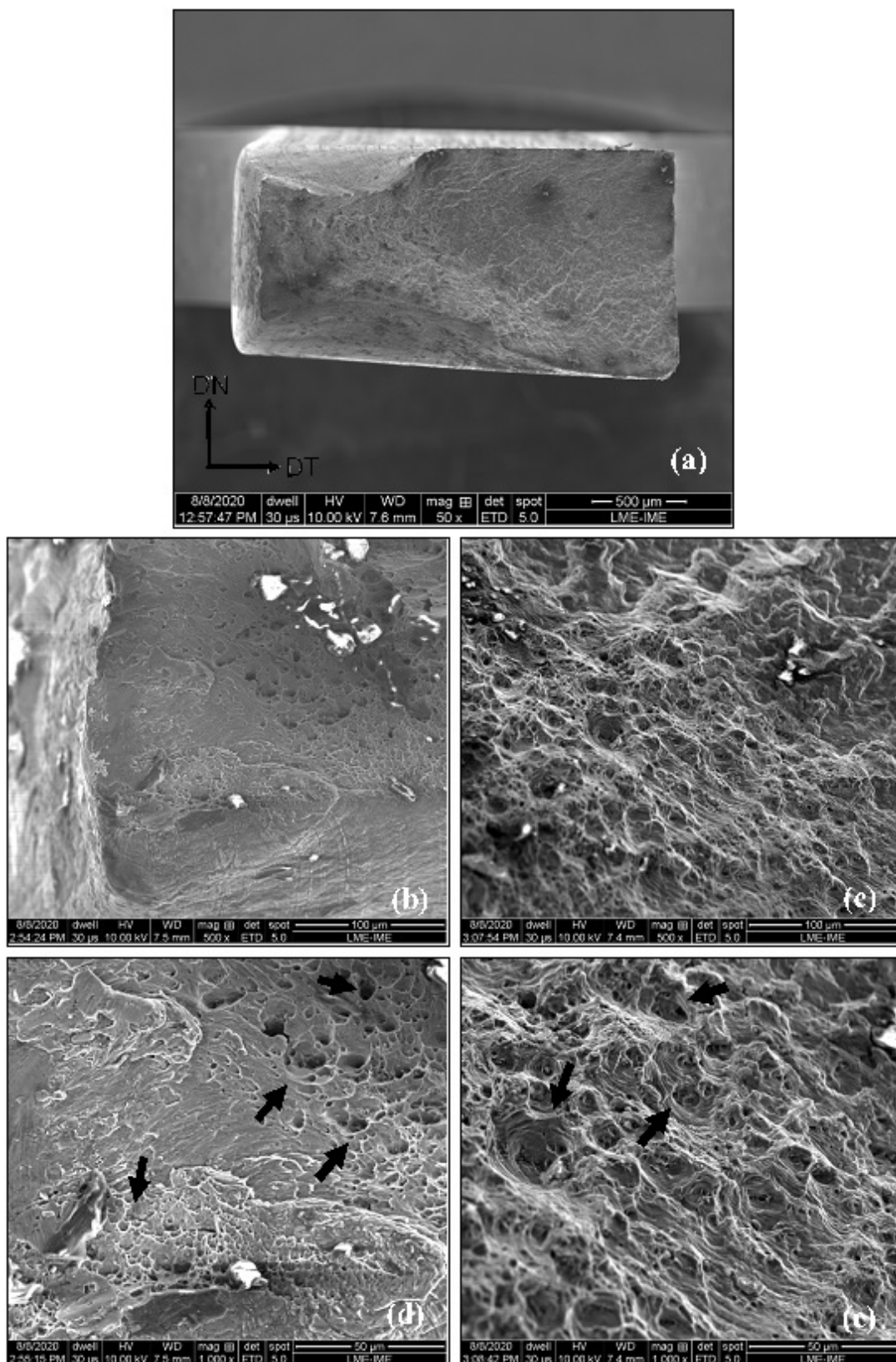


Figura 76 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5052, (CP 4, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e).

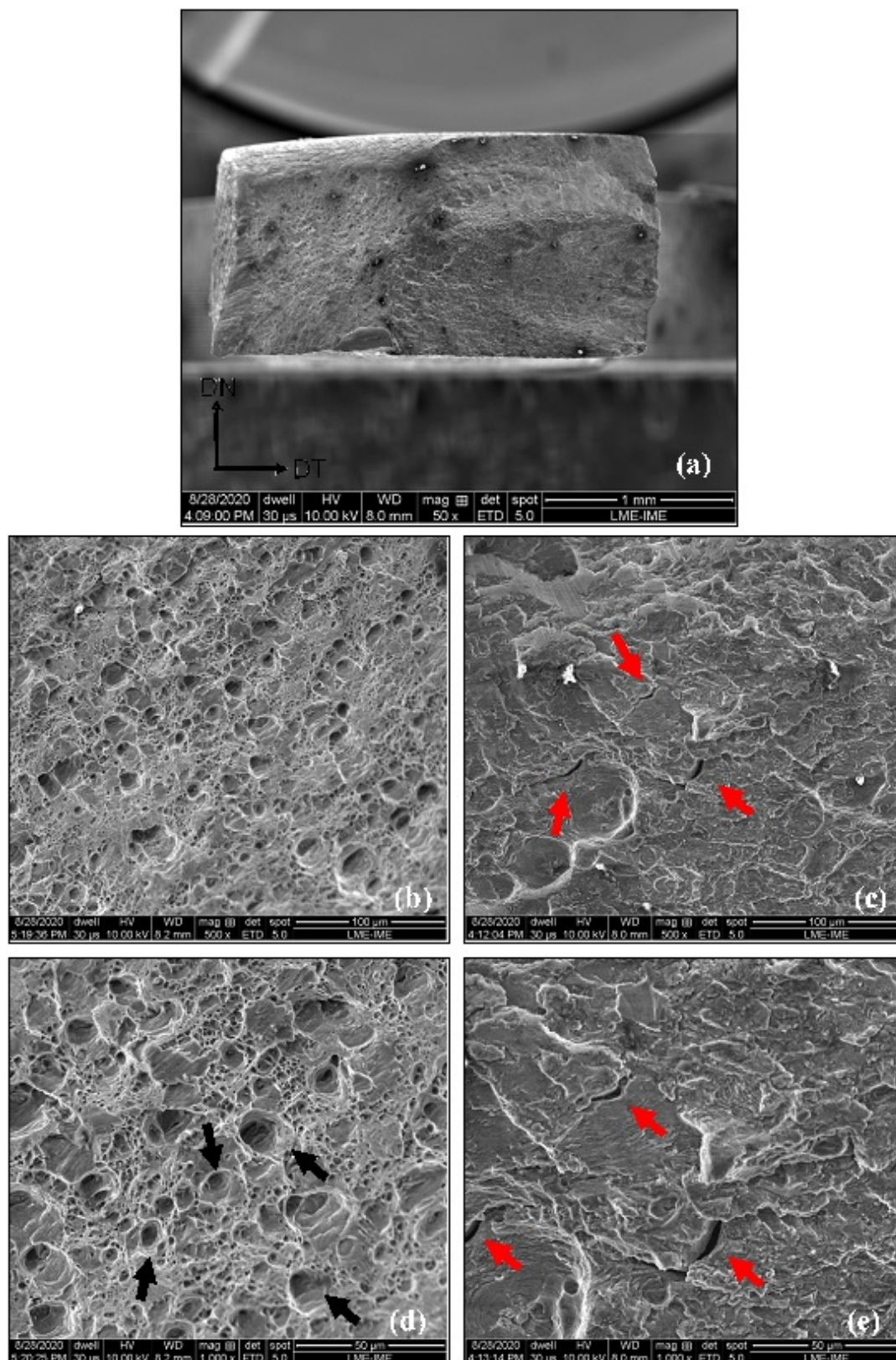


Figura 77 – Micrografia da superfície de fratura de corpo de prova de fadiga da liga AA 5052, (CP 2, conforme Tabela 20), preparado via eletroerosão, destacando os detalhes micrograficos da superfície de fratura, após ensaio de fadiga até ruptura, com auxílio do detector de SE no MEV, nos aumentos de 50x (a), 500x (b, c) e 1000x (d, e).

Os CPs fraturados da liga AA5052 apresentaram uma aparente redução de dimensões de espessura e largura dos corpos de prova na região da fratura, conforme é observado através das Figuras 75(a), 76(a) e 77(a). Tais afirmações foram corroboradas pelas medições realizadas na região da fratura (Tabela 21). Esta redução de dimensões dos CPs ocorreu de maneira mais acentuada para a fratura do CP 2, observada na Figura 77(a), que rompeu com um maior número de ciclos. As medidas realizadas nas áreas fraturadas indicam deformação de -0,03 na espessura e -0,06 na largura (Tabela 21).

Nas Figuras 75(c), 76(c) e 77(c), e em um maior aumento, Figuras 75(e), 76(e) e 77(e), observa-se a presença de regiões onde as morfologias das superfícies indicam a existência de fraturas contendo estrias e formação rugosa. O CP 02 apresenta ainda a presença de microtrincas, indicadas por setas vermelhas, na Figura 77(c), e com um maior aumento, Figura 77(e). Em geral, conforme o processo de ciclagem em fadiga ocorre, são formadas microintrusões e microextrusões a partir de pontos concentradores de tensão que se propagam e formam este tipo de falha (34)(87).

Nas Figuras 75(b) e 76(b) e com um maior aumento, Figuras 75(d) e 76(d), observa-se a presença de microcavidades (dimples), algumas indicadas por setas pretas, caracterizando algumas áreas de fratura de aspecto dúctil, ao lado de regiões de aparente aspecto frágil. Apesar da superfície de fratura com microcavidades estar exclusivamente associada ao micromecanismo de coalescência de vazios, que normalmente está associado a fraturas dúcteis macroscópicas, tais mecanismos também podem ocorrer em fraturas frágeis macroscópicas, quando a deformação plástica é limitada a um pequeno volume de material e não visível em macroescala (34).

Na Figura 77(b), e em maior aumento, Figura 77(d), observa-se a presença de microcavidades (dimples, indicados por setas pretas) de maneira mais intensa quando comparada às outras fraturas da liga AA 5052. Ressalta-se que este CP foi o que rompeu com um maior número de ciclos e apresentou maiores taxas de deformação, o que corrobora com a existência de mais áreas de comportamento dúctil.

Nas Figuras 78 a 83 estão representadas as micrografias e mapas (de qualidade, fase, orientação e misorientação) de áreas das fraturas associadas a espessura (conforme apresentado na Figura 34) dos CPs da liga AA 5050C, cortados via eletroerosão, obtidas por EBSD, no MEV, e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4, nas regiões de área deformada (AD) e área não-deformada (AND), com aumento de 1000x.

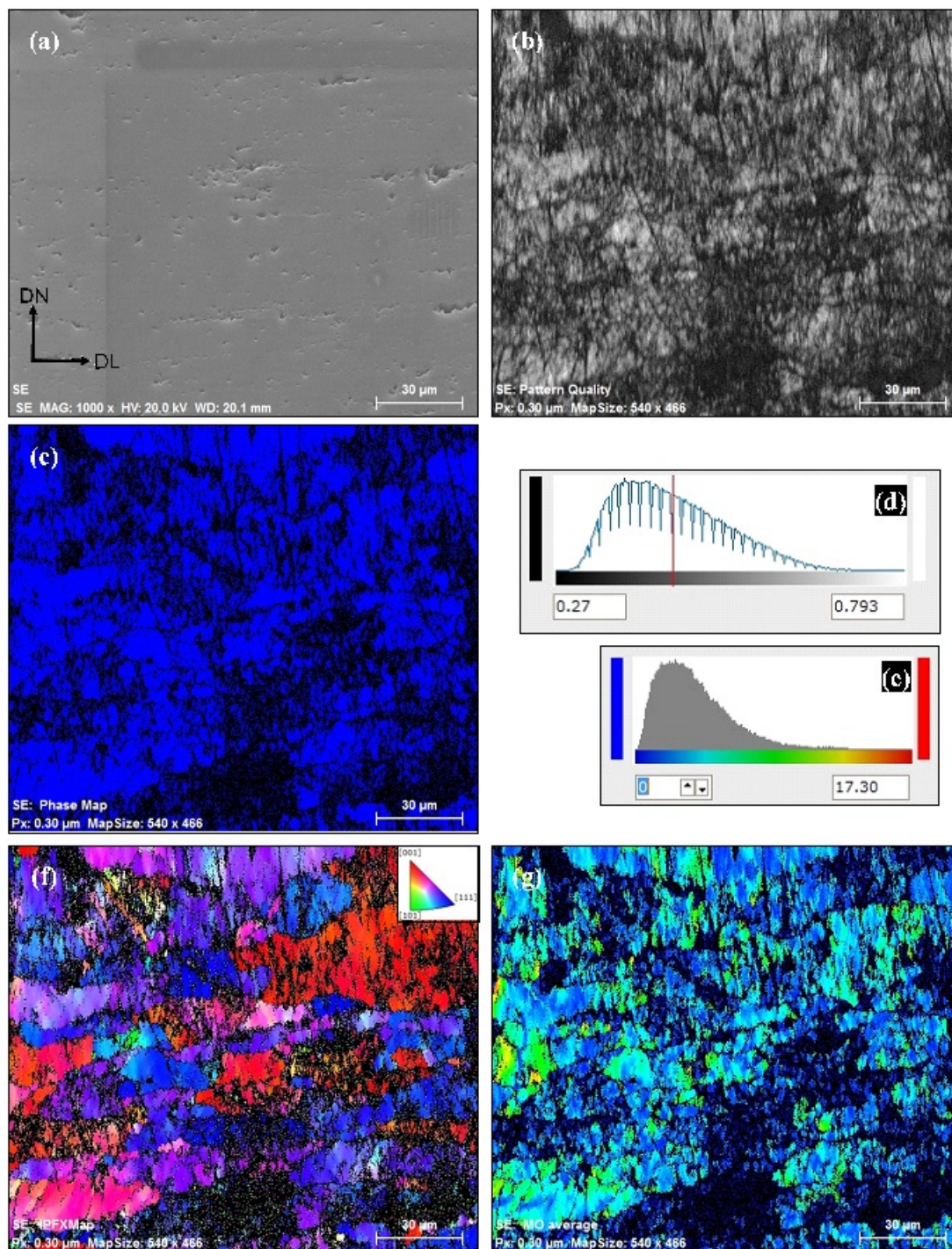


Figura 78 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 03 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala.

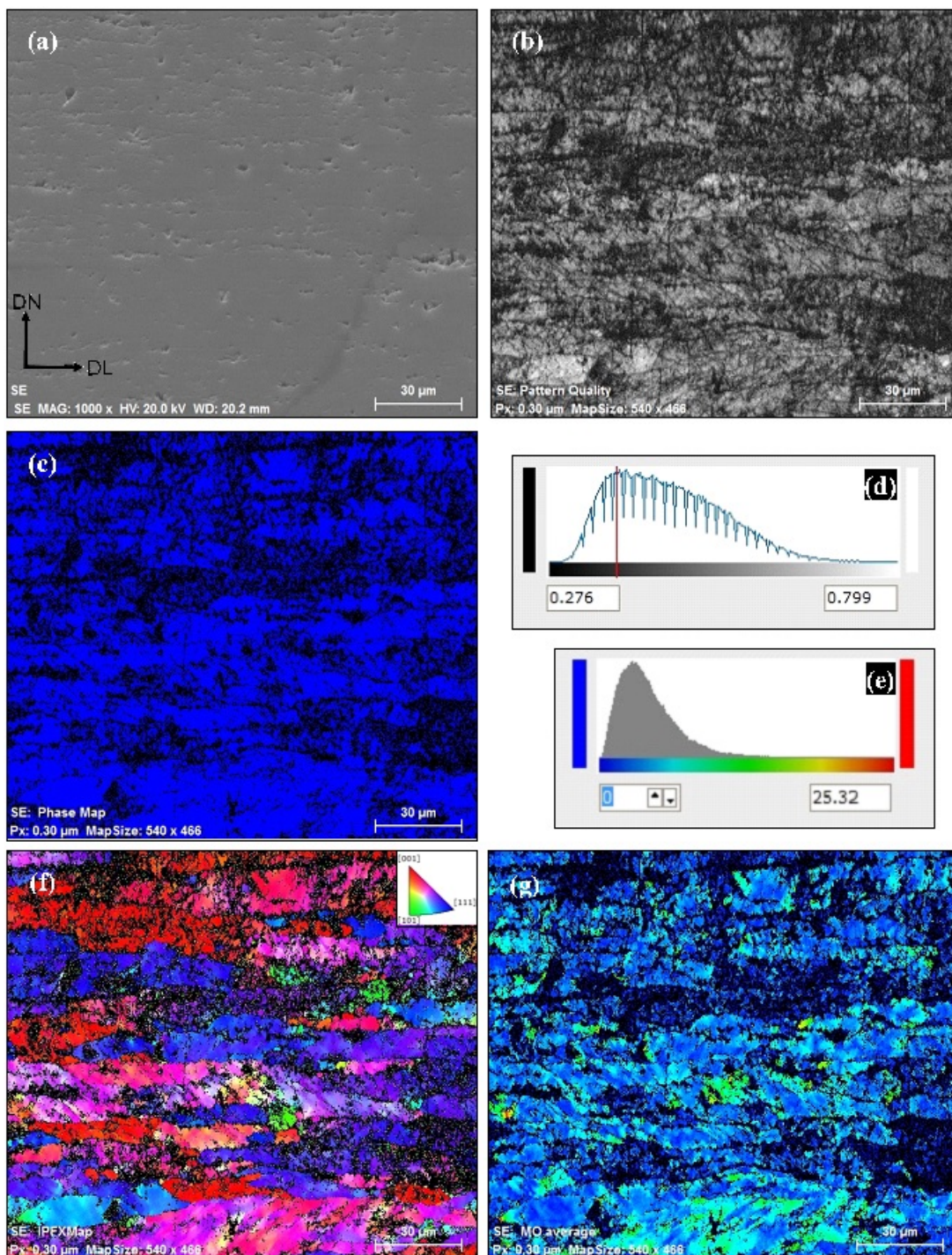


Figura 79 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 03 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala.

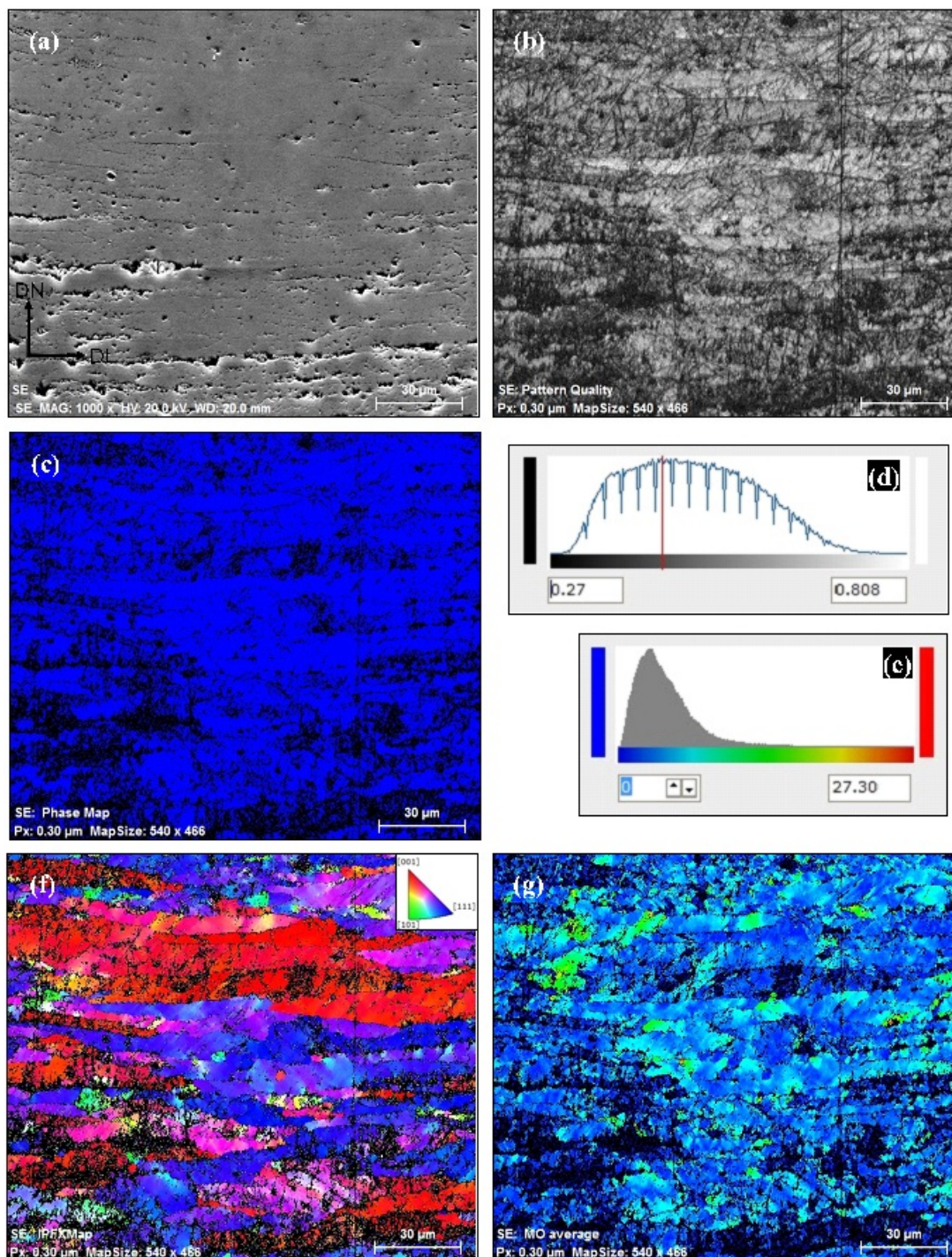


Figura 80 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 02 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala.

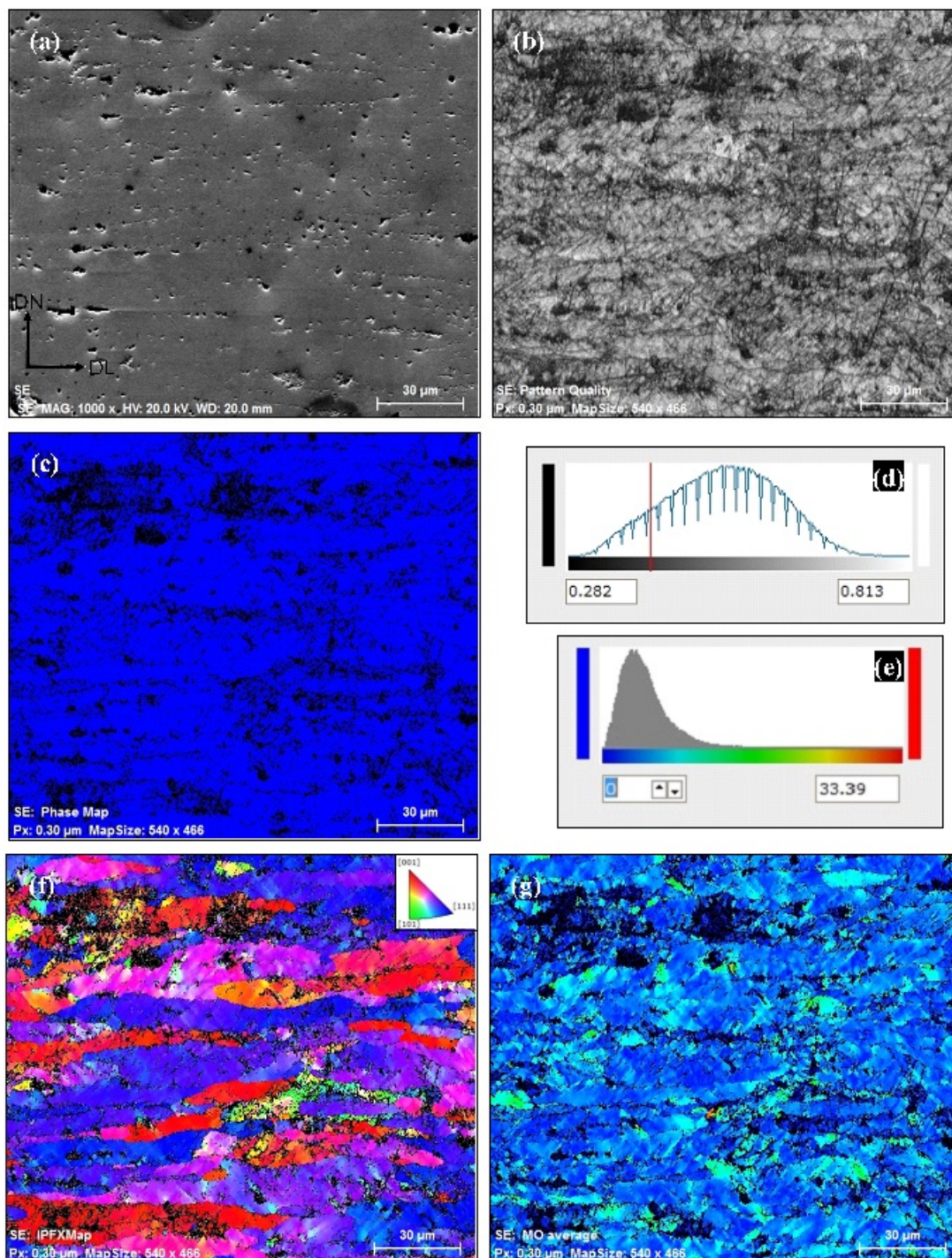


Figura 81 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 02 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala.



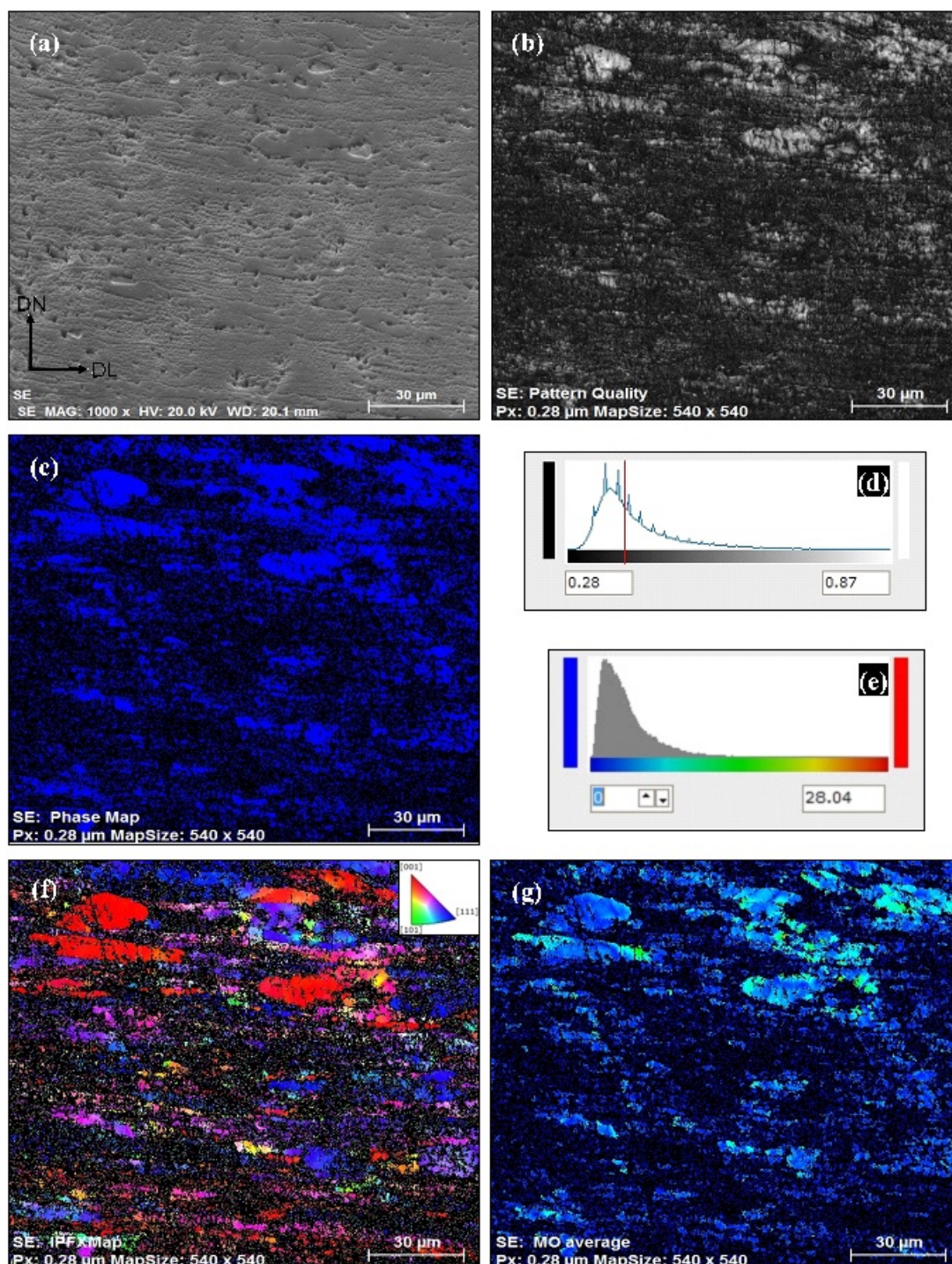


Figura 82 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 04 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala.

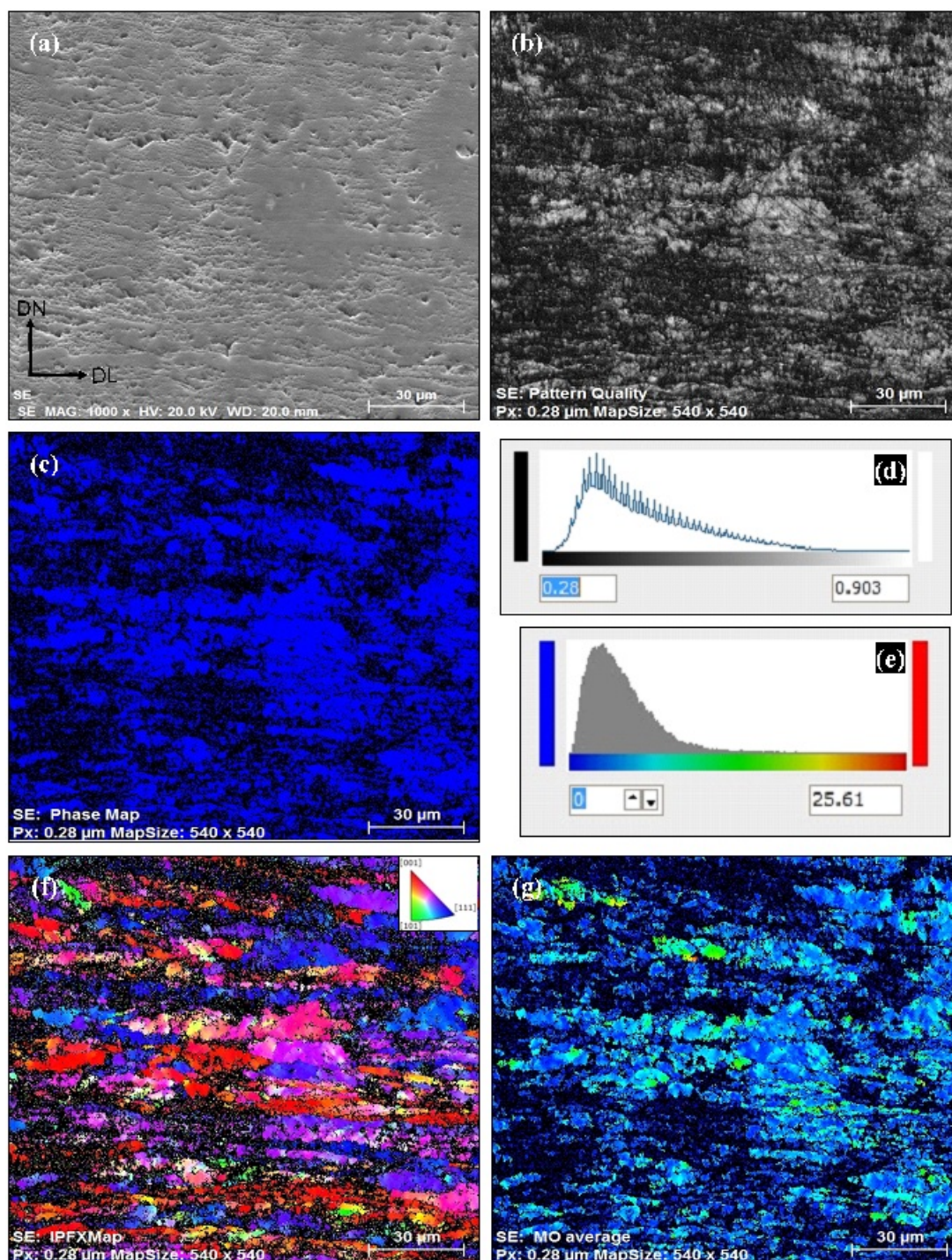


Figura 83 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 04 da liga AA 5050C cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação e sua barra de escala.

Os resultados das análises de EBSD/MEV conduzidas para as fraturas dos CPs da liga AA 5050C (Figuras 78 a 83) cortadas via eletroerosão, nas regiões deformada e

não deformada (AD e AND), destacam grãos alongados da matriz, alinhados na direção de laminação e com valores superiores de misorientação, envolvendo pequenos grãos com valores inferiores de misorientação, com aspecto semelhante aos resultados obtidos na análise de EBSD/MEV da liga 5050C, como recebida (Figuras 42 e 43).

Através da presença de mais áreas não indexadas, observa-se um decréscimo na qualidade do padrão de difração tanto nas regiões deformadas (AD) quanto nas regiões não deformadas (AND). É possível que os esforços de fadiga tenham proporcionado uma significativa movimentação de discordâncias, gerando microrregiões mais encruadas, e isto ocasionou a queda na qualidade do padrão de Kikuchi, sendo estas mais frequentes nas regiões deformadas da fratura (Figuras 78, 80 e 82) (88)Wu et al.(89)(9).

Ressalta-se ainda os resultados das análises de EBSD/MEV conduzidas para a fratura do CP 04 da liga AA 5050C, na região deformada (Figura 82). O mapa de qualidade, Figura 82(b, d), demonstra que grande parte da área analisada não pode ser indexada. O mesmo se reflete nos demais mapas. Este, dos CP's da liga 5050C, foi o que resistiu à falha por um maior número de ciclos, 6.824.360 (Tabela 19). Tal comportamento pode ser explicado pelo menor percentual de elementos de liga presente quando comparado a liga 5052, como já explicado anteriormente. Isto está associado ao favorecimento do deslizamento cruzado e a menor presença de barreiras de discordâncias, que resultam em maior deformação plástica, e, conseqüentemente, uma maior resistência à fadiga (7)(4)(3).

Nas Figuras 84 a 89 estão representadas as micrografias e mapas (de qualidade, fase, orientação e misorientação) de áreas das fraturas associadas a espessura (conforme apresentado na Figura 34) dos CPs da liga AA 5052, cortados via eletroerosão, obtidas por EBSD, no MEV, e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4, nas regiões de área deformada (AD) e área não-deformada (AND), com aumento de 1000x.

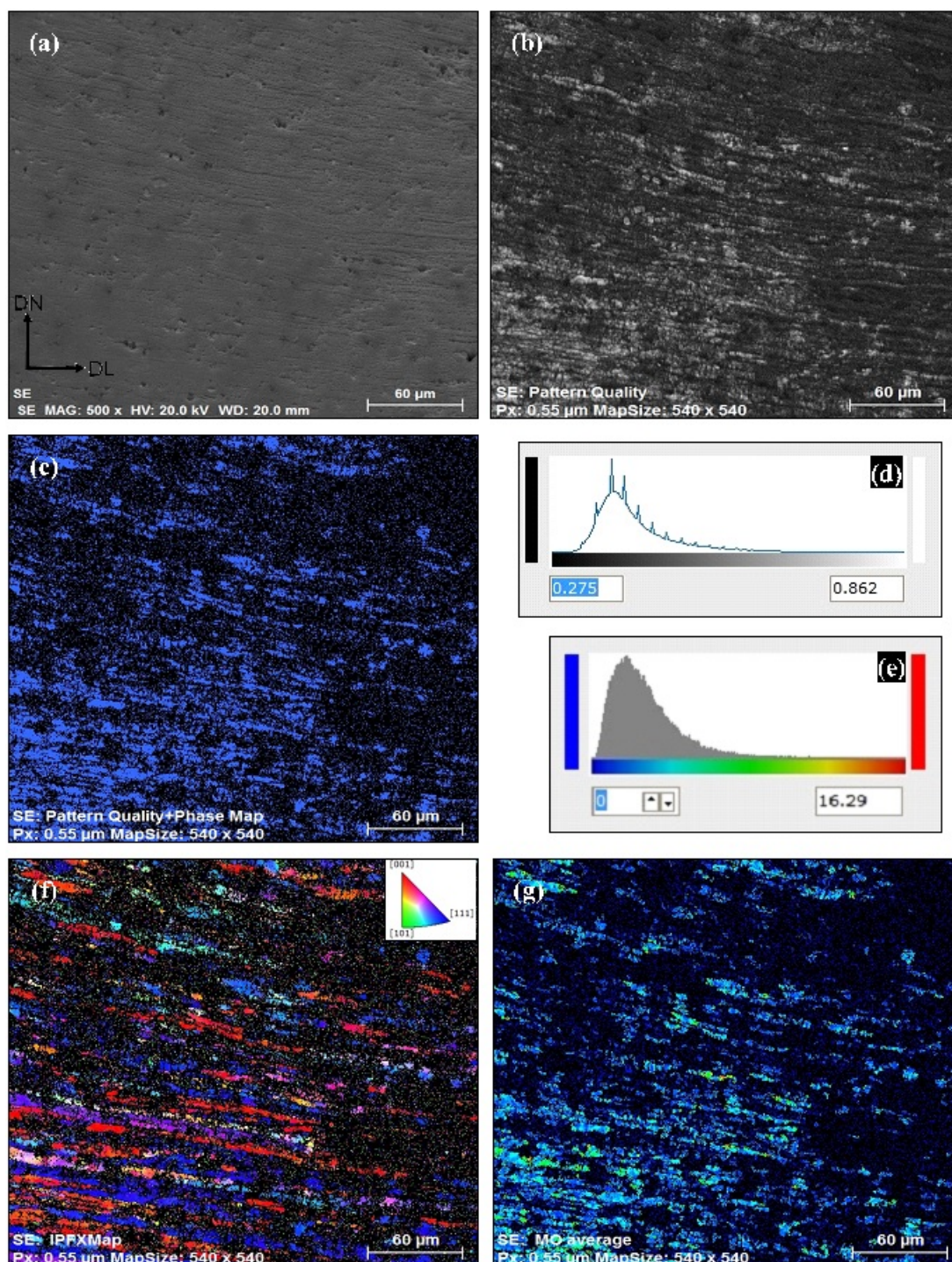


Figura 84 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 03 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

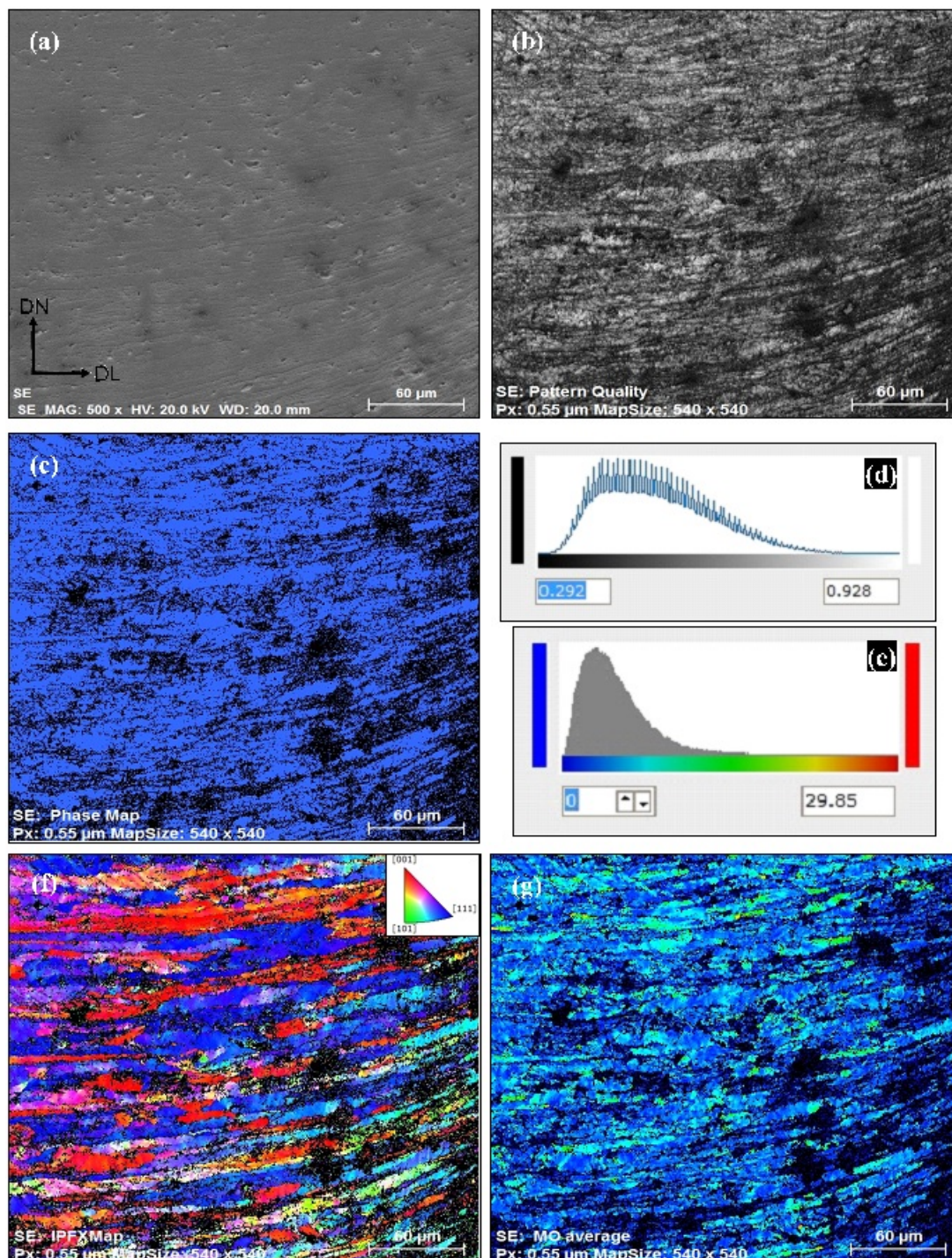


Figura 85 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 03 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

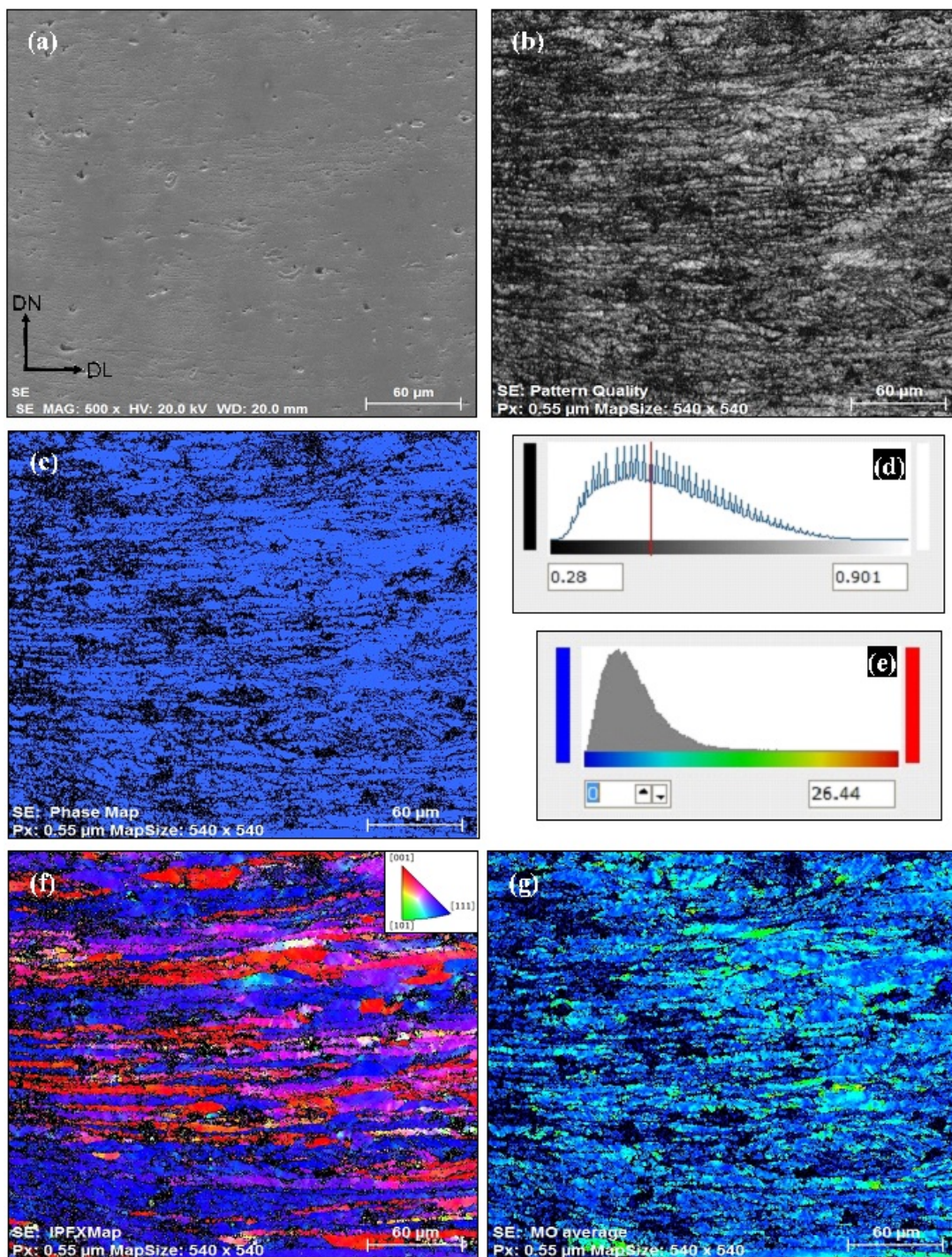


Figura 86 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 04 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

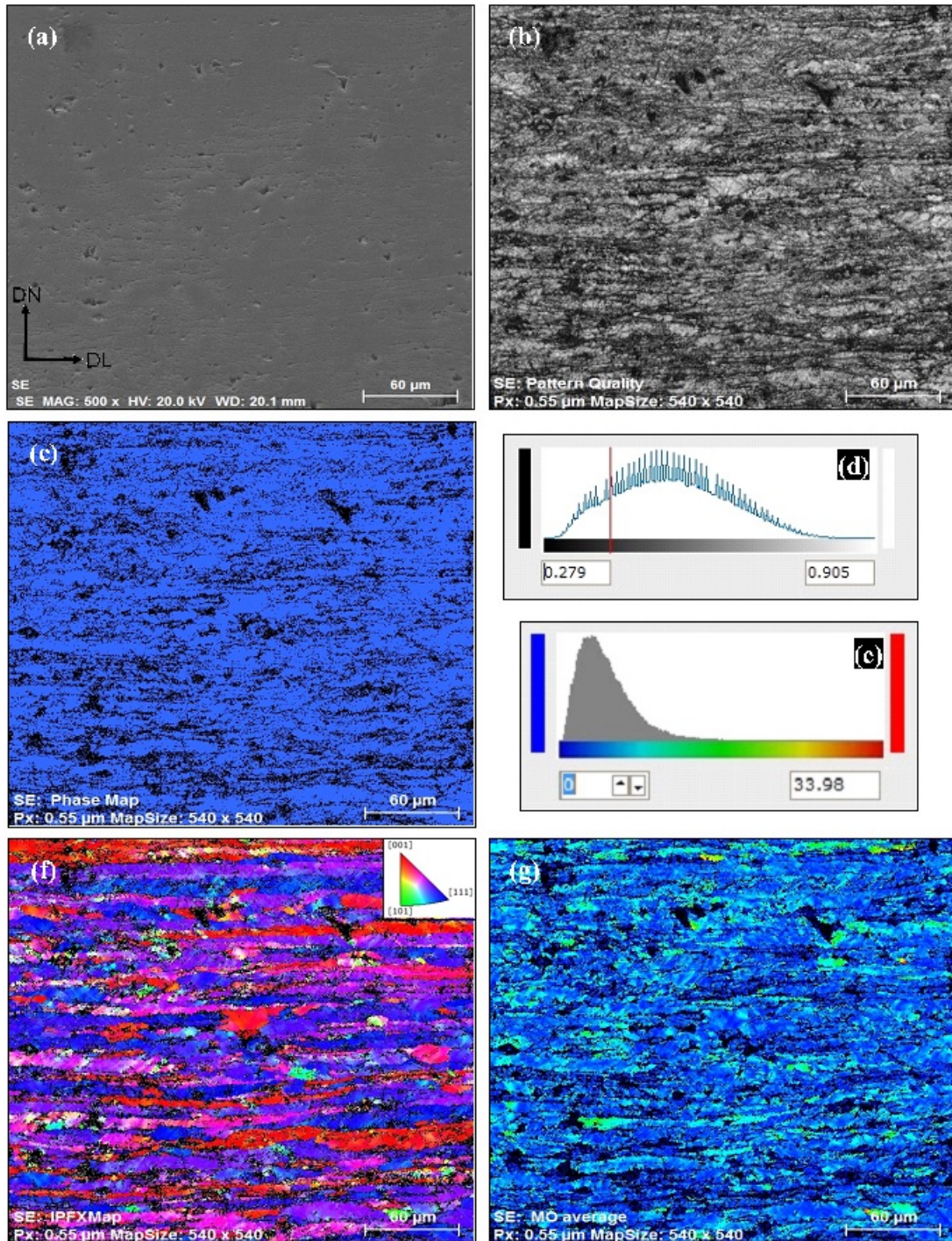


Figura 87 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 04 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

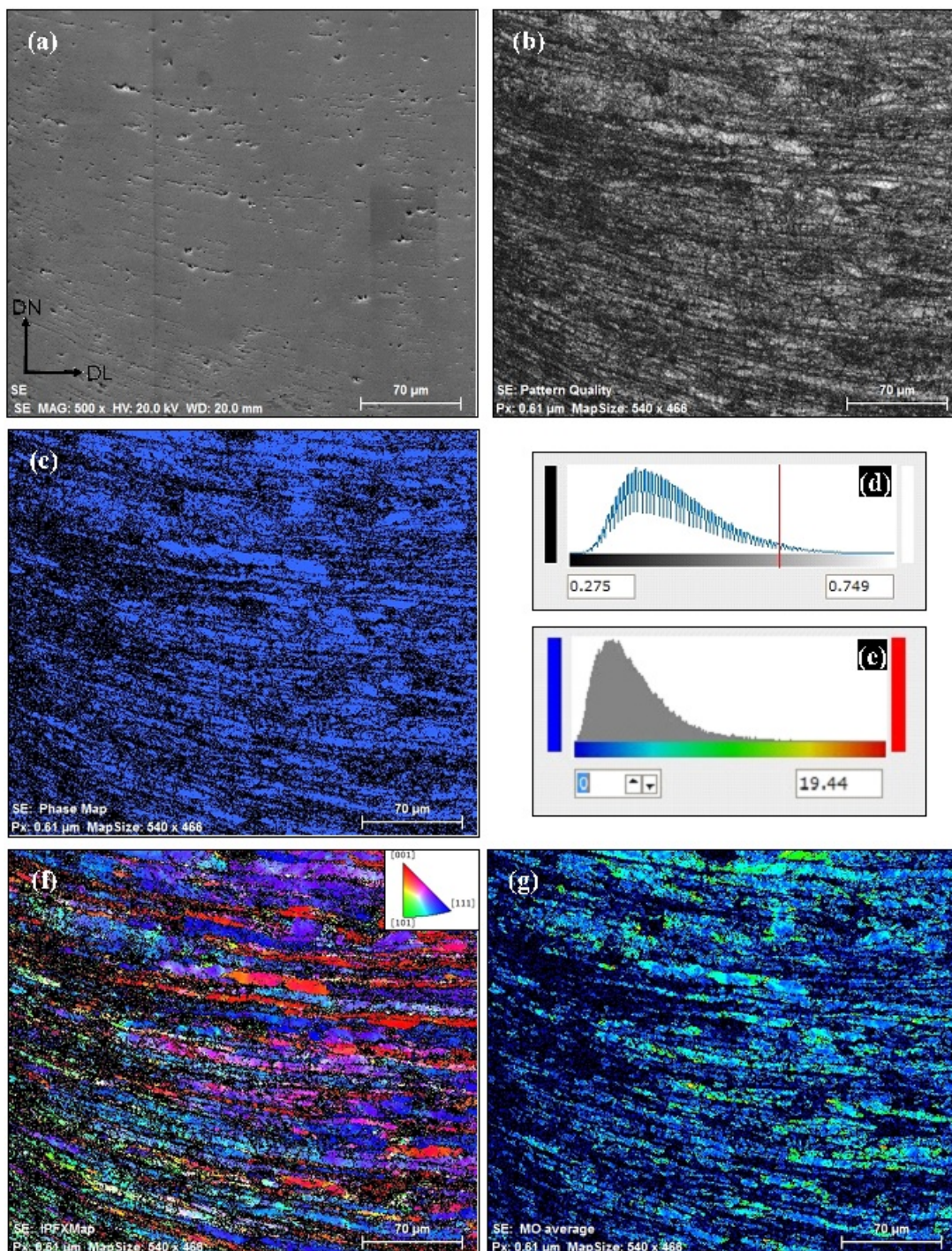


Figura 88 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 02 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AD, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.



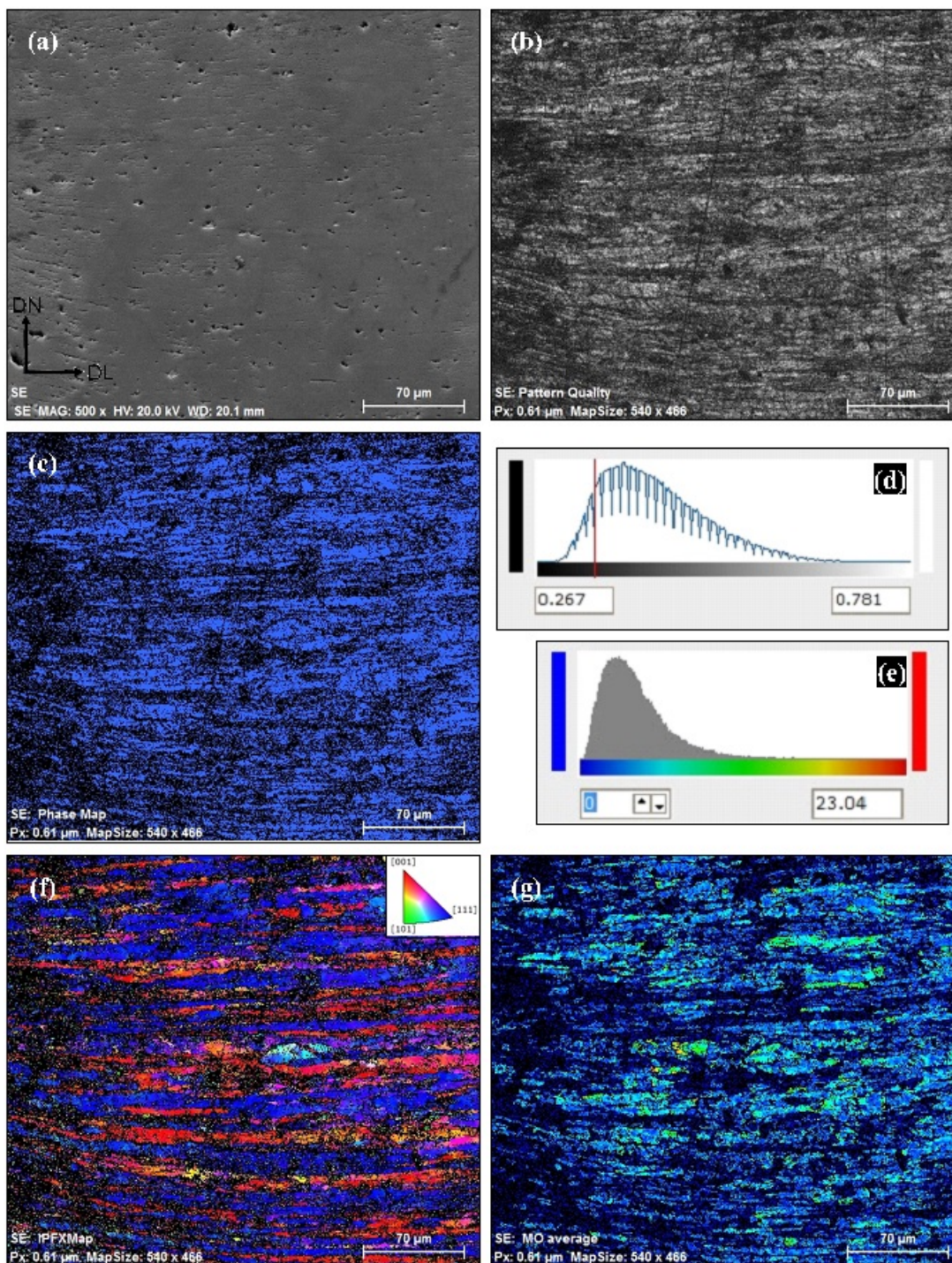


Figura 89 – Aspectos microestrutural e microtextural da fratura do CP 02 da liga AA 5052 cortado via eletroerosão, na região AND, obtida por EBSD/MEV com aumento de 1000x e processadas com auxílio do *software* ESPRIT 1.9.4: (a) micrografia com detector de SE, (b,d) mapas qualidade e barra de escala, (c) mapa de fase, (f) mapa de orientação e figura de polo inversa padrão e (g,e) mapa de misorientação da fase CFC e sua barra de escala.

Os resultados das análises de EBSD/MEV conduzidas para as fraturas dos CPs da liga AA 5052 (Figuras 84 a 89) cortadas via eletroerosão, nas regiões deformada e não

deformada (AD e AND), destacam grãos alongados da matriz, com valores superiores de misorientação, alinhados na direção de laminação, mas com alguma inclinação neste alinhamento, provavelmente devido ao processo de deformação da área útil dos CPs antes das fraturas.

Esta configuração é diferente da observada nos resultados obtidos na análise de EBSD/MEV da liga AA 5052, como recebida (Figuras 45 e 46), que apresentava evidências de um processo de recuperação, microestrutura de grãos pouco alongados e mais grosseiros.

Durante o ensaio de fadiga, a ciclagem mecânica, possivelmente, modificou a energia interna da liga 5052, provocando deslizamentos de discordâncias, induzindo sua microestrutura a um processo de encruamento (7)(4)(3).

Conforme já mencionado, a presença de Mg em solução sólida provoca diminuição da EFE da liga de Al, favorecendo o encruamento da liga (77)(80)(75). Além disso, outro aspecto que influencia nos resultados mencionados, é que a a liga 5052 possui em sua composição química um percentual maior de elementos de liga que a liga 5050C, possibilitando uma maior formação de compostos intermetálicos que, possivelmente, favoreceriam o processo de encruamento (81)(33).

Este comportamento pode ser inferido de maneira mais intensa para as áreas deformadas das fraturas (Figuras 84, 86 e 88), onde as regiões não indexadas aparentam ser maiores, indicando um maior nível de encruamento, o que interfere na qualidade do padrão de Kikuchi obtido.

Para as Figuras 88 e 89, esta modificação microestrutural é bem evidente e corrobora os valores superiores de número de ciclos obtidos para a liga AA 5052, usinada por eletroerosão, da ordem de  $10^7$ , (Tabela 19).

### 4.3.3 Caracterização Mecânica - Ultramicrodureza instrumentada

Nas Tabelas 22, 23 e 24 estão listadas algumas das propriedades calculadas (dureza HT115, durezas dinâmicas DHT-1 e DHT-2, dureza da indentação Hit, módulo da indentação Eit e razão elástica da indentação  $\eta_{it}$ ) a partir das medidas obtidas através dos ensaios de microdureza instrumentada realizados na direção de laminação a 1/2 espessura das fraturas das ligas AA 5050C e AA 5052, cortadas por eletroerosão e agrupadas conforme o número de ciclos até a fratura, explicitado na Tabela 20.

Observa-se valores similares para propriedades medidas nas duas ligas, porém são superiores os valores dos distintos tipos de dureza (HT115, DHT-1, DHT-2 e Hit) para a liga 5052 quando comparada a liga 5050C. Este comportamento está de acordo aos valores das propriedades mecânicas obtidas por ensaios de ultramicrodureza instrumentada e de tração uniaxial obtidos por BARONY(5) nos estudos preliminares e comparativos conduzidos para ambas as ligas, e para as medidas obtidas através dos ensaios de microdureza instrumentada

realizados na direção de laminação a 1/2 e 1/4 da espessura das ligas AA 5050C e AA 5052 como recebidas (Tabelas 10 e 11).

Para os valores da razão elástica da indentação ( $\eta_{it}$ ) as fraturas apresentaram comportamento inverso aos obtidos para as ligas como recebidas, sendo inferiores os valores de  $\eta_{it}$ , para liga 5050C quando comparados a liga 5052. Tendo em vista que a ultramicrodureza instrumentada é um ensaio fortemente influenciado pelas características estruturais, este comportamento pode ser justificado se relacionado aos dados que foram obtidos nas análises por EBSD, no Cap. 4.3.2., onde para as fraturas dos CP's cortados por eletroerosão da liga 5052, foram observadas mudanças que sugerem um processo de recuperação da microestrutura da liga 5052 (7)(4)(3).

Tabela 22 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{1}{2}$  da espessura das fraturas das ligas AA 5050C e AA 5052, que romperam com um maior número de ciclos durante os ensaios de fadiga (CP's 4 e 2, respectivamente).

	Dureza HT115 (mN/ $\mu\text{m}^2$ )		DHT-1 (N/ $\mu\text{m}^2$ )		DHT-2 (N/ $\mu\text{m}^2$ )		Hit (N/ $\mu\text{m}^2$ )		Eit (N/ $\mu\text{m}^2$ )		$\eta_{it}$	
	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052
Média	190,58	210,05	1680,71	1820,72	1133,10	1081,78	2062,51	2273,24	$1,004 \times 10^5$	$9,573 \times 10^4$	0,079	0,088
Desvio Padrão	16,46	23,36	134,33	188,64	94,43	183,68	178,18	252,79	$4,27 \times 10^3$	$6,85 \times 10^3$	0,008	0,008
Variância	243,96	491,04	16241,22	32028,07	8025,99	30363,07	28574,25	57513,46	$1,64 \times 10^7$	$4,22 \times 10^7$	0,000	0,000
Máximo	215,49	260,96	1873,76	2233,87	1307,39	1326,30	2332,09	2824,21	$1,06 \times 10^5$	$1,08 \times 10^5$	0,096	0,100
Mínimo	162,34	171,96	1439,94	1514,64	1035,79	791,46	1756,91	1860,99	$9,08 \times 10^4$	$8,62 \times 10^4$	0,065	0,073
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	10,20	14,48	83,26	116,92	58,53	113,84	110,44	156,68	$2,65 \times 10^3$	$4,24 \times 10^3$	0,005	0,005

Tabela 23 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{1}{2}$  da espessura das fraturas das ligas AA 5050C e AA 5052, que romperam com um menor número de ciclos durante os ensaios de fadiga (CP's 3 e 3, respectivamente).

	Dureza HT115 (mN/ $\mu\text{m}^2$ )		DHT-1 (N/ $\mu\text{m}^2$ )		DHT-2 (N/ $\mu\text{m}^2$ )		Hit (N/ $\mu\text{m}^2$ )		Eit (N/ $\mu\text{m}^2$ )		$\eta_{it}$	
	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052
Média	124,93	181,51	1011,44	1544,43	567,75	1024,13	1352,05	1964,42	$3,714 \times 10^4$	$7,279 \times 10^4$	0,144	0,108
Desvio Padrão	11,87	19,49	86,02	158,38	47,25	148,85	128,41	210,91	$1,92 \times 10^3$	$5,75 \times 10^3$	0,009	0,007
Variância	126,70	341,80	6659,58	22575,41	2009,66	19941,69	14840,38	40033,42	$3,31 \times 10^6$	$2,98 \times 10^7$	0,000	0,000
Máximo	144,95	199,84	1160,30	1694,23	648,84	1213,60	1568,70	2162,72	$4,10 \times 10^4$	$7,98 \times 10^4$	0,154	0,115
Mínimo	111,01	140,02	909,41	1214,39	492,82	698,16	1201,44	1515,40	$3,43 \times 10^4$	$6,41 \times 10^4$	0,130	0,093
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	7,35	12,08	53,32	98,16	29,29	92,26	79,59	130,72	$1,19 \times 10^3$	$3,57 \times 10^3$	0,005	0,005

Tabela 24 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{1}{2}$  da espessura das fraturas das ligas AA 5050C e AA 5052, que romperam com um número intermediário de ciclos durante os ensaios de fadiga (CP's 2 e 4, respectivamente).

	Dureza HT115 (mN/ $\mu\text{m}^2$ )		DHT-1 (N/ $\mu\text{m}^2$ )		DHT-2 (N/ $\mu\text{m}^2$ )		Hit (N/ $\mu\text{m}^2$ )		Eit (N/ $\mu\text{m}^2$ )		$\eta_{it}$	
	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052	5050C	5052
Média	113,95	165,20	936,36	1133,08	564,51	633,21	1233,24	1787,87	$3,649 \times 10^4$	$2,625 \times 10^4$	0,139	0,260
Desvio Padrão	20,44	19,63	155,26	120,89	69,47	65,44	221,22	212,39	$3,87 \times 10^3$	$2,24 \times 10^3$	0,009	0,016
Variância	376,03	346,64	21695,36	13153,23	4343,40	3853,88	44043,07	40599,86	$1,34 \times 10^7$	$4,51 \times 10^6$	0,000	0,000
Máximo	145,78	197,42	1179,30	1339,70	666,14	741,58	1577,74	2136,58	$4,32 \times 10^4$	$3,02 \times 10^4$	0,154	0,301
Mínimo	73,45	143,23	628,38	1004,95	470,30	524,88	794,93	1550,14	$3,02 \times 10^4$	$2,33 \times 10^4$	0,124	0,244
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	12,67	12,16	96,23	74,93	43,06	40,56	137,11	131,64	$2,40 \times 10^3$	$1,39 \times 10^3$	0,006	0,010

## 5 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos e discussão realizada, em função dos objetivos estabelecidos para a presente tese de doutorado, concluiu-se que:

- A caracterização microestrutural destacou que chapas das ligas AA 5050C e AA 5052 apresentam grãos alongados alinhados na direção de laminação e níveis de misorientação média observados na análise de EBSD/MEV que se destacam em níveis mais elevados na liga AA 5052. O que é corroborado pelos valores obtidos das propriedades mecânicas oriundas das medidas de ultramicrodureza instrumentada, ou seja, valores superiores de dureza HT115, durezas dinâmicas DHT-1 e DHT-2 para a liga AA 5052;
- Acerca da influência do corte a jato d'água, em confronto com o método por eletroerosão, há evidências que ambos os cortes promovem danos que afetam a microestrutura das ligas. Para o corte por jato d'água, a natureza do dano é mecânica, enquanto para o corte por eletroerosão é de natureza térmica. No entanto, aparentemente, o corte via jato d'água, além da extensão do seu dano, apresenta ranhuras que se prolongam em profundidade abaixo da superfície de corte, resultando em um acabamento superficial rugoso que se comportam como entalhes que antecipam a falha do material. O que, mesmo após lixamento dos corpos de prova, reduziu o tempo de vida em fadiga do material;
- Quanto ao comportamento em fadiga das ligas AA 5050C e AA 5052 cortadas por eletroerosão a fio, o número de ciclos até a fratura, é da ordem de  $10^6$  e  $10^7$ , respectivamente. Observou-se, nas superfícies de fratura, regiões com superfície de fratura contendo estrias e formação rugosa, bem como algumas regiões com a presença de microcavidades (dimples), indicando o comportamento dúctil. Ambas as ligas, após o processo de ciclagem, apresentaram microestrutura indicativa de encruamento, sendo este mais evidente para liga AA 5052, o que é corroborado pelos valores obtidos das propriedades mecânicas através de ultramicrodureza instrumentada.

Diante do exposto, é possível inferir que o processo de usinagem não-convencional por jato d'água promove modificações microestruturais na região imediatamente próxima à região de sangria, bem como o corte por eletroerosão a fio, no entanto, ao projetar seu uso em escala industrial, a influência do corte a jato d'água no comportamento em fadiga seria, possivelmente, muito sutil, e não inviabilizaria sua utilização.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A fim de dar continuidade na presente pesquisa sugere-se o desenvolvimento dos estudos abaixo listados:

- Identificação dos precipitados presentes nas ligas em estudo por difração de elétrons no MET;
- Condução de análise de EBSD em maior resolução e uso da ferramenta MTEX a fim de mapear detalhes microestruturais das subestruturas formadas, como também estimar a densidade de discordâncias, nas microestruturas recuperadas de ambas as ligas em estudo nas condições como recebida, afetada pelos distintos métodos de usinagem e após ensaios de fadiga;
- Conduzir estudo similar ao presente para avaliar o efeito do corte a laser, a plasma e por usinagem convencional, nas respectivas ligas;
- Avaliar o comportamento em fadiga das ligas sob distintas condições de solicitações, dentre aquelas previstas no uso de componentes/peças destas ligas em veículos automotores;
- Averiguar as alterações microestruturais e propriedades mecânicas para a liga AA 5050C atualmente produzida pela CBA face a consolidação liga AA 5052, em comparação a liga AA 5050C fornecida para presente estudo no ano de 2018 nas etapas iniciais de processamento industrial na CBA.

## REFERÊNCIAS

- 1 STANDARD, A. E606/e606m- 12. *Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012.
- 2 COMMITTEE, A. I. H. *ASM Handbook: Fatigue and fracture*. [S.l.]: ASM International, 1990. v. 19.
- 3 MAJCHROWICZ, K.; PAKIEŁA, Z.; GIŻYŃSKI, M.; KARNY, M.; KULCZYK, M. High-cycle fatigue strength of ultrafine-grained 5483 al-mg alloy at low and elevated temperature in comparison to conventional coarse-grained al alloys. *International Journal of Fatigue*, Elsevier, v. 106, p. 81–91, 2018.
- 4 LI, N.; YU, H.; XU, Z.; FAN, Z.; LIU, L. Electromagnetic forming facilitates the transition of deformation mechanism in 5052 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 673, p. 222–232, 2016.
- 5 BARONY, N. B. *AVALIAÇÃO ESTRUTURAL E MECÂNICA DE CHAPAS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO AA 5052 E AA 5050C*. 126 p. Mestrado em Ciência dos Materiais — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2019. Disponível em: <<http://aquarius.ime.eb.br/~debiasi/dissertacao%20Natalia.pdf>>.
- 6 JOEL, C.; JEYAPOOVAN, T. Optimization of machinability parameters in abrasive water jet machining of aa7075 using grey-taguchi method. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 37, p. 737–741, 2021.
- 7 WANG, J.; SÁNCHEZ, J.; ITURRIOZ, J.; AYESTA, I. Artificial intelligence for advanced non-conventional machining processes. *Procedia Manufacturing*, Elsevier, v. 41, p. 453–459, 2019.
- 8 SUREBAN, R.; KULKARNI, V. N.; GAITONDE, V. Modern optimization techniques for advanced machining processes—a review. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 18, p. 3034–3042, 2019.
- 9 LUKÁŠ, P.; KUNZ, L. Role of persistent slip bands in fatigue. *Philosophical magazine*, Taylor & Francis, v. 84, n. 3-5, p. 317–330, 2004.
- 10 XIANG, Y.; LIU, Y. Application of inverse first-order reliability method for probabilistic fatigue life prediction. *Probabilistic Engineering Mechanics*, Elsevier, v. 26, n. 2, p. 148–156, 2011.
- 11 SURESH, S. *Fatigue of materials*. [S.l.]: Cambridge university press, 1998.
- 12 SCHÜTZ, W. A history of fatigue. *Engineering fracture mechanics*, Elsevier, v. 54, n. 2, p. 263–300, 1996.
- 13 SCHUBERT, E. et al. Challenges in thermal welding of aluminium alloys. *World Journal of Engineering and Technology*, Scientific Research Publishing, v. 6, n. 02, p. 296–303, 2018.



- 14 VISHNUKUMAR, M.; PRAMOD, R.; KANNAN, A. R. Wire arc additive manufacturing for repairing aluminium structures in marine applications. *Materials Letters*, Elsevier, v. 299, p. 130112, 2021.
- 15 ALUAUTO. Aluauto 2009. In: \_\_\_\_\_. *Revista Alumínio, Edição 20*. [S.l.]: São Paulo: Abal, 2009, 2009. p. 1–27.
- 16 ABAL, A. B. do A. Anuário estatístico abal 2019. In: \_\_\_\_\_. *Anuário Estatístico ABAL 2019*. [S.l.]: São Paulo: Abal, 2020, 2020. p. 1–88.
- 17 OTOMAR, H. P.; PLAUT, R. L. Comparison of the micro structure and texture evolution in aa1050 aluminum alloy sheets produced by the dc and cc methods. *Light Metals 2012*, Springer, p. 233–238, 2016.
- 18 NADELLA, R.; ESKIN, D.; DU, Q.; KATGERMAN, L. Macrosegregation in direct-chill casting of aluminium alloys. *Progress in Materials Science*, Elsevier, v. 53, n. 3, p. 421–480, 2008.
- 19 BAREKAR, N.; DHINDAW, B. Twin-roll casting of aluminum alloys—an overview. *Materials and manufacturing processes*, Taylor & Francis, v. 29, n. 6, p. 651–661, 2014.
- 20 COOK, R.; GROCOCK, P.; THOMAS, P.; EDMONDS, D.; HUNT, J. Development of the twin-roll casting process. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 55, n. 2, p. 76–84, 1995.
- 21 SLAMOVA, M.; KARLIK, M.; ROBAUT, F.; SLAMA, P.; VERON, M. Differences in microstructure and texture of al–mg sheets produced by twin-roll continuous casting and by direct-chill casting. *Materials Characterization*, Elsevier, v. 49, n. 3, p. 231–240, 2002.
- 22 LI, S.; HE, C.; FU, J.; XU, J.; XU, G.; WANG, Z. Evolution of microstructure and properties of novel aluminum-lithium alloy with different roll casting process parameters during twin-roll casting. *Materials Characterization*, Elsevier, v. 161, p. 110145, 2020.
- 23 YANG, G.; LI, S.; FU, D. Fatigue properties of al/al-mg alloy laminated materials for the applications to railway tank cars. *International Journal of Fatigue*, Elsevier, v. 122, p. 173–183, 2019.
- 24 ZHAO, Y.; POLYAKOV, M. N.; MECKLENBURG, M.; KASSNER, M. E.; HODGE, A. M. The role of grain boundary plane orientation in the  $\beta$  phase precipitation of an al–mg alloy. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 89, p. 49–52, 2014.
- 25 KO, Y. G. et al. Effect of differential speed rolling strain on microstructure and mechanical properties of nanostructured 5052 al alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 586, p. S205–S209, 2014.
- 26 BO, W.; CHEN, X.-h.; PAN, F.-s.; MAO, J.-j.; YONG, F. Effects of cold rolling and heat treatment on microstructure and mechanical properties of aa 5052 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Elsevier, v. 25, n. 8, p. 2481–2489, 2015.
- 27 YAN, C.; LI, N.; JIANG, H.; WANG, D.; LIU, L. Effect of electropulsing on deformation behavior, texture and microstructure of 5a02 aluminum alloy during uniaxial tension. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 638, p. 69–77, 2015.

- 28 REDDY, V. C.; GOWD, G. H.; KUMAR, M. D. Empirical modeling & optimization of laser micro-machining process parameters using genetic algorithm. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 5, n. 2, p. 8095–8103, 2018.
- 29 UKEY, K.; SAHU, A. R.; GAJGHATE, S. S.; BEHERA, A. K.; LIMBADRI, C.; MAJUMDER, H. Wire electrical discharge machining (wedm) review on current optimization research trends. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, 2023.
- 30 CHIAVERINI, V. *Tratamentos térmicos das ligas metálicas*. [S.l.]: ABM, 2003.
- 31 MURALI, N.; CHI, Y.; LI, X. Natural aging of dissimilar high-strength aa2024/aa7075 joints arc welded with nano-treated filler. *Materials Letters*, Elsevier, v. 322, p. 132479, 2022.
- 32 WARMUZEK, M. *Aluminum-silicon casting alloys: an atlas of microfractographs*. [S.l.]: ASM international, 2004.
- 33 ZOLOTOREVSKY, V. S.; BELOV, N. A.; GLAZOFF, M. V. *Casting aluminum alloys*. [S.l.]: Elsevier Amsterdam, 2007. v. 12.
- 34 HANDBOOK, A. *ASM Handbook Casting Vol. 15*. [S.l.]: ASM International, 1998.
- 35 SMITH, W. F.; ROSA, M. E. *Princípios de ciência e engenharia de materiais*. [S.l.: s.n.], 1998.
- 36 PADILHA, A. F.; JUNIOR, F. S. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. 1996.
- 37 HATCH, J. E. *Microstructure of alloys*. 2013.
- 38 TOROS, S.; OZTURK, F.; KACAR, I. Review of warm forming of aluminum–magnesium alloys. *Journal of materials processing technology*, Elsevier, v. 207, n. 1-3, p. 1–12, 2008.
- 39 INTERNATIONAL, A. *ASM handbook: alloy phase diagrams*. [S.l.]: ASM, 1992.
- 40 GOMES, M. R.; FILHO, E. B. *Propriedades e usos de metais não-ferrosos*. ABM, São Paulo, 1987.
- 41 D'ANTUONO, D. S.; GAIES, J.; GOLUMBFSKIE, W.; TAHERI, M. L. Grain boundary misorientation dependence of  $\beta$  phase precipitation in an al–mg alloy. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 76, p. 81–84, 2014.
- 42 DAVIS, J. R. *Corrosion of aluminum and aluminum alloys*. [S.l.]: Asm International, 1999.
- 43 HIRSCH, J. Aluminium sheet fabrication and processing. In: *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*. [S.l.]: Elsevier, 2011. p. 719–746.
- 44 LOCKYER, S.; YUN, M.; HUNT, J.; EDMONDS, D. Micro-and macrodefects in thin sheet twin-roll cast aluminum alloys. *Materials characterization*, Elsevier, v. 37, n. 5, p. 301–310, 1996.

- 45 HAGA, T.; INUI, H.; WATARI, H.; KUMAI, S. Casting of al–si hypereutectic aluminum alloy strip using an unequal diameter twin roll caster. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 191, n. 1-3, p. 238–241, 2007.
- 46 KUANG, J.; ZHAO, X.; ZHANG, Y.; ZHANG, J.; LIU, G.; SUN, J.; XU, G.; WANG, Z. Impact of thermal exposure on the microstructure and mechanical properties of a twin-roll cast al-mn-fe-si strip. *Journal of Materials Science & Technology*, Elsevier, v. 107, p. 183–196, 2022.
- 47 JAROSZ, K.; CHEN, Y.-T.; LIU, R. Investigating the differences in human behavior between conventional machining and cnc machining for future workforce development: A case study. *Journal of Manufacturing Processes*, Elsevier, v. 96, p. 176–192, 2023.
- 48 PRABHUSWAMY, N.; SRINIVAS, S.; VASLI, A.; SHESHASHAYAN, M.; VENKATESH, S.; ROONGTA, Y. Machinability studies of aluminium 6061 cut by abrasive water jet. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 5, n. 1, p. 2865–2870, 2018.
- 49 FOLKES, J. Waterjet—an innovative tool for manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 209, n. 20, p. 6181–6189, 2009.
- 50 GUPTA, K.; JAIN, N. K.; LAUBSCHER, R. Advanced gear manufacturing and finishing: classical and modern processes. Academic Press, 2017.
- 51 KUMAR, S. P.; SHATA, A. S.; KUMAR, K. P.; SHARMA, R.; MUNNUR, H.; RINAWA, M. L.; KUMAR, S. S. Effect on abrasive water jet machining of aluminum alloy 7475 composites reinforced with cnt particles. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 59, p. 1463–1471, 2022.
- 52 NATARAJAN, Y.; MURUGESAN, P. K.; MOHAN, M.; KHAN, S. A. L. A. Abrasive water jet machining process: A state of art of review. *Journal of Manufacturing Processes*, Elsevier, v. 49, p. 271–322, 2020.
- 53 GUNAMGARI, B. R.; KHARUB, M. Experimental investigation on abrasive water jet cutting of high strength aluminium 7068 alloy. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 69, p. 488–493, 2022.
- 54 HUTCHINGS, I. Mechanisms of wear in powder technology: a review. *Powder Technology*, Elsevier, v. 76, n. 1, p. 3–13, 1993.
- 55 STACHOWIAK, G.; ANDREW, B. *Engineering Tribology, Third Edit.* [S.l.]: Elsevier, 832p, 2005.
- 56 BABU, B. S.; SATHIYARAJ, S.; RAMESH, A. K. P.; AFRIDI, B.; VARGHESE, K. K. Investigation of machining characteristics of aluminium 6061 by wire cut edm process. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 45, p. 6247–6252, 2021.
- 57 BURGER, G.; GUPTA, A.; JEFFREY, P.; LLOYD, D. Microstructural control of aluminum sheet used in automotive applications. *Materials Characterization*, Elsevier, v. 35, n. 1, p. 23–39, 1995.
- 58 ALIL, A.; POPOVIĆ, M.; RADETIĆ, T.; ZRILIĆ, M.; ROMHANJI, E. Influence of annealing temperature on the baking response and corrosion properties of an al–4.6 wt% mg alloy with 0.54 wt% cu. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 625, p. 76–84, 2015.

- 59 YURI, T.; OGATA, T.; SAITO, M.; HIRAYAMA, Y. Effect of welding structure on high-cycle and low-cycle fatigue properties for mig welded a5083 aluminum alloys at cryogenic temperatures. *Cryogenics*, Elsevier, v. 41, n. 7, p. 475–483, 2001.
- 60 SHIGLEY, J. E.; MISCHKE, C. R. *Projeto de engenharia mecânica*. [S.l.]: Bookman, 2005.
- 61 HERTZBERG, R. W.; VINCI, R. P.; HERTZBERG, J. L. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2020.
- 62 BACON, D.; DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. [S.l.]: McGraw-Hill Education New York, 1988.
- 63 DOWLING, N. E.; KAMPE, S. L.; KRAL, M. V. Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue. (*No Title*), 1999.
- 64 LEE, J.-K.; LAIRD, C. Strain localization during fatigue of precipitation-hardened aluminium alloys. *Philosophical Magazine A*, Taylor & Francis, v. 47, n. 4, p. 579–597, 1983.
- 65 BAYRAKTAR, E.; GARCIAS, I. M.; BATHIAS, C. Failure mechanisms of automotive metallic alloys in very high cycle fatigue range. *International Journal of Fatigue*, Elsevier, v. 28, n. 11, p. 1590–1602, 2006.
- 66 SOUZA, S. A. de. *Ensaios mecânicos de materiais metálicos*. [S.l.]: Edgard Blucher, 1979.
- 67 KOCANDA, S. Fatigue failure of metals. Springer, 1978.
- 68 MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. *Mechanical behavior of materials*. [S.l.]: Cambridge university press, 2008.
- 69 BRANCO, C. A. de M. *Mecânica dos materiais*. [S.l.: s.n.], 1998.
- 70 GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. dos. *Ensaios dos materiais*. [S.l.]: Livros Técnicos e científicos, 2000.
- 71 GURGEL, M. A. M. et al. Evolução estrutural de um aço dp laminado a frio e submetido ao reozimento intercrítico sob distintas condições de resfriamento. 2016.
- 72 SATTLER, K. D. *Handbook of nanophysics: nanoelectronics and nanophotonics*. [S.l.]: CRC press, 2010.
- 73 ENGLER, O.; KUHNKE, K.; HASENCLEVER, J. Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two aa 5xxx series al-mg alloys with different mg contents. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 728, p. 669–681, 2017.
- 74 HOSEINIFAR, A.; SALARI, S.; NEZHAD, M. S. A. Effect of twin-roll casting parameters on microstructure and mechanical properties of aa5083-h321 sheet. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Elsevier, v. 26, n. 10, p. 2552–2560, 2016.
- 75 CHOI, J.-W.; LI, W.; USHIODA, K.; YAMAMOTO, M.; FUJII, H. Influence of solute mg and zener–hollomon parameter on microstructural evolution of linear-friction-welded al joints. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 23, p. 4334–4345, 2023.

- 76 QI, Y.; MISHRA, R. K. Ab initio study of the effect of solute atoms on the stacking fault energy in aluminum. *Physical review B*, APS, v. 75, n. 22, p. 224105, 2007.
- 77 SCHULTHESS, T.; TURCHI, P.; GONIS, A.; NIEH, T.-G. Systematic study of stacking fault energies of random al-based alloys. *Acta materialia*, Elsevier, v. 46, n. 6, p. 2215–2221, 1998.
- 78 MIRONOV, S.; SATO, Y.; KOKAWA, H.; INOUE, H.; TSUGE, S. Structural response of superaustenitic stainless steel to friction stir welding. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 59, n. 14, p. 5472–5481, 2011.
- 79 MIRONOV, S.; INAGAKI, K.; SATO, Y.; KOKAWA, H. Development of grain structure during friction-stir welding of cu-30zn brass. *Philosophical Magazine*, Taylor & Francis, v. 94, n. 27, p. 3137–3148, 2014.
- 80 MUZYK, M.; PAKIELA, Z.; KURZYDLOWSKI, K. Ab initio calculations of the generalized stacking fault energy in aluminium alloys. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 64, n. 9, p. 916–918, 2011.
- 81 BELOV, N. A.; ESKIN, D. G.; AKSENOV, A. A. *Multicomponent phase diagrams: applications for commercial aluminum alloys*. [S.l.]: Elsevier, 2005.
- 82 LIU, X.; XU, J.; ZHAO, F.; LIU, X.; TIAN, Y. Effect of homogenization on second phases and mechanical properties of aa 5052 aluminum alloy tube billets fabricated by hccm vertical continuous casting. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 901, p. 163645, 2022.
- 83 AKKURT, A.; KULEKCI, M. K.; SEKER, U.; ERCAN, F. Effect of feed rate on surface roughness in abrasive waterjet cutting applications. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 147, n. 3, p. 389–396, 2004.
- 84 PRAMANIK, A.; BASAK, A. Effect of wire electric discharge machining (edm) parameters on fatigue life of ti-6al-4v alloy. *International journal of fatigue*, Elsevier, v. 128, p. 105186, 2019.
- 85 KLOCKE, F.; WELLING, D.; DIECKMANN, J. Comparison of grinding and wire edm concerning fatigue strength and surface integrity of machined ti6al4v components. *Procedia engineering*, Elsevier, v. 19, p. 184–189, 2011.
- 86 DATTA, R.; GUPTA, S. K.; BHARGAVA, M. Comparison of underwater friction stir welded and conventional friction stir welded aa 5052 alloys based on the mechanical, formability and microstructure behaviour. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, 2023.
- 87 SCHIJVE, J. *Fatigue of structures and materials*. [S.l.]: Springer, 2009.
- 88 SANGID, M. D.; PATAKY, G. J.; SEHITOGLU, H.; RATEICK, R. G.; NIENDORF, T.; MAIER, H. J. Superior fatigue crack growth resistance, irreversibility, and fatigue crack growth–microstructure relationship of nanocrystalline alloys. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 59, n. 19, p. 7340–7355, 2011.
- 89 WU, W.; LIU, Z.; HU, Y.; LI, F.; BAI, S.; XIA, P.; WANG, A.; YE, C. Goss texture intensity effect on fatigue crack propagation resistance in an al-cu-mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier, v. 730, p. 318–326, 2018.

## APÊNDICE A – PROPRIEDADES MECÂNICAS EXTRAÍDAS DOS ENSAIOS DE ULTRAMICRODUREZA INSTRUMENTADA

Tabela 25 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ½ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação da liga AA 5050C, como recebida.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	494,78	5,19	4,40	4,51	635,29	544,65	862,28	$2,31 \times 10^4$	29,43	91,46	0,185
2	494,78	5,11	4,32	4,43	656,02	561,19	892,25	$2,35 \times 10^4$	29,82	89,08	0,182
3	494,99	5,01	4,22	4,33	680,63	571,90	931,25	$2,40 \times 10^4$	28,82	95,41	0,190
4	495,18	5,19	4,40	4,51	635,38	536,57	861,37	$2,32 \times 10^4$	29,29	92,40	0,183
5	491,55	5,05	4,19	4,36	667,40	567,22	913,70	$2,34 \times 10^4$	29,20	92,30	0,188
6	495,39	5,07	4,25	4,37	666,90	548,57	914,40	$2,32 \times 10^4$	29,03	94,07	0,188
7	495,18	5,10	4,23	4,40	657,46	512,10	901,66	$2,29 \times 10^4$	29,19	93,02	0,187
8	495,40	4,90	4,04	4,20	712,07	591,69	985,45	$2,39 \times 10^4$	29,40	91,75	0,194
9	495,18	5,13	4,31	4,42	650,91	543,31	892,85	$2,27 \times 10^4$	29,67	90,04	0,192
10	495,18	5,13	4,24	4,42	651,75	510,39	894,51	$2,26 \times 10^4$	29,31	92,25	0,188
Média	494,76	5,09	4,26	4,40	661,38	548,76	904,97	$2,32 \times 10^4$	29,32	92,18	0,188
Desvio padrão	1,15	0,09	0,11	0,09	22,63	25,57	35,72	$4,64 \times 10^2$	0,29	1,81	0,004
Variância	1,19	0,01	0,01	0,01	461,00	588,45	1148,39	$1,94 \times 10^5$	0,08	2,96	0,000
Máximo	495,40	5,19	4,40	4,51	712,07	591,69	985,45	$2,40 \times 10^4$	29,82	95,41	0,194
Mínimo	491,55	4,90	4,04	4,20	635,29	510,39	861,37	$2,26 \times 10^4$	28,82	89,08	0,182
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,71	0,05	0,07	0,06	14,03	15,85	22,14	$2,88 \times 10^2$	0,18	1,12	0,002

Tabela 26 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicr dureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{1}{4}$  da espessura da seção longitudinal a direção de laminação da liga AA 5050C, como recebida.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	494,97	5,29	4,26	4,52	611,20	496,25	850,33	$2,01 \times 10^4$	29,481	91,16	0,203
2	494,76	5,36	4,23	4,49	594,54	439,79	851,00	$1,79 \times 10^4$	30,474	85,28	0,217
3	494,77	5,35	4,35	4,47	598,64	477,53	857,13	$1,80 \times 10^4$	30,201	86,83	0,221
4	495,17	5,37	4,30	4,49	594,50	458,51	851,75	$1,78 \times 10^4$	29,463	91,31	0,220
5	494,76	5,37	4,35	4,48	594,19	481,29	853,33	$1,78 \times 10^4$	29,731	89,60	0,228
6	494,77	5,27	4,17	4,36	616,41	473,33	895,55	$1,78 \times 10^4$	30,337	86,06	0,232
7	495,36	5,58	4,43	4,68	550,53	441,98	785,50	$1,67 \times 10^4$	30,351	86,08	0,218
8	494,77	5,27	4,13	4,36	617,15	480,95	898,27	$1,78 \times 10^4$	30,107	87,37	0,234
9	494,96	5,41	4,31	4,52	584,63	485,73	839,05	$1,75 \times 10^4$	29,649	90,13	0,228
10	495,37	5,35	4,29	4,47	597,68	480,03	859,56	$1,78 \times 10^4$	30,194	86,98	0,226
Média	494,97	5,36	4,28	4,48	595,95	471,54	854,15	$1,79 \times 10^4$	30,00	88,08	0,223
Desvio padrão	0,25	0,09	0,09	0,09	19,17	18,73	31,04	$8,54 \times 10^2$	0,38	2,25	0,009
Variância	0,06	0,01	0,01	0,01	330,88	315,84	867,06	$6,56 \times 10^5$	0,13	4,56	0,000
Máximo	495,37	5,58	4,43	4,68	617,15	496,25	898,27	$2,01 \times 10^4$	30,47	91,31	0,234
Mínimo	494,76	5,27	4,13	4,36	550,53	439,79	785,50	$1,67 \times 10^4$	29,46	85,28	0,203
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,15	0,06	0,06	0,06	11,88	11,61	19,24	$5,29 \times 10^4$	0,24	1,40	0,006

Tabela 27 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ½ da espessura da seção longitudinal a direção de laminação das ligas AA 5052

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	494,61	4,56	4,22	4,31	822,33	824,19	986,51	$6,47 \times 10^4$	29,68	89,87	0,078
2	494,6	4,66	4,32	4,41	787,82	762,92	942,50	$6,33 \times 10^4$	29,34	91,97	0,074
3	495,22	4,54	4,21	4,29	832,09	755,91	997,69	$6,56 \times 10^4$	29,16	93,24	0,075
4	494,82	4,52	4,19	4,28	835,74	721,48	1002,27	$6,55 \times 10^4$	29,67	90,00	0,073
5	495,22	4,60	4,27	4,35	809,36	782,36	969,20	$6,42 \times 10^4$	28,62	96,79	0,074
6	495,22	4,52	4,19	4,27	837,34	775,27	1004,61	$6,51 \times 10^4$	28,61	96,86	0,075
7	494,4	4,63	4,31	4,38	797,99	785,37	954,37	$6,43 \times 10^4$	29,96	88,17	0,074
8	491,58	4,53	4,20	4,29	827,55	853,67	992,19	$6,55 \times 10^4$	29,91	87,96	0,077
9	494,61	4,62	4,27	4,36	801,65	724,21	962,95	$6,29 \times 10^4$	29,93	88,38	0,079
10	494,61	4,65	4,30	4,39	792,66	779,98	950,40	$6,31 \times 10^4$	29,69	89,83	0,078
Média	494,49	4,58	4,25	4,33	814,45	776,54	976,27	$6,44 \times 10^4$	29,46	91,31	0,076
Desvio padrão	1,07	0,05	0,05	0,05	18,76	40,45	23,13	$1,05 \times 10^4$	0,51	3,35	0,002
Variância	1,02	0,00	0,00	0,00	316,70	1472,54	481,34	$9,84 \times 10^4$	0,24	10,07	0,000
Máximo	495,22	4,66	4,32	4,41	837,34	853,67	1004,61	$6,56 \times 10^4$	29,96	96,86	0,079
Mínimo	491,58	4,52	4,19	4,27	787,82	721,48	942,50	$6,29 \times 10^4$	28,61	87,96	0,073
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,66	0,03	0,03	0,03	11,63	25,07	14,33	$6,48 \times 10^4$	0,32	2,07	0,001



Tabela 28 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{1}{4}$  da espessura da seção longitudinal a direção de laminação da liga AA 5052, como recebida.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	494,81	4,62	4,27	4,36	801,94	768,60	962,70	$6,23 \times 10^4$	28,99	94,27	0,078
2	494,61	4,55	4,16	4,28	827,18	843,69	998,91	$6,06 \times 10^4$	29,29	92,28	0,085
3	494,61	4,65	4,32	4,40	791,87	760,02	946,36	$6,46 \times 10^4$	29,35	91,92	0,073
4	494,81	4,59	4,25	4,35	811,04	757,42	971,07	$6,46 \times 10^4$	29,88	88,69	0,074
5	494,62	4,46	4,07	4,21	860,06	819,20	1033,48	$6,63 \times 10^4$	28,78	95,62	0,078
6	494,82	4,49	4,11	4,24	849,06	702,28	1018,54	$6,70 \times 10^4$	28,91	94,79	0,076
7	494,61	4,53	4,21	4,29	832,36	887,65	995,40	$6,75 \times 10^4$	29,05	93,84	0,075
8	495,02	4,56	4,24	4,32	821,83	716,07	983,48	$6,56 \times 10^4$	28,62	96,73	0,073
9	495,02	4,45	4,11	4,21	863,67	780,48	1036,07	$6,70 \times 10^4$	29,61	90,40	0,074
10	494,62	4,43	4,09	4,18	871,26	891,72	1047,21	$6,80 \times 10^4$	29,58	90,47	0,080
Média	494,76	4,53	4,18	4,29	833,03	792,71	999,32	$7,29 \times 10^5$	29,20	92,90	0,077
Desvio padrão	0,17	0,07	0,09	0,07	27,27	66,01	33,98	$2,10 \times 10^6$	0,41	2,57	0,004
Variância	0,03	0,00	0,01	0,00	669,22	3921,33	1038,96	$3,96 \times 10^{12}$	0,15	5,96	0,000
Máximo	495,02	4,65	4,32	4,40	871,26	891,72	1047,21	$6,70 \times 10^6$	29,88	96,73	0,085
Mínimo	494,61	4,43	4,07	4,18	791,87	702,28	946,36	$6,06 \times 10^4$	28,62	88,69	0,073
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,10	0,05	0,05	0,05	16,90	40,91	21,06	$1,30 \times 10^6$	0,25	1,59	0,002

Tabela 29 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C1 do CP cortado por jato d’água da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,84	3,67	3,32	3,42	3,48	1382,93	906,36	1661,34	$9,29 \times 10^4$	6,81	157,00	0,090
2	492,83	3,81	3,47	3,56	3,62	1286,74	923,09	1536,23	$9,05 \times 10^4$	7,18	145,17	0,082
3	492,63	3,84	3,50	3,59	3,65	1266,58	837,11	1506,33	$9,27 \times 10^4$	7,11	142,35	0,079
4	492,64	3,68	3,32	3,43	3,50	1375,63	857,43	1644,89	$9,68 \times 10^4$	7,11	155,44	0,084
5	492,84	3,76	3,44	3,53	3,59	1316,47	837,69	1563,75	$9,76 \times 10^4$	6,81	147,78	0,078
6	492,84	3,71	3,37	3,47	3,53	1353,96	944,37	1615,49	$9,71 \times 10^4$	7,26	152,66	0,084
7	492,44	3,72	3,41	3,49	3,55	1348,18	822,27	1596,76	$1,03 \times 10^5$	7,11	150,89	0,076
8	492,84	3,78	3,47	3,56	3,61	1303,81	870,41	1541,37	$1,01 \times 10^5$	7,41	145,66	0,075
9	492,64	3,62	3,30	3,40	3,45	1419,60	957,89	1687,18	$1,06 \times 10^5$	7,03	159,44	0,079
10	492,84	3,68	3,35	3,45	3,51	1376,44	915,96	1635,80	$1,03 \times 10^5$	6,66	154,58	0,080
Média	492,74	3,73	3,40	3,49	3,55	1343,03	887,26	1598,91	$9,81 \times 10^4$	7,05	151,10	0,081
Desvio padrão	0,14	0,07	0,07	0,07	0,07	48,35	48,41	60,08	$5,13 \times 10^3$	0,23	5,68	0,004
Variância	0,02	0,00	0,00	0,00	0,00	2103,80	2109,25	3248,96	$2,37 \times 10^7$	0,05	29,01	0,000
Máximo	492,84	3,84	3,50	3,59	3,65	1419,60	957,89	1687,18	$1,06 \times 10^5$	7,41	159,44	0,090
Mínimo	492,44	3,62	3,30	3,40	3,45	1266,58	822,27	1506,33	$9,05 \times 10^4$	6,66	142,35	0,075
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,09	0,04	0,04	0,04	0,04	29,97	30,00	37,24	$3,18 \times 10^3$	0,14	3,52	0,003

Tabela 30 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região M do CP cortado por jato d’água da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,85	3,59	3,24	3,35	3,41	1449,72	976,56	1732,70	$1,03 \times 10^5$	7,03	163,74	0,086
2	492,64	3,67	3,34	3,43	3,49	1385,33	875,28	1649,08	$1,01 \times 10^5$	6,96	155,84	0,079
3	492,84	3,72	3,40	3,48	3,54	1348,31	891,14	1602,62	$1,01 \times 10^5$	7,11	151,45	0,080
4	492,64	3,69	3,38	3,46	3,52	1368,17	916,52	1624,35	$1,03 \times 10^5$	6,96	153,50	0,079
5	492,64	3,65	3,32	3,41	3,47	1402,09	914,00	1672,66	$1,00 \times 10^5$	6,73	158,07	0,082
6	492,84	3,71	3,39	3,47	3,53	1352,72	906,50	1612,86	$9,78 \times 10^4$	6,88	152,42	0,082
7	492,84	3,73	3,38	3,48	3,54	1343,04	883,39	1606,37	$9,43 \times 10^4$	6,88	151,80	0,085
8	492,84	3,70	3,36	3,44	3,51	1361,41	873,89	1634,25	$9,28 \times 10^4$	7,18	154,44	0,086
9	492,84	3,66	3,31	3,40	3,46	1395,60	906,20	1680,18	$9,31 \times 10^4$	6,88	158,78	0,090
10	492,64	3,72	3,36	3,45	3,52	1348,45	856,49	1624,12	$8,95 \times 10^4$	6,73	153,48	0,090
Média	492,76	3,68	3,35	3,44	3,50	1375,48	900,00	1643,92	$9,76 \times 10^4$	6,94	155,35	0,084
Desvio padrão	0,10	0,04	0,05	0,04	0,04	33,35	33,25	40,82	$4,83 \times 10^3$	0,15	3,86	0,004
Variância	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	1001,23	995,05	1499,91	$2,10 \times 10^7$	0,02	13,39	0,000
Máximo	492,85	3,73	3,40	3,48	3,54	1449,72	976,56	1732,70	$1,03 \times 10^5$	7,18	163,74	0,090
Mínimo	492,64	3,59	3,24	3,35	3,41	1343,04	856,49	1602,62	$8,95 \times 10^4$	6,73	151,45	0,079
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,06	0,03	0,03	0,03	0,03	20,67	20,61	25,30	$2,99 \times 10^3$	0,09	2,39	0,003

Tabela 31 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C2 do CP cortado por jato d’água da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,84	3,67	3,32	3,42	3,48	1382,93	905,35	1661,34	$9,29 \times 10^4$	6,81	157,00	0,090
2	492,63	3,81	3,47	3,56	3,62	1286,74	923,09	1536,23	$9,05 \times 10^4$	7,18	143,97	0,082
3	492,84	3,73	3,50	3,59	3,63	1266,58	837,11	1506,33	$9,27 \times 10^4$	7,11	142,35	0,075
4	492,64	3,68	3,32	3,43	3,50	1375,87	857,43	1645,82	$9,68 \times 10^4$	7,11	154,74	0,084
5	492,84	3,76	3,44	3,53	3,59	1315,89	837,69	1563,75	$9,76 \times 10^4$	6,81	147,78	0,078
6	492,84	3,71	3,37	3,47	3,53	1353,96	944,73	1615,49	$9,88 \times 10^4$	7,26	153,64	0,081
7	492,44	3,72	3,41	3,49	3,55	1347,83	822,27	1596,76	$1,03 \times 10^5$	7,11	150,89	0,076
8	492,84	3,78	3,47	3,56	3,61	1303,81	871,41	1541,37	$1,01 \times 10^5$	7,41	145,66	0,075
9	492,63	3,62	3,30	3,40	3,45	1419,60	957,89	1687,18	$1,06 \times 10^5$	7,03	159,39	0,079
10	492,84	3,68	3,35	3,45	3,51	1376,44	915,96	1635,80	$1,03 \times 10^5$	6,66	154,58	0,080
Média	492,74	3,72	3,40	3,49	3,55	1342,96	887,29	1599,01	$9,83 \times 10^4$	7,05	151,00	0,080
Desvio padrão	0,14	0,06	0,07	0,07	0,06	48,40	48,38	60,16	$5,12 \times 10^3$	0,23	5,81	0,005
Variância	0,02	0,00	0,00	0,00	0,00	2108,14	2106,33	3257,57	$2,36 \times 10^7$	0,05	30,33	0,000
Máximo	492,84	3,81	3,50	3,59	3,63	1419,60	957,89	1687,18	$1,06 \times 10^5$	7,41	159,39	0,090
Mínimo	492,44	3,62	3,30	3,40	3,45	1266,58	822,27	1506,33	$9,05 \times 10^4$	6,66	142,35	0,075
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,09	0,03	0,05	0,04	0,04	30,00	29,98	37,29	$3,17 \times 10^3$	0,14	3,60	0,003

Tabela 32 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C1 do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,84	3,74	3,35	3,44	3,51	1335,00	889,93	1628,47	$8,08 \times 10^4$	6,81	153,89	0,103
2	492,84	3,69	3,25	3,36	3,45	1366,88	869,26	1693,44	$7,47 \times 10^4$	6,66	160,03	0,114
3	492,84	3,75	3,30	3,41	3,50	1326,35	871,57	1644,81	$7,15 \times 10^4$	6,96	155,44	0,115
4	492,63	3,80	3,33	3,45	3,53	1291,40	812,13	1609,99	$6,75 \times 10^4$	6,66	152,14	0,117
5	492,63	3,78	3,23	3,41	3,50	1301,98	872,71	1638,22	$6,49 \times 10^4$	6,88	154,81	0,130
6	492,63	3,79	3,25	3,40	3,50	1295,35	860,37	1641,80	$6,20 \times 10^4$	7,03	155,15	0,136
7	492,83	3,81	3,25	3,39	3,49	1281,49	834,29	1649,07	$5,69 \times 10^4$	6,88	155,84	0,147
8	492,82	3,97	3,31	3,47	3,59	1181,54	720,73	1558,59	$6,89 \times 10^6$	6,88	147,29	0,165
9	492,82	4,03	3,38	3,51	3,64	1148,72	742,33	1518,01	$4,53 \times 10^4$	6,96	143,45	0,169
10	492,62	4,01	3,31	3,46	3,60	1161,86	735,51	1555,77	$4,36 \times 10^4$	6,81	147,02	0,182
Média	492,75	3,84	3,29	3,43	3,53	1269,06	820,88	1613,82	$7,46 \times 10^5$	6,85	152,51	0,138
Desvio padrão	0,11	0,12	0,05	0,04	0,06	76,93	64,69	53,49	$2,16 \times 10^6$	0,12	5,05	0,027
Variância	0,01	0,01	0,00	0,00	0,00	5326,08	3766,58	2574,90	$4,19 \times 10^{12}$	0,01	22,99	0,001
Máximo	492,84	4,03	3,38	3,51	3,64	1366,88	889,93	1693,44	$6,89 \times 10^6$	7,03	160,03	0,182
Mínimo	492,62	3,69	3,23	3,36	3,45	1148,72	720,73	1518,01	$4,36 \times 10^4$	6,66	143,45	0,103
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,07	0,07	0,03	0,03	0,04	47,68	40,10	33,15	$1,34 \times 10^6$	0,08	3,13	0,017

Tabela 33 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região M do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,62	3,99	3,17	3,35	3,51	1171,37	715,28	1632,22	$3,83 \times 10^4$	6,66	154,25	0,209
2	492,83	3,91	3,10	3,31	3,46	1217,93	767,02	1681,92	$4,11 \times 10^4$	7,03	158,94	0,202
3	492,82	4,01	3,34	3,47	3,61	1159,54	750,90	1545,71	$4,41 \times 10^4$	6,96	146,07	0,174
4	492,82	4,04	3,40	3,54	3,67	1140,33	725,37	1494,53	$4,64 \times 10^4$	6,81	141,23	0,160
5	492,82	4,02	3,44	3,56	3,67	1153,56	784,39	1491,91	$4,99 \times 10^4$	6,81	140,99	0,152
6	492,62	3,97	3,43	3,55	3,65	1181,28	762,13	1506,31	$5,46 \times 10^4$	7,18	142,35	0,137
7	492,83	3,90	3,35	3,47	3,58	1224,54	800,37	1568,52	$5,51 \times 10^4$	7,03	148,23	0,144
8	492,83	3,92	3,40	3,51	3,61	1213,01	819,31	1543,13	$5,66 \times 10^4$	7,11	145,83	0,138
9	492,83	3,85	3,34	3,45	3,55	1259,64	799,26	1599,38	$5,97 \times 10^4$	6,73	151,14	0,134
10	492,64	3,76	3,25	3,38	3,48	1319,36	872,06	1662,34	$6,51 \times 10^4$	6,73	157,09	0,129
Média	492,77	3,94	3,32	3,46	3,58	1204,06	779,61	1572,60	$5,11 \times 10^4$	6,90	148,61	0,158
Desvio padrão	0,10	0,09	0,11	0,09	0,08	55,03	46,35	69,03	$8,61 \times 10^3$	0,18	6,52	0,028
Variância	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	2725,61	1933,26	4288,53	$6,67 \times 10^7$	0,03	38,30	0,001
Máximo	492,83	4,04	3,44	3,56	3,67	1319,36	872,06	1681,92	$6,51 \times 10^4$	7,18	158,94	0,209
Mínimo	492,62	3,76	3,10	3,31	3,46	1140,33	715,28	1491,91	$3,83 \times 10^4$	6,66	140,99	0,129
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,06	0,05	0,07	0,05	0,05	34,11	28,73	42,78	$5,33 \times 10^3$	0,11	4,04	0,018

Tabela 34 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C2 do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,82	4,08	3,45	3,57	3,70	1117,66	714,72	1469,97	$4,45 \times 10^4$	7,03	138,91	0,162
2	492,83	3,95	3,28	3,41	3,54	1193,34	766,47	1600,73	$4,42 \times 10^4$	6,73	151,27	0,180
3	492,63	3,89	3,22	3,35	3,49	1229,97	792,49	1654,74	$4,52 \times 10^4$	6,58	156,37	0,181
4	492,83	3,92	3,21	3,36	3,50	1211,41	745,42	1642,10	$4,33 \times 10^4$	6,81	155,18	0,185
5	492,82	4,00	3,26	3,40	3,55	1163,44	696,39	1594,46	$4,00 \times 10^4$	6,51	150,68	0,190
6	492,81	4,16	3,37	3,53	3,69	1075,93	650,86	1477,36	$3,65 \times 10^4$	6,66	139,61	0,194
7	492,61	4,20	3,33	3,51	3,68	1057,17	611,93	1481,30	$3,34 \times 10^4$	6,96	139,98	0,211
8	492,80	4,35	3,42	3,63	3,81	985,48	594,23	1388,16	$3,03 \times 10^4$	6,81	131,18	0,216
9	492,60	4,38	3,41	3,64	3,82	970,20	581,70	1376,02	$2,91 \times 10^4$	7,03	130,03	0,227
10	492,40	4,38	3,36	3,61	3,81	969,06	548,68	1387,75	$2,80 \times 10^4$	6,73	131,14	0,227
Média	492,72	4,13	3,33	3,50	3,66	1097,37	670,29	1507,26	$3,75 \times 10^4$	6,79	142,44	0,197
Desvio padrão	0,15	0,19	0,09	0,11	0,13	101,00	84,78	107,97	$6,84 \times 10^3$	0,18	10,20	0,022
Variância	0,02	0,03	0,01	0,01	0,02	9180,56	6468,78	10492,07	$4,21 \times 10^7$	0,03	93,70	0,000
Máximo	492,83	4,38	3,45	3,64	3,82	1229,97	792,49	1654,74	$4,52 \times 10^4$	7,03	156,37	0,227
Mínimo	492,40	3,89	3,21	3,35	3,49	969,06	548,68	1376,02	$2,80 \times 10^4$	6,51	130,03	0,162
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,09	0,12	0,05	0,07	0,08	62,60	52,55	66,92	$4,24 \times 10^3$	0,11	6,32	0,014

Tabela 35 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C1 do CP cortado por jato d’água da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,86	3,32	2,85	2,97	3,06	1694,53	1213,57	2153,42	$8,17 \times 10^4$	6,06	203,50	0,138
2	493,06	3,39	2,81	2,96	3,06	1628,17	1225,04	2144,99	$6,65 \times 10^4$	6,36	202,70	0,171
3	492,45	3,43	3,01	3,09	3,18	1581,66	1124,62	1993,65	$7,95 \times 10^4$	6,21	188,40	0,131
4	492,46	3,37	2,91	3,02	3,10	1643,30	1130,64	2085,21	$7,87 \times 10^4$	6,66	197,05	0,131
5	492,45	3,43	2,96	3,08	3,17	1582,66	1100,26	2006,56	$7,64 \times 10^4$	6,36	189,62	0,133
6	493,06	3,47	3,03	3,11	3,20	1551,09	1116,71	1964,29	$7,52 \times 10^4$	6,06	185,63	0,133
7	493,06	3,45	2,99	3,08	3,17	1571,61	1112,88	1996,53	$7,56 \times 10^4$	6,36	188,67	0,137
8	493,06	3,42	2,92	3,05	3,14	1594,74	1098,27	2039,36	$7,38 \times 10^4$	6,51	192,72	0,141
9	493,06	3,37	2,90	3,00	3,09	1645,01	1141,70	2104,24	$7,62 \times 10^4$	6,43	198,85	0,142
10	492,86	3,39	2,91	3,01	3,10	1625,10	1112,99	2087,39	$7,34 \times 10^4$	6,51	197,26	0,143
Média	492,84	3,40	2,93	3,04	3,13	1611,79	1137,67	2057,56	$7,57 \times 10^4$	6,35	194,44	0,140
Desvio padrão	0,28	0,05	0,07	0,05	0,05	43,12	45,02	66,76	$4,12 \times 10^3$	0,19	6,31	0,012
Variância	0,07	0,00	0,00	0,00	0,00	1673,33	1824,52	4010,64	$1,53 \times 10^7$	0,03	35,82	0,000
Máximo	493,06	3,47	3,03	3,11	3,20	1694,53	1225,04	2153,42	$8,17 \times 10^4$	6,66	203,50	0,171
Mínimo	492,45	3,32	2,81	2,96	3,06	1551,09	1098,27	1964,29	$6,65 \times 10^4$	6,06	185,63	0,131
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,17	0,03	0,04	0,03	0,03	26,72	27,91	41,37	$2,56 \times 10^3$	0,12	3,91	0,007



Tabela 36 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região M do CP cortado por jato d’água da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,85	3,49	2,97	3,09	3,19	1531,71	1085,21	1980,08	$6,74 \times 10^4$	6,43	187,12	0,151
2	492,86	3,47	2,97	3,08	3,18	1547,00	1053,10	1994,81	$6,86 \times 10^4$	6,21	188,51	0,146
3	492,86	3,46	2,98	3,07	3,17	1559,23	1043,34	2003,85	$7,03 \times 10^4$	6,58	189,36	0,143
4	492,86	3,46	2,97	3,07	3,17	1561,57	1085,07	2007,15	$7,08 \times 10^4$	6,28	189,68	0,147
5	492,26	3,34	2,80	2,93	3,03	1667,03	1171,55	2183,28	$6,98 \times 10^4$	6,36	206,32	0,166
6	493,06	3,44	2,95	3,06	3,16	1576,31	1049,61	2017,79	$7,28 \times 10^4$	6,36	190,68	0,142
7	492,66	3,33	2,83	2,95	3,04	1684,65	1200,17	2172,95	$7,50 \times 10^4$	6,06	205,34	0,150
8	492,86	3,39	2,93	3,01	3,11	1625,69	1156,77	2082,69	$7,49 \times 10^4$	6,13	196,81	0,144
9	492,86	3,43	2,97	3,07	3,16	1583,18	1117,32	2015,26	$7,51 \times 10^4$	6,36	190,44	0,137
10	492,86	3,40	2,91	3,03	3,12	1616,69	1117,50	2065,03	$7,52 \times 10^4$	6,28	195,15	0,139
Média	492,80	3,42	2,93	3,04	3,13	1595,31	1107,96	2052,29	$7,19 \times 10^4$	6,31	193,94	0,146
Desvio padrão	0,21	0,05	0,07	0,06	0,06	51,46	54,51	73,23	$2,97 \times 10^3$	0,15	6,92	0,008
Variância	0,04	0,00	0,00	0,00	0,00	2383,17	2673,88	4826,95	$7,95 \times 10^6$	0,02	43,11	0,000
Máximo	493,06	3,49	2,98	3,09	3,19	1684,65	1200,17	2183,28	$7,52 \times 10^4$	6,58	206,32	0,166
Mínimo	492,26	3,33	2,80	2,93	3,03	1531,71	1043,34	1980,08	$6,74 \times 10^4$	6,06	187,12	0,137
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,13	0,03	0,04	0,03	0,03	31,89	33,78	45,39	$1,84 \times 10^3$	0,09	4,29	0,005

Tabela 37 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C2 do CP cortado por jato d’água da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,86	3,42	2,90	3,03	3,13	1590,94	1099,86	2057,64	$6,97 \times 10^4$	6,36	194,45	0,149
2	493,06	3,36	2,85	2,97	3,06	1652,77	1129,85	2144,07	$7,17 \times 10^4$	6,43	202,62	0,152
3	493,06	3,40	2,92	3,01	3,11	1616,38	1097,01	2084,06	$7,19 \times 10^4$	5,98	196,94	0,147
4	493,06	3,49	2,97	3,08	3,18	1535,36	1068,39	1988,67	$6,69 \times 10^4$	6,21	187,93	0,151
5	492,85	3,57	3,05	3,15	3,26	1462,00	1068,08	1894,90	$6,33 \times 10^4$	6,43	179,07	0,154
6	492,86	3,43	2,92	3,02	3,12	1581,58	1066,85	2063,05	$6,68 \times 10^4$	6,28	194,96	0,157
7	492,85	3,53	3,03	3,12	3,22	1498,09	1050,95	1940,27	$6,53 \times 10^4$	6,21	183,36	0,150
8	492,85	3,48	2,93	3,03	3,14	1543,52	1084,43	2035,89	$6,22 \times 10^4$	6,28	192,39	0,167
9	492,86	3,43	2,90	3,00	3,11	1582,26	1100,94	2078,12	$6,52 \times 10^4$	6,21	196,38	0,163
10	493,06	3,51	2,95	3,05	3,17	1518,27	1069,27	2008,95	$6,05 \times 10^4$	6,28	189,85	0,170
Média	492,94	3,46	2,94	3,05	3,15	1558,12	1083,56	2029,56	$6,64 \times 10^4$	6,27	191,79	0,156
Desvio padrão	0,11	0,06	0,06	0,06	0,06	57,47	23,36	73,48	$3,88 \times 10^3$	0,13	6,94	0,008
Variância	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	2972,50	490,94	4859,25	$1,35 \times 10^7$	0,02	43,40	0,000
Máximo	493,06	3,57	3,05	3,15	3,26	1652,77	1129,85	2144,07	$7,20 \times 10^4$	6,43	202,62	0,170
Mínimo	492,85	3,36	2,85	2,97	3,06	1462,00	1050,95	1894,90	$6,05 \times 10^4$	5,98	179,07	0,147
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,07	0,04	0,04	0,03	0,04	35,62	14,48	45,54	$2,40 \times 10^3$	0,08	4,30	0,005

Tabela 38 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região C1 do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,87	3,30	2,86	2,97	3,05	1714,48	1236,66	2160,47	$8,52 \times 10^4$	6,06	204,17	0,130
2	493,07	3,31	2,92	3,01	3,09	1699,75	1182,14	2111,19	$9,26 \times 10^4$	6,28	199,51	0,118
3	493,07	3,32	2,92	3,02	3,09	1691,88	1184,67	2101,90	$9,18 \times 10^4$	6,21	198,63	0,118
4	492,66	3,30	2,91	3,01	3,08	1711,45	1246,48	2120,76	$9,43 \times 10^4$	6,28	200,41	0,117
5	492,87	3,28	2,89	3,00	3,07	1734,24	1290,78	2131,49	$1,01 \times 10^5$	6,21	201,43	0,110
6	492,87	3,24	2,88	2,97	3,04	1771,87	1285,43	2174,20	$1,04 \times 10^5$	6,36	205,46	0,108
7	492,87	3,28	2,92	3,01	3,08	1728,29	1271,95	2120,80	$1,01 \times 10^5$	6,28	200,42	0,109
8	492,87	3,26	2,90	2,99	3,06	1758,14	1235,52	2154,96	$1,05 \times 10^5$	6,43	203,64	0,107
9	492,87	3,28	2,93	3,02	3,09	1734,93	1259,60	2113,07	$1,08 \times 10^5$	6,28	199,69	0,102
10	492,87	3,25	2,93	3,00	3,06	1769,52	1262,35	2143,00	$1,14 \times 10^5$	6,43	202,51	0,094
Média	492,89	3,28	2,91	3,00	3,07	1731,45	1245,56	2133,18	$9,97 \times 10^4$	6,28	201,59	0,111
Desvio padrão	0,12	0,03	0,02	0,02	0,02	28,06	37,59	23,98	$8,61 \times 10^3$	0,11	2,27	0,010
Variância	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	708,40	1271,99	517,51	$6,68 \times 10^7$	0,01	4,62	0,000
Máximo	493,07	3,32	2,93	3,02	3,09	1771,87	1290,78	2174,20	$1,14 \times 10^5$	6,43	205,46	0,130
Mínimo	492,66	3,24	2,86	2,97	3,04	1691,88	1182,14	2101,90	$8,52 \times 10^4$	6,06	198,63	0,094
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,07	0,02	0,01	0,01	0,01	17,39	23,30	14,86	$5,34 \times 10^3$	0,07	1,40	0,006

Tabela 39 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Vickers, ao longo do plano da chapa na região M do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	493,07	3,18	2,80	2,91	2,98	1841,44	1315,86	2266,23	$1,07 \times 10^5$	6,21	214,16	0,111
2	493,07	3,27	2,90	3,00	3,07	1748,07	1314,70	2136,64	$1,06 \times 10^5$	6,28	201,91	0,106
3	492,87	3,23	2,84	2,97	3,03	1783,81	1262,22	2185,71	$1,06 \times 10^5$	6,36	206,55	0,105
4	492,87	3,29	2,93	3,02	3,09	1720,09	1193,08	2105,75	$1,02 \times 10^5$	6,28	198,99	0,105
5	492,87	3,18	2,81	2,91	2,98	1846,48	1222,52	2271,85	$1,07 \times 10^5$	5,99	214,69	0,109
6	492,66	3,27	2,89	2,99	3,06	1745,79	1264,58	2152,86	$9,93 \times 10^4$	6,13	203,45	0,114
7	493,07	3,33	2,93	3,04	3,11	1680,56	1248,03	2081,27	$9,31 \times 10^4$	6,21	196,68	0,120
8	492,87	3,29	2,85	2,99	3,06	1720,27	1248,35	2143,69	$9,21 \times 10^4$	6,51	202,58	0,125
9	492,86	3,34	2,91	3,02	3,10	1674,18	1143,00	2095,89	$8,69 \times 10^4$	6,36	198,06	0,126
10	492,86	3,35	2,93	3,03	3,11	1663,18	1171,71	2081,20	$8,60 \times 10^4$	7,02	196,67	0,124
Média	492,91	3,27	2,88	2,99	3,06	1742,39	1238,40	2152,11	$9,85 \times 10^4$	6,33	203,37	0,114
Desvio padrão	0,13	0,06	0,05	0,05	0,05	65,10	56,88	70,04	$8,29 \times 10^3$	0,28	6,62	0,009
Variância	0,02	0,00	0,00	0,00	0,00	3814,00	2912,25	4415,42	$6,18 \times 10^7$	0,07	39,43	0,000
Máximo	493,07	3,35	2,93	3,04	3,11	1846,48	1315,86	2271,85	$1,07 \times 10^5$	7,02	214,69	0,126
Mínimo	492,66	3,18	2,80	2,91	2,98	1663,18	1143,00	2081,20	$8,60 \times 10^4$	5,99	196,67	0,105
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,08	0,04	0,03	0,03	0,03	40,35	35,26	43,41	$5,14 \times 10^3$	0,17	4,10	0,005

Tabela 40 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada ao longo do plano da chapa na região C2 do CP cortado via eletroerosão da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	hc ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	492,86	3,39	2,91	3,02	3,11	1627,26	1171,17	2082,22	$7,49 \times 10^4$	6,43	196,77	0,144
2	492,86	3,33	2,85	2,97	3,06	1680,77	1246,67	2145,28	$7,82 \times 10^4$	6,21	202,73	0,143
3	492,86	3,31	2,86	2,97	3,05	1703,24	1208,13	2160,08	$8,22 \times 10^4$	6,06	204,13	0,135
4	492,86	3,31	2,88	2,98	3,06	1701,52	1187,37	2145,60	$8,47 \times 10^4$	6,21	202,76	0,131
5	493,07	3,29	2,87	2,97	3,05	1718,97	1193,53	2162,22	$8,64 \times 10^4$	6,28	204,33	0,127
6	492,86	3,32	2,92	3,02	3,09	1695,65	1145,99	2102,49	$9,29 \times 10^4$	6,21	198,69	0,116
7	492,87	3,30	2,91	3,00	3,08	1714,60	1205,87	2123,60	$9,48 \times 10^4$	6,13	200,68	0,116
8	493,07	3,25	2,88	2,97	3,04	1768,27	1242,29	2179,72	$1,01 \times 10^5$	6,36	205,98	0,110
9	492,87	3,30	2,92	3,03	3,10	1708,36	1249,30	2097,96	$9,93 \times 10^4$	6,28	198,26	0,108
10	492,87	3,25	2,91	2,99	3,05	1762,95	1267,45	2156,24	$1,05 \times 10^5$	6,29	203,76	0,103
Média	492,91	3,30	2,89	2,99	3,07	1708,16	1211,78	2135,54	$8,99 \times 10^4$	6,25	201,81	0,123
Desvio padrão	0,09	0,04	0,03	0,02	0,02	39,85	38,89	32,29	$1,01 \times 10^4$	0,11	3,05	0,015
Variância	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	1429,23	1360,95	938,16	$9,22 \times 10^7$	0,01	8,38	0,000
Máximo	493,07	3,39	2,92	3,03	3,11	1768,27	1267,45	2179,72	$1,05 \times 10^5$	6,43	205,98	0,144
Mínimo	492,86	3,25	2,85	2,97	3,04	1627,26	1145,99	2082,22	$7,49 \times 10^4$	6,06	196,77	0,103
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,05	0,02	0,02	0,01	0,01	24,70	24,10	20,01	$6,27 \times 10^3$	0,07	1,89	0,009

Tabela 41 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicr dureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ½ espessura da fratura do CP 02 da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	250,10	3,40	2,96	3,06	746,68	538,85	965,96	$3,04 \times 10^4$	19,60	104,25	0,130
2	249,12	2,84	2,36	2,49	1066,04	638,30	1433,64	$3,75 \times 10^4$	16,37	148,79	0,154
3	249,31	2,97	2,53	2,63	979,92	550,88	1294,29	$3,74 \times 10^4$	18,79	113,03	0,136
4	248,91	2,96	2,51	2,62	981,91	571,93	1294,76	$3,77 \times 10^4$	17,96	123,53	0,139
5	248,70	3,04	2,59	2,71	928,61	535,81	1217,03	$3,67 \times 10^4$	18,22	119,92	0,134
6	248,70	3,09	2,61	2,74	902,52	470,30	1187,53	$3,56 \times 10^4$	18,52	116,09	0,136
7	248,86	3,70	3,25	3,37	628,38	488,02	794,93	$3,02 \times 10^4$	18,82	112,45	0,124
8	248,90	3,02	2,54	2,68	942,73	522,99	1243,51	$3,69 \times 10^4$	19,03	110,01	0,140
9	248,92	2,70	2,22	2,37	1179,30	661,92	1577,74	$4,32 \times 10^4$	16,44	147,42	0,152
10	249,11	2,92	2,48	2,60	1007,54	666,14	1323,03	$3,93 \times 10^4$	17,77	126,23	0,142
Média	249,06	3,07	2,60	2,73	936,36	564,51	1233,24	$3,65 \times 10^4$	18,15	122,17	0,139
Desvio padrão	0,41	0,29	0,30	0,29	155,26	69,47	221,22	$3,87 \times 10^3$	1,06	15,10	0,009
Variância	0,15	0,07	0,08	0,08	21695,36	4343,40	44043,07	$1,34 \times 10^7$	1,01	205,32	0,000
Máximo	250,10	3,70	3,25	3,37	1179,30	666,14	1577,74	$4,32 \times 10^4$	19,60	148,79	0,154
Mínimo	248,70	2,70	2,22	2,37	628,38	470,30	794,93	$3,02 \times 10^4$	16,37	104,25	0,124
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,25	0,18	0,18	0,18	96,23	43,06	137,11	$2,40 \times 10^3$	0,66	9,36	0,006

Tabela 42 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{1}{4}$  da espessura da fratura do CP 02 da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	248,91	2,88	2,43	2,53	1039,09	537,36	1388,42	$3,85 \times 10^4$	16,38	148,50	0,147
2	249,31	3,03	2,57	2,69	939,43	522,26	1232,91	$3,71 \times 10^4$	16,63	144,23	0,138
3	249,32	2,83	2,40	2,50	1073,78	636,25	1427,69	$3,95 \times 10^4$	16,24	151,31	0,142
4	248,72	2,80	2,37	2,47	1093,41	534,30	1453,24	$4,08 \times 10^4$	17,26	133,63	0,138
5	248,70	3,07	2,61	2,74	914,99	577,77	1192,39	$3,75 \times 10^4$	15,68	161,91	0,139
6	248,71	2,91	2,47	2,59	1013,92	470,50	1330,81	$3,99 \times 10^4$	16,31	149,63	0,125
7	248,52	2,77	2,37	2,46	1122,10	559,09	1473,85	$4,41 \times 10^4$	15,96	156,22	0,126
8	248,91	2,97	2,58	2,67	972,68	586,35	1258,84	$4,06 \times 10^4$	15,61	163,55	0,122
9	249,11	2,91	2,48	2,59	1019,47	639,41	1334,53	$4,12 \times 10^4$	16,23	151,34	0,136
10	248,72	2,68	2,21	2,35	1196,18	499,07	1600,47	$4,38 \times 10^4$	16,11	153,33	0,136
Média	248,89	2,89	2,45	2,56	1038,50	556,23	1369,32	$4,02 \times 10^4$	16,24	151,36	0,135
Desvio padrão	0,27	0,12	0,12	0,12	85,95	55,09	124,71	$2,39 \times 10^3$	0,47	8,59	0,008
Variância	0,07	0,01	0,01	0,01	6647,96	2731,06	13998,00	$5,13 \times 10^6$	0,20	66,36	0,000
Máximo	249,32	3,07	2,61	2,74	1196,18	639,41	1600,47	$4,41 \times 10^4$	17,26	163,55	0,147
Mínimo	248,52	2,68	2,21	2,35	914,99	470,50	1192,39	$3,71 \times 10^4$	15,61	133,63	0,122
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,17	0,07	0,08	0,07	53,27	34,14	77,30	$1,48 \times 10^3$	0,29	5,32	0,005

Tabela 43 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicr dureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{3}{4}$  da espessura da fratura do CP 02 da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	249,10	3,07	2,61	2,71	913,81	481,97	1214,20	$3,422 \times 10^4$	16,59	144,93	0,142
2	249,32	2,83	2,38	2,48	1077,12	570,59	1439,14	$3,863 \times 10^4$	16,16	152,85	0,141
3	248,71	2,85	2,38	2,50	1059,04	555,97	1417,14	$3,788 \times 10^4$	15,26	171,00	0,141
4	248,91	2,96	2,49	2,61	979,98	552,77	1303,34	$3,63 \times 10^4$	15,95	156,68	0,142
5	248,92	2,78	2,30	2,43	1113,43	663,62	1499,41	$3,99 \times 10^4$	16,77	141,64	0,161
6	248,90	3,10	2,61	2,76	893,86	498,95	1174,17	$3,52 \times 10^4$	15,19	172,72	0,142
7	248,92	2,77	2,30	2,43	1124,63	592,99	1501,67	$4,12 \times 10^4$	15,92	157,19	0,148
8	248,70	3,02	2,53	2,67	943,79	489,88	1247,47	$3,60 \times 10^4$	16,33	149,25	0,135
9	248,92	2,81	2,34	2,47	1089,56	585,46	1454,53	$4,00 \times 10^4$	18,62	114,92	0,145
10	249,11	2,94	2,48	2,61	997,90	488,05	1310,99	$3,93 \times 10^4$	15,34	169,45	0,128
Média	248,95	2,91	2,44	2,57	1019,31	548,02	1356,21	$3,785 \times 10^4$	16,21	153,06	0,143
Desvio padrão	0,19	0,12	0,12	0,12	84,58	58,81	121,06	$2,34 \times 10^3$	1,01	17,23	0,008
Variância	0,03	0,01	0,01	0,01	6438,34	3112,99	13189,22	$4,92 \times 10^6$	0,91	267,34	0,000
Máximo	249,32	3,10	2,61	2,76	1124,63	663,62	1501,67	$4,12 \times 10^4$	18,62	172,72	0,161
Mínimo	248,70	2,77	2,30	2,43	893,86	481,97	1174,17	$3,42 \times 10^4$	15,19	114,92	0,128
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,12	0,08	0,07	0,07	52,42	36,45	75,03	$1,45 \times 10^3$	0,62	10,68	0,005



Tabela 44 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ½ espessura da fratura do CP 03 da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	249,31	2,97	2,55	2,63	975,38	540,21	1289,60	$3,685 \times 10^4$	20,19	97,88	0,131
2	248,71	2,95	2,50	2,59	988,10	492,82	1322,62	$3,531 \times 10^4$	17,68	127,34	0,130
3	248,70	3,08	2,64	2,72	909,41	538,81	1201,44	$3,546 \times 10^4$	17,42	131,23	0,141
4	248,92	2,72	2,28	2,37	1160,30	648,84	1568,70	$4,10 \times 10^4$	17,88	124,63	0,152
5	248,72	2,80	2,34	2,44	1095,51	625,48	1481,40	$3,80 \times 10^4$	17,69	127,27	0,153
6	249,11	2,98	2,52	2,62	969,85	545,43	1292,80	$3,64 \times 10^4$	17,00	137,99	0,148
7	248,91	2,98	2,55	2,63	970,35	532,08	1282,89	$3,74 \times 10^4$	18,42	117,40	0,138
8	248,50	3,07	2,59	2,70	913,01	569,43	1212,81	$3,43 \times 10^4$	17,05	136,85	0,148
9	248,91	2,92	2,48	2,57	1011,49	593,90	1344,31	$3,82 \times 10^4$	19,07	109,60	0,143
10	249,12	2,77	2,30	2,41	1121,02	590,57	1523,93	$3,85 \times 10^4$	18,23	119,96	0,154
Média	248,89	2,92	2,47	2,57	1011,44	567,75	1352,05	$3,714 \times 10^4$	18,06	123,01	0,144
Desvio padrão	0,24	0,12	0,13	0,12	86,02	47,25	128,41	$1,92 \times 10^3$	0,98	12,36	0,009
Variância	0,05	0,01	0,01	0,01	6659,58	2009,66	14840,38	$3,31 \times 10^6$	0,86	137,50	0,000
Máximo	249,31	3,08	2,64	2,72	1160,30	648,84	1568,70	$4,10 \times 10^4$	20,19	137,99	0,154
Mínimo	248,50	2,72	2,28	2,37	909,41	492,82	1201,44	$3,43 \times 10^4$	17,00	97,88	0,130
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,15	0,07	0,08	0,08	53,32	29,29	79,59	$1,19 \times 10^3$	0,61	7,66	0,005

Tabela 45 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ½ espessura da fratura do CP 04 da liga AA 5050C.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	249,36	2,22	2,00	2,06	1756,53	1035,79	2162,16	$9,99 \times 10^4$	14,86	180,84	0,073
2	248,75	2,25	2,02	2,08	1705,39	1226,47	2102,94	$9,82 \times 10^4$	16,21	151,47	0,082
3	248,96	2,14	1,91	1,98	1873,76	1307,39	2332,09	$1,04 \times 10^5$	14,96	178,14	0,096
4	248,74	2,33	2,10	2,17	1591,04	1239,45	1941,94	$9,96 \times 10^4$	16,63	143,98	0,079
5	248,75	2,17	1,94	2,01	1835,08	1078,84	2258,31	$1,06 \times 10^5$	16,11	153,47	0,077
6	248,74	2,36	2,15	2,21	1538,43	1054,85	1871,07	$9,88 \times 10^4$	16,52	145,92	0,074
7	248,75	2,22	1,98	2,06	1745,07	1045,93	2144,89	$1,04 \times 10^5$	16,27	150,52	0,083
8	248,54	2,44	2,20	2,28	1439,94	1129,81	1756,91	$9,08 \times 10^4$	16,81	140,76	0,082
9	250,57	2,31	2,11	2,17	1617,47	1139,85	1959,07	$1,00 \times 10^5$	16,38	149,52	0,065
10	248,95	2,25	2,02	2,09	1704,44	1072,58	2095,71	$1,02 \times 10^5$	16,13	153,12	0,082
Média	249,01	2,27	2,04	2,11	1680,71	1133,10	2062,51	$1,01 \times 10^5$	16,09	154,77	0,079
Desvio padrão	0,59	0,09	0,09	0,10	134,33	94,43	178,18	$4,27 \times 10^3$	0,66	13,65	0,008
Variância	0,31	0,01	0,01	0,01	16241,22	8025,99	28574,25	$1,64 \times 10^7$	0,39	167,77	0,000
Máximo	250,57	2,44	2,20	2,28	1873,76	1307,39	2332,09	$1,06 \times 10^5$	16,81	180,84	0,096
Mínimo	248,54	2,14	1,91	1,98	1439,94	1035,79	1756,91	$9,08 \times 10^4$	14,86	140,76	0,065
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,37	0,06	0,06	0,06	83,26	58,53	110,44	$2,65 \times 10^3$	0,41	8,46	0,005

Tabela 46 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ½ espessura da fratura do CP 02 da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	248,75	2,22	1,94	2,04	1743,98	791,46	2180,12	$8,92 \times 10^4$	14,25	196,00	0,081
2	249,35	2,39	2,15	2,22	1514,64	857,40	1860,99	$8,62 \times 10^4$	14,52	189,31	0,073
3	248,75	2,21	1,98	2,05	1758,00	1012,44	2177,51	$9,54 \times 10^4$	14,53	188,73	0,079
4	248,96	2,16	1,86	1,97	1840,59	1012,21	2334,62	$8,72 \times 10^4$	13,84	208,14	0,100
5	248,95	2,29	2,06	2,12	1641,15	987,77	2030,24	$9,36 \times 10^4$	14,27	195,68	0,087
6	248,77	1,96	1,72	1,79	2233,87	1301,51	2824,21	$1,08 \times 10^5$	13,92	205,41	0,094
7	248,96	2,12	1,88	1,95	1920,98	1326,30	2400,91	$1,01 \times 10^5$	14,40	192,30	0,095
8	249,36	2,15	1,91	1,99	1857,01	1074,41	2313,67	$9,99 \times 10^4$	14,85	181,07	0,090
9	249,36	2,15	1,91	1,98	1864,78	1234,80	2327,43	$9,93 \times 10^4$	15,08	175,61	0,095
10	248,75	2,17	1,93	2,00	1832,18	1219,51	2282,76	$9,78 \times 10^4$	14,53	188,54	0,086
Média	249,00	2,18	1,93	2,01	1820,72	1081,78	2273,24	$9,57 \times 10^4$	14,42	192,08	0,088
Desvio padrão	0,26	0,11	0,12	0,11	188,64	183,68	252,79	$6,85 \times 10^3$	0,38	9,93	0,008
Variância	0,06	0,01	0,01	0,01	32028,07	30363,07	57513,46	$4,22 \times 10^7$	0,13	88,77	0,000
Máximo	249,36	2,39	2,15	2,22	2233,87	1326,30	2824,21	$1,08 \times 10^5$	15,08	208,14	0,100
Mínimo	248,75	1,96	1,72	1,79	1514,64	791,46	1860,99	$8,62 \times 10^4$	13,84	175,61	0,073
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,16	0,07	0,07	0,07	116,92	113,84	156,68	$4,24 \times 10^3$	0,23	6,16	0,005

Tabela 47 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ½ espessura da fratura do CP 03 da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 (N/mm <sup>2</sup> )	DHV-2 (N/mm <sup>2</sup> )	Hit (N/mm <sup>2</sup> )	Eit (N/mm <sup>2</sup> )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 (N <sub>m</sub> / $\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	249,55	2,45	2,14	2,22	1440,05	1042,64	1839,03	6,51 x10 <sup>4</sup>	13,55	217,57	0,113
2	248,94	2,46	2,16	2,23	1421,94	965,14	1814,22	6,65 x10 <sup>4</sup>	14,46	190,66	0,115
3	248,74	2,33	2,05	2,12	1578,19	974,47	2010,40	7,28 x10 <sup>4</sup>	14,90	179,35	0,104
4	248,72	2,66	2,37	2,45	1214,39	698,16	1515,40	6,41 x10 <sup>4</sup>	14,21	197,31	0,093
5	248,74	2,43	2,16	2,22	1451,34	1063,63	1831,35	7,19 x10 <sup>4</sup>	14,87	180,18	0,109
6	248,75	2,28	1,99	2,06	1657,70	1213,60	2119,33	7,58 x10 <sup>4</sup>	14,76	182,79	0,115
7	248,95	2,26	1,97	2,05	1685,88	1169,08	2149,91	7,71 x10 <sup>4</sup>	15,15	173,69	0,109
8	248,75	2,25	1,97	2,04	1691,71	1118,84	2162,72	7,85 x10 <sup>4</sup>	13,08	232,85	0,113
9	248,95	2,31	2,03	2,10	1608,89	1092,87	2047,95	7,64 x10 <sup>4</sup>	14,37	193,08	0,113
10	249,56	2,26	1,98	2,05	1694,23	902,87	2153,91	7,98 x10 <sup>4</sup>	13,64	214,86	0,100
Média	248,97	2,37	2,08	2,15	1544,43	1024,13	1964,42	7,28 x10 <sup>4</sup>	14,30	196,23	0,108
Desvio padrão	0,33	0,13	0,13	0,13	158,38	148,85	210,91	5,75 x10 <sup>3</sup>	0,68	19,49	0,007
Variância	0,10	0,02	0,01	0,01	22575,41	19941,69	40033,42	2,98 x10 <sup>7</sup>	0,41	341,71	0,000
Máximo	249,56	2,66	2,37	2,45	1694,23	1213,60	2162,72	7,98 x10 <sup>4</sup>	15,15	232,85	0,115
Mínimo	248,72	2,25	1,97	2,04	1214,39	698,16	1515,40	6,41 x10 <sup>4</sup>	13,08	173,69	0,093
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,20	0,08	0,08	0,08	98,16	92,26	130,72	3,57 x10 <sup>3</sup>	0,42	12,08	0,005

Tabela 48 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de ½ espessura da fratura do CP 04 da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	248,91	2,91	2,11	2,25	1019,10	741,58	1627,65	$2,33 \times 10^4$	13,90	206,13	0,301
2	248,92	2,76	2,02	2,13	1130,94	568,10	1812,17	$2,54 \times 10^4$	14,65	185,72	0,263
3	248,71	2,93	2,20	2,31	1004,95	524,88	1561,11	$2,39 \times 10^4$	14,77	182,44	0,244
4	248,92	2,81	2,09	2,20	1088,77	619,99	1718,50	$2,52 \times 10^4$	14,68	184,81	0,261
5	248,91	2,88	2,16	2,28	1040,62	597,02	1611,67	$2,49 \times 10^4$	14,91	179,30	0,253
6	248,72	2,67	1,96	2,07	1209,79	642,68	1923,25	$2,76 \times 10^4$	14,46	190,29	0,259
7	248,93	2,57	1,88	1,98	1300,57	686,02	2092,37	$2,90 \times 10^4$	14,95	178,29	0,264
8	248,92	2,70	2,01	2,12	1177,35	688,49	1845,31	$2,75 \times 10^4$	14,44	191,17	0,260
9	248,51	2,90	2,23	2,33	1018,99	672,90	1550,14	$2,56 \times 10^4$	14,49	189,50	0,252
10	248,73	2,53	1,87	1,97	1339,70	590,49	2136,58	$3,02 \times 10^4$	15,09	174,75	0,245
Média	248,82	2,77	2,05	2,16	1133,08	633,21	1787,87	$2,63 \times 10^4$	14,63	186,24	0,260
Desvio padrão	0,14	0,14	0,13	0,13	120,89	65,44	212,39	$2,24 \times 10^3$	0,34	8,86	0,016
Variância	0,02	0,02	0,01	0,02	13153,23	3853,88	40599,86	$4,51 \times 10^6$	0,10	70,72	0,000
Máximo	248,93	2,93	2,23	2,33	1339,70	741,58	2136,58	$3,02 \times 10^4$	15,09	206,13	0,301
Mínimo	248,51	2,53	1,87	1,97	1004,95	524,88	1550,14	$2,33 \times 10^4$	13,90	174,75	0,244
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,09	0,09	0,08	0,08	74,93	40,56	131,64	$1,39 \times 10^3$	0,21	5,49	0,010

Tabela 49 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{1}{4}$  da espessura da fratura do CP 04 da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	248,74	2,43	1,72	1,82	1462,42	669,80	2433,72	$3,09 \times 10^4$	13,34	223,89	0,269
2	249,14	2,49	1,79	1,90	1391,98	662,60	2266,77	$3,03 \times 10^4$	13,61	215,19	0,263
3	249,13	2,69	2,02	2,12	1188,76	644,71	1855,66	$2,80 \times 10^4$	13,96	204,77	0,246
4	248,93	2,56	1,90	2,00	1312,67	731,36	2075,31	$3,03 \times 10^4$	13,77	210,19	0,260
5	248,73	2,62	1,95	2,06	1251,70	863,13	1965,29	$2,94 \times 10^4$	13,85	207,61	0,269
6	248,93	2,62	1,97	2,07	1252,95	686,99	1952,37	$2,97 \times 10^4$	14,75	183,26	0,249
7	248,72	2,74	2,09	2,19	1148,02	668,47	1756,35	$2,85 \times 10^4$	15,98	156,00	0,248
8	248,93	2,57	1,92	2,01	1305,27	655,09	2048,00	$3,08 \times 10^4$	13,86	207,50	0,253
9	248,92	2,78	2,15	2,24	1110,13	763,66	1677,06	$2,81 \times 10^4$	13,70	212,40	0,243
10	249,13	2,66	2,03	2,12	1219,20	720,34	1865,25	$3,00 \times 10^4$	14,60	187,09	0,243
Média	248,93	2,62	1,95	2,05	1264,31	706,62	1989,58	$2,96 \times 10^4$	14,14	200,79	0,254
Desvio padrão	0,16	0,11	0,13	0,13	107,96	66,81	229,08	$1,06 \times 10^3$	0,77	19,92	0,010
Variância	0,02	0,01	0,02	0,01	10489,06	4017,21	47229,34	$1,01 \times 10^6$	0,54	357,27	0,000
Máximo	249,14	2,78	2,15	2,24	1462,42	863,13	2433,72	$3,09 \times 10^4$	15,98	223,89	0,269
Mínimo	248,72	2,43	1,72	1,82	1110,13	644,71	1677,06	$2,80 \times 10^4$	13,34	156,00	0,243
Medidas	10,00	10,00	10,00	10,00	10,00	10,00	10,00	10	10	10	10
IC (95%)	0,10	0,07	0,08	0,08	66,91	41,41	141,98	$6,57 \times 10^2$	0,48	12,35	0,006

Tabela 50 – Propriedades mecânicas extraídas dos ensaios de ultramicrodureza instrumentada, com o indentador Berkovich, ao longo de  $\frac{3}{4}$  da espessura da fratura do CP 04 da liga AA 5052.

	$F_{max}$ (mN)	$h_{max}$ ( $\mu\text{m}$ )	hp ( $\mu\text{m}$ )	hr ( $\mu\text{m}$ )	DHV-1 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	DHV-2 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Hit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	Eit ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	HT115 ( $\text{N}_m/\mu\text{m}$ )	$\eta_{it}$
1	248,51	2,84	2,05	2,16	1063,52	683,93	1740,31	$2,32 \times 10^4$	14,53	188,30	0,300
2	248,71	2,90	2,13	2,24	1021,92	593,57	1641,67	$2,29 \times 10^4$	14,21	197,29	0,281
3	248,72	2,72	1,97	2,08	1158,57	654,53	1888,67	$2,53 \times 10^4$	14,47	190,20	0,275
4	248,71	2,92	2,18	2,29	1005,65	602,07	1584,98	$2,33 \times 10^4$	13,87	207,10	0,262
5	248,73	2,63	1,89	2,00	1244,40	547,04	2044,00	$2,67 \times 10^4$	14,34	193,53	0,271
6	248,92	2,73	2,00	2,10	1159,09	699,91	1863,56	$2,61 \times 10^4$	14,24	196,54	0,277
7	248,93	2,63	1,91	2,02	1240,34	682,58	2014,79	$2,73 \times 10^4$	14,45	190,84	0,281
8	248,72	2,65	1,92	2,04	1220,45	683,02	1975,43	$2,70 \times 10^4$	14,34	193,58	0,279
9	248,73	2,55	1,83	1,94	1321,69	697,79	2166,72	$2,86 \times 10^4$	13,22	227,77	0,272
10	248,73	2,55	1,84	1,95	1326,66	677,26	2160,56	$2,89 \times 10^4$	13,79	209,25	0,270
Média	248,74	2,71	1,97	2,08	1176,23	652,17	1908,07	$2,59 \times 10^4$	14,15	199,44	0,277
Desvio padrão	0,12	0,14	0,12	0,12	115,81	52,57	203,01	$2,21 \times 10^3$	0,41	12,12	0,010
Variância	0,01	0,02	0,01	0,01	12071,60	2487,59	37090,53	$4,40 \times 10^6$	0,15	132,30	0,000
Máximo	248,93	2,92	2,18	2,29	1326,66	699,91	2166,72	$2,89 \times 10^4$	14,53	227,77	0,300
Mínimo	248,51	2,55	1,83	1,94	1005,65	547,04	1584,98	$2,29 \times 10^4$	13,22	188,30	0,262
Medidas	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
IC (95%)	0,07	0,08	0,07	0,07	71,78	32,58	125,82	$1,37 \times 10^3$	0,25	7,51	0,006