



EVERTON MARQUES NASCIMENTO

**Efeito de tratamentos térmicos nas
propriedades em compressão de compósitos de
baixa densidade de matriz metálica**

97/2014

**CAMPINAS
2014**



UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

EVERTON MARQUES NASCIMENTO

Efeito de tratamentos térmicos nas propriedades em compressão de compósitos de baixa densidade de matriz metálica

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

Orientadora: Prof^a. Dra. Maria Helena Robert

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELO(A) ALUNO(A) EVERTON MARQUES NASCIMENTO, E ORIENTADO(A) PELO(A) PROF(A). DR(A) MARIA HELENA ROBERT.

Maria Helena Robert
ASSINATURA DO(A) ORIENTADOR(A)

CAMPINAS
2014

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Rose Meire da Silva - CRB 8/5974

N17e Nascimento, Everton Marques, 1982-
Efeito de tratamentos térmicos nas propriedades em compressão de compósitos de baixa densidade de matriz metálica / Everton Marques Nascimento. – Campinas, SP : [s.n.], 2014.

Orientador: Maria Helena Robert.
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Tixotropia. 2. Materiais compósitos. 3. Tratamento térmico. I. Robert, Maria Helena, 1953-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em outro idioma: Heat treatment effect in the properties in compression of low density metal-matrix composites

Palavras-chave em inglês:

Thixotropy

Composite materials

Heat treatments

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Maria Helena Robert [Orientador]

Rubens Caram Junior

Emin Bayraktar

Data de defesa: 29-08-2014

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Efeito de tratamentos térmicos nas
propriedades em compressão de compósitos de
baixa densidade de matriz metálica**

Autor: Everton Marques Nascimento

Orientadora: Maria Helena Robert

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dra. Maria Helena Robert, Presidenta
Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Prof. Dr. Rubens Caram Junior
Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Prof. Dr. Emin Bayraktar
Instituição: SUPMECA/LISMA/PARIS

Campinas, 29 de agosto de 2014

Dedicatória

Dedico este trabalho, primeiramente e de maneira muito especial, à minha mãe Maria das Graças Marques Nascimento, pelo seu modo único de apoiar minhas decisões, pelo amor e dedicação dispensada à nossa família, sendo ela a motivação maior de minhas buscas. Dedico, ainda, a minha noiva Lygia Maria Policarpio Ferreira, a minha sobrinha Karen Juliana Souza Azevedo e a todos os meus familiares e amigos.

Agradecimentos

Agradeço as pessoas que contribuíram para a conclusão deste trabalho e presto a elas minha homenagem:

A Professora Dra. Maria Helena Robert, pela orientação, pelas oportunidades concedidas e pelos ensinamentos.

Ao Professor Dr. Emin Bayraktar , pelos ensinamentos e pela amizade.

Ao Professor Dr. Rubens Caram Júnior, pelos ensinamentos, pela disponibilização de seu laboratório e equipamentos sempre que solicitados.

Ao Professor Dr. Davorin Kramar, pela parceria e ajuda na realização de parte dos experimentos deste trabalho.

A minha mãe Maria das Graças Marques Nascimento, meu maior exemplo de amor, dedicação e simplicidade.

Ao meu pai Eulando Azevedo Nascimento, pelos ensinamentos de vida.

Aos meus irmãos Eumara Marques Nascimento, Eulando Azevedo Nascimento Júnior, Érica Marques Nascimento e Éder Marques Nascimento, por todo apoio e união.

A minha sobrinha Karen Juliana Souza Azevedo, por toda sua força.

A minha noiva Lygia Maria Policarpio Ferreira, pelo amor, força, coragem, dedicação, persistência, paciência, apoio e por fazer parte da minha vida.

Aos amigos do laboratório de Fundição e Soldagem: Fabio Gatamorta e Claudomiro pelos momentos de descontração e ajuda na execução dos trabalhos em laboratório.

“Não sei se a vida é curta ou longa para nós, mas sei que nada do que vivemos tem sentido se não tocarmos o coração das pessoas.”

(Cora Coralina)

RESUMO

Este trabalho analisa a influência de tratamentos de solubilização e envelhecimento na estrutura e propriedades de compósitos de baixa densidade de matriz da liga AA7075 reforçada com partículas cerâmicas porosas de cinasita ($\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3$) ou vermiculita ($\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}$), produzidos por tixoconformação. Foram empregadas as condições de tratamento: solubilização a 470°C por 12 horas e envelhecimento a 170°C por 24 horas. Os materiais produzidos foram caracterizados nas condições tixoconformada, solubilizada e envelhecida. Nos compósitos no estado tixoconformado foram analisadas a densidade e a usinabilidade em processo de corte por jato de água abrasivo (AWJM), para determinação do Número de Usinabilidade (N) de cada tipo de compósito. Os compósitos foram também analisados quanto à sua microestrutura (por MO e MEV), a distribuição dos principais elementos de liga (Zn, Mg e Cu) na matriz metálica, a microdureza da matriz metálica, o comportamento mecânico sob compressão semi-estática e compressão dinâmica (impacto) nas três condições citadas. Resultados mostraram que os compósitos produzidos apresentam, no estado tixoconformado, densidades relativas da ordem de 0,5 e número de usinabilidade por jato abrasivo (N) cerca de 20% superior ao da liga sem reforço. Quanto ao efeito do tratamento térmico na microestrutura dos compósitos, os resultados mostraram que a solubilização nas condições testadas não promovem total solubilização das fases secundárias, devido à sua presença como contornos grosseiros na estrutura tixoconformada; e que o envelhecimento promoveu a formação de precipitados finos dispersos na matriz. Como resultado destas alterações microestruturais foram observados aumentos da ordem de 35% na microdureza da matriz metálica de ambos os compósitos. Com relação ao comportamento mecânico em compressão, os compósitos mostraram comportamento característico de materiais celulares, apresentando característico platô de deformação plástica, a baixas tensões, por adensamento de poros. Como efeito dos tratamentos térmicos foram observados aumentos da ordem de 2x na tensão máxima e de 6x na tensão de platô, e cerca de 13 a 17% de redução da deformação plástica dos compósitos analisados. De modo geral os compósitos contendo cinasita apresentaram comportamento ligeiramente menos dúctil do que os contendo vermiculita.

Palavras-Chave: Tixoconformação, reforços cerâmicos porosos, compósitos de baixa densidade de matriz metálica, tratamentos térmicos, compressão.

ABSTRACT

This work analyses the influence of heat treatments (solution/ageing) in the structure and properties of low-density composites; aluminum matrix reinforced with porous ceramic particles, cinasite ($\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3$) and vermiculite ($\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}$), were produced by thixoforming process. The used conditions are: solution at 470°C for 12 hours and ageing at 170°C for 24 hours. The composites were characterized in different conditions: as thixoformed and after solution/ageing treatments. Density and machinability in abrasive jet cutting (AWJM) process of the thixoformed composites were analysed to determine the machinability number of each composite. The microstructure (OM and SEM), the distribution of the main alloying elements (Zn, Mg and Cu) in metal matrix, the hardness of the metal matrix, the mechanical behavior under semi-static compression and dynamic compression (impact) in the three conditions were analysed. Results showed that the composites in the as thixoformed condition present relative densities of 0.5 and their machinability number in abrasive jet (N) is 20% higher than the one of unreinforced alloy. As an effect of heat treatment on the microstructure of the composite, it was observed that the solubilization in the tested conditions does not promote complete solubilization of eutectic phases due its presence as coarse grain boundaries in thixoformed structure; formation of fine precipitates dispersed in the matrix was promoted by the aging treatment. As a result of these microstructural changes, the hardness of the metal matrix (for both composites) increased in 35%. The mechanical behaviour of the composites in compression was similar to the behaviour of cellular materials, presenting a characteristic plateau of plastic deformation at low-stress due pores densification. For the composites produced, as an effect of heat treatment, was observed that the maximum stress increases 2x, the plateau-stress increases 6x and plastic deformation decreases about 34%. Generally the composites containing cinasita showed less ductile behavior than those containing vermiculite.

Keywords: Thixoforming, porous ceramic reinforcements, low density metal-matrix composites, heat treatments, compression.

Lista de Figuras

Figura 2.1	Produção de materiais compósitos ao longo dos séculos (ACHIEVE NCR, 2013).....04
Figura 2.2	Expansão dos materiais compósitos e outros materiais (PADILHA 2007).....05
Figura 2.3	Classificação dos compósitos de acordo com o tipo e distribuição do material de reforço.....05
Figura 2.4	Orientação e distribuição das partículas de reforço na matriz metálica (a) fibras longas; (b) whiskers; (c) partículas (CLYNE et al., 1993).....06
Figura 2.5	Comparação entre o Módulo Elástico de materiais poliméricos, metálicos, cerâmicos e compósitos.....11
Figura 2.6	(a) Lingote de alumínio no estado semi-sólido (ACHIEVE NCR, 2013); (b) liga Al tixofundida (MO),(CHAYONG, 2005); (c) liga de Al tixofundida, mostrando a aglomeração de glóbulos (MEV), (ACHIEVE NCR, 2013).....12
Figura 2.7	Microscopia Óptica de onde é possível observar o aumento no tamanho dos glóbulos em consequência do aumento do tempo de tratamento de 12 para 35 minutos (JIANG, 2014).....14
Figura 2.8	Temperaturas (genéricas) utilizadas no tratamento de uma liga por solubilização e envelhecimento (artificial) e esquema geral da microestrutura do material no estado inicial, solubilizado, envelhecido e superenvelhecido (adaptado de Santos 2006).....17
Figura 2.9	Esquema da rede cristalina dos precipitados formados após envelhecimento de uma liga; (a) e (b) coerentes, (c) semi-coerentes e (d) incoerentes. (adaptado de <i>Handbook Of Aluminum; volume 01 – 2003</i>).....18
Figura 2.10	Uso de cortes com jatos de água em relação ao corte com plasma, laser e EDM. (adaptado de <i>flowwaterjet – 2013</i>).....23
Figura 2.11	Ação do jato de água abrasivo durante usinagem (a): (A) tubo direcionador (bico de corte); (B) jato de água abrasivo; (C) peça sendo usinada; (b) esquema representativo da cabeça de corte com tubo direcionador (bocal de corte) – (adaptado de LIU <i>et al.</i> , 2012).....24
Figura 2.12	Aspecto de superfícies cortadas por jato de água abrasivo, com os espectivos índices de qualidade. (adaptado de LIU e SCHUBERT – 2012)...29
Figura 3.1	Fluxograma geral das etapas envolvidas no desenvolvimento do trabalho.....31
Figura 3.2	Diagrama de fases do sistema binário Al-Zn em condições de equilíbrio (adaptado de <i>ASM International 2009</i>) com indicação da composição da liga estudada.....34
Figura 3.3	Detalhe do diagrama de fases do sistema Al-Zn destacando o intervalo de solidificação para a composição da liga estudada.....35
Figura 3.4	Diagrama de fases do sistema binário Al-Mg em condições de equilíbrio (adaptado de <i>ASM International 2009</i>) com indicação da composição da liga estudada.....35
Figura 3.5	Detalhe do diagrama de fases do sistema binário Al-Mg destacando o intervalo de solidificação para a composição da liga estudada.....36
Figura 3.6	Projeções de temperaturas de transformações no sistema ternário Al-Zn –	

	Mg (adaptado de <i>ASM International</i> 2009), com indicação composição da liga de trabalho (Al-6,3%Zn-2,4%Mg); (a) <i>Solidus</i> ; (b) <i>Liquidus</i> ; (c) <i>Solvus</i>3737
Figura 3.7	Microestrutura de liga (AA7075-T6) como recebida (laminada e submetida a tratamento T6).....39
Figura 3.8	Variação da fração líquida em função da temperatura para a liga AA7075 empregada no trabalho, obtida por simulação por <i>software</i> comercial (condição de Scheil). Sugestão da janela de tixoconformação (adaptado de Fonseca 2011), e destaque para a temperatura de trabalho selecionada para este trabalho.....40
Figura 3.9	Partículas de argila expandida (cinasita) utilizadas como reforço. (a) Aspecto geral após ser peneirada, com partículas entre 1,6 e 3,15mm; (b) estrutura interna da partícula.....41
Figura 3.10	Partículas de vermiculita expandida utilizadas como reforço. (a) Aspecto geral após ser peneirada, com partículas entre 1,6 e 3,15mm; (b) estrutura interna da partícula.....42
Figura 3.11	Fluxograma com a seqüência geral de etapas envolvidas no processo de produção de amostras de compósitos por tixoconformação.....	46
Figura 3.12	Aspecto geral da matriz metálica utilizada na produção de amostras de compósitos.....47
Figura 3.13	Desenho do molde de tixoconformação construído. (a) Dimensões do corpo principal (3 vistas); (b) aspecto tridimensional do molde; (c) dimensões das duas tampas laterais, com fechamento por encaixe (2 vistas); (d) dimensões da tampa móvel superior (2 vistas)48
Figura 3.14	Esquema ilustrativo do processo de tixoconformação empregado para produção de compósitos AA7075 / cinasita / vermiculita.....50
Figura 3.15	(A) Esquema de corte aplicado às amostras e (B) amostra já cortada e em destaque região utilizada para análise da microestrutura e medidas de microdureza.....50
Figura 3.16	Esquema representativo da região empregada para análise da microestrutura (distribuição de elementos de liga) e medidas de microdureza, contendo 3 linhas de 500µm de extensão cada, definidas por micro indentações.....51
Figura 3.17	Teste de compressão semi-estática, com placas paralelas e amostras com laterais livres, nos compósitos produzidos: (a) início do ensaio; (b) final do ensaio, com colapso da amostra.....54
Figura 3.18	Equipamento tipo <i>drop-test</i> utilizado nos ensaios de impacto, com torre e ponteira de impacto.....55
Figura 3.19	Ciclo completo de tratamentos térmicos aos quais foram submetidos os compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita produzidos por tixoconformação.....57
Figura 4.1	Variação da tensão aplicada x tempo durante tixoconformação para a produção de compósitos da liga AA7075 reforçada com partículas de (a) cinasita e (b) vermiculita.....59
Figura 4.2	Partícula de cinasita fraturada, com matriz metálica infiltrada na fratura durante o processo de tixoconformação.....60
Figura 4.3	Tensão máxima requerida para a produção de compósitos AA7075 / cinasita ou vermiculita por tixoconformação.....61

Figura 4.4	Aspecto geral dos compósitos produzidos por tixoconformação: (a) AA7075 / cinasita e (b) AA7075 / vermiculita.....62
Figura 4.5	Aspecto geral das seções de corte nos compósitos produzidos por tixoconformação, após corte abrasivo: (a) AA7075 / cinasita e (b) AA7075 / vermiculita.....62
Figura 4.6	Imagens típicas de planos paralelos consecutivos, em cortes transversais, obtidos por tomografia de raios X, de amostras de compósitos obtidos por tixoconformação; (a) AA7075 / cinasita; (b) AA7075 / vermiculita.....63
Figura 4.7	Valores médios de densidade, obtidos por diferentes técnicas, de compósitos AA7075 / cinasita ou vermiculita produzidos por tixoconformação.....64
Figura 4.8	Vista dos cortes retos feitos a partir de jatos de água abrasivos na liga AA7075 sem reforço e nos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita. Vista superior das amostras com corte de entrada (a) e (b) vista inferior com corte de saída do jato.....66
Figura 4.9	Superfícies de corte dos compósitos obtidas por jato abrasivo; (a) AA7075 / cinasita e (b) AA7075 / vermiculita.....67
Figura 4.10	Amostras cilíndricas produzidas por cortes com jatos de água abrasivos nos compósitos: (a) AA7075 / vermiculita e (b) AA7075 / cinasita.....68
Figura 4.11	Sugestão da influência do tipo de partícula do reforço, no corte por jato abrasivo de compósitos AA 7075 / cinasita ou vermiculita. (a) estrutura real do compósito (MEV); (b) representação esquemática da estrutura interna dos compósitos.....69
Figura 4.12	Seções de corte transversais, para retirada de corpos de prova para análise microestrutural dos compósitos AA7075 / cinasita / vermiculita produzidos.....70
Figura 4.13	Microestrutura típica do compósito AA7075/cinasita tixoconformado, nas seções A , B e C . (MO).....71
Figura 4.14	Indicação da variação do teor de eutético em um corte longitudinal de peças dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7975 / vermiculita no estado tixoconformado.....72
Figura 4.15	Microestruturas de compósitos AA7075 / cinasita, mostrando detalhes da interface entre a partícula cerâmica e a matriz metálica: (a) aspecto geral; (b) interface com boa interação; (c) interface contendo vazios (MEV).....73
Figura 4.16	Microestruturas de compósitos AA7075 / cinasita, mostrando detalhes da interface entre a partícula cerâmica e a matriz metálica: (a) aspecto geral; (b) interface com boa interação; (c) interface contendo vazios (MEV).....75
Figura 4.17	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados.Condição tixoconformada. LINHA 1.....76
Figura 4.18	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados.Condição tixoconformada. LINHA 2.....77
Figura 4.19	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasita e resultado geral do teor dos principais	

	elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixoconformada. LINHA 3.....	...78
Figura 4.20	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixoconformada. LINHA 1.....	...81
Figura 4.21	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixoconformada. LINHA 2.....	...82
Figura 4.22	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixoconformada. LINHA 3.....	...83
Figura 4.23	Microestrutura típica do compósito AA7075 / cinasita, após solubilização – região central (seção B) da amostra. (MO).....	85
	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 1...	...88
Figura 4.25	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 2...	89
Figura 4.26	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 3...	...90
Figura 4.27	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 1...	...91
Figura 4.28	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 2...	...93
Figura 4.29	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 3...	...94
Figura 4.30	Microestrutura típica do compósito AA7075 / cinasita, após envelhecimento – região central (seção B) da amostra. (MO).....	...95
Figura 4.31	Diagrama tempo-temperatura para tratamento de envelhecimento de ligas AA7075. Indicação do tratamento empregado no trabalho (170°C/24h). Adaptado de Handbook of Aluminum, vol. 1, 2003.....	...96
Figura 4.32	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição envelhecida. LINHA 1....	...97
Figura 4.33	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição envelhecida. LINHA 2....	...98
Figura 4.34	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasita e resultado geral do teor dos principais	...99

	elementos de liga nos pontos indicados. Condição envelhecida. LINHA 3....	
Figura 4.35	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição envelhecida. LINHA 1....	..101
Figura 4.36	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada e envelhecida. LINHA 2.....	..102
Figura 4.37	Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada e envelhecida. LINHA 3.....	..103
Figura 4.38	Valores médios de microdureza Vickers (HV) dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita, em diferentes condições.....	..105
Figura 4.39	Curvas típicas de tensão <i>versus</i> deformação em ensaios de compressão semi-estática, de compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita nas condições: (a) tixoconformada, (b) solubilizada e (c) envelhecida.....	..107
Figura 4.40	Curvas típicas de tensão <i>versus</i> tempo em ensaios de compressão dinâmica, de compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita nas condições: (a) tixoconformada, (b) solubilizada e (c) envelhecida.....	..111
Figura 4.41	Microestruturas típicas e distribuição de elementos de liga de compósito AA7075 / cinasita nas condições: (a) tixoconformada; (b) solubilizada e (c) envelhecida.....	..114
Figura 4.42	Resultados gerais de testes de compressão dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita nas condições tixoconformada, solubilizada e envelhecida. a, b: tensão máxima (σ_{max}) e tensão de platô (σ_{pl}), respectivamente; 1 e 2: testes de compressão semi-estática e dinâmica, respectivamente.....	..115
Figura 4.43	Amostras dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita, na condição envelhecida, após os ensaios de compressão: (a) semi-estático e (b) dinâmico.....	..117

Lista de Tabelas

Tabela 2.1	Tratamentos térmico adotados pela <i>Aluminum Association</i> para ligas de alumínio.....	19
Tabela 2.2	Comparação entre corte com jato de água com cortes com plasma, laser e EDM.....	23
Tabela 2.3	Classificação de alguns abrasivos.....	25
Tabela 2.4	Níveis de qualidade das superfícies geradas por corte com jato de água abrasivo.....	28
Tabela 2.5	Número de usinabilidade (N) de alguns materiais.....	29
	Tabela 3.1: Propriedades e algumas características da liga Al AA7075-T6...	32
Tabela 3.2	Composição química da liga de alumínio AA7075 conforme designação AA (<i>Aluminum Association</i>).	33
Tabela 3.3	Composição química da liga de alumínio AA7075 empregada no trabalho...	33
Tabela 3.4	Temperaturas $T_{solidus}$, $T_{liquidus}$ e T_{solvus} da liga AA7075 empregada.....	40
Tabela 3.5	Composição química típica da cinasita, fornecida pelo fabricante.....	42
Tabela 3.6	Características físicas da cinasita, fornecidas pelo fabricante.....	42
Tabela 3.7	Composição típica da vermiculita.....	44
Tabela 3.8	Características físicas da vermiculita expandida.....	44
Tabela 4.1	Valores de tensão máxima requerida para a produção de compósitos AA7075 / cinasita ou vermiculita por tixoconformação.....	60
Tabela 4.2	Valores médios de densidade, obtidos por diferentes técnicas, de compósitos AA7075 / cinasita ou vermiculita produzidos por tixoconformação.....	64
Tabela 4.3	Valores obtidos para o número de usinabilidade dos compósitos produzidos	68
Tabela 4.4	Valores de I_D (%máx/%mín) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / cinasita no estado tixoconformado.....	79
Tabela 4.5	Valores de I_D (%máx/%mín) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / vermiculita, no estado tixoconformado.....	84
Tabela 4.6	Valores de I_D (%max/%min) para os principais elementos de eliga no compósito AA7075 / cinasita após tratamento de solubilização.	87
Tabela 4.7	Valores de I_D (%max/%min) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / vermiculita após tratamento de solubilização.....	91
Tabela 4.8	Valores de I_D (%max/%min) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / cinasita após tratamento de envelhecimento.....	100
Tabela 4.9	Valores de I_D (%max/%min) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / vermiculita após tratamento de envelhecimento.....	104
Tabela 4.10	Valores médios de microdureza Vickers (HV) obtidos para os compósitos produzidos, nas condições tixoconformada, solubilizada e envelhecida.....	105
Tabela 4.11	Valores médios de σ_{max} e σ_{pl} e % d_D em ensaios de compressão semi-estática, dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita em diferentes condições.....	109
Tabela 4.12	Valores médios de σ_{max} e σ_{pl} em ensaios de compressão dinâmica, dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita em diferentes condições.....	112

Lista de Equações

Equação 2.104
-------------	-------	-------

Sumário

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 Introdução.....	01
1.2 Objetivos.....	03

2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1 Materiais compósitos.....	04
2.2. Materiais compósitos de matriz metálica (CMM) com reforço cerâmico: Processos de fabricação.....	06
2.2.1. Processamento do metal no estado líquido.....	07
2.2.2. Processamento do metal no estado sólido.....	07
2.2.3. Processamento do metal no estado semi-sólido.....	08
2.3. Interface dos materiais que constituem o compósito.....	09
2.5. Principais propriedades e aplicações dos compósitos de matriz metálica.....	10
2.5.1. Propriedades.....	10
2.6. Tecnologia de semi-sólidos.....	11
2.6.1. Conceitos gerais.....	11
2.6.2. Mecanismo de obtenção de pastas tixotrópicas: Fusão Parcial Controlada.....	13
2.6.3. Tratamentos térmicos de ligas de alumínio	16
2.6.4 Tratamento térmico da liga AA7075.....	20
2.6.5. Corte por jato de água abrasivo (<i>AWJM - abrasive water jet machining</i>).....	22
2.6.6. Determinação do Número de Usinabilidade (<i>N</i>)	26

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais.....	32
3.1.1 Liga AA7075.....	32
A. Considerações gerais.....	32
B. Composição química da liga.....	33
C. Diagramas de fases do sistema Al-Zn-Mg-Cu.....	34
D. Microestrutura da liga como recebida.....	38
E. Tixofornabilidade da liga AA7075.....	39
3.2 Reforços cerâmicos empregados.....	41
A. Reforço cerâmico 1: argila expandida (cinasita)	41
B. Reforço cerâmico 2: vermiculita expandida (vermiculita)	43
3.2 Métodos.....	45
3.1.2 Produção de compósitos por tixoconformação.....	45
A. Equipamentos e ferramental.....	45
A.1 Equipamentos.....	45
A.2 Molde de tixoconformação.....	46
B. Operação de tixoconformação.....	49
C. Densidade.....	51
D. Microestrutura.....	52
E. Microdureza na matriz metálica.....	52

F. Propriedades mecânicas em compressão.....	53
F.1 Ensaios mecânicos de compressão semi-estática.....	53
F.2. Ensaios mecânicos de impacto (compressão dinâmica)	54
G. Ensaios de corte por jato de água abrasivo (<i>AWJM - abrasive water jet machining</i>).....	55
H. Determinação do Número de Usinabilidade (<i>N</i>)	56
3.2.3 Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.....	57
3.2.4 Análise do efeito do tratamento térmico.....	58
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	
4.1.Considerações gerais sobre o processo de tixoconformação dos compósitos.....	58
4.2.Produtos obtidos – caracterização física	61
4.2.1 Aspecto geral e qualidade interna dos compósitos produzidos.....	61
4.2.3 Densidade	63
4.3 Produtos obtidos – caracterização da usinabilidade por jato abrasivo	65
4.3.1 Aspectos gerais.....	65
4.3.2 Número de usinabilidade.....	66
4.4 Efeito de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.....	70
4.4.1.Na microestrutura da matriz metálica.....	70
A. Condição tixoconformada	70
B. Condição: material após solubilização.....	84
C. Condição: material após envelhecimento.....	95
4.4.2 Na microdureza da matriz metálica.....	105
4.4.3 No comportamento mecânico em compressão semi-estática, dos compósitos.....	106
4.4.4 No comportamento em compressão dinâmica (impacto), dos compósitos.....	110
4.5.5 Resumo geral sobre o efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na microestrutura e propriedades dos compósitos AA7075/cinasita e AA7075/vermiculita produzidos por tixoconformação	113
5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS	
5.1 Conclusões.....	117
5.2 Sugestões para trabalhos futuros	120
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	121
ANEXOS.....	127

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 Introdução

As formas de obtenção e utilização dos diversos tipos de materiais, somadas à busca de técnicas de aprimoramento e aplicação, por muito tempo têm determinado a evolução de diversas sociedades no mundo. Perceber a disponibilidade e saber onde se pode aplicar um determinado material, aproveitando ao máximo suas potencialidades, tem permitido o desenvolvimento de novas tecnologias pelas diversas áreas do conhecimento e tem se mostrado fundamental à evolução humana.

Muitos materiais passaram a ser reconhecidos, estudados e aplicados mais recentemente. Mesmo materiais mais antigos ou tidos como tradicionais, são hoje produzidos mediante um conhecimento tecnológico que avança a cada dia.

Nas engenharias, de um modo geral, é crescente a necessidade de produzir e utilizar materiais com melhores propriedades sejam elas químicas, físicas, térmicas, elétricas, mecânicas, entre outras, e que atendam as necessidades atuais. Propriedades mecânicas como densidade, resistência à abrasão, à tração, à compressão, são geralmente melhoradas durante o desenvolvimento de novos materiais, bem como a dureza.

Dentre os novos materiais descobertos e estudados, destacam-se os materiais compósitos, que são formados pela adição de dois ou mais materiais de distintas naturezas, resultando em um novo material que associa as propriedades de ambos os constituintes.

São conhecidos diversos tipos de materiais compósitos; entretanto, aqueles produzidos a partir de uma liga metálica com partículas cerâmicas como reforço têm encontrado crescente aplicação em diversos setores da engenharia. Dentre estes materiais, os compósitos de matriz metálica de ligas de alumínio com reforços cerâmicos de diversos tipos como SiC, Al₂O₃, AlN, entre outros, podem ser destacados como os mais empregados; produtos com elevada rigidez associada a reduzida densidade, alta resistência à solicitações mecânicas associada a reduzido peso, elevada resistência ao desgaste associada a alta ductilidade, etc, só para citar algumas possibilidades, podem ser fabricados pela combinação de ligas metálicas com reforços cerâmicos.

Nas últimas décadas foram apresentadas diversas variedades destes materiais, entre as quais estão incluídos os compósitos de baixa densidade, de matriz metálica com reforços cerâmicos porosos. Estes materiais apresentam, além das características inerentes aos compósitos, estrutura interna e propriedades semelhantes às de materiais celulares, ou espumas e esponjas metálicas, ou seja, apresentam densidade relativa da ordem de 0,5 ou menos, grande capacidade de deformação plástica em compressão, capacidade de isolamentos acústico e térmico, entre outras características inerentes a materiais porosos.

A obtenção de materiais com melhores propriedades aliada a baixos custos são fatores que influenciam na busca de novas alternativas de produção. Uma opção para o preenchimento de requisitos de uma engenharia de baixo custo na produção de compósitos de baixa densidade é o emprego de matéria prima de baixo custo associada a processo de fabricação com baixa demanda energética. Neste trabalho, o cumprimento destes requisitos é buscado pelo emprego de partículas cerâmicas porosas de baixo custo e alta disponibilidade no mercado (cinasita e vermiculita) e o emprego de processo de fabricação por tixoconformação, no qual baixos insumos energéticos são requeridos.

O emprego da tixoconformação resulta em produtos onde a estrutura da matriz metálica se apresenta com morfologia globular e grande parte dos elementos de liga combinados em fases secundárias presentes como espessas regiões interglobulares. Eutéticos são também comumente encontrados no interior de glóbulos, como resultado da solidificação de regiões ocupadas por poças de líquido retido entre ramos dendríticos no processo de globularização da estrutura a altas temperaturas. A presença de fases secundárias grosseiras pode resultar em deficientes propriedades em materiais tixoconformados.

Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento podem, portanto, ser requeridos para a melhoria do comportamento mecânico de materiais em geral obtidos por tixoconformação, incluindo compósitos de qualquer tipo, de baixa densidade ou não, obtidos por este processo.

O emprego da tixoconformação resulta em produtos *near net shape*; no entanto, eventualmente o produto requer algum tipo de pós-processamento como corte, melhoria de qualidade superficial, etc. fornecidos por processos de usinagem. No caso de compósitos de baixa densidade contendo partículas porosas em seu interior, a usinagem convencional não é adequada, devido ao aumento da abrasão pela presença de partículas cerâmicas e à possibilidade de colapso destas partículas porosas com as elevadas tensões mecânicas geradas no processo, levando ao

amassamento do material. Uma alternativa de usinagem a ser investigada é o emprego de jatos de água abrasivos (AWJM); o processo apresenta, entre outras vantagens, baixas intervenções mecânicas no material durante o processo.

1.2 Objetivos

O trabalho tem como objetivo geral contribuir para o desenvolvimento de novos materiais empregando uma filosofia de engenharia de baixo custo, focando seu interesse em um tipo específico de compósito - compósitos de baixa densidade, de matriz metálica da liga AA7075 reforçada com partículas cerâmicas porosas de baixo custo e alta disponibilidade no mercado (cinasita - $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3$ e vermiculita - $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}$), produzidos por processo de tixoconformação.

São objetivos específicos do trabalho:

- a produção, por processo de tixoconformação, de compósitos de baixa densidade de matriz da liga de alumínio AA7075 (AlZnMgCu) reforçada com partículas cerâmicas porosas de cinasita ($\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3$) ou vermiculita ($\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}$), e caracterização do produto;
- a análise da usinabilidade, por processo de jato abrasivo, dos compósitos produzidos;
- a análise do efeito de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, na estrutura da matriz metálica dos compósitos;
- a análise do efeito de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, sobre as propriedades mecânicas dos compósitos (comportamento dos compósitos em compressão semi-estática e compressão dinâmica - impacto) e micro-dureza da matriz metálica.

2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1 Materiais compósitos

Em uma definição geral, compósitos são materiais constituídos de duas estruturas básicas: a matriz, que pode ser cerâmica, polimérica ou metálica e o reforço, em geral, um material mecanicamente mais resistente que a matriz. O material de reforço empregado tem a função de agregar à matriz, melhorias de propriedades mecânicas, eletromagnéticas, químicas e etc., (HARRIS *et al.*, 1999; PRAMANIK *et al.*, 2006; ASM METALS HANDBOOK, 2008). O estudo de materiais compósitos surgiu em resposta às diversas necessidades de mercado, as quais passaram a exigir materiais muito específicos para as mais diversas aplicações (PRAMANIK *et al.*, 2006). Os materiais compósitos passaram a suprir necessidades e/ou agregar valores a produtos e equipamentos nos mais variados setores da indústria onde as propriedades inerentes aos materiais cerâmicos, poliméricos e metálicos já não conseguiam atender de forma satisfatória.

Apenas há poucos anos, a fabricação dos materiais compósitos atingiu o ápice no que se refere ao desenvolvimento de técnicas de processamento, no entanto, de acordo com a literatura (PADILHA, 2007; PRABU *et al.*, 2008; GOPALAKANNAN *et al.*, 2012; KUMAR *et al.*, 2013), materiais compósitos primitivos foram introduzidos (mesmo que em pequena escala) alguns séculos AC, como pode ser observado na Figura 2.1.

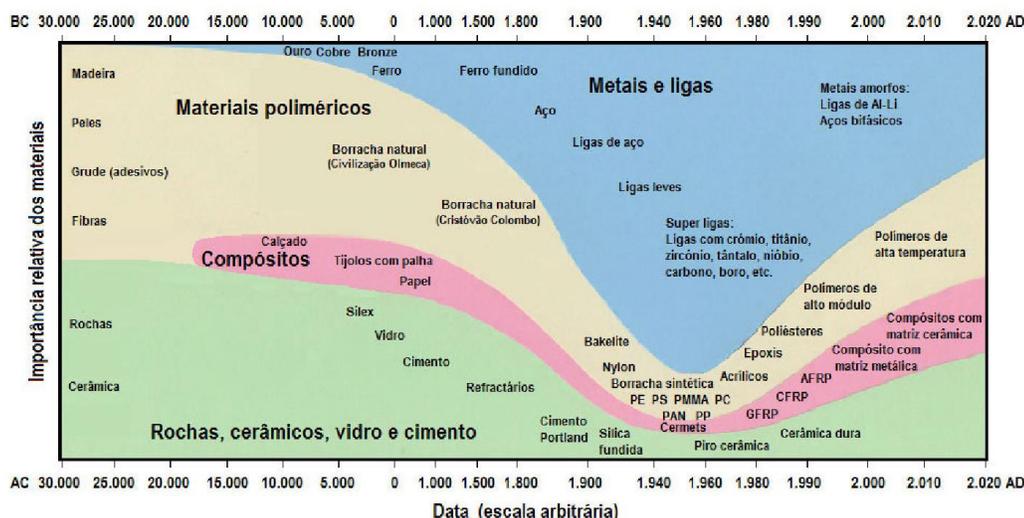


Figura 2.1.: Produção de materiais compósitos ao longo dos séculos (ACHIEVE NCR, 2013).

A Figura 2.2 apresenta o índice de expansão na fabricação desses materiais e faz uma sucinta comparação com demais materiais (metálicos e polímeros).

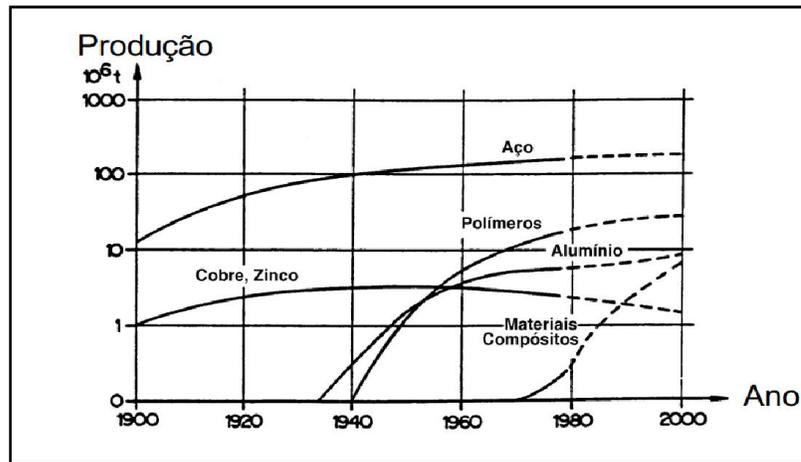


Figura 2.2. Expansão dos materiais compósitos e outros materiais (PADILHA 2007).

Os compósitos são classificados e sub-classificados de diversas maneiras, porém a classificação mais comum é feita de acordo com o tipo e geometria das partículas de reforço, onde são classificados como compósitos fibrosos e compósitos particulados (SUH *et al.*, 2009); dentro de cada um desses dois ramos, existe uma sub-classificação mais abrangente, de acordo com outros aspectos. A Figura 2.3 apresenta a classificação dos compósitos, considerando aspectos mais abrangentes. A Figura 2.4, por sua vez, apresenta um esquema de classificação morfológica a partir da disposição do material de reforço.

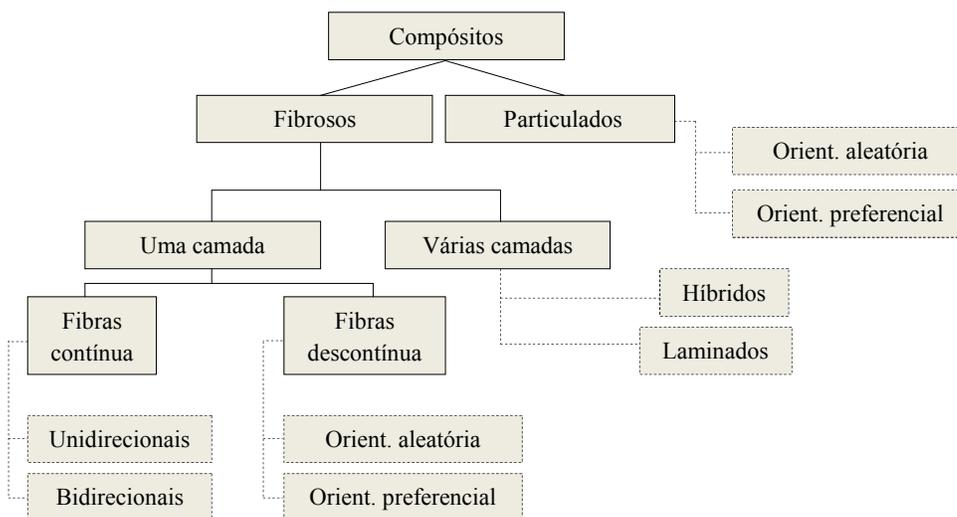


Figura 2.3: Classificação dos compósitos de acordo com o tipo e distribuição do material de reforço.

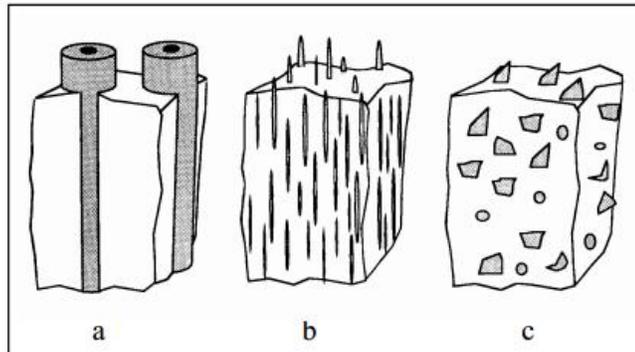


Figura 2.4.: Orientação e distribuição das partículas de reforço na matriz metálica (a) fibras longas; (b) whiskers; (c) partículas (CLYNE *et al.*, 1993).

2.2. Materiais compósitos de matriz metálica (CMM) com reforço cerâmico: Processos de fabricação

Compósitos de matriz metálica envolvem a matriz (metálica) reforçada com partículas cerâmicas, poliméricas ou em alguns casos com partículas também metálicas que predisõem de propriedades mecânicas superiores as do elemento que constitui a matriz. O que, de modo geral, difere um CMM de uma liga metálica com duas ou mais fases é o modo de obtenção. Uma liga metálica é comumente obtida por uma mistura mecânica de fases, enquanto que o compósito de matriz metálica se dá por solidificação ou reação no estado sólido (GOMES, 1998).

Os CMMs mais comuns apresentam particulado de reforço cerâmico, devido a grande parte dos materiais pertencentes a este grupo atribuir a matriz metálica propriedades como temperatura de trabalho mais elevada, maior resistência à abrasão, maior rigidez ou resistência específica, maior condutividade térmica, etc. As frações volumétricas de reforço dependem fortemente do processo de fabricação e das propriedades desejadas.

Os primeiros estudos da fabricação de CMMs reforçados com particulado cerâmico envolveram a disposição de particulado de Al_2O_3 , com partículas de pequenas dimensões ($50 \mu m$) em matriz de alumínio (KUMAR *et al.*, 2013). A partir daí, diversos outros particulados cerâmicos foram alvos de estudos visando a obtenção de um compósito de alta qualidade e propriedades mecânicas desejáveis.

Muitas técnicas de processamento tem sido estudadas ao longo das últimas décadas em um esforço constante cujo principal objetivo é otimizar a estrutura e conseqüentemente as propriedades dos compósitos fabricados (IBRAHIM, 1991). Os métodos de fabricação de compósitos podem ser agrupados de acordo com a temperatura alcançada pelo metal durante o processo de fabricação, desta forma o processamento pode ser dividido em três categorias: processamento no estado líquido, processamento no estado sólido e processamento no estado semi-sólido (IBRAHIM, 1991).

2.2.1. Processamento do metal no estado líquido

Um dos mais antigos métodos de fabricação de materiais compósitos por via líquida é a adição de particulado cerâmico ao metal líquido seguido de agitação do banho para homogeneização do particulado e boa dispersão na matriz metálica. No entanto, algumas dificuldades são comumente notadas, entre elas: aglomeração de partículas cerâmicas em algumas regiões durante a agitação, segregação de fase secundária na matriz metálica, grande possibilidade de reações interfaciais que desfavoreçam as propriedades do compósito e fratura de partículas cerâmicas durante a agitação mecânica, entre outras.

2.2.2. Processamento do metal no estado sólido

A fabricação de compósitos via metal sólido pode envolver várias etapas, previamente determinadas pela rota de processamento escolhida. A rota de fabricação de compósitos via metal sólido mais utilizada é a metalurgia do pó. A metalurgia do pó consiste na mistura de constituintes seguida da compactação para por fim atingir a etapa final: sinterização. A sinterização pode ou não envolver a fusão de uma das fases presentes metálicas (SUK-JOONG e KANG, 2005).

No entanto, este processo também apresenta inúmeras limitações, entre elas estão o alto custo do ferramental e o tamanho e formato limitado das peças. Em geral, peças produzidas via metal sólido (metalurgia do pó) tendem a apresentar elevada porosidade que pode estar relacionada à compactação, a temperatura, ao tempo de sinterização ou ao tamanho e forma das partículas do pó, etc.

2.2.3. Processamento do metal no estado semi-sólido

Dentre os processos que, até então, destacam-se na fabricação de compósitos de matriz metálica estão o processo de tixofundição e a reofundição. A alguns anos muitos estudos foram realizados com o objetivo de otimizar processos de fabricação utilizando a tecnologia de semi-sólido (ROGAL, 2013).

O Método Vórtex, já amplamente estudado foi considerado um método de fabricação de compósitos relativamente satisfatório, no entanto, dentre as várias limitações verificadas para esse processo, está o fato de que a disposição de particulado de reforço torna-se ineficiente para teores maiores que 15% devido a aglomeração de partículas, principalmente quando as partículas de reforço apresentam baixo ângulo de molhamento (SEVIK, 2006).

Bahr (2011) e Fonseca (2011) fabricaram, com sucesso, compósitos de baixa densidade através de técnicas de tixoinfiltração e tixoconformação, processo no qual a liga de alumínio no estado semi-sólido foi tixoinfiltrada e tixoconformada em partículas soltas de argila expandida (vermiculita e cinasita).

Para Atkinson (2004), no que se refere as desvantagens, entre as principais está a dificuldade de controle da faixa de temperaturas para trabalho, principalmente para ligas com estreitos intervalos de solidificação; outra desvantagem do processo de tixoconformação é o elevado custo da matéria-prima.

2.3. Interface dos materiais que constituem o compósito

A interface entre quaisquer duas fases pode ser definida como uma superfície de contato onde ocorre algum grau de descontinuidade, podendo esta ser abrupta ou gradual. A interface é o local onde alguns parâmetros dos materiais, tais como concentração de um elemento, módulo elástico, densidade e coeficiente de expansão térmica mudam de um lado para o outro (FREITAS, 2007).

A resposta a solicitações mecânicas de materiais compósitos depende em grande parte da interface formada entre a matriz e o reforço (ROMANOVA *et al.*, 2009). Todas as propriedades mecânicas dos compósitos dependem substancialmente da microestrutura final obtida (MISHNAEVSKY *et al.*, 2004).

A eficiência apresentada pela interface formada (interface matriz/reforço) determina o nível de resistência mecânica, pois essa interface está diretamente relacionada à transferência de tensões da matriz para o reforço. Se não há coesão na interface, poderá haver propagação de trincas no momento da aplicação de tensões.

A coesão na interface das partículas com a matriz envolve uma ou mais das seguintes ligações: mecânica, física, química (na interface) e ligações múltiplas (BAHAR, 2011). Na ligação mecânica, o mecanismo envolve a atuação de um elevado coeficiente de atrito na interface. No caso da ligação física, o mecanismo depende da atuação de forças secundárias (Van der Waals) que atuam na interface matriz/reforço. Para a ligação química do tipo primária na interface, o mecanismo que leva a interfaces altamente ligadas ou estáveis, caracterizadas por sua força de ligação e sua baixa energia livre; esse tipo de ligação pode conferir fragilidade ao compósito. Em relação as ligações múltiplas são, em geral, obtidas por efeito de solução sólida, quando há solubilidade parcial entre os componentes.

2.5. Principais propriedades e aplicações dos compósitos de matriz metálica

2.5.1. Propriedades

As propriedades dos CMMs dependem de inúmeros fatores como: propriedades e fração volumétrica dos componentes individuais, distribuição e dispersão da fase de reforço, tamanho e forma do reforço e da interação entre as fases constituintes (interface formada). Dentre as principais propriedades discutidas e avaliadas em materiais compósitos estão: propriedades térmicas, elétricas, mecânicas e eletromagnéticas (dependendo fortemente da aplicação desses materiais compósitos).

As propriedades mecânicas são indiscutivelmente de extrema importância quando se deseja fabricar materiais compósitos de elevada resistência e baixa densidade. Essas propriedades dependem das propriedades individuais dos materiais envolvidos, no entanto, o reforço tende a elevar o módulo de elasticidade e a dureza do compósito, principalmente em CMMs onde a matriz é constituída por ligas de alumínio, titânio ou cobre (MATTHEUS, RAWLINGS, 1999). Contrariamente, propriedades como tenacidade e ductilidade tendem a reduzir com o aumento do teor de reforço (TAYA, 1991).

Mesmo que em pequena quantidade, o particulado de reforço pode conferir ao compósito um comportamento mecânico muito melhor que o previamente apresentado pelo metal/liga não reforçado (ISSAM e JAIHAM, 2005). A Figura 2.5 apresenta uma comparação entre o Módulo Elástico de materiais poliméricos, metálicos e cerâmicos.

As propriedades mecânicas dos compósitos podem variar abruptamente de acordo com alguns parâmetros como, por exemplo: teor e geometria do material de reforço, ângulo de molhamento (em caso de sinterização com fase líquida), tensões superficiais das fases e da interface formada (QING *et al.*, 2014), homogeneidade de distribuição do reforço na matriz (SEVIK *et al.*, 2006), entre outros.

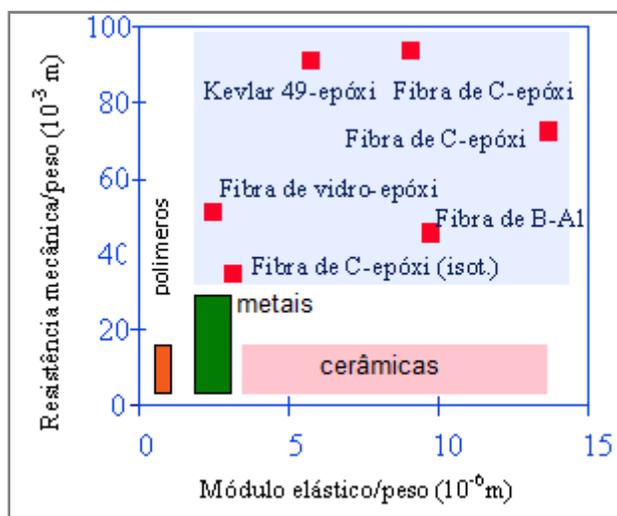


Figura 2.5: Comparação entre o Módulo Elástico de materiais poliméricos, metálicos, cerâmicos e compósitos.

2.6. Tecnologia de semi-sólidos

Materiais compósitos são largamente produzidos a partir de técnicas que visam a obtenção de produtos semi-acabados (*near net shape*), (DING *et al*, 2005). A tecnologia de semi-sólido, que tão fielmente incorpora essa política vem, cada vez mais, ganhando espaço e se destacando frente a processos de fundição convencional (HASSAS-IRANI, 2013).

2.6.1. Conceitos gerais

A tecnologia de semi-sólidos, hoje conhecida, teve origem a partir de pesquisas iniciadas nos anos 70 no Massachusetts Institute of Technology (M.I.T.) sobre o comportamento reológico de ligas Estanho/Chumbo durante sua solidificação, para diferentes frações de sólido. Concluiu-se, nesse estudo que a imposição de uma agitação à liga durante seu resfriamento resultava em uma estrutura composta de partículas esféricas, e não a estrutura convencional de morfologia dendrítica (SPENCER, 1972).

Medidas da tensão de cisalhamento feitas em ligas pastosas que apresentavam sólido com esta morfologia já tinham mostrado um pequeno aumento da tensão com a diminuição da temperatura, mesmo quando uma significativa quantidade de sólido já havia sido formada (METZ e FLEMINGS, 1970). A viscosidade é, portanto, o principal parâmetro para o estudo do processamento de ligas metálicas no estado semi-sólido (NAFISI, 2004).

A tecnologia de semi-sólidos leva em consideração a fabricação de pastas tixotrópicas caracterizadas pela mistura de partículas sólidas globulares interconectadas e envolvidas em meio líquido. Nesse sentido, parâmetros como a temperatura empregada e o tempo de processo, assim como a taxa de cisalhamento são fatores de grande importância para o processo de obtenção da pasta tixotrópica com qualidade aceitável (BOLOURI *et al.* 2012).

São apresentados na Figura 2.6 (a), (b) e (c) a imagem de um lingote de alumínio no estado semi-sólido, imagem obtida por Microscopia Óptica apresentando microestrutura tipicamente globular obtida após tratamento de globularização e imagem obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura apresentando aglomeração de glóbulos de uma pasta tixotrópica, respectivamente.

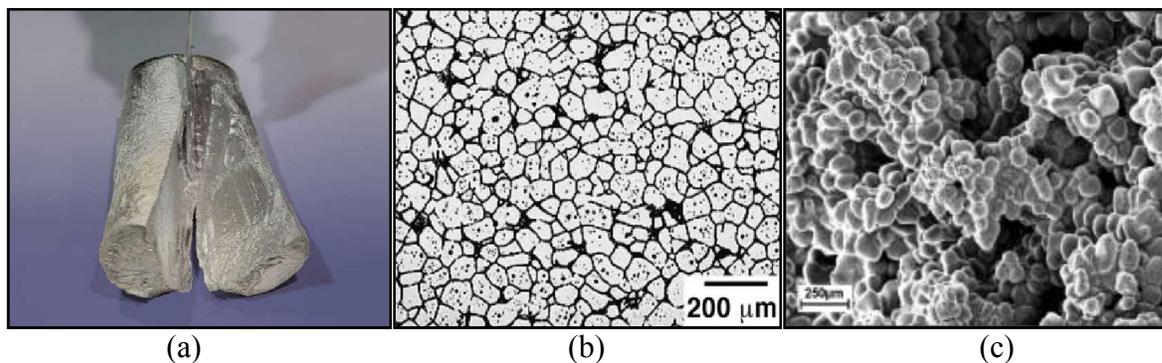


Figura 2.6: (a) Lingote de alumínio no estado semi-sólido (ACHIEVE NCR, 2013); (b) liga Al tixofundida (MO),(CHAYONG, 2005); (c) liga de Al tixofundida, mostrando a aglomeração de glóbulos (MEV), (ACHIEVE NCR, 2013).

Algumas vantagens inerentes a utilização da tecnologia de semi-sólidos, são apresentadas a seguir:

- a) **Redução dos custos do processo:** em virtude da maior eficiência energética atribuída a realização do processo de fabricação a temperaturas inferiores as usualmente aplicadas na fundição (KOPP, 2002); Redução dos custos com o aumento da vida útil do ferramental utilizado, já que são utilizadas temperaturas relativamente mais baixas (SILVA, 2004),

- b) **Possibilidade de fabricação de peças com geometria complexa:** em virtude da viabilidade de redução do número de etapas de conformação, possibilitando a fabricação de peças *near net shape* (ATKINSON, 2004; DING *et al.*, 2005);
- c) **Fabricação com sucesso de materiais compósitos:** devido a facilidade de adição de partículas para a fabricação de compósitos se comparada a adição de partículas em meio líquido. (FLEMINGS, 2000; CURLE e IVANCHEV, 2010).
- d) **Melhora das propriedades, de modo geral:** Grãos com áreas reduzidas podem ser obtidos através da tecnologia de semi-sólido; algumas ligas apresentam um aumento da densidade em razão da redução de porosidade - ligas da série 7XXX (GUO *et al.*, 2010).

Além dos pontos apresentados anteriormente, ainda são apontadas como vantagens ao processamento no estado semi-sólido, as taxas de produtividade similares ou superiores às encontradas para fundição sob pressão, e qualidade superficial apropriada para a eletrodeposição. (ATKINSON, 2005).

2.6.2. Mecanismo de obtenção de pastas tixotrópicas: Fusão Parcial Controlada (FPC)

A produção de pastas tixotrópicas consiste basicamente na modificação da morfologia da microestrutura dendrítica, deformada ou refinada para a globular. O método de obtenção da pasta tixotrópica é um importante parâmetro de processo, pois dependendo do método empregado, diferentes tamanhos de glóbulos e diferentes frações de fase líquida são obtidas (KOPP, 2009 BOLOURI *et al.*, 2012).

A Fusão Parcial Controlada (FPC) é uma das técnicas utilizadas para a produção de pastas tixotrópicas a partir de ligas no estado sólido (processo utilizado neste trabalho). O processo de FPC envolve a fusão de fases secundárias (podendo haver fusão de alguma porcentagem da fase primária) e globularização da fase primária em meio líquido através de fenômenos naturais de engrossamento. Para a realização do processo de Fusão Parcial Controlada (FPC), alguns parâmetros principais de controle são necessários, entre eles:

- Condição da estrutura da matéria-prima inicial (deformada, com grãos alongados; dendrítica, etc.);
- Temperatura de tratamento (temperatura na qual obtêm-se a pasta tixotrópica);
- Tempo de tratamento térmico (tempo necessário para a globularização);
- Taxa de aquecimento até atingir a temperatura de semi-sólido.

A temperatura de aquecimento até a temperatura de tratamento (semi-sólido) e o tempo de permanência a esta temperatura, são fundamentais para as transformações estruturais necessárias para a obtenção da pasta tixotrópica (BOLOURI *et al.*, 2012).

Baixas taxas de aquecimento e longo tempo à temperatura de globularização podem levar ao crescimento exagerado dos glóbulos da pasta, dependendo da condição da matéria-prima inicial (ATKINSON *et al.*, 2008). A Figura 2.7 apresenta imagens obtidas por Microscopia Óptica onde é possível observar o aumento no tamanho dos glóbulos em consequência do aumento do tempo de tratamento de 12 para 30 minutos (microestrutura inicial: deformada) (JIANG, 2014).

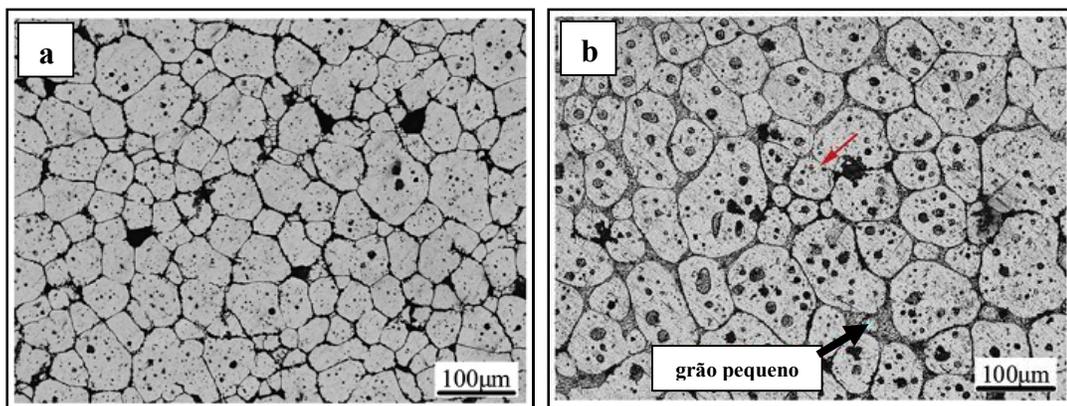


Figura 2.7: Microscopia Óptica de onde é possível observar o aumento no tamanho dos glóbulos em consequência do aumento do tempo de tratamento de 12 para 35 minutos (adaptado de JIANG, 2014).

Os processos de FPC podem ser divididos em: FPC a partir de microestruturas dendríticas; FPC a partir de microestruturas refinadas; FPC a partir de microestruturas dendríticas deformadas, de acordo com a condição microestrutural da matéria-prima.

- a) FPC a partir de microestruturas dendríticas: Ligas com microestrutura dendrítica (ligas solidificadas convencionalmente) mantidas a temperaturas acima da temperatura *solidus* ($T_{solidus}$) permite a transformação, através de fenômenos de engrossamento, da microestrutura originalmente dendrítica em globular. A globularização se dá por meio da redução de energia superficial e pela fusão das fases secundárias onde o líquido formado envolve as dendritas da fase primária de forma a permitir a globularização da fração sólida restante. A formação de glóbulos passa por estágios intermediários, desde dendritas irregulares, dendritas com morfologia de rosetas até a obtenção da microestrutura globular (ROBERT, 1993).
- b) FPC a partir de estruturas refinadas: Neste caso a matéria-prima não apresenta a formação dendrítica. Assim, a globularização ocorre de forma rápida, sem passar por estágios morfológicos intermediários. As pastas produzidas a partir dessas condições apresentam glóbulos de tamanhos reduzidos, sem a presença de líquido em seu interior (ROVIRA, 1998; BUNCK *et al.*, 2008; ALIPOR *et al.*, 2011).
- c) FPC a partir de estruturas dendríticas deformadas: A estrutura inicial dendrítica é deformada a frio e reaquecida a temperaturas acima da temperatura *solidus* ($T_{solidus}$) até o valor desejado de fração líquida, onde é mantida para que ocorra a globularização. O reaquecimento da estrutura deformada causa a sua recristalização e ao atingir-se a temperatura *solidus*, ocorre a fusão das fases secundárias presentes em contornos de grãos originais. Elevada energia dos contornos de grãos recristalizados pode propiciar a penetração de líquido nesta região, liberando estes novos grãos para o líquido, onde crescem equiaxialmente. As pastas resultantes deste processo apresentam glóbulos bem definidos e de reduzidas dimensões e sem a presença de líquido retido em seu interior (ROBERT, 1993).

A utilização da tecnologia de semi-sólidos está ligada diretamente a obtenção de pasta com microestrutura globular, pois a estrutura, em especial estrutura esférica fina, desempenha um papel importante na obtenção e aplicação dos materiais, pois combina razoável resistência a boa ductilidade (GUO e YANG, 2007).

2.6.3. Tratamentos térmicos de ligas de alumínio

Ligas de alumínio podem ser tratadas termicamente para obtenção de melhores propriedades. Os tratamentos térmicos buscam promover modificações nas propriedades dos materiais pela mudança do tipo e proporção das fases presentes; pela variação da morfologia dos microconstituintes ou pela variação da concentração ou distribuição de defeitos cristalinos. Uma transformação de fase pode, também, ser realizada no estado sólido por meio de tratamentos térmicos visando aumentar a resistência mecânica do material, o que pode levar o material de um estado mais estável a um estado metaestável, no qual ele apresenta melhores propriedades mecânicas (SANTOS, 2006).

As ligas de alumínio são divididas entre aquelas que podem ser tratadas termicamente, o que lhes proporcionam melhores propriedades mecânicas, e as que não podem ser tratadas termicamente, cuja resistência só pode ser aumentada por meio de tratamento a frio. Dentre as termicamente tratáveis estão as das séries 2XXX, 6XXX, 7XXX e a maioria da série 8XXX, as quais podem endurecer por meio de tratamento de solubilização e envelhecimento; já as ligas das séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX só podem ter sua dureza aumentada mediante trabalho mecânico e conseqüente encruamento. Entre as ligas da série 7XXX (Al-Zn) destacam-se os subgrupos Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu. Estas apresentam ganhos significativos de dureza com tratamentos de solubilização e envelhecimento. O zinco é altamente solúvel no alumínio e não exerce muita influência na microestrutura de uma liga simples; porém, o tipo de liga Al-Zn mais empregada na indústria contém também como elementos de liga o Mg e o Cu, conferindo melhores propriedades à liga; ou ainda elementos adicionais como o cromo, manganês e zircônio, além do ferro e do silício presentes normalmente como impurezas.

O tratamento térmico para envelhecimento de uma liga de alumínio ocorre em três estágios (*Handbook Of Aluminum; volume 01 – 2003*):

- Tratamento de solubilização: dissolução dos constituintes e intermetálicos;
- Têmpera: para manter a solução supersaturada de elementos de liga e vacâncias (posições vazias na rede cristalina)

- Envelhecimento: precipitação de fases intermediárias até a temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a elevada temperatura (envelhecimento artificial).

O tratamento de solubilização consiste em aquecer um produto a uma temperatura adequada e manter a liga nessa temperatura por tempo suficiente para que os átomos de soluto se difundam de modo que se dissolvam na matriz, e após esta etapa, resfria-se rapidamente o material de modo a manter os elementos de liga dissolvidos na matriz. Com posterior aumento da temperatura, os coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio são consideravelmente aumentados tornando possível a migração dos átomos de liga, proporcionando a dissolução completa das fases secundárias, inicialmente presentes na liga, depois de certo tempo de permanência nesta temperatura. A Figura 2.8 apresenta, de forma geral, as temperaturas utilizadas no tratamento de uma liga por solubilização e envelhecimento (artificial); e esquema geral da microestrutura do material no estado inicial, solubilizado, envelhecido e superenvelhecido.

A liga é aquecida até a temperatura no ponto 1, e é mantida nesta temperatura por período adequado. Após este tempo é resfriada rapidamente até a temperatura ambiente, ponto 3. Em seguida é novamente aquecida a uma temperatura abaixo da linha solvus, ponto 2, para efeitos de precipitação.

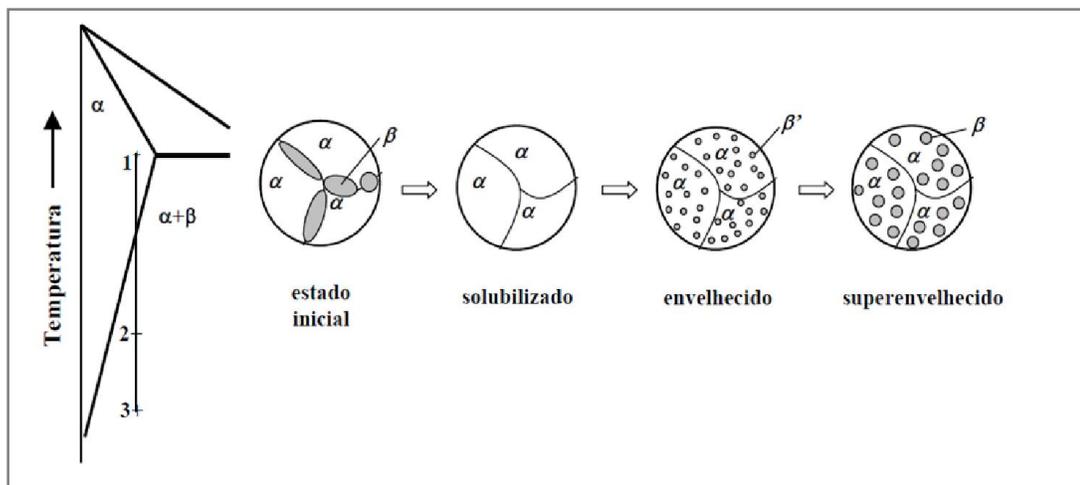


Figura 2.8: Temperaturas (genéricas) utilizadas no tratamento de uma liga por solubilização e envelhecimento (artificial) e esquema geral da microestrutura do material no estado inicial, solubilizado, envelhecido e superenvelhecido (adaptado de SANTOS 2006)

Segundo Santos (2006), este tratamento visa promover condições, por meio da elevação de temperatura, para que os átomos de liga se dissolvam novamente na fase α , provocando o desaparecimento da fase β .

Quando é feito um resfriamento rápido em água, mantém-se à temperatura ambiente a solução sólida supersaturada. Posteriormente, a manutenção do material à temperatura ambiente, promovendo envelhecimento natural, ou a uma temperatura mais elevada, no caso do envelhecimento artificial, leva à formação de precipitados, os quais aumentam a dureza do material.

Para que ocorra a precipitação, em geral, são necessários longos intervalos de tempo e pode ocorrer através de uma série de etapas sucessivas até se chegar a uma partícula estável ou ainda metaestável, com uma determinada estrutura cristalina. Os mecanismos de endurecimento são causados pela coerência ou não da rede cristalina dos precipitados formados pelos átomos dos solutos, podendo ser coerentes, semi-coerentes ou incoerentes em relação rede cristalina da matriz. Em geral a melhor resistência mecânica é obtida com um precipitado metaestável intermediário (SANTOS, 2006). A Figura 2.9 apresenta de forma esquemática a rede cristalina dos precipitados coerentes, semi-coerentes e incoerentes.

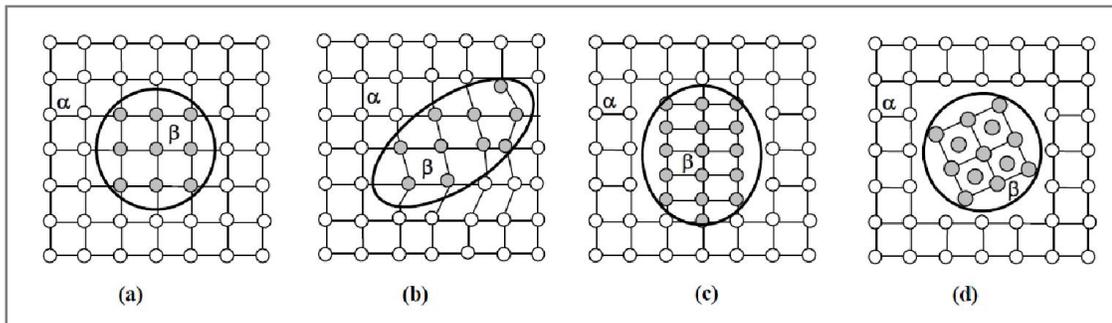


Figura 2.9: Esquema da rede cristalina dos precipitados formados após envelhecimento de uma liga; (a) e (b) coerentes, (c) semi-coerentes e (d) incoerentes. (adaptado de *Handbook Of Aluminum; volume 01 – 2003*)

Os mecanismos de endurecimento são maneiras de aumentar a resistência mecânica de um material, ou seja, são modos de evitar a ocorrência de deformação plástica. Como nos metais e ligas, a deformação plástica ocorre predominantemente por movimentação de discordâncias; aumentar a resistência mecânica significa dificultar a movimentação de discordâncias (PADILHA, 2009).

No envelhecimento natural a cinética de precipitação é mais lenta do que no envelhecimento artificial, no qual o controle de temperatura e tempo permite a obtenção de valores de dureza mais elevados. No envelhecimento artificial é possível atingir o máximo de dureza para um determinado tempo de tratamento, após o qual o crescimento excessivo dos precipitados e a conseqüente perda de coerência dos mesmos com a matriz levam à queda de dureza, promovendo um superenvelhecimento da liga. O envelhecimento artificial promove uma precipitação controlada da segunda fase, a uma temperatura conveniente, a partir da fase α supersaturada dos elementos de liga (SANTOS, 2006).

O tratamento de solubilização e envelhecimento (T6) só dá resultado nas chamadas ligas termicamente tratáveis, que podem apresentar aumento de dureza mediante tratamento térmico. A Tabela 2.1 apresenta a relação de classificação de tipos de tratamentos adotada pela *Aluminum Association*.

Tabela 2.1 Tratamentos térmico adotados pela *Aluminum Association* para ligas de alumínio.

O	Recozido - aplica-se aos produtos inicialmente trabalhados e depois recozidos para obter a resistência mecânica mais baixa, e aos produtos fundidos que são recozidos com o objetivo de aumentar a ductilidade e a estabilidade dimensional.
F	Como fabricado - aplica-se aos produtos resultantes de conformação mecânica (laminação, extrusão e outros).
W	Solubilizado - uma têmpera instável aplicável somente às ligas que envelhecem espontaneamente na temperatura ambiente (envelhecimento natural) após solubilização.
T1	Resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.
T2	Resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.
T3	Solubilizado - trabalhado a frio e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.
T4	Solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável.
T5	Resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação e envelhecido naturalmente.
T6	Solubilizado e envelhecido artificialmente.
T7	Solubilizado e estabilizado.
T8	Solubilizado, trabalhado a frio, e então envelhecido artificialmente.
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio.
T10	Resfriado de uma temperatura elevada em um processo de conformação, trabalhado a frio e então envelhecido artificialmente.

Fonte: *Handbook Of Aluminum; volume 01 – 2003* (adaptado).

Uma liga metálica em que há solubilidade parcial do soluto na rede cristalina do solvente e que esta solubilidade aumente com a temperatura, pode apresentar em temperaturas relativamente altas uma única fase caracterizada por uma solução de todos os átomos do soluto na rede cristalina do solvente. Por outro lado, durante o resfriamento, para uma determinada temperatura, a qual depende da composição, o limite de solubilidade é alcançado, fazendo com que uma única fase sólida não seja mais estável e haja, como consequência, a precipitação de uma segunda fase. A segunda fase pode ser constituída por uma solução sólida de átomos do solvente na rede cristalina do soluto (SANTOS, 2006).

2.6.4 Tratamento térmico da liga AA7075

Segundo Koch e Kolijn (1979), o efeito de endurecimento das ligas do tipo Al-Zn-Mg-Cu dependem primeiramente da fração de volume e tamanho dos precipitados $MgZn_2$, que são formados por uma precipitação seqüencial que ocorre da seguinte forma: solução supersaturada / zonas Guinier-Preston (GP) / precipitação intermediária / equilíbrio dos precipitados.

As propriedades das ligas Al-Zn-Mg-Cu dependem da concentração total dos elementos de liga. Segundo Askenov *et al.* (1992), a adição de até 1% Cu em ligas Al-Zn-Mg não provoca efeitos significativos nos mecanismos de precipitação; o Cu permanece, principalmente, em solução sólida e não forma fases próprias. Porém, maiores teores contribuem para o endurecimento ou para aumentar a estabilidade das GPZ (átomos de Cu entre as zonas) ou por alterar a composição da fase η ($MgZn_2$) durante o envelhecimento a 150°C, ou pela formação da fase S' (Al_2CuMg). O autor mostrou ainda, que a adição de 1-2%Cu nas ligas Al-Zn-Mg aumentam a metaestabilidade *solvus* do endurecimento da fase η'_2 e, conseqüentemente, contribui para aumentar o endurecimento devido ao aumento da estabilidade desta fase.

De acordo com Mondolfo (1997), os principais constituintes de ligas contendo 5-8%Zn, 23%Mg e teores acima de 1,5% Cu são as fases $MgZn_2 - AlCuMg$ e $Al_2Mg_3Zn_3 - Al_6CuMg_4$, que formam uma série de soluções sólidas entre as fases isomórficas do sistema Al-Mg-Zn e Al-Cu-Mg.

Viana *et al.* (1999), estudou a influência do tratamento térmico de retrogressão e reenvelhecimento sobre as propriedades mecânicas e microestrutura da liga 7075, submetida a tratamentos térmicos em diferentes condições de tempo e temperatura. O tratamento consistiu em submeter a liga, com tratamento inicial T6, a um ciclo térmico de dois estágios. A primeira etapa funciona com alta temperatura e é seguida por outra etapa que é similar a utilizada para a obtenção da têmpera T6. As temperaturas utilizadas no processo de retrogressão foram de 160, 180, 200 e 220°C por tempos de 29, 9, 2 e 0,5 minutos; e para o reenvelhecimento foram utilizadas as temperaturas de 120°C por 24h, no caso da retrogressão a 200 e 220°C e 120°C por 48h para os casos de retrogressão a 160 e 180°C. A autora observou que a retrogressão é responsável pela dissolução dos precipitados menos estáveis (zonas GP e partículas mais finas de η') dentro dos grãos, que as temperaturas maiores que 180°C são mais eficientes na dissolução dos precipitados e que os precipitados nos contornos de grão crescem e ficam mais espaçados. O reenvelhecimento promove a reprecipitação da fase η' , enquanto as suas partículas pré-existentes crescem e se transformam em η .

Turkeli e Akbas (1996) estudaram a formação de estruturas não dendríticas na liga de alumínio 7075 por processo de fusão parcial de ligas deformadas e analisaram, ainda, os efeitos da homogeneização, envelhecimento e microsegregação dos elementos (soluto) desta liga semi-sólida. Para isto, foram, previamente, obtidas amostras isotermicamente tratadas a temperaturas que variaram de 400 a 625°C por um tempo de 20 minutos, sendo depois rapidamente resfriadas, e amostras obtidas após tixoextrusão da liga a 10%.

As amostras foram homogeneizadas e envelhecidas natural e artificialmente. Os autores verificaram que a estrutura desejada foi obtida com as amostras submetidas à temperatura de 575°C em tratamento prévio; e posterior homogeneização a 460°C por um tempo de 1 a 3 horas e envelhecimento artificial a 120 e 135°C por 12 horas, após os quais a estrutura apresentou partículas sólidas globulares em uma fase líquida.

Verificaram, também no mesmo trabalho, a microsegregação dos principais elementos de liga, tais como Cu, Zn e Mg, em uma linha de análise que passava pelo centro de uma partícula globular. O perfil de distribuição de soluto indicou que a concentração do Zn e do Cu foi quase constante por toda a linha analisada, sendo que o Zn apresentou um ligeiro aumento em ambos os contornos de grão, enquanto que o Cu apresentou ligeira diminuição. O Mg não apresentou variação ao longo da partícula.

Em relação à dureza, após tratamento de envelhecimento, as amostras tratadas artificialmente a 120 e 135°C apresentaram dureza bem acima das tratadas naturalmente por 700 horas em temperatura ambiente.

Os resultados mostraram, ainda, que os precipitados formados aumentam de tamanho com o aumento da temperatura; que ocorreram micro-poros nos contornos dos glóbulos e que as amostras extrudadas apresentaram valores de dureza maiores que as amostras semi-sólidas homogeneizadas em ambos envelhecimentos.

2.6.5. Corte por jato de água abrasivo (*AWJM - abrasive water jet machining*)

Jatos de água a uma pressão extremamente alta podem ser utilizados para cortar e usinar diversos tipos de materiais. Para isto, é necessário que o fluxo de saída da água seja contínuo e em alta velocidade, mantendo o jato coeso. O fluxo de água passa através de um bico estreito de diamante, ou outra jóia como rubi ou safira, a uma pressão muito alta, o que aumenta bastante a velocidade do jato.

Este processo apresenta algumas características que o difere de outros processos convencionais, como por exemplo, sem zonas afetadas pelo calor e sem estresse de ordem mecânica, o que pode ajudar no corte de diversos materiais. O fluxo fino do jato permite obter geometrias detalhadas, mesmo quando o corte é aplicado em materiais mais finos. Pode cortar material empilhado; ocorre pouca perda de materiais devido à precisão do corte, que resulta em pouca, ou mesmo, nenhuma rebarba, dependendo do material trabalhado; e emprega forças baixas durante o corte. A Figura 2.10 apresenta graficamente o aumento do uso de cortes com jatos de água em relação ao corte com plasma, laser e EDM.

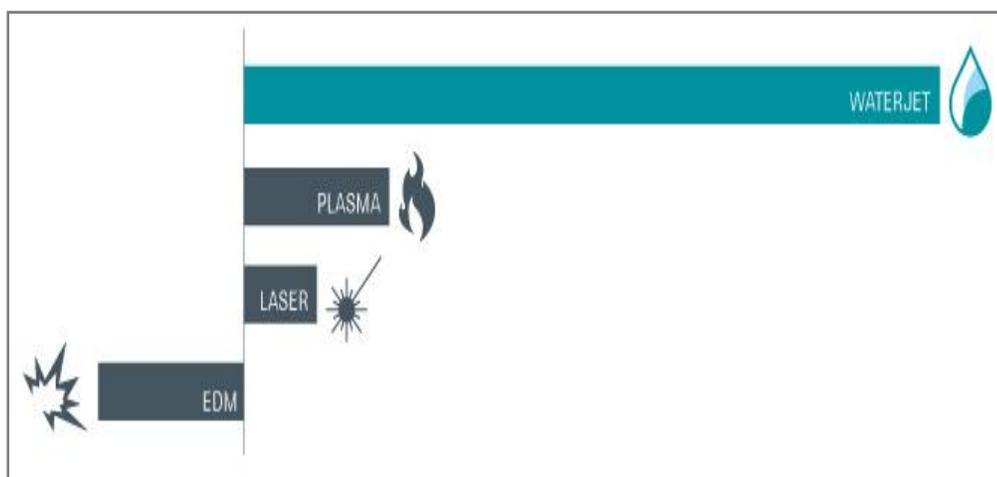


Figura 2.10: Uso de cortes com jatos de água em relação ao corte com plasma, laser e EDM. (adaptado de *flowwaterjet – 2013*)

Por sua versatilidade em cortar diversos materiais, o jato de água apresenta um crescimento na sua utilização apresenta algumas vantagens em relação a estes outros processos, as quais são apresentadas na Tabela 2.2.

Tabela 2.2: Comparação entre corte com jato de água com cortes com plasma, laser e EDM.

	Jato de água	Plasma	Laser	EDM
Processo	Processo de erosão: lixa líquida de alta velocidade.	Processo de queima/fusão usando arco de gas ionizado de alta temperatura.	Processo de fundição usando feixe de luz a laser concentrado.	Processo de erosão usando descarga elétrica.
Materiais	Qualquer material.	Principalmente aço, aço inoxidável e alumínio.	Principalmente aço, inoxidável e alumínio. Também pode cortar uma série de outros materiais.	Somente materiais condutíveis.
Espessura	Até 60,96 cm, virtualmente qualquer material. A limitação da Z só está limitada à espessura.	Até 5,08 a 7,62 cm, dependendo do material.	Em geral 2,54 cm ou menos, dependendo dos materiais.	Em geral 30,48 cm ou menos.
Precisão	Até 0,0025 cm	Até 0,025 cm	Até 0,0025 cm	Até 0,00025 cm
Configuração	A mesma para todos os materiais	Diferente para diferentes trabalhos	Gases e parâmetros diferentes para diferentes trabalhos	Tipos de fio diferentes para diferentes trabalhos

Fonte: *flowwaterjet – 2013*

O processo de corte e usinagem que utiliza jato de água pode ser intensificado com a inserção de partículas abrasivas (alta dureza) em suspensão no jato.

O jato abrasivo consiste em um jato de água em alta velocidade contendo partículas abrasivas de alta dureza em suspensão; estas partículas duras são impulsionadas pela velocidade da água, aumentando sua energia de impacto; ao incidirem sobre a superfície do material trabalhado, promovem o arrancamento mecânico do material, promovendo a formação do corte e removendo o material usinado na forma de micro-cavacos.

A Figura 2.11 apresenta jato de água abrasivo durante usinagem e esquema representativo da cabeça de corte com tubo direcionador (bocal de corte).

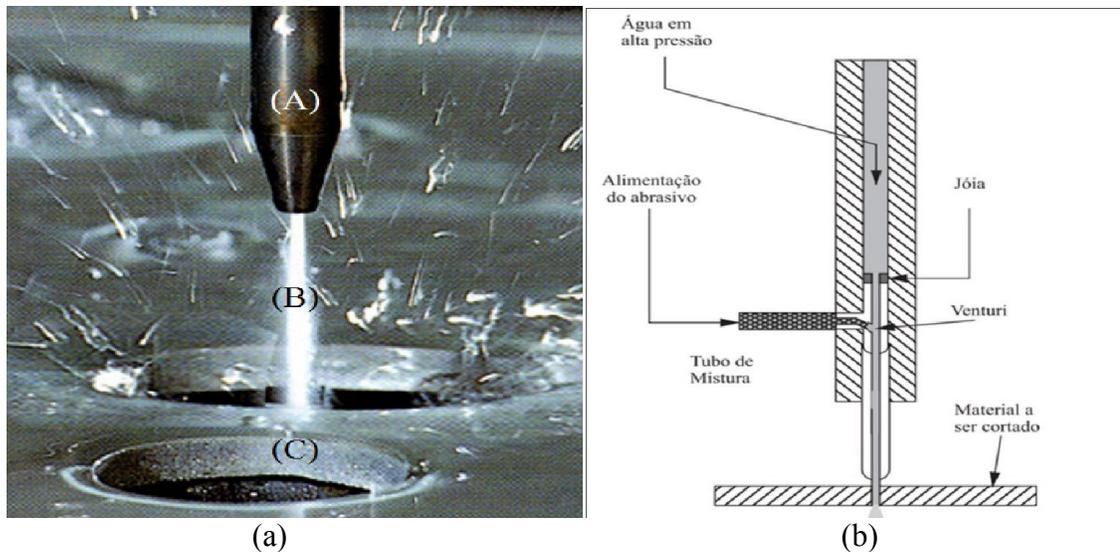


Figura 2.11: Ação do jato de água abrasivo durante usinagem (a): (A) tubo direcionador (bico de corte); (B) jato de água abrasivo; (C) peça sendo usinada; (b) esquema representativo da cabeça de corte com tubo direcionador (bocal de corte) – (adaptado de LIU *et al.*, 2012).

Na cabeça de corte a água em alta pressão passa de um tubo mais espesso para outro com menor diâmetro (tubo de mistura), onde é feita a mistura da água com as partículas abrasivas. Na passagem de um tubo para o outro é colocada uma jóia que evita um maior desgaste neste ponto devido o aumento da pressão e da passagem da água. Anexado ao tubo de mistura existe outro tubo por onde o jato é alimentado com as partículas abrasivas. Após passar pela jóia o jato é acelerado ainda mais e cria um vácuo na intersecção com o alimentador de partículas, as quais são sugadas e misturadas na água pelo efeito Venturi.

A usinagem por jato de água abrasivo (*AWJM – abrasive water jet machining*) é um método não convencional de usinar vários materiais, aos quais se inclui os metais. Este processo

utiliza, além da energia mecânica do jato de água, pequenas partículas abrasivas introduzidas no jato, as quais são impulsionadas pela velocidade da água, o que aumenta a erosão no local de incidência e a remoção do material erodido no ponto usinado ou cortado.

As partículas abrasivas introduzidas ficam suspensas na água sendo aceleradas pelo jato e tocam com alta energia a superfície dos materiais, removendo mecanicamente pequenas porções deles. As partículas abrasivas juntamente com as partes removidas são arrastadas pela força da água para fora do material.

Além da combinação do jato abrasivo com duas fases (água + partícula abrasiva) ele pode ser utilizado com outras fases, como por exemplo, água + partícula abrasiva + ar. O jato de água abrasivo pode ser empregado no corte de materiais duros, como por exemplo, metais, pedras, materiais compósitos, cerâmica e outros.

Podem ser utilizadas diversas partículas abrasivas junto com o jato de água, como por exemplo, granada (mineral), olivina (mineral constituído por silicato de magnésio e ferro), o coríndon (mineral à base de óxido de alumínio), carborundum (carbeto de silício), a sílica com tamanho de partícula entre 50 e 120 mesh (0,2 a 0,5 mm). Segundo Mort (1993), o abrasivo mais utilizado em jato de água abrasivo é a granada (90%).

Os materiais mais utilizados como partículas abrasivas são os óxidos e os silicatos (Martinec 1992). A tabela 2.3 apresenta a classificação dos abrasivos apresentada por este autor.

Tabela 2.3: Classificação de alguns abrasivos

Óxido	Silicato	
	Granada	Outros silicatos
Magnetita	Almandina	Zircone
Ilmenita	Spessatine	Topas
Corundum	Porype	Olivina
Rutilo	Grossularite	Staurelite
Quartzo	Andradite	*

Fonte: Martinec 1992

Hennies *et al.* (2004), trabalhou a otimização do corte de chapas de polipropileno para fabricação de peneiras a partir de jato abrasivo. Para isto, variou parâmetros durante o processo de corte, tais como, velocidade de movimentação do bocal de saída do jato, diferentes quantidades de partículas abrasivas inseridas no jato e diferentes tempos de corte. O autor percebeu que os melhores resultados foram obtidos ao cortar chapas de 10mm com uma

velocidade de corte de 25mm/s, apresentando uma boa qualidade de corte e poucas rebarbas na parte inferior onde ocorre a saída do jato.

Barp *et al.* (2010), utilizou jatos de água abrasivos para obter formas complexas ao processar o material gemológico ágata, que é extraído de algumas minas no estado do Rio Grande do Sul. Foram realizados testes em chapas de ágata com diferentes espessuras e foi verificado que as chapas de 3,5mm são as mais adequadas, pois apresentaram resultados satisfatórios quando submetidas a cortes com jato de água abrasivo e que este processo é bastante viável em chapas planas, promovendo, ainda, maior agilidade em relação aos processos convencionais de corte.

Khan *et al.* (2011), em seu estudo sobre a aplicação de carbeto de silício (SiC) em usinagem com jato abrasivo observou que a superfície do corte apresentava menor rugosidade a medida que a velocidade do jato era aumentada e como consequência disso era aumentada também a taxa de fluxo do abrasivo. O autor comparou a ação do SiC com outros abrasivos durante o processo, sendo eles a alumina (Al_2O_3) e a granada (mineral), e percebeu que a capacidade de corte do SiC é maior que dos outros abrasivos comparados, porém, a largura do corte produzido por ele é maior do que o produzido pela alumina (Al_2O_3) e pela granada (mineral).

2.6.6. Determinação do Número de Usinabilidade (N)

O Numero de Usinabilidade (N) de um material é determinado, de um modo geral, com o grau de dificuldade apresentado por ele ao ser submetido à usinagem. Este número indica um valor estabelecido aos diversos materiais que serve de comparação entre eles. Comparando dois materiais, aquele que apresenta um número de usinabilidade maior é o que apresenta mais facilidade em ser usinado.

Propriedades mecânicas como dureza, taxa de encruamento, resistência a tração, ductilidade, condutividade térmica, podem influenciar na usinabilidade de um material. Condições de usinagem, características da ferramenta, condições de refrigeração ou o tipo de operação, são fatores que também podem influenciar o Número de Usinabilidade (N) de um material.

A dureza e a resistência mecânica influenciam a usinabilidade, porém a quantidade de inclusões e aditivos, a quantidade de partículas duras, a micro estrutura, a tendência ao empastamento do cavaco na superfície de saída da ferramenta, são outros fatores que atuam na usinabilidade de um material.

Nas ligas de alumínio, a usinabilidade é menor que a do alumínio puro, sendo este mais fácil de ser usinado. Uma liga de alumínio-silício contém partículas de silício que são altamente abrasivas e pode desgastar rapidamente, devido sua elevada dureza, a ferramenta de trabalho usada em sua usinagem.

A usinabilidade de materiais compósitos metal/cerâmico é deficiente e não fornece bons resultados quando empregadas técnicas convencionais de usinagem como torneamento, fresamento e outras convencionais. Por isso, durante a fabricação destes materiais é comum o emprego de técnicas de produção que permitam a obtenção de produtos *near net shape*.

No entanto, como muitas vezes é necessário o emprego de pós-processamento para obtenção da geometria final do compósito produzido, por isso é necessário analisar o comportamento dos compósitos produzidos em operações de corte por processo de jato de água abrasivo (AWJM), e determinado o número de usinabilidade do material (N).

Foram ensaiadas amostras de 15mm de espessura, dos diferentes compósitos produzidos, somente na condição tixoconformada.

Antes de iniciar o processo de corte por jato de água, é feito um pequeno furo na amostra, para direcionamento inicial do jato; em seguida o jato abrasivo é incidido no ponto perfurado fazendo um movimento circular.

Nos ensaios foram utilizadas as condições:

- pressão da água: 320MPa
- diâmetro do orifício de saída do jato: 0.3mm
- diâmetro do tubo de mistura: 0.8mm
- taxa de vazão de água: 2.38l/min.
- taxa de vazão do abrasivo: 3.3g/s

Durante o processo de corte, o jato de água abrasivo penetra lentamente na peça e se move ao longo dela com velocidade de corte programada, a qual é calculada usando modelos de processo de corte. O modelo seguido para calcular o número de usinagem (N) foi o de Zeng e

Kim (1993), de amplo emprego no campo das técnicas de corte a altas pressões. A equação 2.1 foi utilizada para calcular (N).

$$v = \left(\frac{Np^{1.25} m_w^{0.687} m_a^{0.343}}{Ctqd_j^{0.618}} \right)^{1.15} \quad (2.1)$$

Onde:

- v = velocidade de corte (mm/s)
- p = pressão da água (MPa)
- t = espessura do material (mm)
- N = número de usinabilidade do material da peça
- m_w = taxa de fluxo de água (l/min)
- m_a = taxa de fluxo da partícula abrasiva (g/s)
- d_j = diâmetro da câmara de mistura (mm)
- C = 8800 constante para sistema métrico
- q é um parâmetro de qualidade de nível qualitativo, com valores de 1 a 5, de acordo com as descrições de qualidade da Tabela 2.4.

Tabela 2.4: Níveis de qualidade das superfícies geradas por corte com jato de água abrasivo.

Nível de Qualidade	Descrição
q = 1	Critério para cortes de separação. Normalmente deve ser usado $q > 1,2$
q = 2	Acabamento com superfície rugosa e com marcas de estrias na metade da superfície inferior.
q = 3	Critérios de transição suave / rugosa. Pequenas marcas de estrias podem aparecer.
q = 4	Livre de rugosidade para a maioria dos materiais de engenharia
q = 5	Melhor acabamento superficial.

Fonte: ZENG e KIM - 1993

Segundo Jankovic *et al.*, (2011), a qualidade da superfície, quanto às rugosidades, após o corte com jato de água abrasivo e a precisão das dimensões do próprio corte, em ligas de alumínio, dependem dos parâmetros empregados durante o processo. O principal deles é a taxa de alimentação de água do jato e a taxa de fluxo das partículas abrasivas suspensas nele.

Com o aumento do fluxo de água o corte gerado é mais estreito. Como a taxa de alimentação de água é alta, o jato carrega menos abrasivos e, conseqüentemente, gera uma ranhura estreita.

Quando a taxa de fluxo do abrasivo é aumentada o corte com jato apresenta uma largura maior na fenda produzida. A superfície de corte com menos rugosidade se apresenta na região onde o jato água abrasivo começa a cortar, ou seja, a partir do ponto superior. Da metade até a parte inferior da peça, ocorre uma deterioração da qualidade da superfície cortada.

Para Baralic *et al.*, (2011), os parâmetros de processo no corte com abrasive water jet podem influenciar na qualidade da superfície cortada e na largura e profundidade da fenda produzida. O autor observou que o aumento da pressão do jato, provoca uma diminuição na quantidade de abrasivo sugado pelo jato, o que diminui o avanço do corte.

Na Figura 2.12 é apresentado aspecto da qualidade das superfícies cortadas por jato de água abrasivo, com os índices de qualidade de 1 a 5, segundo LIU e SCHUBERT (2012).

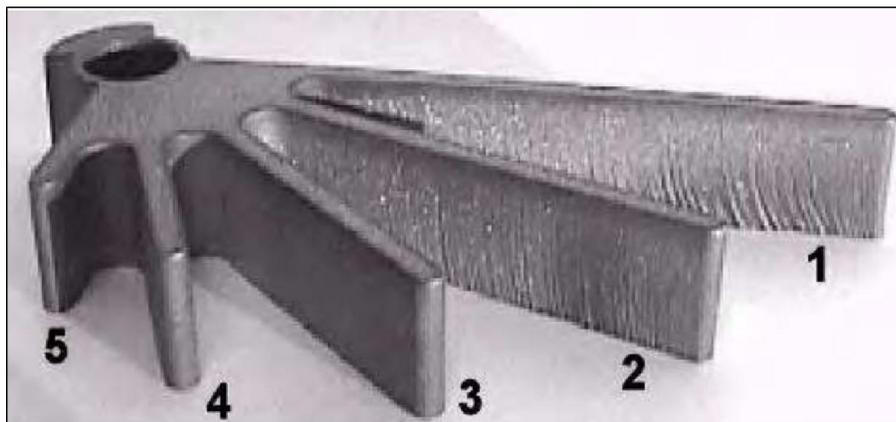


Figura 2.12: Aspecto de superfícies cortadas por jato de água abrasivo, com os respectivos índices de qualidade. (adaptado de LIU e SCHUBERT – 2012).

Os números de usinabilidade de muitos materiais são conhecidos e usados em bases de dados dos equipamentos para controle da máquina de corte em processos convencionais. Valores do número de usinabilidade (N), para alguns materiais comuns de engenharia, foram definidos por Zeng *et al.* quanto à resistência ao serem submetidos ao corte com jatos de água abrasivos. Estes valores são apresentados na Tabela 2.5.

Tabela 2.5: Número de usinabilidade (N) de alguns materiais

Material	Número de Usinabilidade
Aço ferramenta 901	120
Aço inoxidável 304	82
Alumínio – AL 6061-T6	213
Cobre	110
Ligas de Zn	136
Polipropileno	985

Fonte: ZENG *et al.* 1992 (adaptado)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho trata da análise do efeito de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento em compósitos de baixa densidade, de liga de Al reforçada com materiais particulados cerâmicos porosos, produzidos por tixoonformação.

Compósitos foram inicialmente produzidos por tixoonformação; o produto foi analisado quanto à sua qualidade interna, distribuição do agente de reforço, microestrutura; e caracterizado quanto à densidade, distribuição de elementos de liga na microestrutura, dureza da matriz, propriedades mecânicas em compressão semi-estática e compressão dinâmica (impacto), além de usinabilidade por jato de água abrasivo.

Em seguida, os compósitos foram submetidos a tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, sendo testados novamente após cada etapa do tratamento, para análise do efeito das modificações estruturais promovidas, sobre o comportamento mecânico do material.

Para a produção dos compósitos estudados neste trabalho foi selecionada liga metálica de uso comercial corrente, que apresenta excelentes propriedades e ainda suscetível a tratamentos térmicos para melhoria das propriedades. Foi empregada a liga AA7075, por ser uma das ligas da série 7XXX que atinge níveis mais elevados de resistência mecânica através de tratamentos de solubilização e envelhecimento. É, por isto, amplamente utilizada na indústria, principalmente no setor aeronáutico. Como reforços, foram empregados dois tipos de particulados cerâmicos porosos, a cinasita e a vermiculita, ambos de reduzido custo.

As etapas envolvidas no desenvolvimento do trabalho são apresentadas esquematicamente no fluxograma da Figura 3.1.

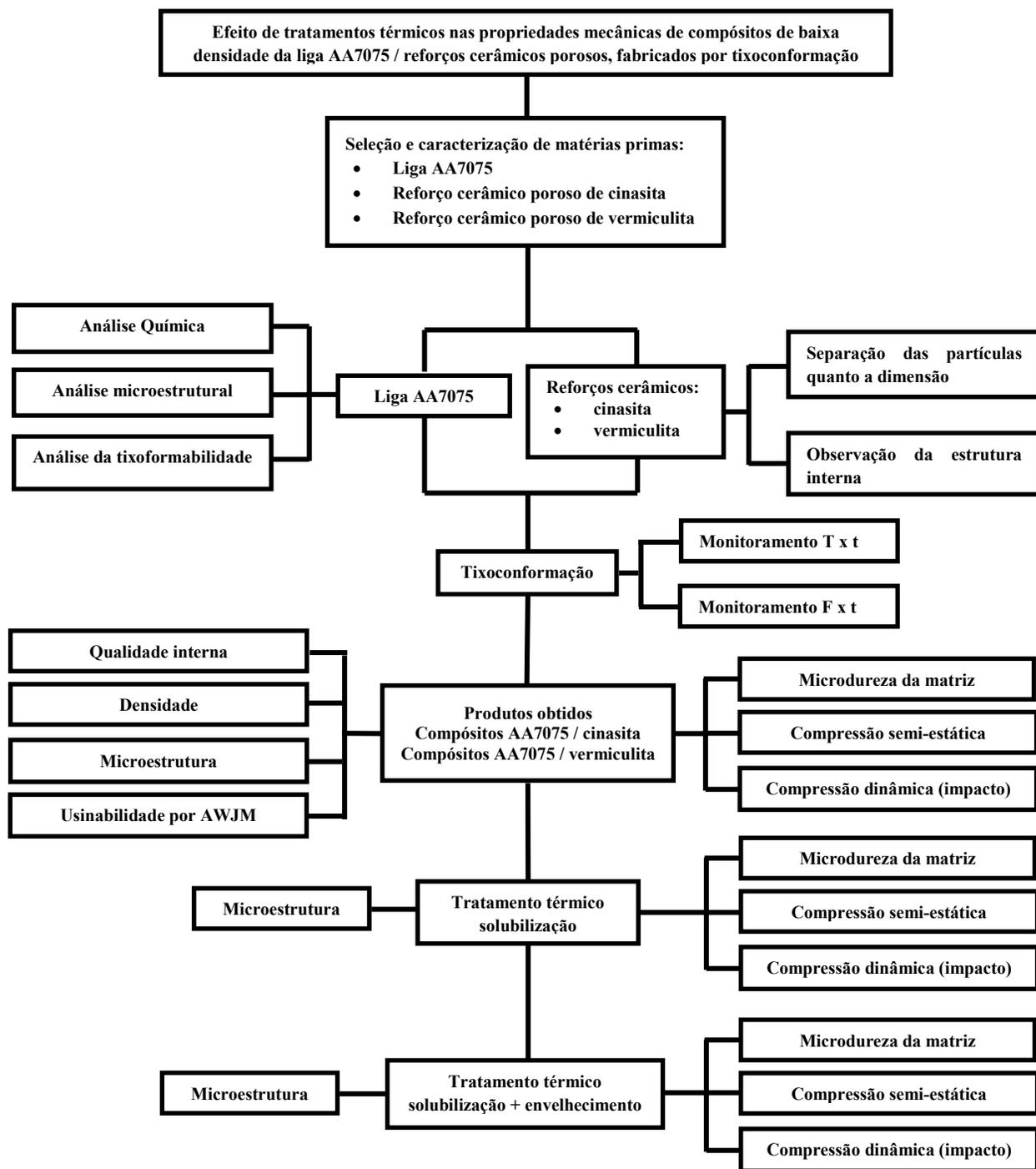


Figura 3.1: Fluxograma geral das etapas envolvidas no desenvolvimento do trabalho.

3.1 MATERIAIS

3.1.1 Liga AA7075

A. Considerações gerais

A liga AA7075 recebe essa abreviação da *Aluminum Association*, pertence à série 7000 e tem como principais elementos de liga o Zn e o Mg. Foi escolhida para este trabalho por sua ampla utilização comercial, suas excelentes propriedades mecânicas e por apresentar, também, amplo intervalo de solidificação, o que, em princípio, permite adequado controle dos parâmetros operacionais em processamento do estado semi-sólido. A esta liga podem ser adicionados outros elementos de liga como o Cu, por exemplo, que confere um aumento em sua resistência a trincas e melhores propriedades anti-corrosão. Na Tabela 3.1 são apresentadas algumas características da liga na condição em que foi adquirida no mercado.

Tabela 3.1: Propriedades e algumas características da liga Al AA7075-T6.

Módulo de Young (GPa) (condição T6)	71,70
Limite de resistência em tração (σ_{max})(MPa)	572
Limite elástico em tração (σ_e)(MPa)	503
Alongamento em tração (ϵ)	11% (24°C)
Dureza Brinell (cond. T6)	150,0 (500gf, 10mm)
Intervalo de solidificação aproximado (°C)	476-641°C
Condutividade térmica a 25°C (W/mK)	130,0 (T6)
Calor específico (J/g°C)	0,96
Coefficiente de expansão térmica ($\mu\text{m}/\text{m}\cdot^\circ\text{C}$) (20-100°C)	23,60
Densidade	2,81 g/cm ³

Fonte: Matweb (2013)

A liga AA7075 apresenta elevada dureza e resistência mecânica, é empregada na fabricação de produtos trabalhados (extrudados, forjados, laminados) e suas principais aplicações industriais estão relacionadas à produção de partes estruturais de aeronaves e moldes para injeção de termoplásticos. O material a ser trabalhado foi adquirido no mercado na forma de chapas laminadas, na condição T6 (tratada termicamente para solubilização, resfriamento rápido e posterior envelhecimento).

B. Composição química da liga

A liga AA7075 apresenta o Zn e o Mg como principais elementos de liga; no entanto, é comum a presença de outros elementos que lhe promovem melhores propriedades. O sistema Al-Zn-Mg-Cu forma um série importante de materiais comerciais.

Conforme designação da *Aluminum Association* (AA), a liga AA7075 é basicamente um sistema ternário, com os elementos principais de liga Zn, Mg e Cu em teores em peso conforme apresentados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2: Composição química da liga de alumínio AA7075 conforme designação AA (*Aluminum Association*).

Liga	Zn %	Mg %	Cu %	Outros elementos %
7075	5,6	2,2 – 2,5	1,6	0,23 Cr

Fonte: Handbook of Aluminum (2003), Volume 1 (adaptado)

A liga adquirida para o desenvolvimento do trabalho foi analisada por técnica de espectrometria com o auxílio de espectrômetro de emissão óptica em atmosfera inerte. A composição química resultante é apresentada na Tabela 3.3.

Tabela 3.3: Composição química da liga de alumínio AA7075 empregada no trabalho.

Elemento	Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Ti
% Peso	88,74	6,29	2,38	2,11	0,20	0,07	0,06	0,03

C. Diagramas de fases do sistema Al – Zn – Mg - Cu

A Figura 3.2 apresenta diagrama de fases do sistema binário Al-Zn em condições de equilíbrio (adaptado de *ASM International*, 2009), com a composição da liga de trabalho (6,3%Zn equivalente a 2,7%at) em destaque.

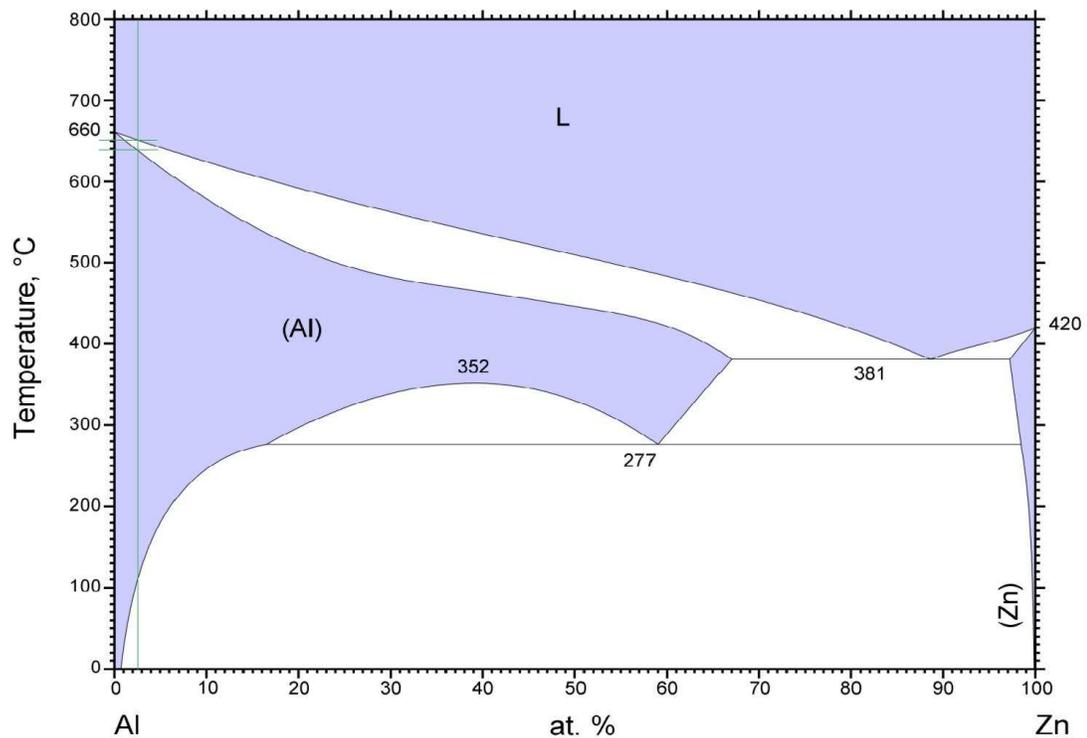


Figura 3.2: Diagrama de fases do sistema binário Al-Zn em condições de equilíbrio (adaptado de *ASM International* 2009) com indicação da composição da liga estudada.

No sistema binário Al-Zn, durante a solidificação em equilíbrio, há a formação somente da fase (α – solução Al-Zn), a qual se mantém estável, durante resfriamento, até aproximadamente 120°C; a partir desta temperatura, em decorrência da redução de solubilidade do Zn na estrutura cristalina do Al, ocorre a sua precipitação como solução sólida contendo teores muito reduzidos de Alumínio (fase β).

Para a composição Al-6,3%Zn o intervalo de solidificação é reduzido (aproximadamente 10°C). A Figura 3.3 apresenta detalhe do diagrama de fases com o intervalo de solidificação para esta composição.

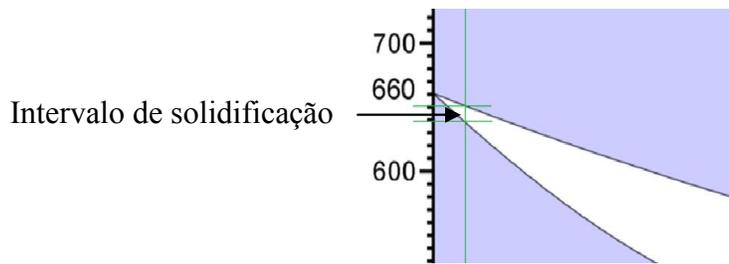


Figura 3.3: Detalhe do diagrama de fases do sistema Al-Zn destacando o intervalo de solidificação para a composição da liga estudada.

A Figura 3.4 apresenta diagrama de fases do sistema binário Al-Mg em condições de equilíbrio (adaptado de *ASM International, 2009*), com destaque para a composição da liga de trabalho.

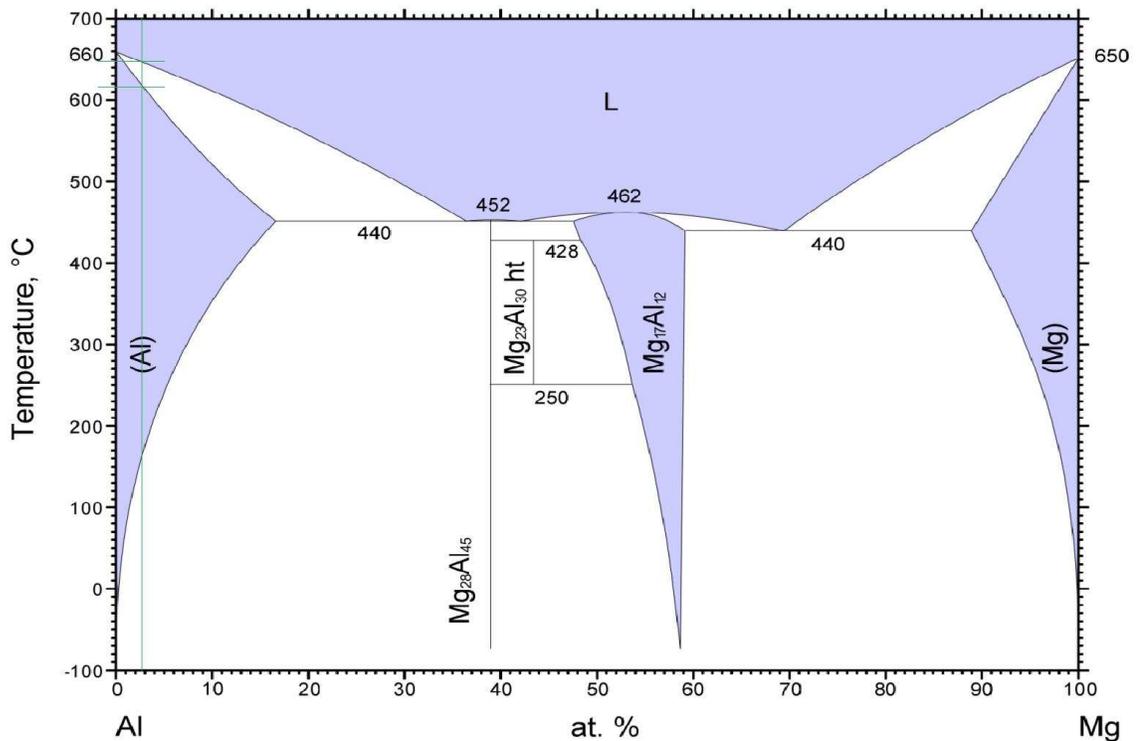


Figura 3.4: Diagrama de fases do sistema binário Al-Mg em condições de equilíbrio (adaptado de *ASM International 2009*) com indicação da composição da liga estudada.

Para a composição Al-2,4%Mg equivalente a 2,7%at, empregada no trabalho, o intervalo de solidificação é reduzido (aproximadamente 30°C) e, durante a solidificação em equilíbrio há a formação apenas da fase da fase (α). Esta fase mantém-se estável até a temperatura de

aproximadamente 150°C, a partir da qual o limite de solubilidade do Mg em (α) é atingido, havendo a formação de precipitados intermetálicos. A Figura 3.5 apresenta detalhe do diagrama de fases do sistema Al-Mg, com o intervalo de solidificação da composição Al-2,4%Mg.

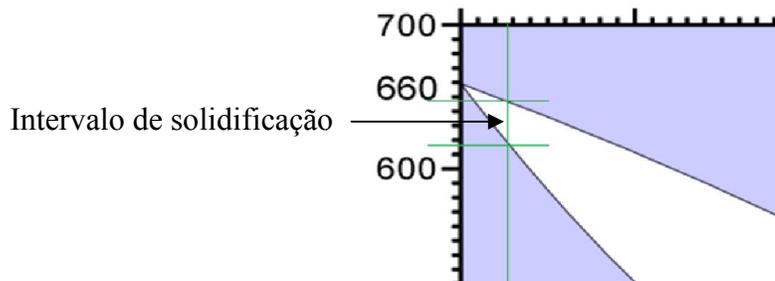
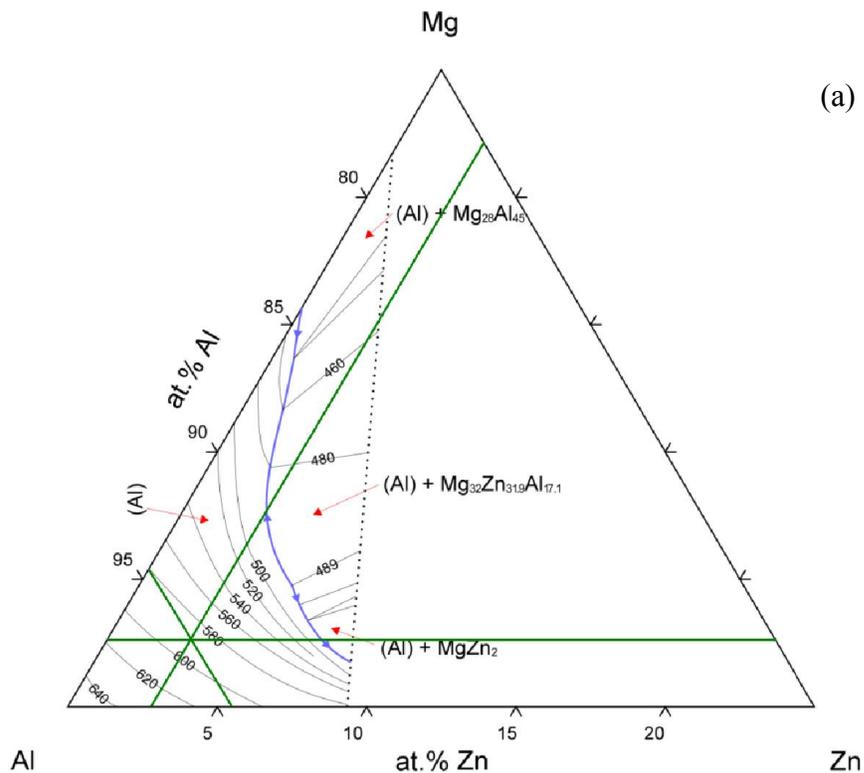


Figura 3.5: Detalhe do diagrama de fases do sistema binário Al-Mg destacando o intervalo de solidificação para a composição da liga estudada.

São apresentados nas Figuras 3.6 (a), (b) e (c), respectivamente, projeções *Sólidas*, *Líquidas* e *Solvus* do sistema ternário Al-Zn-Mg (adaptados de *ASM International*) com indicação da composição da liga de trabalho (Al-6,3%Zn-2,4%Mg equivalentes a $\sim 2,7\%atZn$ e $\sim 2,7\%atMg$).



(a)

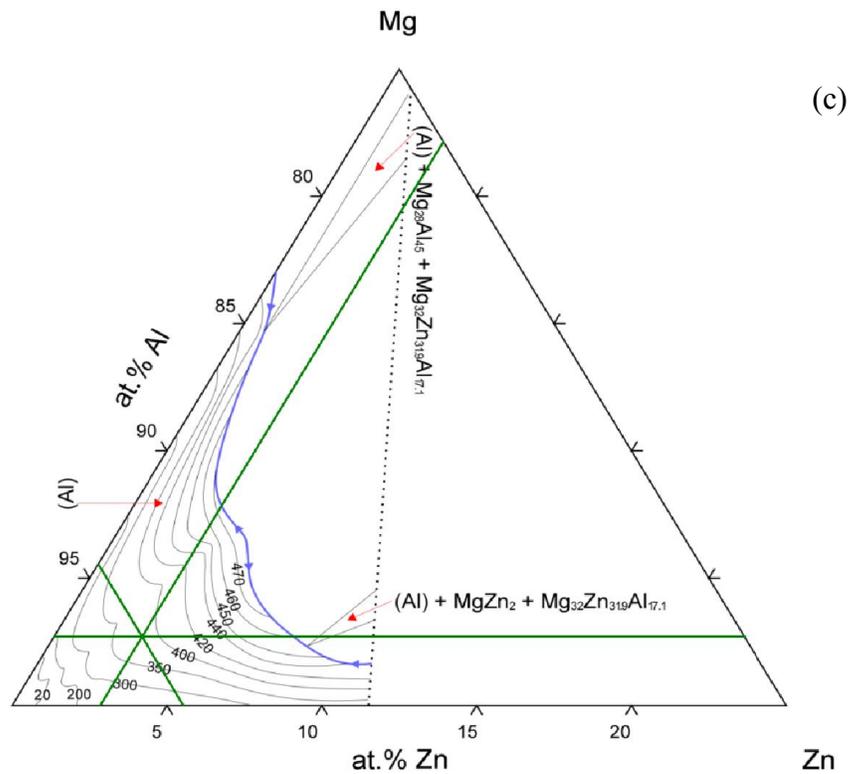
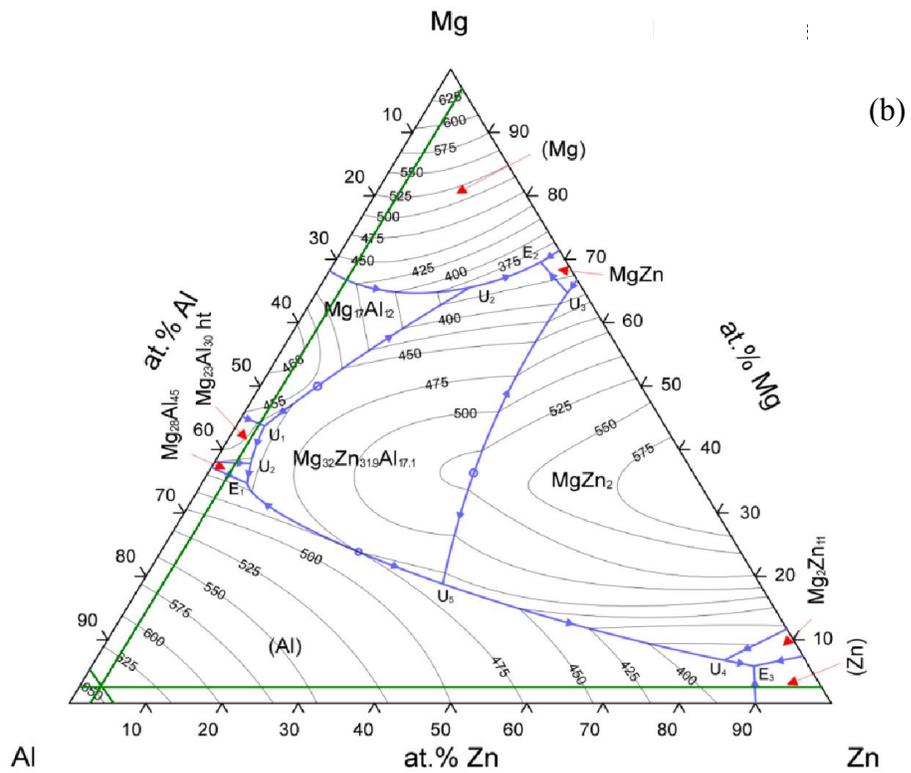


Figura 3.6: Projeções de temperaturas de transformações no sistema ternário Al-Zn-Mg (adaptado de *ASM International* 2009), com indicação composição da liga de trabalho (Al-6,3%Zn-2,4%Mg equivalentes a ~ 2,7%atZn e ~2,7%atMg); (a) *Solidus*; (b) *Liquidus*; (c) *Solvus*.

Segundo observado nas projeções, a liga de trabalho deve apresentar, durante solidificação em condições de equilíbrio, $T_{liquidus}$ aproximadamente 638°C, $T_{solidus}$ aproximadamente 586°C, indicando, portanto, um intervalo de solidificação de cerca de 52°C. A liga apresenta como estrutura bruta de solidificação, somente a fase (α). A solubilidade limitada dos elementos Zn e Mg na fase (α) leva a precipitação de diferentes tipos de compostos intermetálicos como $MgZn_2$ e compostos complexos $AlZnMg$ de diferentes estequiometrias. A T_{solvus} observada para a liga de trabalho é da ordem de 380°C, indicando, portanto, a possibilidade de dissolução de fases secundárias, durante aquecimento, a temperaturas relativamente baixas.

D. Microestrutura da liga como recebida

A liga como recebida (laminada e submetida a tratamento térmico T6) foi analisada por técnica de microscopia óptica. Para isto, amostras foram embutidas em baquelite e submetidas às técnicas convencionais de metalografia; foram utilizadas lixas de 100 a 2000 grana e posteriormente foi aplicado polimento com suspensões de alumina de 1 e $\frac{1}{4}$ μm . Após lixamento e polimento, as amostras foram atacadas quimicamente com o reagente Keller modificado (composição: 95% H_2O , 2,5% HCl , 1,5% HNO_3 e 1,0% HF) sendo imersas por cerca de sete segundos nesta solução, em seguida foram lavadas em água corrente e secas com ar quente.

A Figura 3.7 apresenta microestrutura da liga como recebida. É observada típica microestrutura de ligas de Al conformadas plasticamente; apresenta linhas de *Lüder* decorrentes da deformação sofrida durante processo de laminação. O aquecimento para solubilização (T6) não foi, portanto, eficiente para promoção da recristalização da estrutura.

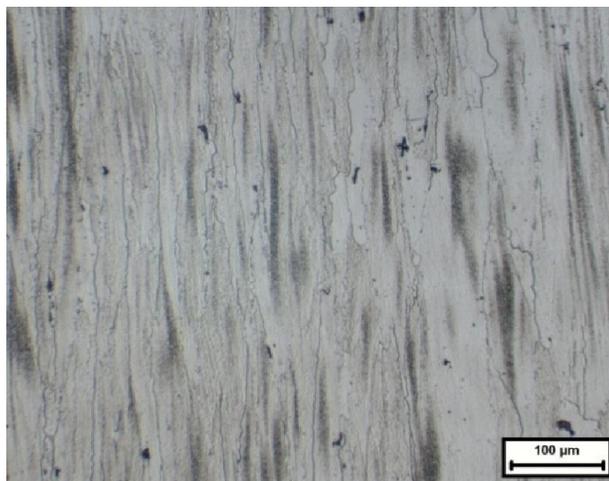


Figura 3.7: Microestrutura de liga (AA7075-T6) como recebida (laminada e submetida a tratamento T6).

E. Tixoformabilidade da liga AA7075

A tixoformabilidade da liga AA7075 empregada no trabalho foi determinada em trabalho anterior de Fonseca (2011), e seus resultados são apresentados a seguir. A Figura 3.8 apresenta variação de líquido em função da temperatura, obtidos por simulação termodinâmica pelo *software* THERMOCALC®, utilizando condição de Scheil. Na mesma figura é apresentada sugestão de janela de tixoconformação, isto é, um intervalo de temperaturas onde o processamento no estado semi-sólido é viável.

Segundo resultado da simulação termodinâmica da liga de trabalho, há formação de cerca de 8% de líquido já à temperatura da ordem de 475°C, resultado da fusão de fases $MgZn_2$ (fase η), $AlCuMgZn$. Segundo Hatch (1993), fases Mg_xZn_y com composição variando de $MgZn_2$ a Mg_4Zn_7Al (denominada fase M), bem como fases $Mg_3Zn_3Al_2$, com composição que pode variar de 74% Zn e 16% Mg a 20% Zn e 31% Mg, estão presentes em sistemas ternários $AlZnMg$ solidificados em condições fora do equilíbrio. Na presença de Cu, a liga pode ainda apresentar fases do tipo $Mg(Al, Cu, Zn)_2$, (denominada fase M), com composição que pode variar de $MgZn_2$ a $CuMgAl$; fases do tipo $Mg_3(Al, Cu, Zn)_5$, (denominada fase T), com composição que pode variar entre o caso ternário e $CuMg_4Al_6$ e ainda a fase $CuMgAl_2$ (designada como fase S). Segundo o autor, fusão à temperatura constante, da ordem de 475°C, não prevista em diagramas

de equilíbrio, pode estar presente em ligas do sistema AlZnMgCu, envolvendo a fusão das fases M/S/T. De fato, esta transformação foi observada na simulação termodinâmica empregando condição de Scheil, condição esta mais próxima da solidificação em condições normais do que as de equilíbrio consideradas nos diagramas de fases ternários apresentados.

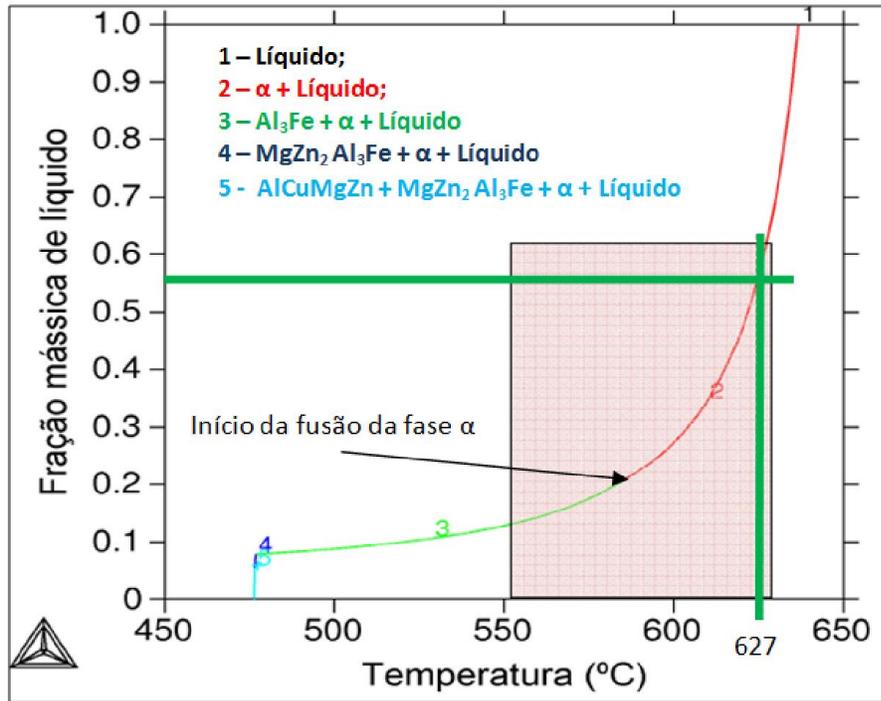


Figura 3.8: Variação da fração líquida em função da temperatura para a liga AA7075 empregada no trabalho, obtida por simulação por *software* comercial (condição de Scheil). Sugestão da janela de tixoconformação (adaptado de Fonseca 2011), e destaque para a temperatura de trabalho selecionada para este trabalho.

Na Tabela 3.4 são apresentadas temperaturas de transformações importantes para este trabalho, de acordo com diagramas de fases e dados da literatura.

Tabela 3.4: Temperaturas $T_{solidus}$, $T_{liquidus}$ e T_{solvus} da liga AA7075 empregada.

	$T_{solidus}$ °C	$T_{liquidus}$ °C	T_{solvus} °C
Diagrama de fases ternário*	~ 586	~ 638	~ 380
Literatura**	~ 476	~ 641	Não determinado
Simulação termodinâmica***	~ 476	~ 637	Não determinado

* ASM International, 2013 (Figura 3.5).

**MATWEB, 2013 - Para a composição padrão da liga AA7075.

*** Fonseca (2011).

Pode-se observar que o intervalo de solidificação é bastante amplo, da ordem de 150°C, se consideradas a presença de fases eutéticas e intermetálicos de não equilíbrio, o que torna o processo de tixoconformação bastante viável. Para a seleção da temperatura de tixoconformação a ser empregada no trabalho, foram tomados os valores obtidos pela simulação termodinâmica, considerados mais próximos da condição real da liga. Assim, foi selecionada a temperatura de 627°C, dentro da janela de tixoconformação sugerida, temperatura na qual o material deve conter cerca de 55% de líquido. Esta temperatura é destacada na Figura 3.8.

3.2.2 Reforços cerâmicos empregados

Para a fabricação dos compósitos de baixa densidade foram utilizadas como reforços diferentes partículas cerâmicas porosas, portanto, de baixa densidade, as quais apresentam diferentes morfologias e dimensões. Foram empregados dois tipos de partículas cerâmicas: vermiculita expandida e argila expandida (espumada), designada como cinasita. Estes materiais apresentam alta estabilidade térmica e química.

A. Reforço cerâmico1: argila expandida (cinasita)

Este reforço apresenta como principais constituintes Sílica e Alumina. A estrutura interna porosa deve-se à expansão promovida quando submetida a altas temperaturas; sua composição pode sofrer pequenas variações entre cada partícula.

A Tabela 3.5 apresenta composição típica da cinasita, fornecida pelo fabricante, enquanto a Tabela 3.6 apresenta algumas propriedades físicas deste material, segundo dados também fornecidos pelo fabricante.

Tabela 3.5: Composição química típica da cinasita, fornecida pelo fabricante.

Elemento	% massa
Sílica (SiO ₂)	57,6 ~ 66,8
Óxido Férrico (Fe ₂ O ₃)	9,6 ~ 3,9
Alumina (Al ₂ O ₃)	19,4 ~ 18,9
Óxido de Cálcio (CaO)	3,4 ~ 0,9
Óxido de Magnésio (MgO)	2,6 ~ 1,7
Alcalis (Na ₂ O)	5,6 ~ 4,6

Fonte: (CINASITA, 2008) (SINCLAIR, 2011)

Tabela 3.6: Características físicas da cinasita, fornecidas pelo fabricante.

Características Físicas	Valor
Resistência à compressão (típico)	20 MPa
Densidade (g/cm ³)	0,85
Condutividade térmica a 25°C (W/mK)	0,28
Calor específico (J/g°C)	1,25 – 1,35
Coefficiente de expansão térmica ((µm/m)/°C)	6,8

Fonte: (CINASITA, 2008) (SINCLAIR, 2011)

Para a produção dos compósitos de baixa densidade, o reforço de cinasita foi peneirado para a seleção de partículas com dimensões entre 1,6 e 3,15mm, sendo utilizado para isto, um agitador de peneiras. As Figuras 3.9 (a) e (b) apresentam, respectivamente, aspecto típico da cinasita após ser peneirada, com partículas entre 1,6 e 3,15mm, e estrutura interna da partícula. A estrutura interna porosa foi obtida por processo de espumagem da argila.

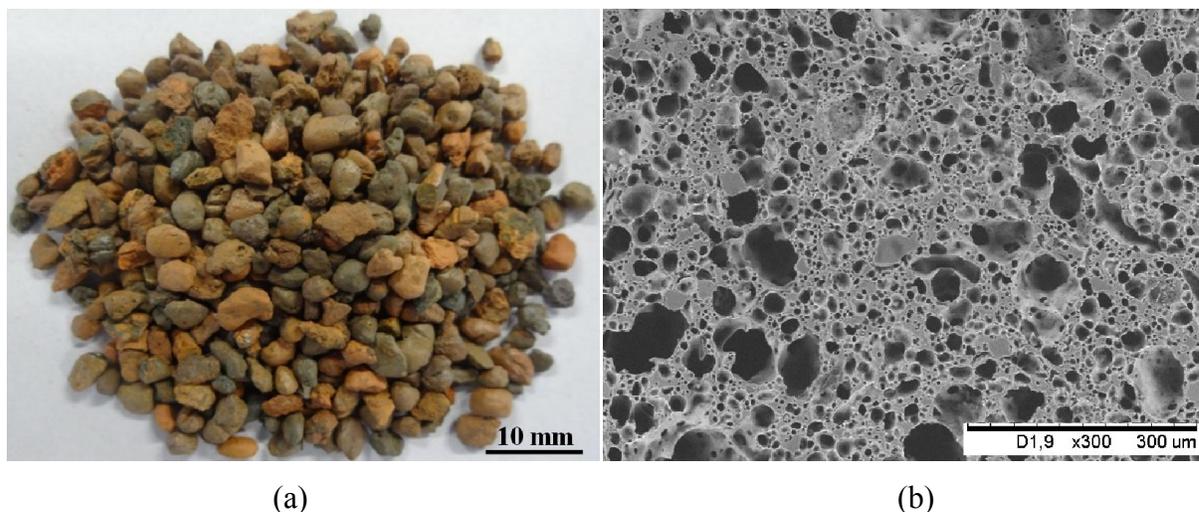


Figura 3.9: Partículas de argila expandida (cinasita) utilizadas como reforço. (a) Aspecto geral após ser peneirada, com partículas entre 1,6 e 3,15mm; (b) estrutura interna da partícula.

B. Reforço cerâmico 2: vermiculita expandida (vermiculita)

Este outro reforço empregado apresenta como principais constituintes Sílica e Óxido de Magnésio e uma estrutura lamelar, conseguida após expansão do material quando submetido a aquecimento, o qual faz a água presente entre as lamelas evaporar expandindo o material e deixando-o com grandes vazios. Isto se faz necessário, pois, na natureza, não é encontrada na forma expandida.

A Tabela 3.7 apresenta composição típica da vermiculita, enquanto a Tabela 3.8 apresenta suas principais características físicas, de acordo com dados da *The Vermiculite Association*.

Para uso como reforço, partículas de vermiculita expandida foram peneiradas e classificadas com dimensões entre 1,6mm e 3,15mm, sendo utilizado, para isto, um agitador de peneiras.

A Figura 3.10 apresenta, respectivamente, aspecto típico da vermiculita após ser peneirada, com partículas entre 1,6 e 3,15mm e estrutura interna da partícula, onde se observa sua morfologia lamelar.

Tabela 3.7: Composição típica da vermiculita.

Elemento	% massa
Sílica (SiO ₂)	38 ~ 46
Óxido Férrico (Fe ₂ O ₃)	6 ~ 13
Alumina (Al ₂ O ₃)	10 ~ 16
Óxido de Cálcio (CaO)	1 ~ 5
Óxido de Magnésio (MgO)	16 ~ 35
Alkalies (Na ₂ O)	5,6 ~ 4,6
Óxido de Potássio (K ₂ O)	1 ~ 6
Dióxido de Titânio (TiO ₂)	1 ~ 3
Água (H ₂ O)	8-16 (*)
Outros	0,2 ~12

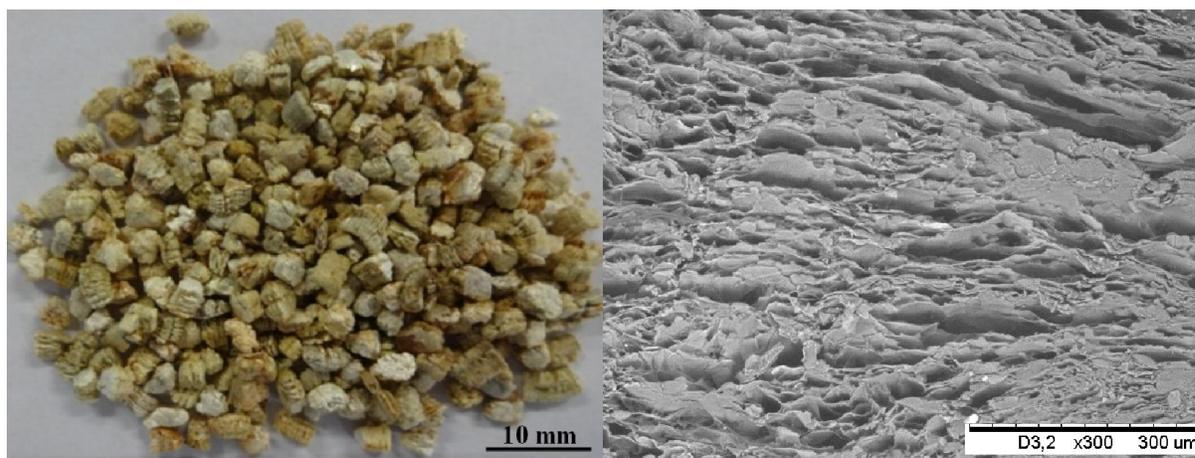
Fonte: *The Vermiculite Association* (2013)

(* Teor de água antes da expansão)

Tabela 3.8: Características físicas da vermiculita expandida.

Características Físicas	Valor
Dureza	1 a 2 MOH
Densidade (g/cm ³)	0,08 a 0,14 g/cm ³
Condutividade térmica a 25°C (W/mK)	0,064 W/mK
Calor específico (J/g°C)	0,84 a 1,08 kJ/kgK
Ponto de fusão	1200 a 1320 °C

Fonte: *The Vermiculite Association* (2013).



(a)

(b)

Figura 3.10: Partículas de vermiculita expandida utilizadas como reforço. (a) Aspecto geral após ser peneirada, com partículas entre 1,6 e 3,15mm; (b) estrutura interna da partícula.

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Produção de compósitos por tixoconformação

O processo de fabricação de compósitos envolveu, de modo geral, as etapas apresentadas no fluxograma da Figura 3.11: preparo dos constituintes (liga metálica e reforços), preparo do equipamento e ferramental (prensa de forjamento, forno de aquecimento para obtenção do estado semi-sólido, molde metálico), montagem do conjunto de matérias primas no molde, operação de tixoforjamento propriamente dita, resfriamento e desmoldagem do produto.

A. Equipamentos e ferramental

A.1 Equipamentos

Para a fabricação dos compósitos descritos anteriormente foram utilizados:

- Forno resistivo (tipo mufla), equipado com controlador de temperatura programável, para aquecimento da liga ao seu estado semi-sólido;
- Prensa hidráulica, de capacidade máxima de carga de 300kN, com controle manual do atuador, equipada com célula de carga de ~196 kN;
- Sistema de aquisição de dados T&S instalado em um computador tipo PC, com um *software* proprietário que fornece os valores de força ao longo do tempo;
- Termopar tipo K posicionado junto à liga metálica no interior da matriz para a realização de leituras das temperaturas.

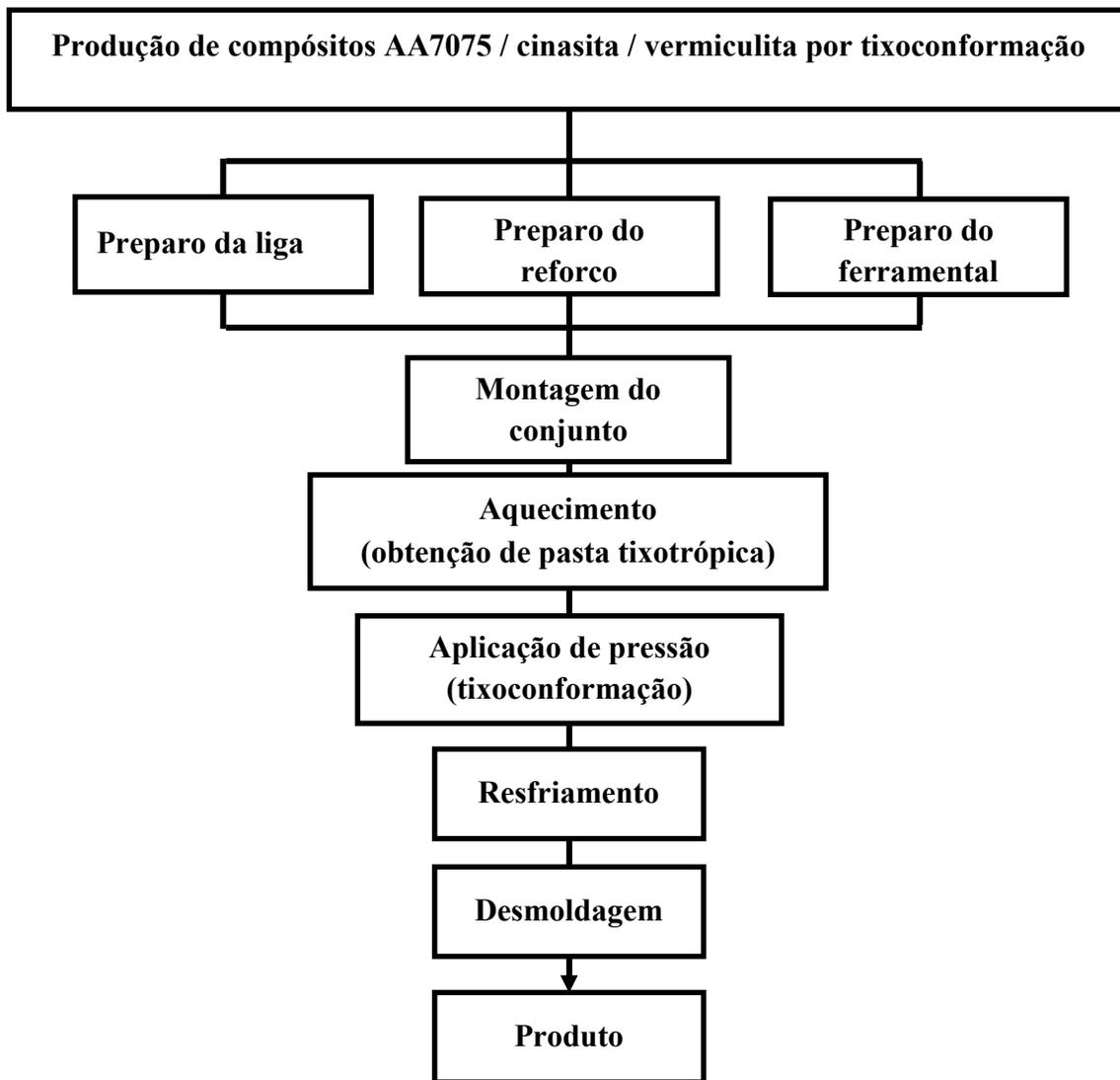


Figura 3.11: Fluxograma com a seqüência geral de etapas envolvidas no processo de produção de amostras de compósitos por tixoconformação.

A.2 Molde de tixoconformação

Para a operação de conformação foi projetado e construído molde metálico fabricado em aço-ferramenta para trabalho a quente do tipo H13. A Figura 3.12 apresenta foto do molde construído, enquanto detalhes do projeto são apresentados na Figura 3.13.

O molde é constituído de uma cavidade (A) de seção quadrada de 61 mm de lado, duas tampas laterais (B) e (C) com encaixe deslizante vertical (D) e pino de trava (E), além de uma tampa superior quadrada (F) com 60,8 mm de lado, que funciona como punção para a compressão da liga na conformação do material.

Para facilitar a remoção do produto, as paredes laterais fixas da cavidade interna possuem uma leve conicidade, aumentando a área seção na parte superior.

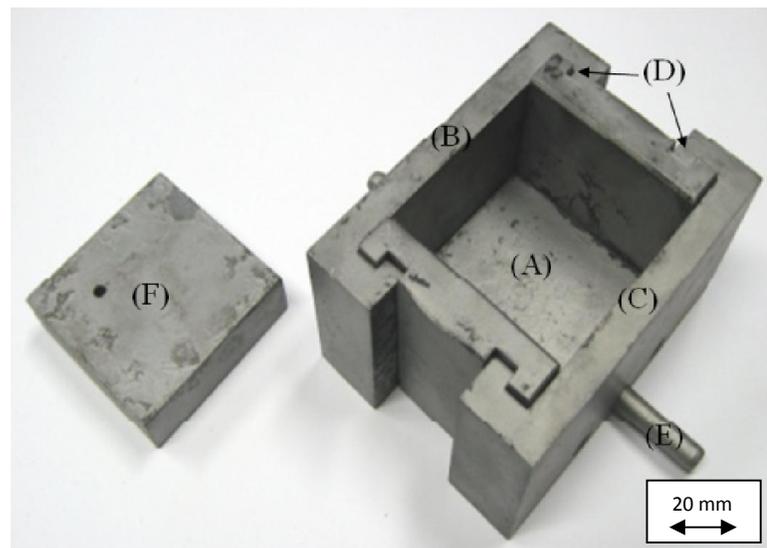


Figura 3.12: Aspecto geral da matriz metálica utilizada na produção de amostras de compósitos.

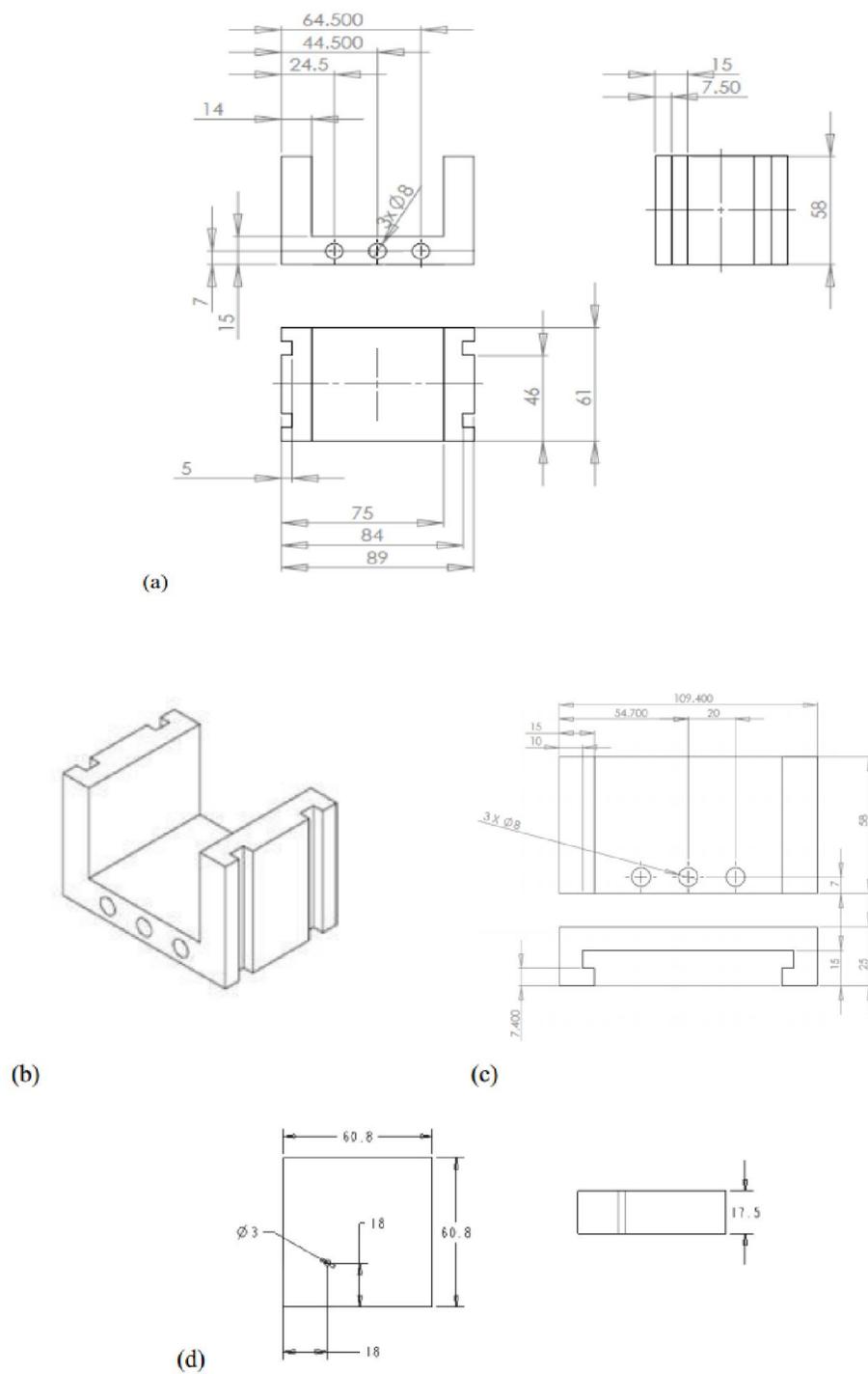


Figura 3.13: Desenho do molde de tixoconformação construído. (a) Dimensões do corpo principal (3 vistas); (b) aspecto tridimensional do molde; (c) dimensões das duas tampas laterais, com fechamento por encaixe (2 vistas); (d) dimensões da tampa móvel superior (2 vistas).

B. Operação de tixoconformação

Barras da liga AA7075 com seção quadrada de 57 mm e 500 mm de comprimento, foram cortadas e amostras com seção quadrada de 57mm e 15mm de altura foram obtidas. Essas amostras foram pesadas em balança analítica e o peso médio verificado foi da ordem de 130g.

Para cada operação de tixoconformação para a fabricação de uma amostra de compósito foram empregadas uma amostra da liga matriz de seção quadrada e altura 15mm e uma porção de material de reforço equivalente a 50% em volume da liga. Esta relação foi mantida constante em todos os experimentos.

No preparo do ferramental, o molde metálico foi revestido internamente com uma camada fina de cimento refratário QF180. Em seguida, partículas do reforço foram colocadas em seu interior, e sobre esta a amostra sólida da liga metálica. O conjunto foi então inserido no interior de um forno e aquecido com uma taxa de aquecimento controlada até a liga atingir a temperatura de tixoconformação. O controle da temperatura foi feito com a inserção de um termopar no molde, em contato direto com a liga.

No processamento, quando a temperatura desejada é atingida, o termopar é removido e o conjunto é posicionado na mesa da prensa; em seguida, é aplicada força sobre o punção para promover a infiltração da pasta tixotrópica nos espaços entre as partículas do reforço cerâmico.

A Figura 3.14 apresenta, de maneira esquemática, o processo de tixoconformação para produção de compósitos.

Portanto, a pasta tixotrópica foi produzida pelo processo de Fusão Parcial Controlada (FPC), que consiste no aquecimento da liga metálica (AA7075) até uma temperatura pré-determinada no interior do seu intervalo de solidificação e manutenção nesta temperatura para promoção da globularização da fase primária. A liga foi aquecida a partir do estado como recebido, isto é, laminado e submetido a tratamento T6. Como a microestrutura nesta condição se apresenta altamente deformada, conforme apresentado anteriormente na Figura 3.7, foi esperado que produzisse glóbulos de pequenas dimensões na pasta sem a necessidade de pré-deformação da liga metálica ou refusão para refino de grão.

As pastas foram obtidas diretamente no interior do molde já contendo a camada de reforço, evitando, com isto, seu manuseio e eventuais perdas de calor antes do processo de tixoconformação.

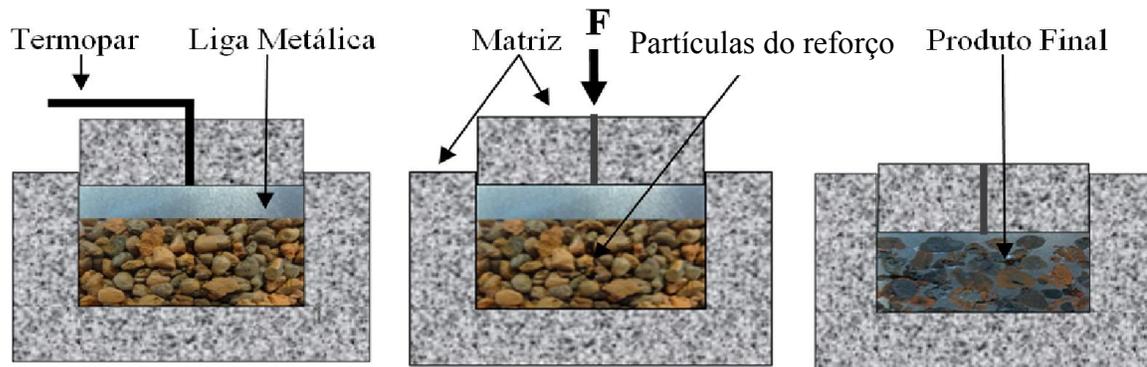


Figura 3.14: Esquema ilustrativo do processo de tixoconformação empregado para produção de compósitos AA7075 / cinasita / vermiculita.

Os seguintes parâmetros foram empregados para a tixoconformação:

- Taxa de aquecimento da liga de alumínio: $\sim 6^{\circ}\text{C}$;
- Temperatura de tixoconformação: 627°C (fl $\sim 55\%$ na pasta tixotrópica);
- Manutenção a 627°C por 1 minuto, para estabilização e homogeneização da temperatura em todo o volume do material antes da conformação;
- Pressão aplicada: máxima de $1,5\text{MPa}$ para vermiculita e $3,5\text{MPa}$ para cinasita;
- Taxa de aplicação da pressão: $1,5\text{mm/s}$.

Após tixoconformação, os compósitos foram resfriados no interior do molde, ao ar, e desmoldados. Foram assim obtidas amostras com dimensões de aproximadamente $59\text{mm} \times 59\text{mm} \times 15\text{mm}$, de compósitos AA7075 / 50% em volume de cinasita ou vermiculita. Este valor em volume corresponde a 27% em peso para o caso do compósito com cinasita e 6,5% em peso no compósito com vermiculita.

3.2.2 Caracterização dos produtos obtidos

A. Qualidade interna

Para verificação da qualidade interna geral e da distribuição das partículas de reforço em todo o volume das amostras de compósitos obtidos, todas as amostras produzidas foram submetidas à tomografia computadorizada de raios-X, em tomógrafo dedicado à análise de rochas. Foram tomadas imagens de planos transversais paralelos equidistantes 1,5mm, em toda a altura da amostra. Amostras que apresentaram defeitos foram descartadas.

Amostras com qualidade interna aprovada foram cortadas em quatro partes iguais, conforme esquema apresentado na Figura 3.15, obtendo-se, desta forma, um número maior de amostras para análises e testes. Para os cortes foi utilizado equipamento com disco abrasivo AA-3.

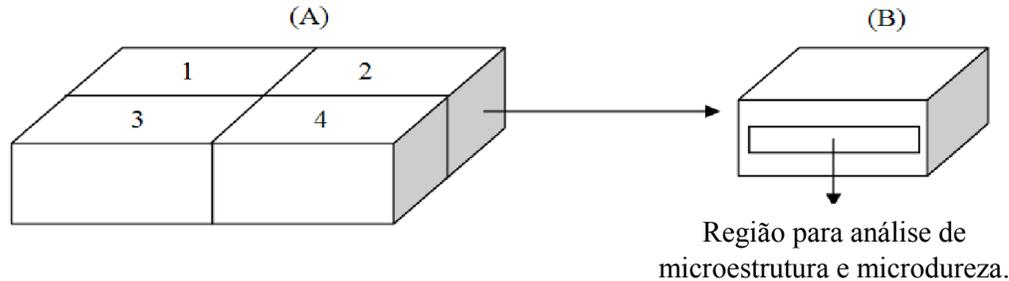


Figura 3.15: (A) Esquema de corte aplicado às amostras e (B) amostra já cortada e em destaque região utilizada para análise da microestrutura e medidas de microdureza.

C. Densidade

Para medida da densidade dos compósitos produzidos foram empregados dois diferentes métodos: picnometria a gás Hélio e cálculo direto da relação entre a massa e o volume de cada amostra. Foram feitas medidas em 4 amostras de cada tipo de compósito no caso de picnometria; e medidas em 16 amostras de cada tipo no caso do cálculo direto.

D. Microestrutura

Para análise microestrutural foi observada a região central da seção transversal de cada amostra cortada, como indicado na Figura 3.15 (B). A preparação metalográfica empregada seguiu o mesmo procedimento utilizado para o preparo da liga original (item 3.1.1.D). Para análise da microestrutura e interfaces matriz/reforço, foram utilizados microscópio óptico (MO) e microscópico eletrônico de varredura (MEV).

A microestrutura foi analisada nas condições tixotônica, solubilizada e envelhecida. Na região a ser analisada, foram marcadas três linhas com $\sim 500\mu\text{m}$ e em cada uma delas foram feitas 6 micro indentações, equidistantes $100\mu\text{m}$.

Para avaliação da distribuição de elementos de liga na estrutura da matriz metálica, antes e após tratamentos térmicos, foram feitas análises por energia dispersiva (EDS) em 6 pontos da linha pré-estabelecida entre duas indentações, conforme apresentado no esquema da Figura 3.16.

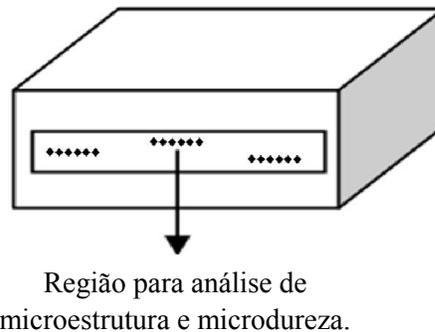


Figura 3.16: Esquema representativo da região empregada para análise da microestrutura (distribuição de elementos de liga) e medidas de microdureza, contendo 3 linhas de $500\mu\text{m}$ de extensão cada, definidas por micro indentações.

E. Microdureza na matriz metálica

A matriz metálica dos materiais compósitos produzidos foi avaliada quanto à sua microdureza antes e depois de submetidas a tratamentos térmicos. Para isto foi utilizado

microdurômetro equipado com acessórios para ensaios de microdureza Vickers, empregando carga de 300gf. Foram efetuadas um total de 36 medidas para cada tipo de compósito, em cada condição (tixoconformada, solubilizada e envelhecida).

F. Propriedades mecânicas em compressão

Os compósitos produzidos foram submetidos a testes de compressão, em dois tipos de ensaios: compressão semi-estática e compressão dinâmica (impacto). As amostras foram ensaiadas em condições: tixoconformada, solubilizada e envelhecida.

F.1 Ensaios mecânicos de compressão semi-estática

Ensaios de compressão semi-estática foram realizados em equipamento *Servo-Hidráulico* para ensaios mecânicos com capacidade de carga de 100kN (10ton). As amostras foram ensaiadas até o colapso do material.

A Figura 3.17 apresenta fotos do início e final do ensaio, com a amostra totalmente colapsada. Foram utilizadas placas paralelas com superfícies polidas para aplicar compressão às amostras; as laterais das peças foram mantidas livres, como mostrado na mesma Figura. Foram utilizadas amostras com seção quadrada de aproximadamente 29,5 mm e 15 mm de altura.

Todos os ensaios foram realizados com velocidade de aplicação de carga de compressão de 0,15 mm/s, que corresponde a uma taxa de deformação inferior a (1/10)/s.

Durante os testes de compressão foi monitorada a variação da pressão aplicada com o avanço do ensaio, com o uso de célula de carga e sensor de posicionamento do punção. Com auxílio de *software* apropriado foram obtidas curvas de Tensão x Deformação.

Foram feitos 4 ensaios por tipo de compósito, para cada condição: tixoconformado, solubilizado e envelhecido.



Figura 3.17: Teste de compressão semi-estática, com placas paralelas e amostras com laterais livres, nos compósitos produzidos: (a) início do ensaio; (b) final do ensaio, com colapso da amostra.

F.2. Ensaio mecânicos de impacto (compressão dinâmica)

Os materiais produzidos foram também avaliados em testes de compressão dinâmica. Para tanto, foi utilizado equipamento tipo *drop-test*, apresentado na Figura 3.18, o qual consiste de uma torre de impacto, com aceleração gravitacional, proporcionando um ensaio de impacto de baixa velocidade. Foi empregada ponteira de impacto de seção circular de 20 mm, com face plana.

Foi utilizada nos testes velocidade de 3 m/s e altura de 60 cm entre a ponteira de impacto e a amostra. A energia de impacto resultante desta configuração foi previamente estabelecida conforme os resultados de energia absorvida observados nos testes de compressão semi-estática.

Durante o ensaio, foram monitoradas a velocidade da massa em queda e a força medida na célula de carga acoplada à ponteira. A partir dessas informações e das condições de pré-ensaio informadas (como massa total de impacto), o *software* de aquisição de dados do equipamento fornece curvas de carga versus tempo, de maneira direta, ou carga versus deslocamento, de maneira calculada, e permite calcular a energia total e a absorvida no impacto.

Para este ensaio, foram utilizadas amostras no mesmo padrão das utilizadas nos ensaios de compressão semi-estática, de seção quadrada de aproximadamente 29,5 mm de lado e 15 mm de

altura. Para cada um dos diferentes tipos de materiais, foram ensaiadas no mínimo quatro amostras, nas diferentes condições do compósito (tixoconformado, solubilizado e envelhecido).



Figura 3.18: Equipamento tipo *drop-test* utilizado nos ensaios de impacto, com torre e ponteira de impacto.

G. Ensaios de corte por jato de água abrasivo (*AWJM - abrasive water jet machining*)

Para a preparação para os testes de corte por AWJM, amostras dos compósitos foram usinadas convencionalmente por fresamento, para obtenção de superfícies planas. Após a usinagem convencional, as amostras dos compósitos, foram cortadas por AWJM; somente a condição tixoconformada foi analisada.

Antes de iniciar o processo de corte por jato de água, é feito um pequeno furo na amostra, para direcionamento inicial do jato; em seguida o jato abrasivo é incidido no ponto perfurado fazendo um movimento circular.

Nos ensaios foram utilizadas as condições:

- pressão da água: 320MPa
- diâmetro do orifício de saída do jato: 0,3mm
- diâmetro do tubo de mistura: 0,8mm
- taxa de vazão de água: 2,38l/min
- taxa de vazão do abrasivo: 3,3g/s

H. Determinação do Número de Usinabilidade (N)

Durante o processo de corte, o jato de água abrasivo penetra lentamente na peça e se move ao longo dela com velocidade de corte programada, a qual é calculada usando modelos de processo de corte. Neste trabalho, o número de usinagem (N) foi calculado conforme método de Zeng e Kim (1995) descrito no Capítulo II.

3.2.3 Tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento

Os diferentes compósitos produzidos foram tratados termicamente, visando a melhoria de suas propriedades mecânicas; para tanto, foram submetidos a tratamentos de solubilização e envelhecimento. Desta forma, buscou-se promover modificações na microestrutura da matriz metálica, com a redistribuição de soluto e precipitação controlada e homogeneamente distribuída de fases por todo o volume.

Foram empregadas as seguintes condições para solubilização: 470°C / 12 e 15h. Esta temperatura é da ordem de 24% superior à T_{solvus} fornecida por diagramas de equilíbrio e da ordem de 19% superior à menor T_{solvus} considerada pela literatura.

Quanto ao efeito do tempo de tratamento a 470°C, por 12 e 15h, os resultados não mostraram diferenças significativas no resultado obtido, sendo, portanto adotado o tempo de 12h, objetivando menores custos de produção.

Para envelhecimento foi adotada temperatura de 170°C e tempo de 24h, de acordo com parâmetros indicados em Handbook of Aluminum (2003), para liga empregada.

A Figura 3.19 apresenta, de forma esquemática, o ciclo completo de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento adotado para os compósitos produzidos por tixoconformação.

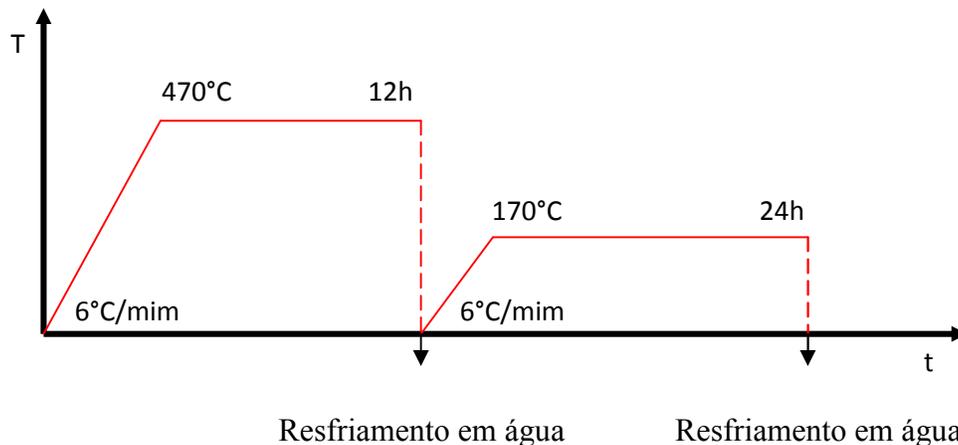


Figura 3.19: Ciclo completo de tratamentos térmicos aos quais foram submetidos os compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita produzidos por tixoconformação.

3.2.4 Análise do efeito do tratamento térmico

O efeito do tratamento térmico nos diferentes tipos de compósitos foi avaliado quanto à modificação na microestrutura (distribuição de elementos de liga na estrutura da liga); à variação da microdureza da matriz metálica; ao comportamento do compósito em ensaios de compressão semi-estática e dinâmica, após cada etapa do tratamento, isto é, nas condições solubilizada e envelhecida.

As análises microestruturais e medidas de microdureza foram efetuadas nas mesmas regiões demarcadas por indentações feitas nas amostras antes dos tratamentos térmicos.

Os testes mecânicos foram feitos nas mesmas condições apresentadas anteriormente para o material tixoconformado, para todas as amostras nas condições solubilizada e envelhecida. Foram efetuados no mínimo 4 ensaios por tipo de compósito e condição de tratamento.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Considerações gerais sobre o processo de tixoconformação dos compósitos

Como apresentado no Capítulo 3, o processo de fabricação de compósitos alumínio/cinasita ou vermiculita envolveu a infiltração da liga no estado semi-sólido em camada de partículas soltas do reforço, isto é, tixoconformação. Para tanto, a pasta tixotrópica foi pressionada sobre a camada de reforço; a variação da tensão empregada com o tempo de processo de infiltração foi monitorada e os resultados obtidos são apresentados nas Figuras 4.1(a) e (b) para os compósitos contendo cinasita e vermiculita como agentes de reforço, respectivamente.

Pode-se observar, em ambos os casos, reduzidos valores de tensões requeridas para o processo de conformação dos diferentes tipos de compósitos, o que significa a possibilidade de emprego de máquinas pouco robustas e atesta a baixa demanda energética do processo de tixoconformação.

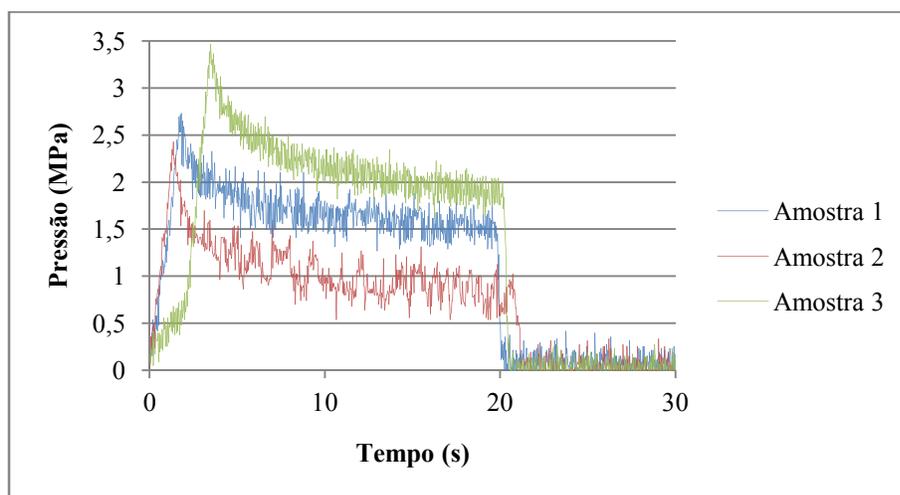
Pode-se observar, em todos os casos, aumento da tensão aplicada no início do processo, até ser atingido um valor máximo, a partir do qual a tensão é reduzida, se mantendo praticamente constante até o final da conformação. O tempo necessário para atingir a tensão máxima é similar nos dois tipos de compósitos fabricados (em torno de 4s), assim como o tempo total de processo (em torno de 20s).

O aumento inicial da tensão nas curvas obtidas durante o processo é explicado pela natureza tixotrópica da pasta metálica, isto é, seu escoamento depende do rompimento de aglomerados de glóbulos sólidos da fase primária na pasta. Uma vez destruída a aglomeração, a fluidez da pasta é aumentada e passa a ser regida pela relação entre destruição e restauração da estrutura. Mantida a pressão, a relação se mantém constante, resultando na manutenção da elevada fluidez na pasta, refletida na menor e praticamente estável tensão mantida durante a conformação.

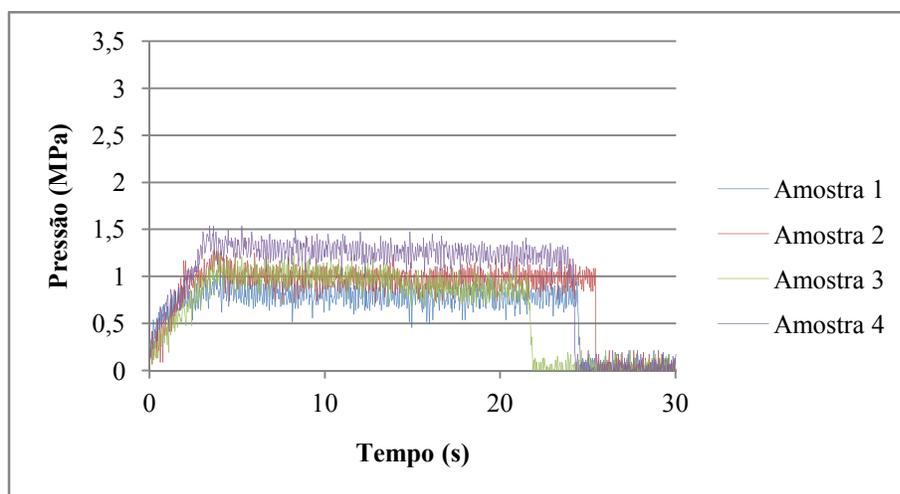
No entanto, os valores máximos da tensão aplicada observados são mais elevados para o caso do compósito contendo cinasita, em comparação ao compósito contendo vermiculita. Este fato pode estar relacionado com as diferentes características estruturais destes materiais: a

cinasita é constituída de partículas de paredes rígidas e de elevada dureza, as quais podem oferecer resistência à compressão, promovendo um aumento adicional na força inicial requerida para a conformação.

Por outro lado, as partículas de vermiculita são constituídas de lamelas, as quais são mais compressíveis. Assim, durante aplicação de força no processo de tixoconformação, as partículas de vermiculita tendem a se compactar, oferecendo menor resistência inicial à compressão.



(a)



(b)

Figura 4.1: Variação da tensão aplicada x tempo durante tixoconformação para a produção de compósitos da liga AA7075 reforçada com partículas de (a) cinasita e (b) vermiculita.

No caso da cinasita, pode ocorrer a sua fratura durante a aplicação da pressão, como pode ser observado na Figura 4.2, com a penetração do metal semi-sólido na região da fratura.

A acomodação das partículas durante processamento, associada à possibilidade de ocorrência de ruptura (no caso da cinasita) ou compactação (no caso da vermiculita) resulta na posterior redução da pressão aplicada, como observado.

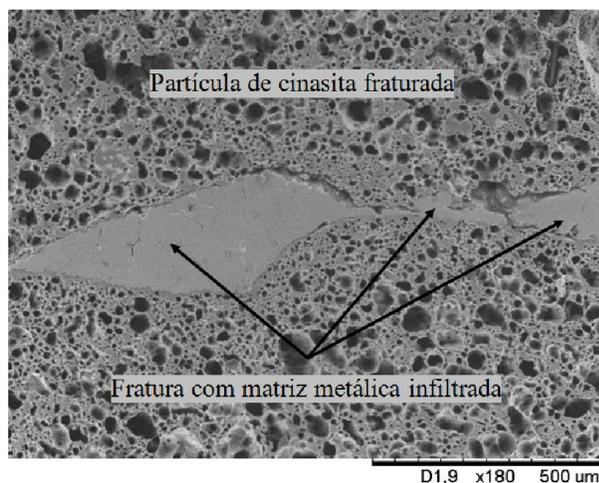


Figura 4.2: Partícula de cinasita fraturada, com matriz metálica infiltrada na fratura durante o processo de tixoconformação.

Na Figura 4.3 são apresentados comparativamente os valores de tensão máxima requerida no processo de tixoconformação dos dois diferentes tipos de compósitos fabricados; estes valores são apresentados na Tabela 4.1 (valores médios de diferentes operações de tixoconformação para cada tipo de compósito, sendo 3 no caso da cinasita e 4 para vermiculita).

Tabela 4.1: Valores de tensão máxima requerida para a produção de compósitos AA7075 / cinasita ou vermiculita por tixoconformação.

Material de reforço	Amostra	Tensão máxima de tixoconformação (MPa)	Valor médio da tensão máxima (MPa)
cinasita	1	2,73	2,88 ± 0,53
	2	2,43	
	3	3,47	
vermiculita	1	1,07	1,29 ± 0,19
	2	1,27	
	3	1,29	
	4	1,53	

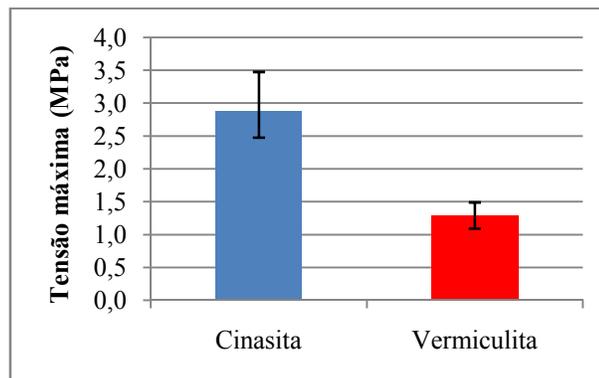


Figura 4.3: Tensão máxima requerida para a produção de compósitos AA7075 / cinasita ou vermiculita por tixoconformação.

Pode-se observar valores de tensão máxima de tixoconformação 120% superiores para o compósito reforçado com partículas mais rígidas e menos compressíveis (cinasita), quando comparado com o compósito de vermiculita; porém, após o início do escoamento, ocorre uma queda em torno de 40% na tensão aplicada, até o final da tixoinfiltração. Já em relação aos compósitos reforçados com partículas mais compressíveis, observa-se uma regularidade do início do escoamento até o final do processo.

4.2 Produtos obtidos – caracterização física

4.2.1 Aspecto geral e qualidade interna dos compósitos produzidos

Os produtos obtidos neste trabalho foram dois tipos de compósitos de matriz metálica de baixa densidade com reforços cerâmicos porosos, sendo estes reforços partículas de cinasita e vermiculita. A Figura 4.4 apresenta aspecto geral típico dos compósitos produzidos, enquanto a Figura 4.5 apresenta aspecto típico das seções transversal e longitudinal destes produtos, após corte com disco abrasivo.

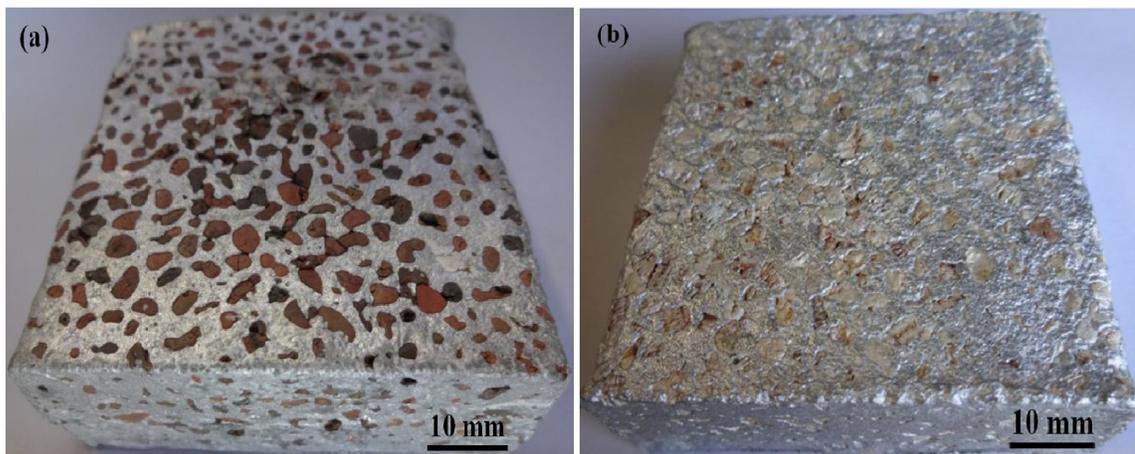


Figura 4.4: Aspecto geral dos compósitos produzidos por tixoconformação: (a) AA7075 / cinasita e (b) AA7075 / vermiculita.

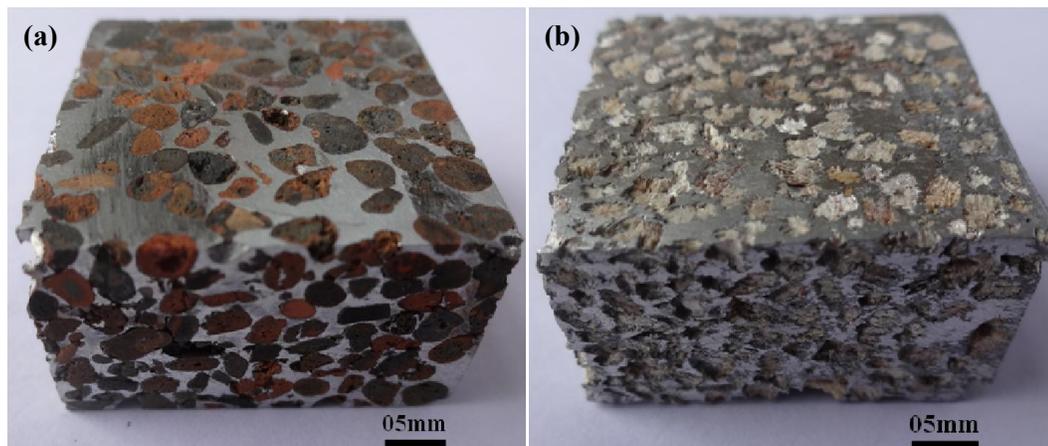


Figura 4.5: Aspecto geral das seções de corte nos compósitos produzidos por tixoconformação, após corte abrasivo: (a) AA7075 / cinasita e (b) AA7075 / vermiculita.

Pode-se observar a geometria das amostras como tixoconformada, de seção retangular, apresentando ângulos retos (Figura 4.4), o que atesta a alta formabilidade da pasta tixotrópica - com o emprego de baixas tensões é possível obter produtos com elevado grau de reprodução da geometria do molde.

Pode-se observar também que, nos dois tipos de compósitos, as partículas dos reforços se apresentam bem distribuídas na matriz metálica, conferindo homogeneidade ao produto.

As amostras produzidas foram submetidas a testes de tomografia de raios X para verificação da sua qualidade interna, quanto à presença de aglomerados e outros defeitos. A Figura 4.6 (a) e (b) apresenta, respectivamente, imagens típicas de planos internos de amostras de

compósitos com reforços de cinasita e vermiculita obtidas nos ensaios de tomografia. Pode-se observar boa dispersão das partículas de reforço em todo o volume da amostra, garantindo homogeneidade ao material.

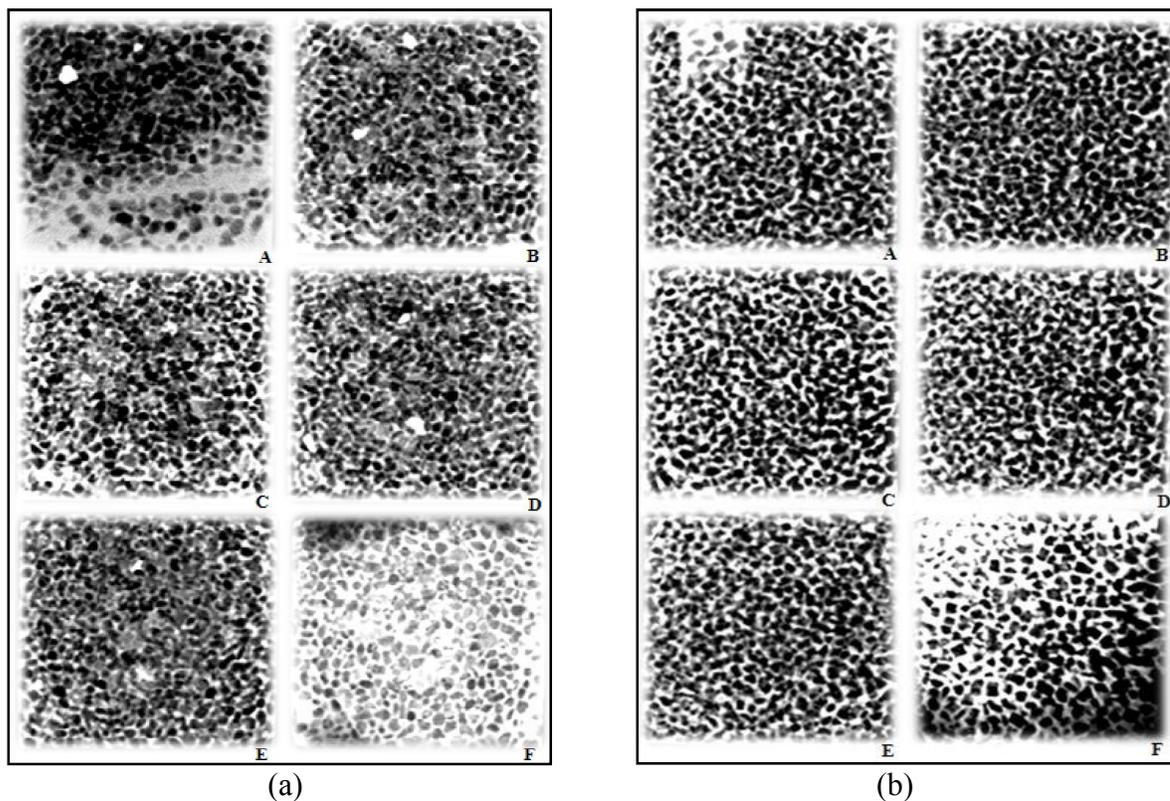


Figura 4.6: Imagens típicas de planos paralelos consecutivos, em cortes transversais (topo **A** e fundo **F**), obtidos por tomografia de raios X, de amostras de compósitos obtidos por tixoconformação; (a) AA7075 / cinasita; (b) AA7075 / vermiculita.

4.2.3 Densidade

As densidades dos compósitos produzidos foram obtidas por duas diferentes técnicas: pela relação direta entre massa e volume e por picnometria a gás He.

Na Tabela 4.2 são apresentados os valores médios gerais obtidos para cada tipo de compósito, empregando as duas técnicas de medida mencionadas. Estes valores estão apresentados graficamente na Figura 4.7.

Tabela 4.2. Valores médios de densidade, obtidos por diferentes técnicas, de compósitos AA7075 / cinasita ou vermiculita produzidos por tixoconformação.

Tipo de material	Valor médio de densidade (g/cm ³) (por pesagem)	Valor médio de densidade (g/cm ³) (por picnometria)	Densidade relativa ($\rho_{\text{compósito}}/\rho_{\text{liga}}$)
AA7075/cinasita	1,57 ± 0,06	1,59 ± 0,05	0,56
AA7075/vermiculita	1,29 ± 0,11	1,30 ± 0,09	0,46
AA7075	2,81*		

* MATWEB, 2013 - Para a composição padrão da liga AA7075

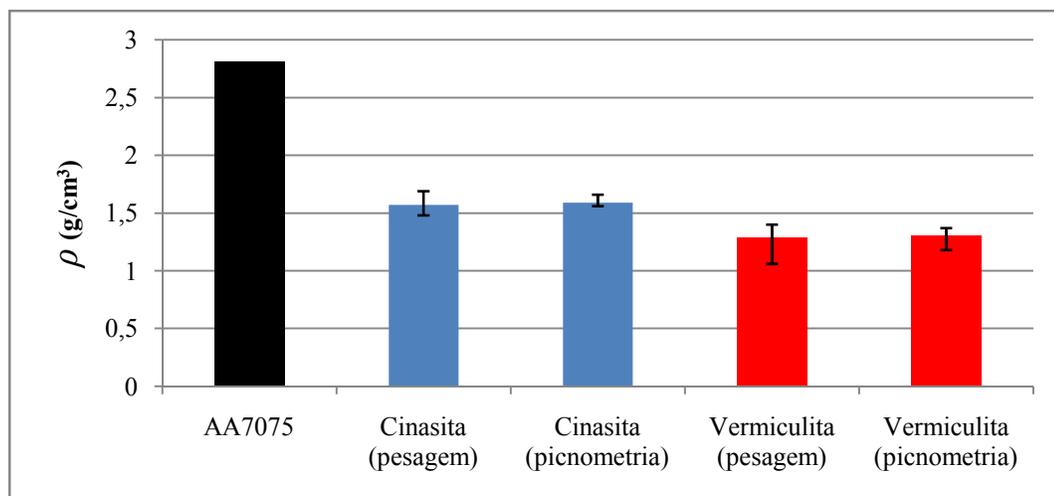


Figura 4.7: Valores médios de densidade, obtidos por diferentes técnicas, de compósitos AA7075 / cinasita ou vermiculita produzidos por tixoconformação.

As duas técnicas empregadas para medida de densidade forneceram resultados bem próximos.

O compósito contendo cinasita como reforço apresentou, em ambos os testes, densidade cerca de 18% superior à dos compósitos contendo vermiculita. Isto se deve à maior densidade das partículas deste reforço (0,85g/cm³) quando comparada à densidade da vermiculita (0,08 - 0,14g/cm³)(Cap.3, item 3.2.2), o que também implicou na maior fração (em relação à matriz metálica) em peso deste material no compósito (da ordem de 27%), quando comparado com a vermiculita (da ordem de 6,5%) para uma mesma fração em volume em ambos os casos (50%).

Os reduzidos valores de densidade dos dois tipos de compósitos produzidos (densidade relativa à liga sem reforço, da ordem de 0,6 e 0,4, respectivamente para o compósito contendo cinasita e vermiculita), os caracterizam como compósitos de baixa densidade. Estes valores de densidade relativa são próximos à densidade de metais porosos ou celulares, como por exemplo, aos valores obtidos por GATAMORTA (2009). O autor produziu espumas sintáticas a partir da tixoinfiltração da liga AA2011 no estado semi-sólido em pré-formas porosas confeccionadas a partir de microesferas ocas de vidro sinterizadas, obtendo como resultado de densidade relativa do material produzido em relação à liga utilizada, valores entre 0,55 e 0,62. A presença de reforços porosos no interior da liga pode levar a um comportamento em compressão similar à de espumas e esponjas metálicas.

4.3 Produtos obtidos – caracterização da usinabilidade por jato abrasivo

4.3.1 Aspectos gerais

Os testes de usinagem com corte por jatos de água abrasivos (AWJ) dos compósitos apresentaram algumas características particulares, quando comparados com o corte na liga sem os reforços. Na operação inicial de fresamento, empregada para preparo de amostras para o corte por AWJ, observou-se a formação de grande quantidade de poeira, devido à presença das partículas de cerâmica. Portanto, agentes de refrigeração devem ser evitados para evitar a mistura do líquido refrigerante com o pó produzido e atenção especial deve ser dada à extração da poeira da área de corte.

Não foram feitos testes de vida de ferramenta na operação de fresamento, mas é esperado um menor tempo de vida útil das ferramentas devido ao efeito abrasivo das partículas de cerâmica, principalmente nos compósitos contendo cinasita, uma vez que essa partícula é mais frágil e menos compressível do que as partículas de vermiculita.

No corte por jato abrasivo, foi observada maior facilidade de corte em comparação à liga sem as partículas cerâmicas, contudo, a qualidade das superfícies cortadas se apresentou com

qualidade inferior. Foi ainda observado desvio do jato abrasivo ao passar através do material, sendo este mais evidente nos compósitos contendo vermiculita.

4.3.2 Número de usinabilidade

Cortes retos na liga AA7075 sem os reforços e nos dois tipos de compósitos foram feitos para estabelecer o número de usinabilidade (N) dos materiais produzidos. A Figura 4.8(a) e (b) apresenta os cortes retos feitos na liga empregada no trabalho e nos compósitos produzidos; com vista superior das amostras, onde ocorreu a entrada do jato abrasivo (a) e com vista inferior por onde ocorreu a saída do jato (b).

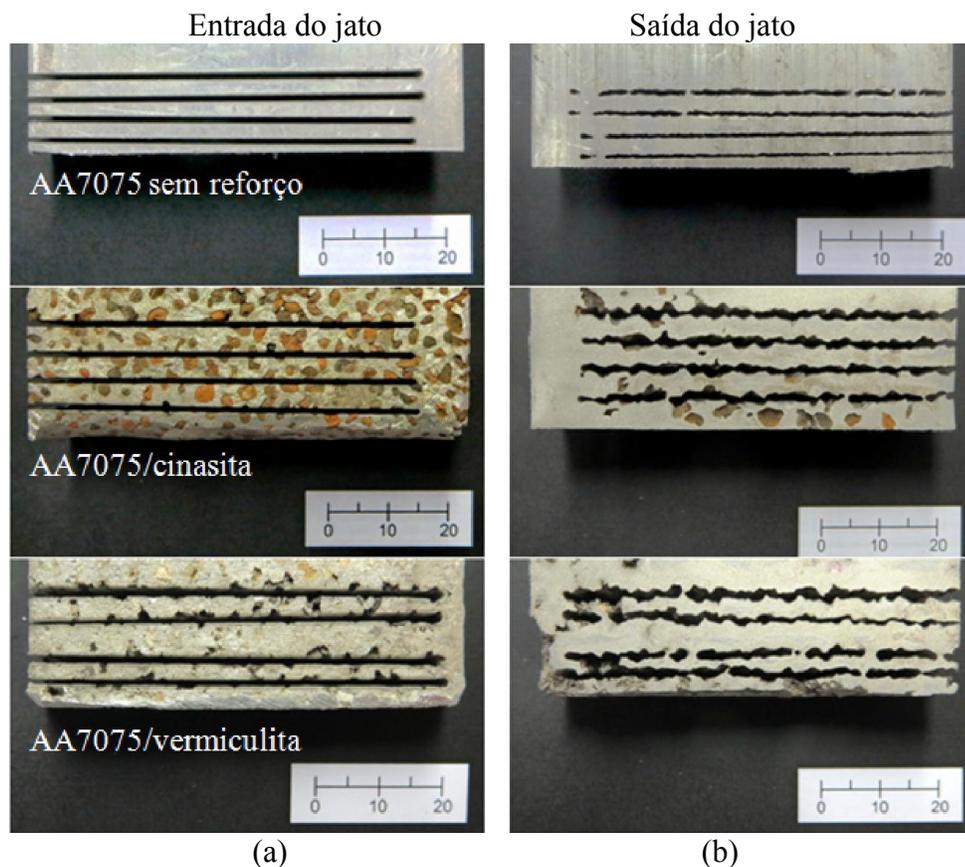


Figura 4.8: Vista dos cortes retos feitos a partir de jatos de água abrasivos na liga AA7075 sem reforço e nos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita. Vista superior das amostras com corte de entrada (a) e (b) vista inferior com corte de saída do jato.

O número de usinabilidade (N) foi calculado de acordo com o processo descrito no Capítulo 2, empregando modelo de Zeng e Kim, (1993). A velocidade de corte de separação foi determinada para amostras com espessura de 20 mm. Para a liga de trabalho, esta velocidade de corte chegou a 280mm/min, o que confirmou o seu número de usinabilidade (N) igual a 219.

Foram obtidas, para os compósitos produzidos, velocidades de corte de separação cerca de 20 % maiores do que as apresentadas pela liga sem reforço. As amostras do compósito com cinasita apresentaram uma boa qualidade de superfície (qualidade 3) quando submetidos a uma velocidade de corte de 145mm/min, enquanto que a velocidade de separação de corte de 355mm/min não apresentou bons resultados.

A Figura 4.9 (a) apresenta os resultados das superfícies obtidas dos materiais contendo cinasita. O resultado representa o chamado corte limpo, com apenas algumas das partículas retiradas da estrutura pela velocidade de corte. A cinasita é uma partícula dura e sofre fratura durante o corte como uma superfície dura e contínua. No caso dos compósitos contendo vermiculita, mostrado na Figura 4.9 (b), foram observadas grandes deflexões laterais do jato de água abrasivo. Partículas cerâmicas foram arrancadas da superfície usinada. Esse fenômeno não pode ser evitado mesmo em velocidades de corte muito lentas, como consequência disso, a superfície resultante apresentou maiores imperfeições. No entanto, quando a velocidade de separação do corte para os compósitos de vermiculita é de cerca de 345mm/min, a qualidade da superfície obtida é relativamente boa se comparada com a superfície obtida com velocidade de corte de 215 mm/min (qualidade 3).

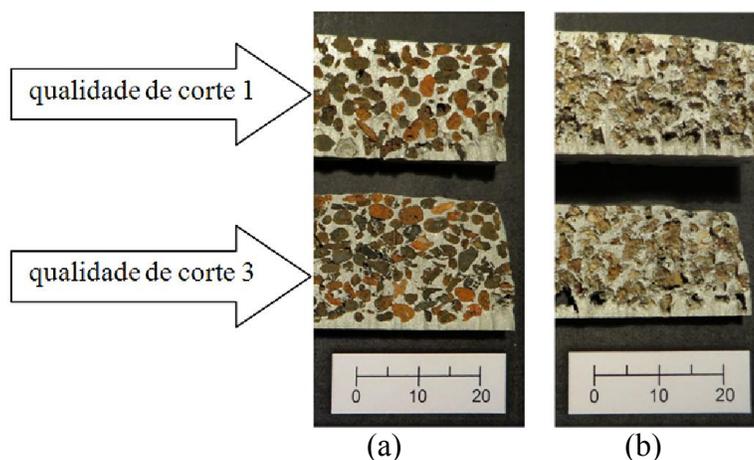


Figura 4.9: Superfícies de corte dos compósitos obtidas por jato abrasivo; (a) AA7075 / cinasita e (b) AA7075 / vermiculita.

Com este procedimento, foram determinados os números de usinabilidade (N) para os dois tipos compósitos produzidos, os quais são apresentados na Tabela 4.3, juntamente com o obtido para a liga AA7075 sem reforço.

Tabela 4.3: Valores obtidos para o número de usinabilidade dos compósitos produzidos.

Material	Número de usinabilidade (N)
AA7075 / Cinasita	265
AA7075 / Vermiculita	260
AA7075	219

Peças com formato cilíndrico foram, também, cortadas das amostras dos compósitos. A princípio, foi realizado um procedimento de perfuração na amostra para que a partir deste ponto fosse iniciado o corte. O método adotado em uso geral, para perfurar metais, não é adequado para os materiais compósitos produzidos neste trabalho, uma vez que a superfície superior pode ser danificada quando o jato de água abrasivo atingi-la. Partículas de reforço localizadas abaixo do jato podem ser lavadas ou retiradas em maior escala, especialmente no caso da vermiculita.

A Figura 4.10 apresenta, para ambos os tipos de compósitos, amostras cilíndricas produzidas por cortes com jatos de água abrasivos. Em (a) pode ser observado, mais claramente, o arrancamento das lamelas de vermiculita, enquanto que em (b), este fenômeno não se apresenta tão evidente para o caso da cinasita, exceto um eventual arrancamento de partículas de pequenas dimensões.

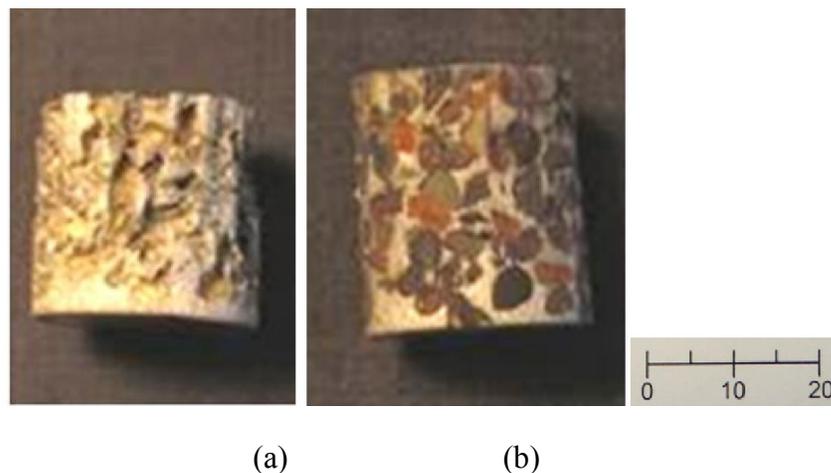


Figura 4.10: Amostras cilíndricas produzidas por cortes com jatos de água abrasivos nos compósitos: (a) AA7075 / vermiculita e (b) AA7075 / cinasita.

Em relação ao número de usinabilidade (N), pode ser observado que o seu valor é ligeiramente maior para compósitos contendo cinasita do que para os com partículas de vermiculita e que em ambos os casos o valor foi mais elevado do que na liga AA7075 sem reforço. Portanto, os materiais compósitos são mais fáceis de usinar por AWJ do que a matriz metálica, e os compósitos contendo cinasita são ligeiramente mais fáceis de cortar por AWJ do que os que contém vermiculita.

Estes resultados podem estar relacionados com a estrutura dos diferentes materiais, como apresentado na Figura 4.11: a estrutura lamelar em camadas apresentada pela vermiculita é compressível e pode ser compactada ou delaminada pelo jato de água abrasivo e retirada da matriz metálica. Essa retirada de partículas promove grandes poros na estrutura, resultando, em geral, em um corte ruim e em uma pior usinabilidade. Por outro lado, a estrutura mais compacta e densa das partículas de cinasita pode sofrer fratura em tensões de compressão baixas, podendo ser removida apenas a porção fraturada. Assim, o jato sofre deflexão menor, resultando em melhor acabamento superficial e melhor usinabilidade.

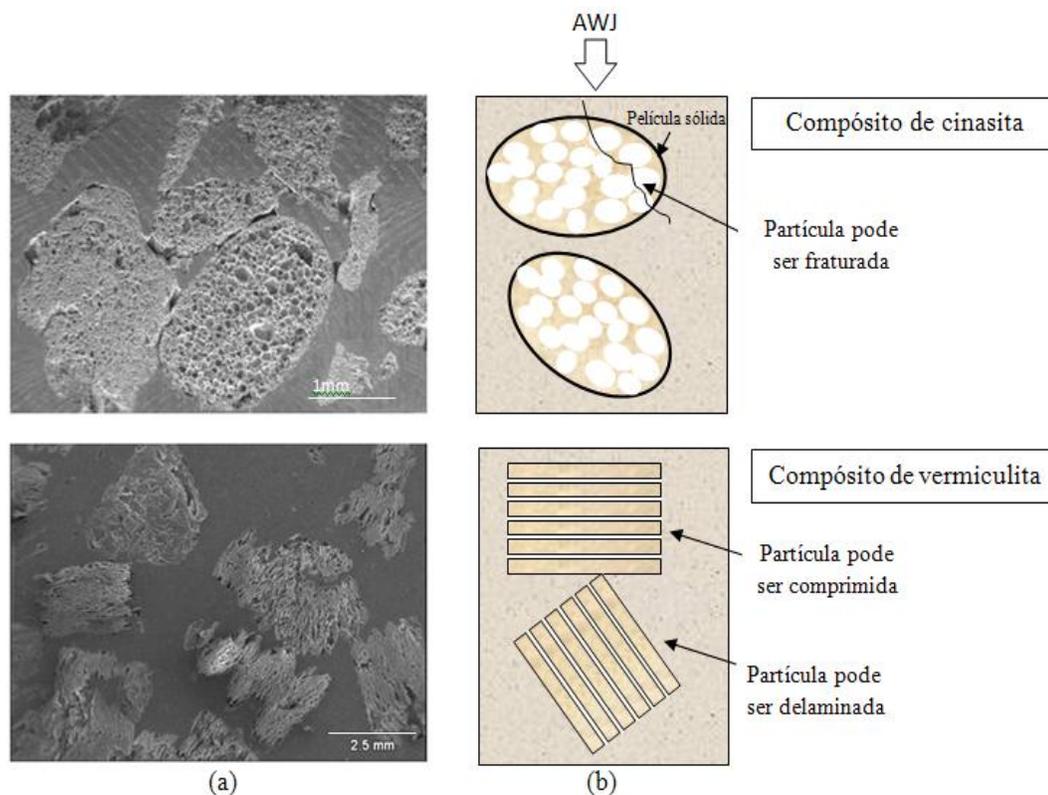


Figura 4.11: Sugestão da influência do tipo de partícula do reforço, no corte por jato abrasivo de compósitos AA 7075 / cinasita ou vermiculita. (a) estrutura real do compósito (MEV); (b) representação esquemática da estrutura interna dos compósitos.

4.4 Efeito de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento

Os compósitos produzidos foram analisados nas condições: como tixoconformados, solubilizados e envelhecidos. Foram analisados os efeitos dos tratamentos térmicos na microestrutura e microdureza da matriz metálica, e comportamento em compressão semi-estática e compressão dinâmica dos compósitos.

4.4.1 Na microestrutura da matriz metálica

A. Condição tixoconformada

Para análise da microestrutura da matriz metálica dos compósitos produzidos foram retiradas amostras de distintas regiões do material, em seções transversais como apresentado na Figura 4.12. A região A sofreu ação direta do punção da prensa durante tixoconformação.

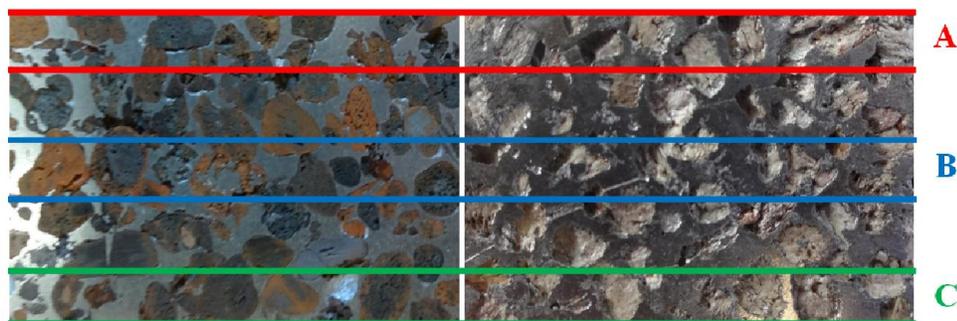
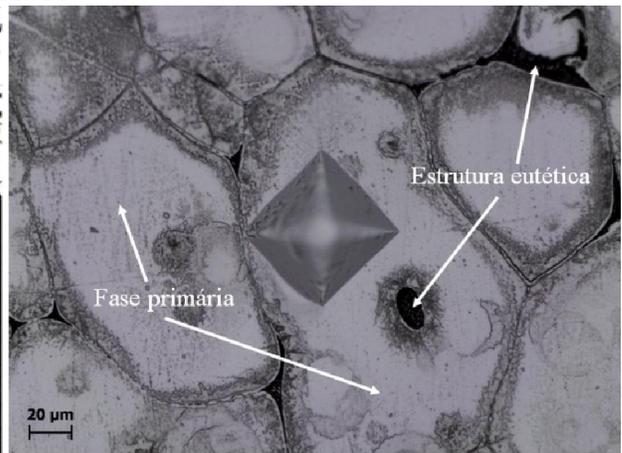
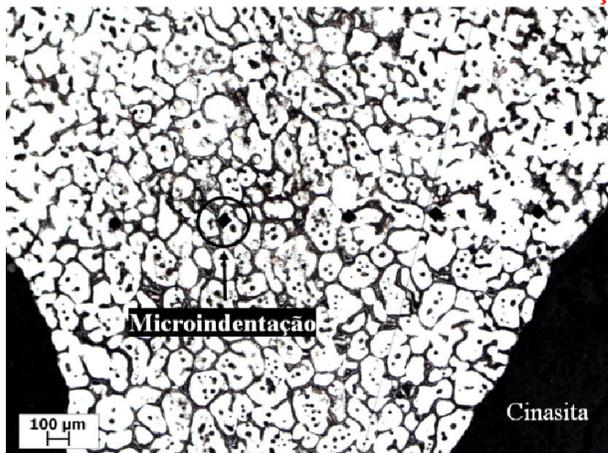


Figura 4.12: Seções de corte transversais, para retirada de corpos de prova para análise microestrutural dos compósitos AA7075 / cinasita / vermiculita produzidos.

A Figura 4.13 apresenta a microestrutura típica do compósito contendo cinasita como material de reforço, nas diferentes seções.

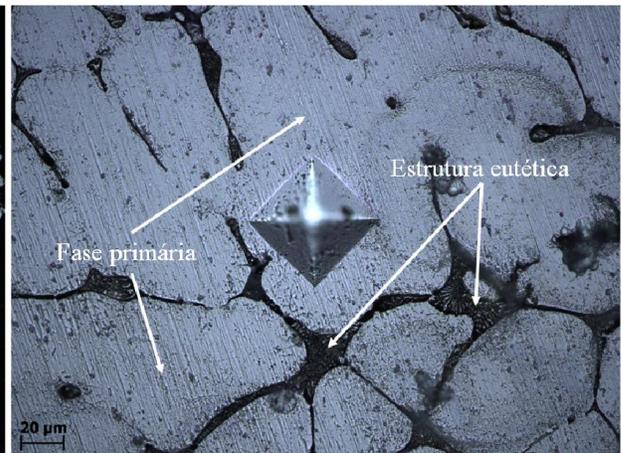
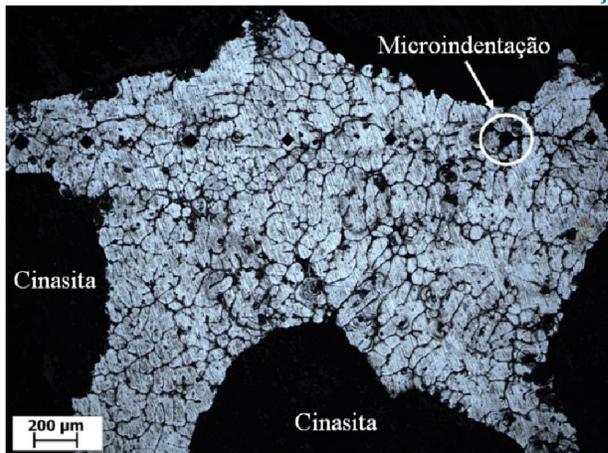
SEÇÃO A



(a)

(b)

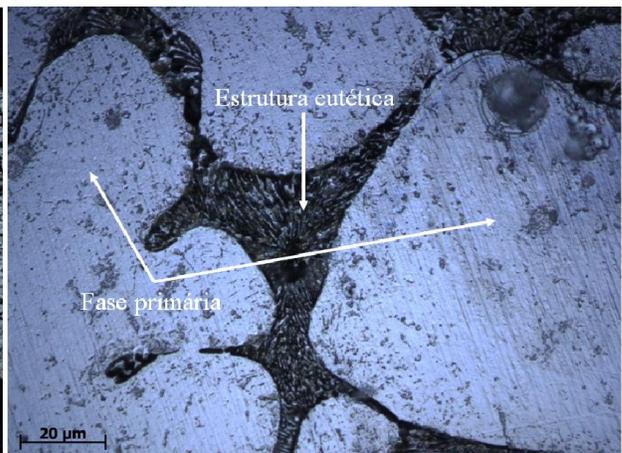
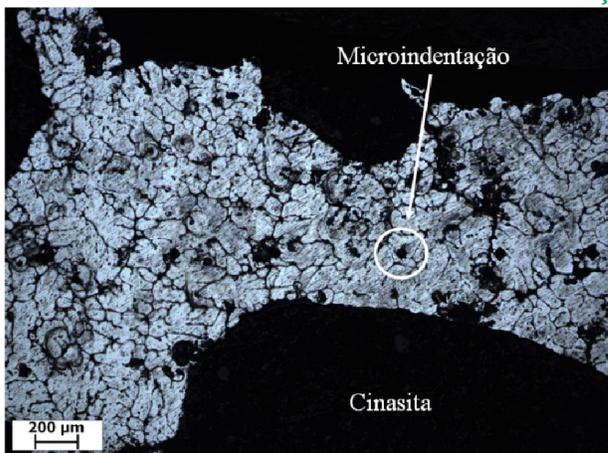
SEÇÃO B



(a)

(b)

SEÇÃO C



(a)

(b)

Figura 4.13: Microestrutura típica do composto AA7075/cinasita tixoconformado, nas seções **A**, **B** e **C**. (MO).

Na região **A** é possível observar que a estrutura se apresenta globular, típica de estruturas tixotrópicas. Os glóbulos apresentam visível segregação em toda a sua periferia. Os contornos de glóbulos são ocupados por fase eutética, a qual também pode ser eventualmente encontrada em pequenas poças no interior de glóbulos da fase α . A presença de eutéticos no interior de glóbulos é comum em estruturas tixofundidas e são provenientes da solidificação de poças de líquido retidas no interior da fase globular durante processo de globularização de dendritas.

Nas regiões **B** e **C** a estrutura apresenta fase α primária com morfologia menos globular; o teor de fase eutética em contornos globulares aumenta da região **A** para **C**.

Este crescente aumento de eutético em direção à base da amostra é explicada pela segregação do líquido presente na pasta metálica na frente de escoamento, quando aplicada pressão. Assim, durante o processo de tixoconformação, a fração líquida presente na pasta esco mais facilmente entre os espaços vazios das partículas de reforço; como consequência, os compósitos apresentam teor de eutético crescente na direção da aplicação da pressão, isto é, da região **A** para a região **C**, conforme indicado na Figura 4.14, para ambos os tipos de compósitos produzidos.

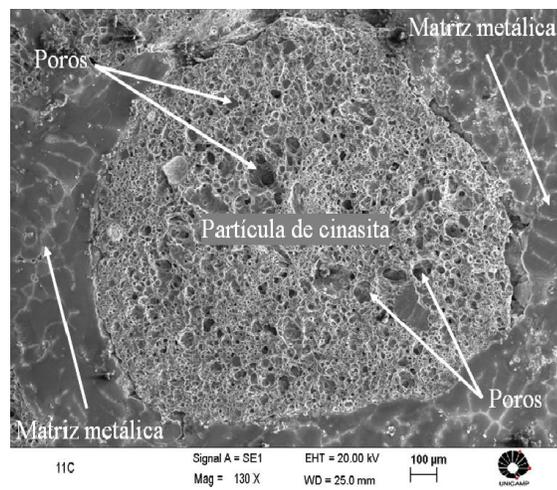
A estrutura mais globular da região superior dos compósitos pode ser consequência de maior facilidade de atuação de fenômenos de engrossamento: o menor teor de líquido na região permite maior interação entre braços dendríticos e, portanto, maior grau de globularização, como observado; além das poças de eutético retidas no seu interior e a presença de segregação periférica.

A estrutura de compósitos AA7075 reforçados com vermiculita são semelhantes e por isto não são apresentadas.

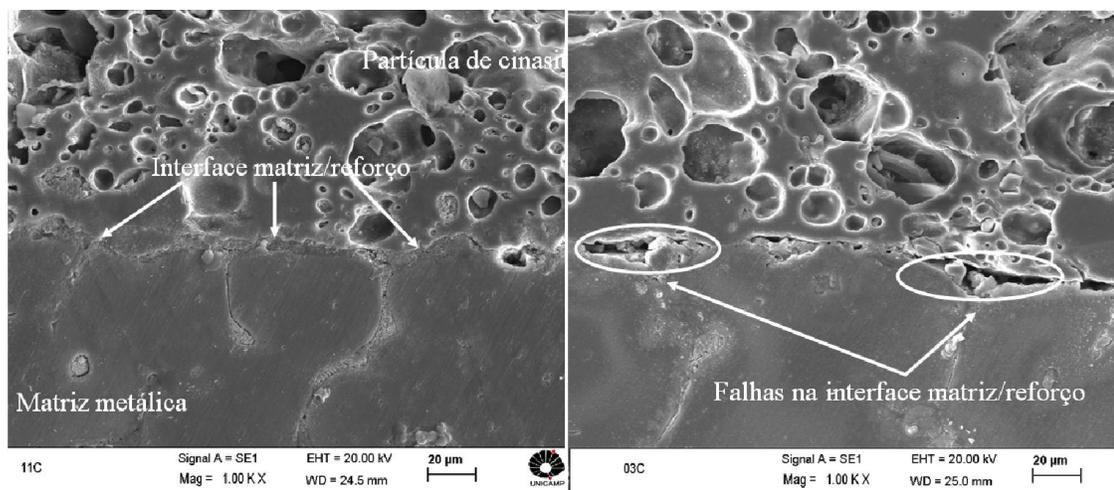


Figura 4.14: Indicação da variação do teor de eutético em um corte longitudinal de peças dos compósitos AA7075 / cinasta e AA7975 / vermiculita no estado tixoconformado.

As estruturas foram observadas em maior detalhe em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), para melhor avaliação da interação entre a partícula do reforço cerâmico e a matriz metálica. A Figura 4.15 (a) apresenta aspecto geral de uma partícula de cinasita no interior da matriz de Al; em (b) e (c) são mostrados detalhes da interface entre o material cerâmico e o metal. Observa-se que a interface pode apresentar contacto entre a fase eutética da liga / cerâmico ou poros: em (b) há, aparentemente, algum molhamento do material cerâmico pelo líquido da pasta metálica, o que não ocorre no detalhe mostrado em (c).



(a)



(b)

(c)

Figura 4.16: Microestruturas de compostos AA7075 / cinasita, mostrando detalhes da interface entre a partícula cerâmica e a matriz metálica: (a) aspecto geral; (b) interface com boa interação; (c) interface contendo vazios (MEV).

Como as propriedades do compósito em solicitações mecânicas são fortemente dependentes do tipo de interação nas interfaces metal/reforço, pois depende da transferência de esforços através desta interface, a presença de possível molhamento entre os constituintes são altamente benéficas; por outro lado, a deficiente interação, pela presença de vazios, pode comprometer as propriedades do material.

Ainda uma outra possibilidade de interação pode ocorrer entre partículas de cinasita e a matriz metálica: conforme mostrado na Figura 4.2, pode haver ruptura de partículas de cinasita com a aplicação de tensões para a conformação, e penetração de liga metálica semi-sólida na fratura. Neste caso, há uma espécie de travamento mecânico dos constituintes, o que pode ser benéfico para as suas propriedades mecânicas.

Para o caso do compósito contendo vermiculita, micrografias de interfaces reforço/matriz metálica são apresentadas na Figura 4.16. Em (a) é apresentado aspecto geral de uma partícula de vermiculita no interior da liga metálica; nos detalhes (b) e (c) e (d) são mostrados diferentes aspectos da interface. Em (b) a interface apresenta menor porosidade; em (c) podem ser observados de vazios de pequenas dimensões, enquanto em (d) grandes vazios estão presentes pela falta de penetração do metal entre os vértices formados pelas lamelas de vermiculita.

Por outro lado, em (d) também pode ser observada a penetração de metal entre lamelas de vermiculita, quando a direção do fluxo do metal semi-sólido é paralela à direção de empacotamento das lamelas; este fato pode resultar em travamento mecânico entre os constituintes, o que pode ser benéfico para as propriedades do compósito.

Pode-se concluir, de modo geral, que as interfaces reforço / matriz são menos defeituosas nos compósitos reforçados com cinasita, quando comparados com os reforçados com vermiculita.

As partículas de cinasita, exceto quando fraturadas durante o processo de tixoonformação, não apresentam ângulos vivos em sua estrutura e uma melhor interação em toda sua superfície de contato com a matriz metálica é obtida devido à sua geometria arredondada.

Em contrapartida, o compósito contendo vermiculita apresenta grandes falhas na interface matriz/reforço devido à presença de ângulos vivos nas extremidades de suas lamelas, dificultando o contacto metal/partícula cerâmica, principalmente quando as direções do fluxo de metal e das lamelas da estrutura da vermiculita são discordantes. Melhores interações e interfaces menos defeituosas dependem, portanto da relação entre as direções do fluxo de metal e do empacotamento de lamelas na estrutura das partículas de vermiculita.

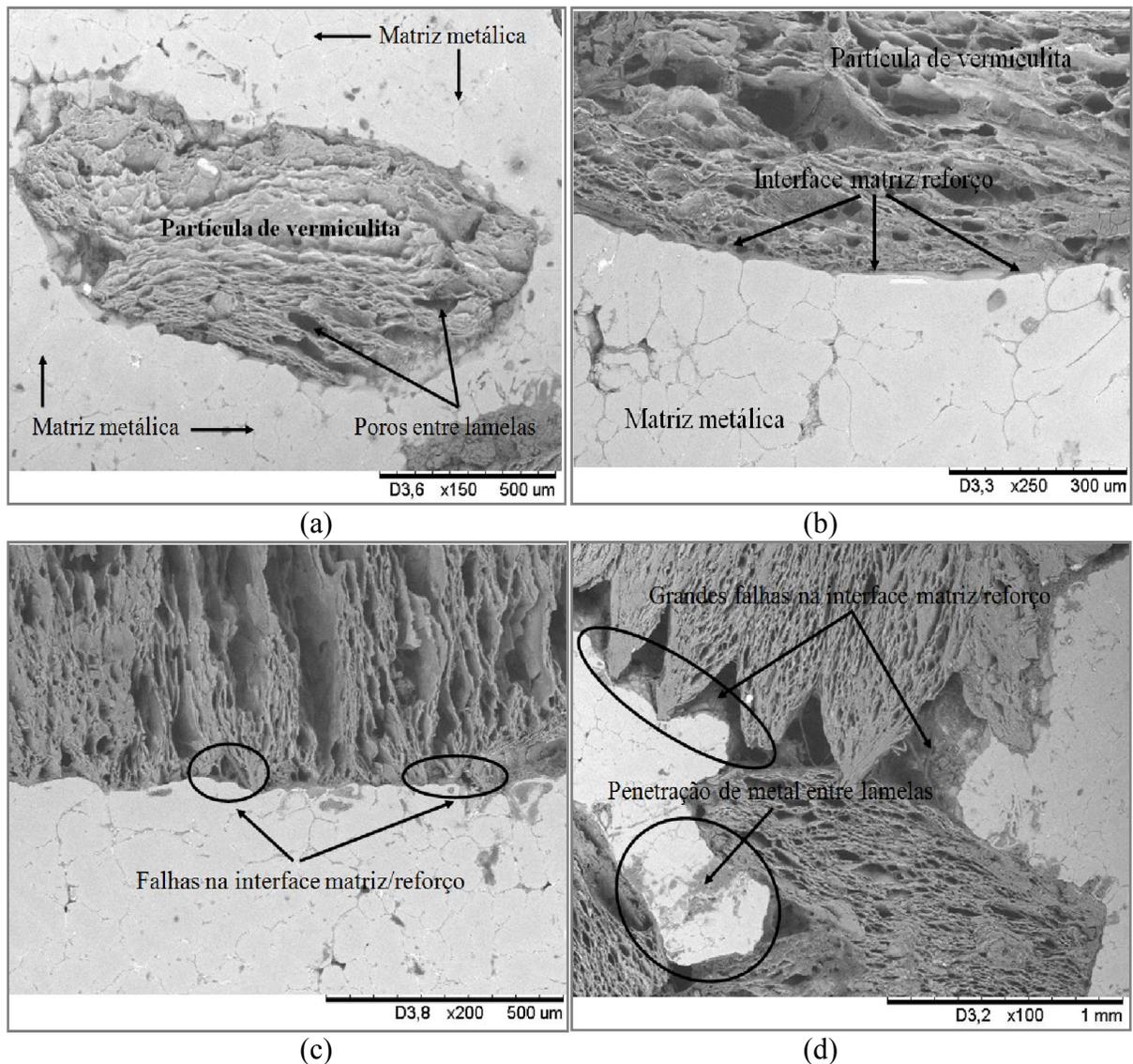


Figura 4.16: Interface entre partícula cerâmica e matriz metálica nos compósitos AA7075 / vermiculita: (a) aspecto geral; (b) interface com reduzida porosidade; (c) interface com pequenos vazios; (d) interface com grandes vazios e penetração de metal entre lamelas da vermiculita.

As microestruturas dos compósitos produzidos foram ainda analisadas quanto à distribuição dos elementos de liga na matriz metálica, empregando micro-análise por EDS, conforme indicado no Capítulo 3. Os resultados obtidos para o compósito contendo cinasita são apresentados nas Figuras 4.17, 4.18 e 4.19, para três linhas de varredura de uma mesma amostra, retirada da região central do produto na condição tixoconformada. Resultados complementares são apresentados nos Anexos de A, B e C.

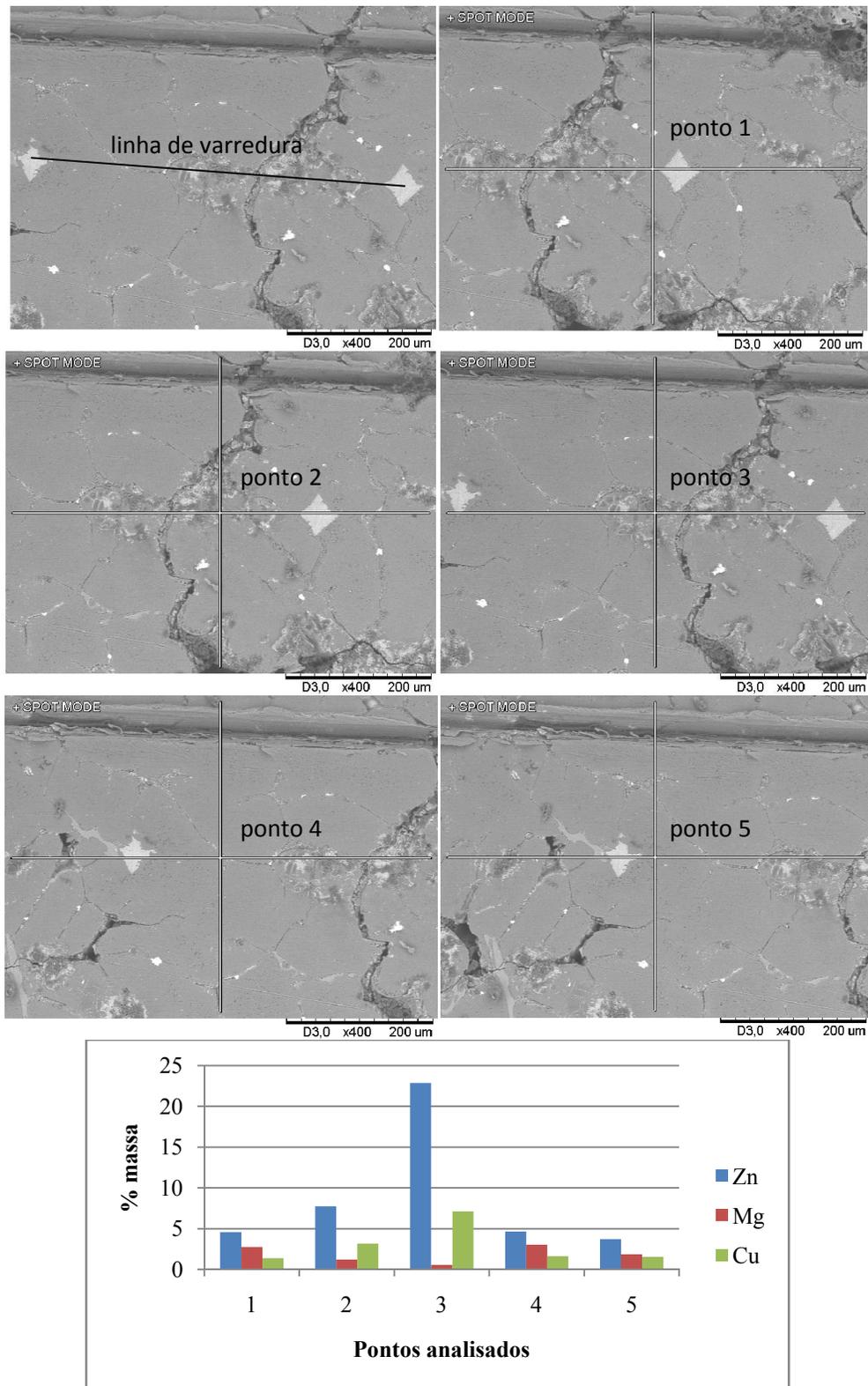


Figura 4.17: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinasta e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixotomada. LINHA 1.

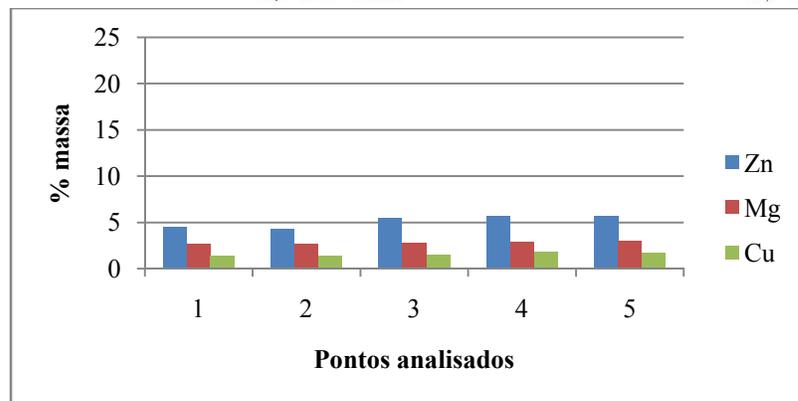
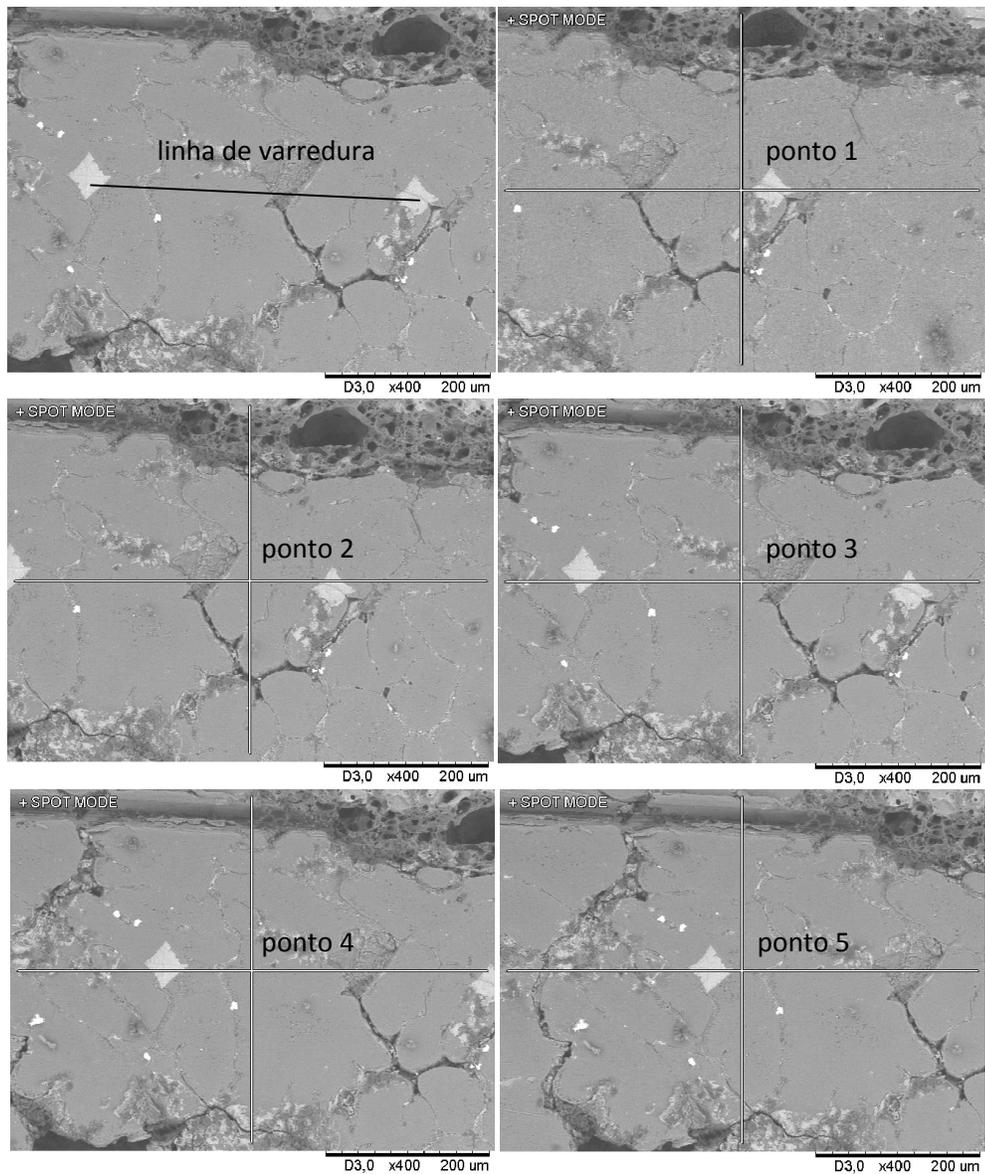


Figura 4.18: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinabrita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixoconformada. LINHA 2.

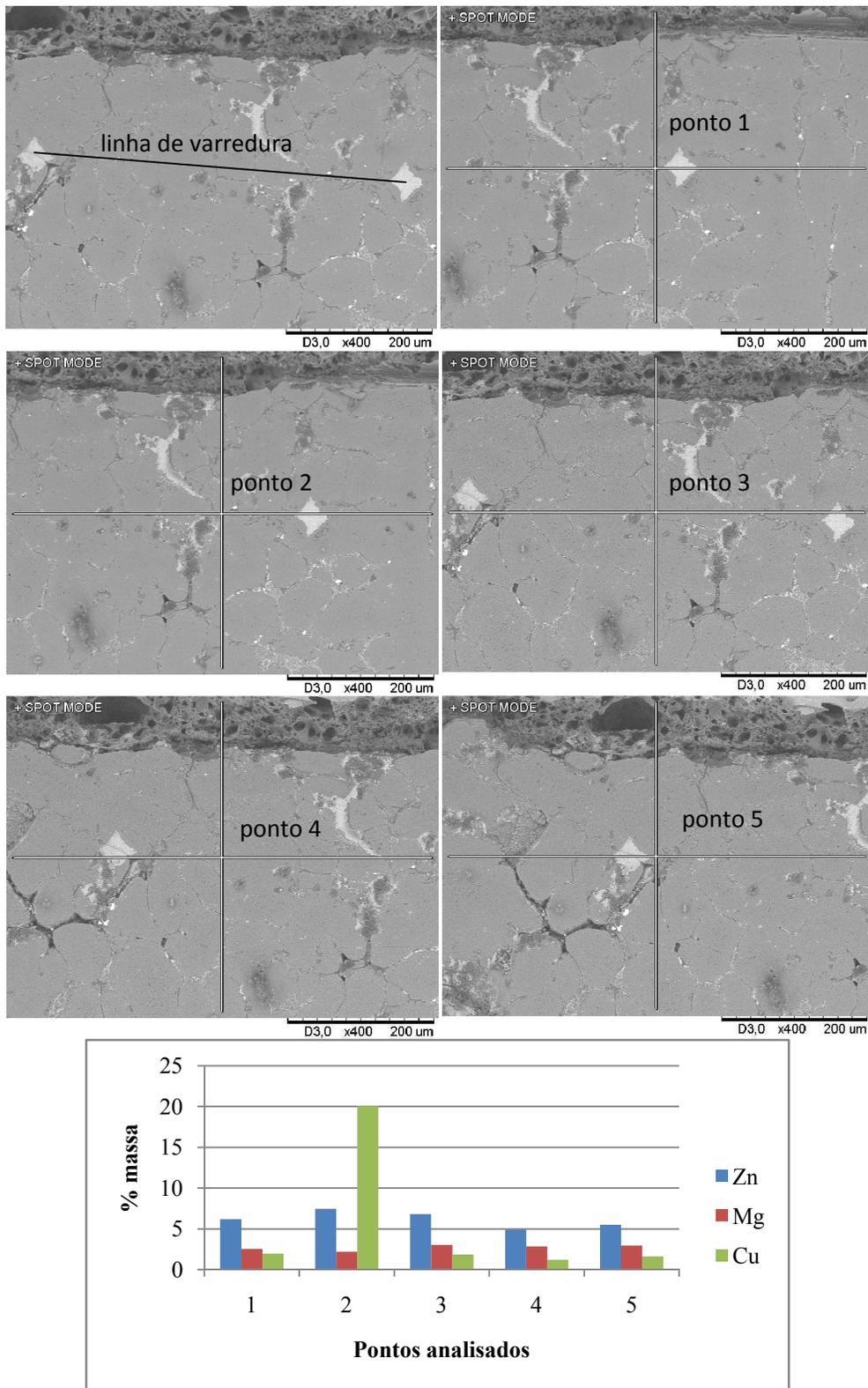


Figura 4.19: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinabrita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixoconformada. LINHA 3.

A partir dos resultados obtidos foi calculada a relação entre o valor máximo e o mínimo da porcentagem em peso de cada elemento (aqui chamado, para facilidade de apresentação, I_D , ou índice de distribuição), em determinada linha de varredura. Não foi empregado o convencional índice de micro-segregação (I_s) pois este se refere à distribuição de um determinado elemento de liga em solução na fase primária por efeito de segregação durante a solidificação; no presente caso, serão considerados todos os pontos de análise, incluindo os que se encontram eventualmente em contornos de glóbulos e em fases específicas presentes na microestrutura.

No caso do material tixotrópico, a fase α primária original resultante de solidificação, sofreu modificação para globularização a altas temperaturas e portanto, não deve apresentar significativos gradientes de elementos de liga em solução. A ausência de micro-segregação em estruturas globulares tixotrópicas é comprovada por vários estudos no assunto, como os de Kapranos, 1993 e Lee, 1980.

No entanto, no caso dos compósitos produzidos, a microestrutura parcialmente globularizada pode ainda conter certo gradiente de solutos em solução (as análises foram feitas na região central das amostras, como mostrado nas Figuras 4.12 e 4.13).

Os resultados de valores das micro-análises efetuadas na microestrutura do compósito AA7075 / cinasita, no estado tixoconformado, são apresentados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4. Valores de I_D (%máx/%mín) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / cinasita no estado tixoconformado.

Elemento	Amostra 1			Amostra 2			Valor médio
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3	
I_D Zn	6,14	1,33	1,52	5,49	1,80	1,34	2,94 \pm 2,25
Mg	5,63	1,12	1,36	2,26	1,36	1,29	2,17 \pm 1,74
Cu	5,23	1,30	16,74	5,26	11,01	1,53	6,84 \pm 5,99

A distribuição dos principais elementos de liga apresentaram irregularidade em diferentes linhas de análise, refletindo em elevados valores de I_D nos casos em que fases secundárias foram também consideradas, como por exemplo o ponto 3 da linha 1/amostra 1 ou ponto 2 da linha 3/amostra, onde o elevado valor de Zn reflete a presença de fases secundárias ricas neste elemento.

Na ausência de fases secundárias na linha de análise, como por exemplo a linha 2/amostra 1, os valores de I_D obtidos são próximos de 1, refletindo somente a micro-segregação do elemento na fase primária.

Embora seja necessária uma maior quantidade de dados para uma análise mais cuidadosa da distribuição dos elementos de liga na matriz, pode-se observar as seguintes tendências:

- I_D para o Zn em solução na fase α é maior do que para o Mg e para o Cu (analisando os valores da Tabela 4.4. excluindo os valores elevados, típicos de fases secundárias, isto é, tomando somente os valores destacados em itálico). Este resultado reflete a maior solubilidade do Zn no Al, em comparação com o Mg e o Cu. De fato, de acordo com os diagramas binários Al-Zn, Al-Mg apresentados no Capítulo 3, a solubilidade máxima do Zn no Al é da ordem de 65% a 381°C, enquanto a do Mg é da ordem de 15% a 440°C; para completar, a solubilidade do Cu no Al é da ordem de 5% a 548°C;

- maior tendência à presença de fases ricas em Cu - o que também reflete a menor solubilidade deste elemento no Al, quando comparado ao Zn e Mg.

As fases secundárias, presentes nos contornos de glóbulos ou mesmo em seu interior, como é o caso de eutéticos formados em poças de líquido retido durante a globularização da estrutura, podem apresentar diferentes composições: eutéticos $CuMgAl_2$, $MgZn_2$, $Mg_xZn_yAl_m$ com diferentes valores de x, y e m.

Conforme apresentado no Capítulo 3, resultados de simulação termodinâmica usando *software* específico indicaram a presença de $AlCuMgZn$, $MgZn_2$ e Al_3Fe (a liga empregada apresenta em sua composição 0,06%Fe). Além dessas fases, a literatura (Hatch, 1993), aponta a possibilidade de formação das fases Mg_xZn_y com composição variando de $MgZn_2$ a Mg_4Zn_7Al ; $Mg_3Zn_3Al_2$, com composição que pode variar de 74% Zn e 16% Mg a 20% Zn e 31% Mg, em sistemas ternários AlZnMg e ainda fases $Mg(Al, Cu, Zn)_2$, $MgZn_2$, $CuMgAl$, $Mg_3(Al, Cu, Zn)_5$, $CuMg_4Al_6$, $CuMgAl_2$ em ligas AlZnMgCu. Também Yu (2011) aponta as fases S ($CuMgAl_2$), T ($AlCuMgZn$), e η ($MgZn_2$) como as principais em sistemas quaternários AlZnMgCu.

As Figuras 4.20, 4.21 e 4.22 apresentam resultados obtidos para o segundo tipo de compósito produzido AA7075 / vermiculita. São apresentados resultados de três linhas de varredura de uma mesma amostra, retirada da região central do produto no estado tixoconformado. Resultados complementares deste compósito são apresentados nos Anexos D, E e F deste trabalho, para uma segunda amostra.

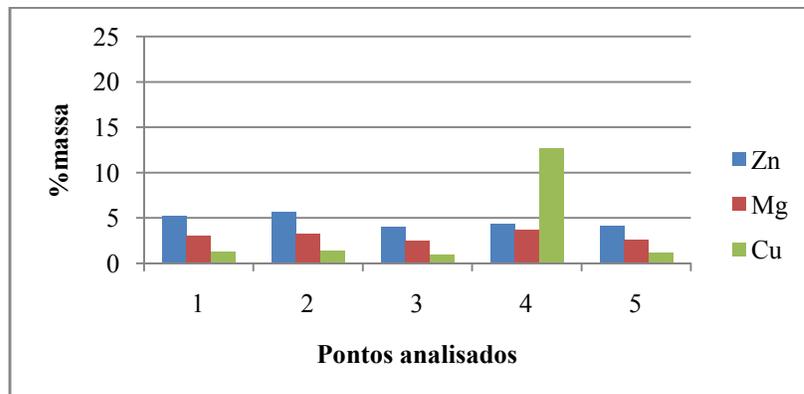
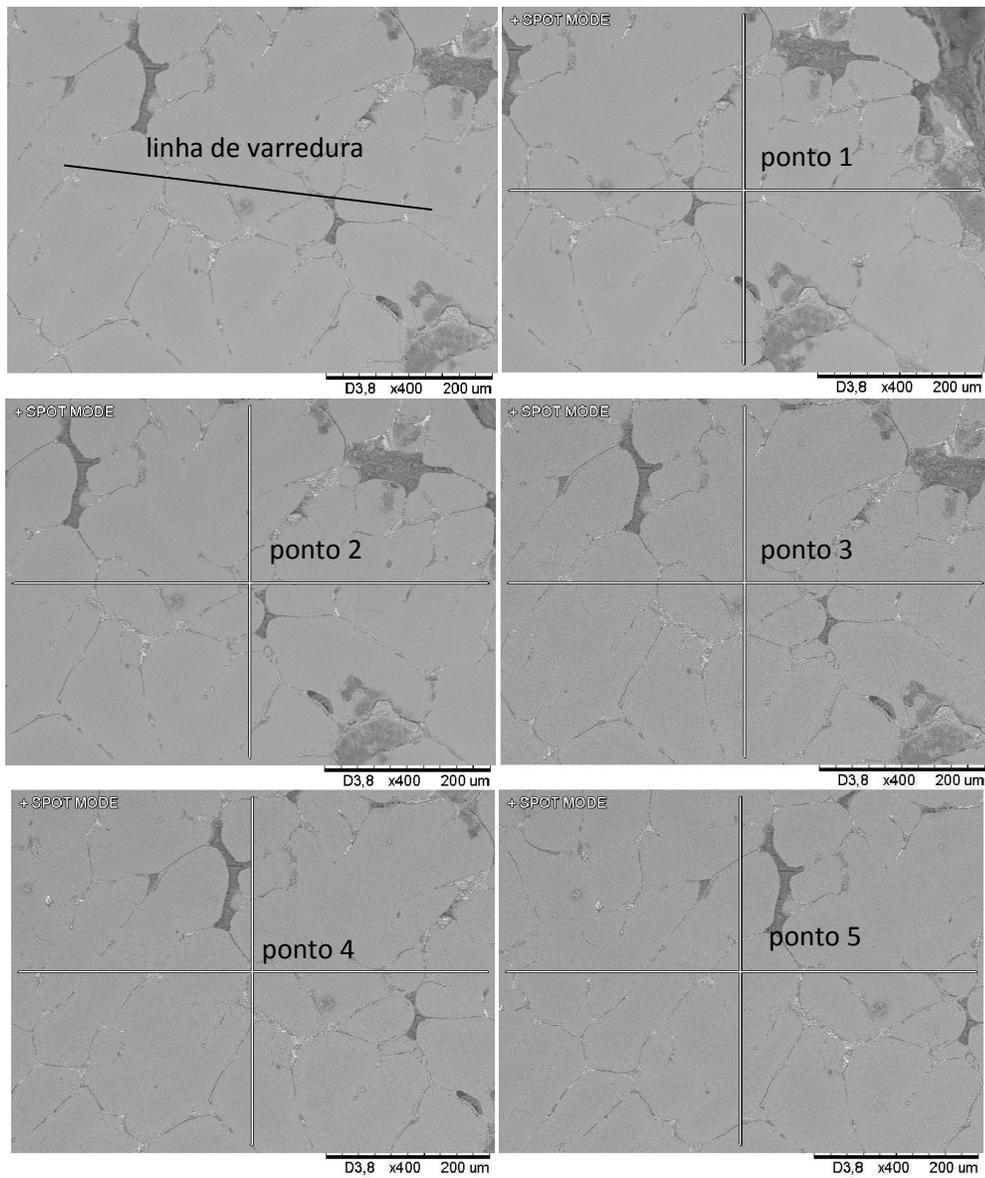


Figura 4.20: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixoconformada. LINHA 1.

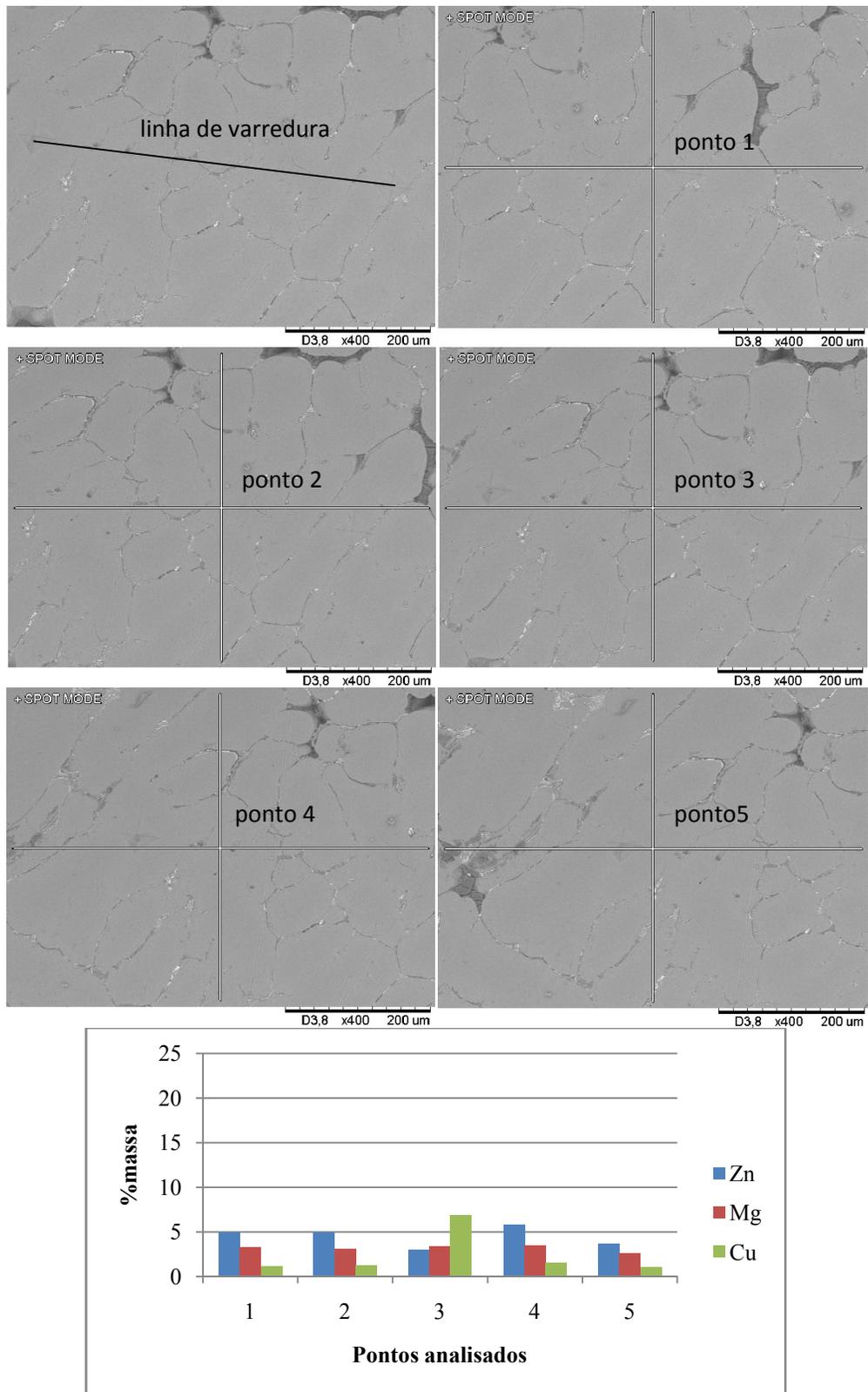


Figura 4.21: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixoconformada. LINHA 2.

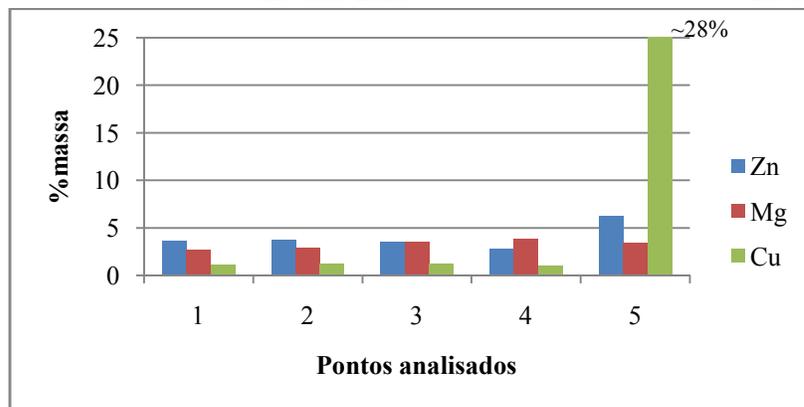
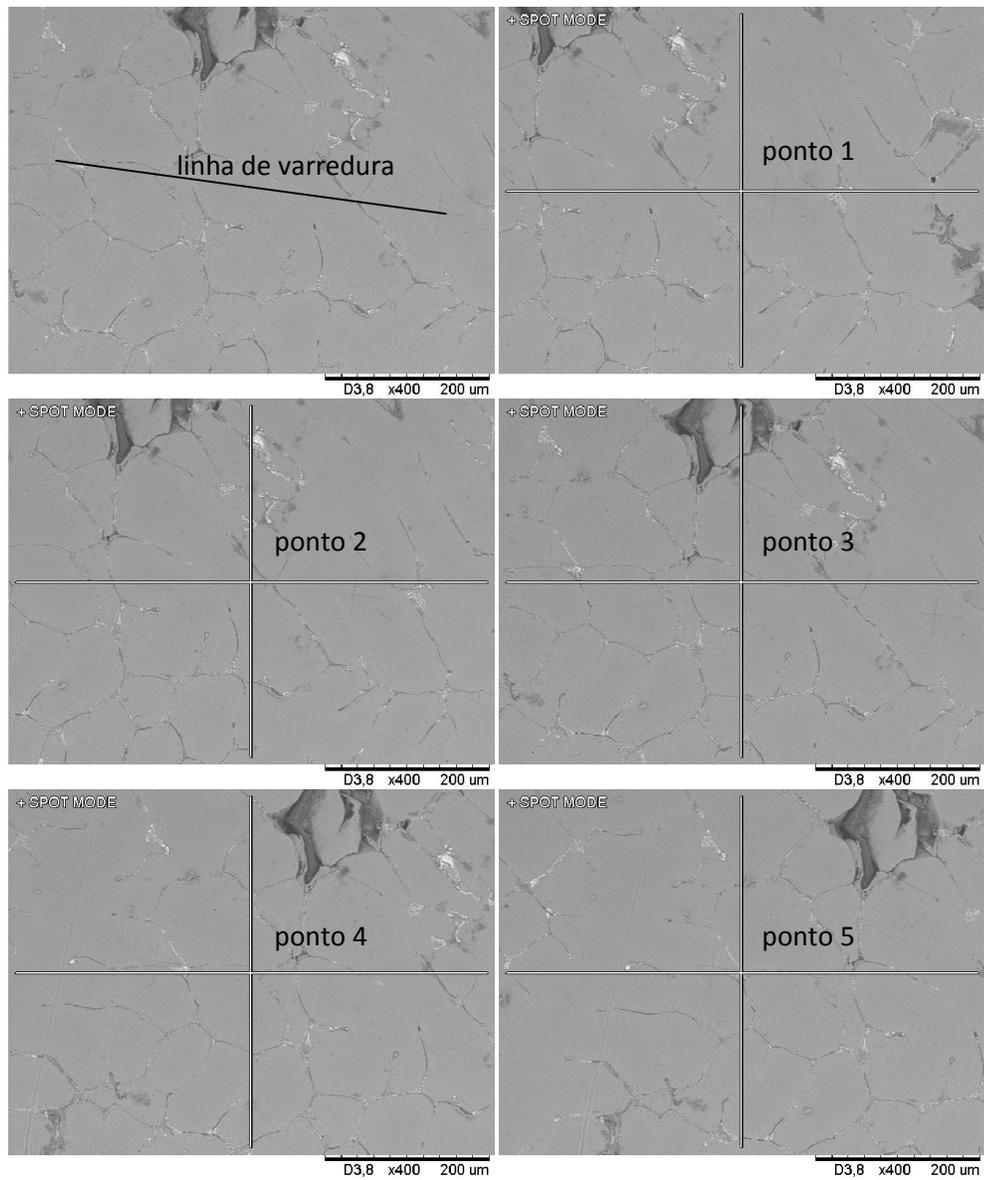


Figura 4.22: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição tixocoformada. LINHA 3.

Como resultado das microanálises efetuadas, os valores de I_D obtidos para esse compósito são apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5. Valores de I_D (%máx/%mín) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / vermiculita, no estado tixoconformado.

Elemento	Amostra 1			Amostra 2			Valor médio	
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3		
Is	Zn	1,41	1,93	2,24	1,62	2,42	1,46	1,85 ±0,42
	Mg	1,54	1,31	1,44	2,15	1,23	1,29	1,49 ±0,32
	Cu	13,01	6,81	28,06	12,57	2,27	1,97	10,78 ±9,72

Assim como as estruturas de ambos os tipos de compósitos são semelhantes, como discutido em item anterior, também as distribuições de elementos de liga na estrutura se assemelham. A irregularidade da distribuição dos elementos principais Zn, Mg, Cu refletem a presença, principalmente em contornos globulares, de fases secundárias de diferentes composições. As mesmas tendências podem ser observadas: maior regularidade de teores dos elementos Zn e Mg, mais solúveis na matriz Al e portanto, acarretando em menor frequência de ocorrência de fases eutéticas ricas nesses elementos, e maior ocorrência de fases ricas em Cu (menor solubilidade na matriz Al) na estrutura.

B. Condição: material após solubilização

Os tratamentos térmicos efetuados visaram principalmente a redução de fases interglobulares da estrutura tixoconformada e fases presentes no interior de glóbulos, em regiões localizadas, onde líquido foi aprisionado durante mecanismo de globularização da estrutura originalmente dendrítica da liga. A estrutura tixotrópica, pela sua própria natureza, não apresenta elevada segregação no interior dos glóbulos da fase primária, mas apresenta em geral contornos de glóbulos grosseiros e fases intra-globulares que podem ser também grosseiras, resultantes de fenômenos de engrossamento dendrítico, que podem afetar seriamente as propriedades mecânicas do material.

Os compósitos produzidos foram inicialmente submetidos a tratamentos térmicos a 470°C por 12 horas para promoção da solubilização da estrutura, isto é, eliminação de eutético presente tanto em contornos interglobulares como em poças retidas no interior de glóbulos da fase primária, como também redução de eventuais gradientes de composição no interior da fase α .

A Figura 4.23 apresenta estrutura típica do compósito após tratamento térmico de solubilização (amostra retirada da seção transversal, região central da amostra – região B, conforme indicado nas Figuras 4.12 e 4.13). Pela comparação com a estrutura da mesma região na condição tixoconformada (Figura 4.13 b), pode-se observar redução da espessura dos contornos interglobulares, ou seja, redução de eutético. Embora ainda presente, a fase eutética se apresenta bem mais fina em contornos, assim como são menos freqüentes e menores as eventuais poças de eutético no interior dos glóbulos.



Figura 4.23: Microestrutura típica do compósito AA7075 / cinasita, após solubilização – região central (seção B) da amostra. (MO).

Com o tratamento térmico de solubilização foi propiciada a difusão atômica dos elementos químicos que constituem a fase secundária dos contornos de glóbulo em direção ao centro deste (da região mais rica para a menos rica, portanto, para a eliminação de gradientes), onde a sua solubilidade na fase primária (α) foi aumentada com a elevação da temperatura. Com o aumento do teor de soluto dentro dos glóbulos e o posterior resfriamento rápido da estrutura supersaturada, foi obtido como resultado uma estrutura metaestável. Como a difusão atômica em temperatura ambiente é quase desprezível, a estrutura continuaria nesta condição de

metaestabilidade caso não fosse submetida a reaquecimento (o tratamento posterior, de envelhecimento, levará a estrutura novamente a uma nova condição estável).

Deve ser observado que as condições empregadas para a solubilização não resultaram em completa solubilização de eutéticos da estrutura, apesar de terem sido empregados mais longos tempos (470°C, 12h) do que os empregados convencionalmente para tratamentos de solubilização de estruturas fundidas. No caso de estruturas fundidas, a literatura apresenta diferentes condições de solubilização para a liga AA7075, como por exemplo, 465°C/1h (Koch, 1979), 480°C/30min (MSE 528), ou 470°C/120min (Zhang, 2010). Devido às menores distâncias para difusão em estruturas dendríticas, além da presença de fases eutéticas mais finas em contornos interdendríticos, menores tempos são requeridos para a solubilização neste tipo de estrutura.

No entanto, apesar da solubilização não ter sido total na estrutura tixoconformada, o aumento do tempo de tratamento pode levar a indesejado crescimento de glóbulos e, portanto, esta condição não foi buscada. Uma maior temperatura de tratamento foi testada levando em conta a indefinição da $T_{solidus}$ da liga, conforme descrito no Capítulo 3. Assim, foi testada a condição 540°C/6h, já que, segundo indicado na Tabela 3.4, esta temperatura estaria ainda abaixo da $T_{solidus}$, segundo alguns dados da literatura e segundo condições de equilíbrio. No entanto, a esta temperatura foi observada formação de líquido no material, portanto esta condição foi descartada.

O resultado do tratamento de solubilização na distribuição dos principais elementos de liga Zn, Mg e Cu na matriz metálica foi avaliado por EDS nas mesmas amostras de cada tipo de compósito (contendo cinasita e vermiculita), nas mesmas linhas entre indentações utilizadas para análises da estrutura como tixoconformada.

Os resultados obtidos para o compósito contendo cinasita, após solubilização, são apresentados na Figura 4.24, 4.25 e 4.26, para três linhas de varredura de uma mesma amostra, retirada da região central do produto. Resultados complementares são apresentados nos Anexos G, H, I. Os valores de I_D obtidos são apresentados na Tabelas 4.6.

De um modo geral, observando-se os gráficos de distribuição de massa obtidos nas microanálises, pode-se notar aumento dos teores de todos os elementos analisados, em solução na matriz de Al, como efeito da solubilização.

Pode-se observar, à semelhança do que ocorre na estrutura como tixoconformada, uma maior incidência de elevados valores do elemento Cu, relacionados à maior frequência de fases ricas neste elemento, dada a sua menor solubilidade no Al, quando comparada à solubilidade dos outros dois mais importantes elementos de liga, Zn e Mg. No entanto, a frequência de ocorrência de fases ricas em Cu parece ter diminuído com o tratamento de solubilização; de fato, em apenas uma das linhas de análise (linha 2, amostra 2) o I_D se apresenta superior ao limite de solubilidade do Cu no Al. O I_D do Cu apresenta ainda, na condição solubilizada, um valor alto devido à presença de fases secundárias não dissolvidas, ricas neste elemento, mas apesar de elevado, é menor do que na condição tixoconformada, mostrando que houve uma redistribuição deste elemento de liga na matriz de Al.

Tabela 4.6. Valores de I_D (%max/%min) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / cinasita após tratamento de solubilização.

Elemento	Amostra 1			Amostra 2			Valor médio	
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3		
I_D	Zn	3,05	1,19	2,01	2,82	2,55	1,66	2,21 ±0,72
	Mg	1,96	1,68	1,73	1,37	5,90	3,73	2,73 ±1,77
	Cu	4,70	1,24	2,98	2,97	14,08	2,24	4,70 ±4,73

Também para os elementos Zn e Mg, nota-se redução na frequência de ocorrência de pontos de elevado teores destes elementos, isto é, redução da frequência de ocorrência de fases ricas nestes elementos. Na grande maioria dos pontos analisados, a concentração destes elementos é inferior ao seu limite de solubilidade no Al.

Os valores médios dos I_D do Zn sofreu ligeiro decréscimo na condição solubilizada, enquanto o valor médio do I_D do Mg apresentou um ligeiro aumento, com o tratamento de solubilização, indicando talvez maior estabilidade de fases ricas em Mg, além da menor solubilidade deste elemento no Al, comparativamente ao Zn.

O tratamento de solubilização, portanto, não foi suficiente para a dissolução total de fases secundárias, mas aparentemente, fases ricas em Zn ou Mg são mais suscetíveis à dissolução do que fases ricas em Cu. De qualquer maneira, houve sensível aumento dos teores dos três principais elementos de liga em solução na matriz Al (compare gráficos de distribuição de massa nas diferentes linhas, apresentadas nas Figuras 4.27 x 4.31, Figuras 4.28 x 4.32, Figuras 4.29 x 4.33).

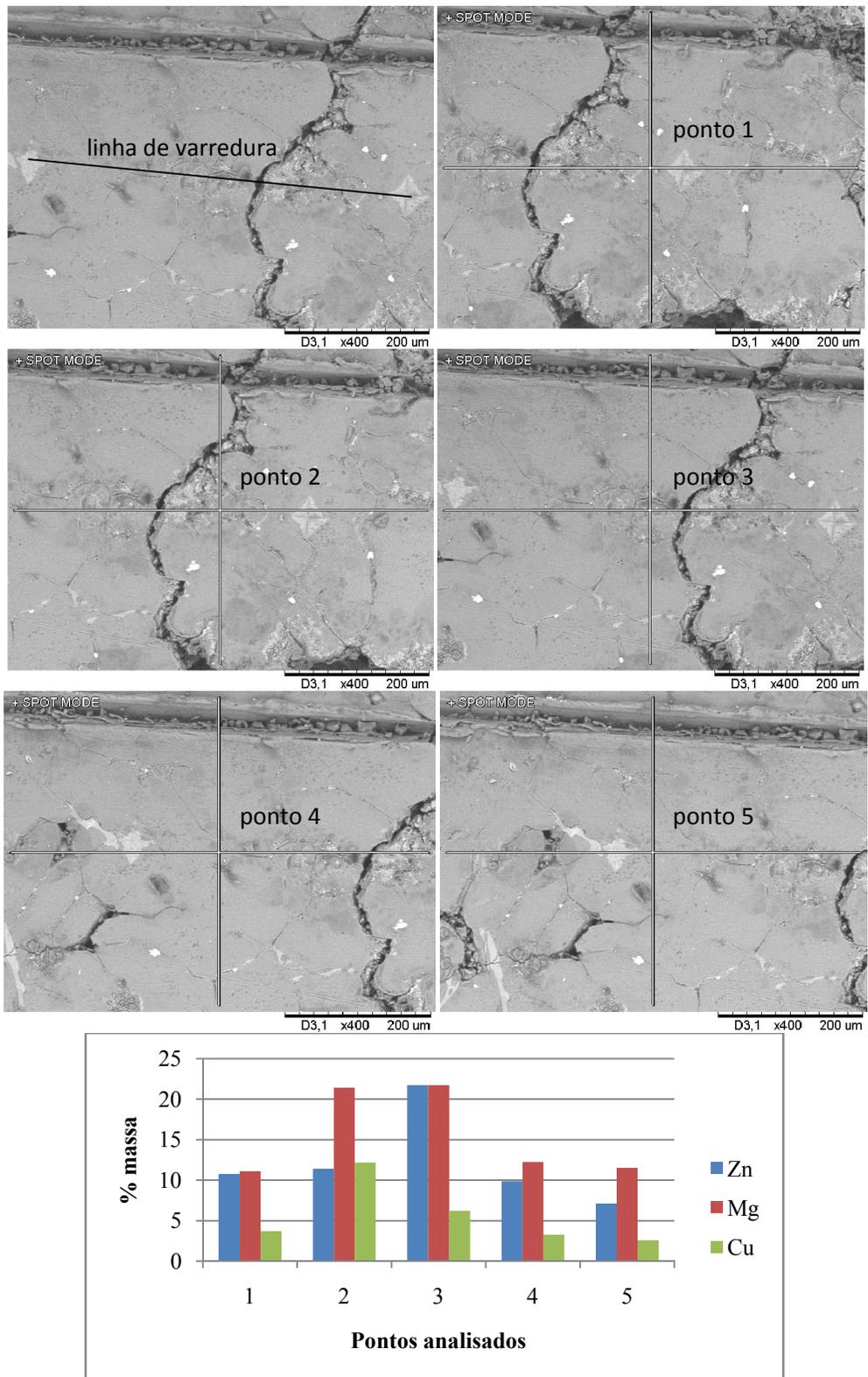


Figura 4.24: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinabrita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 1.

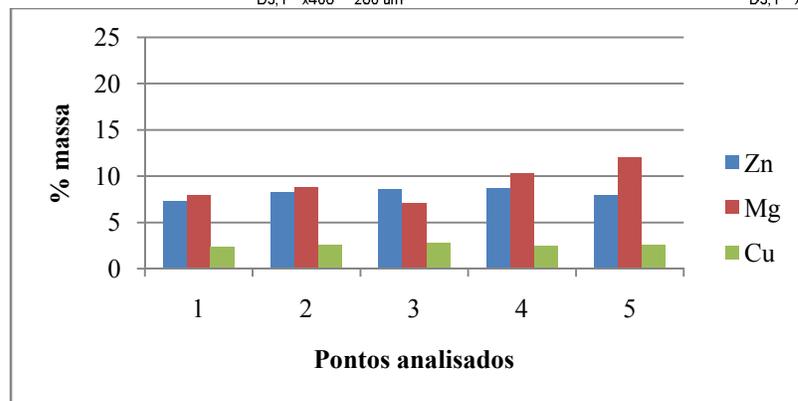
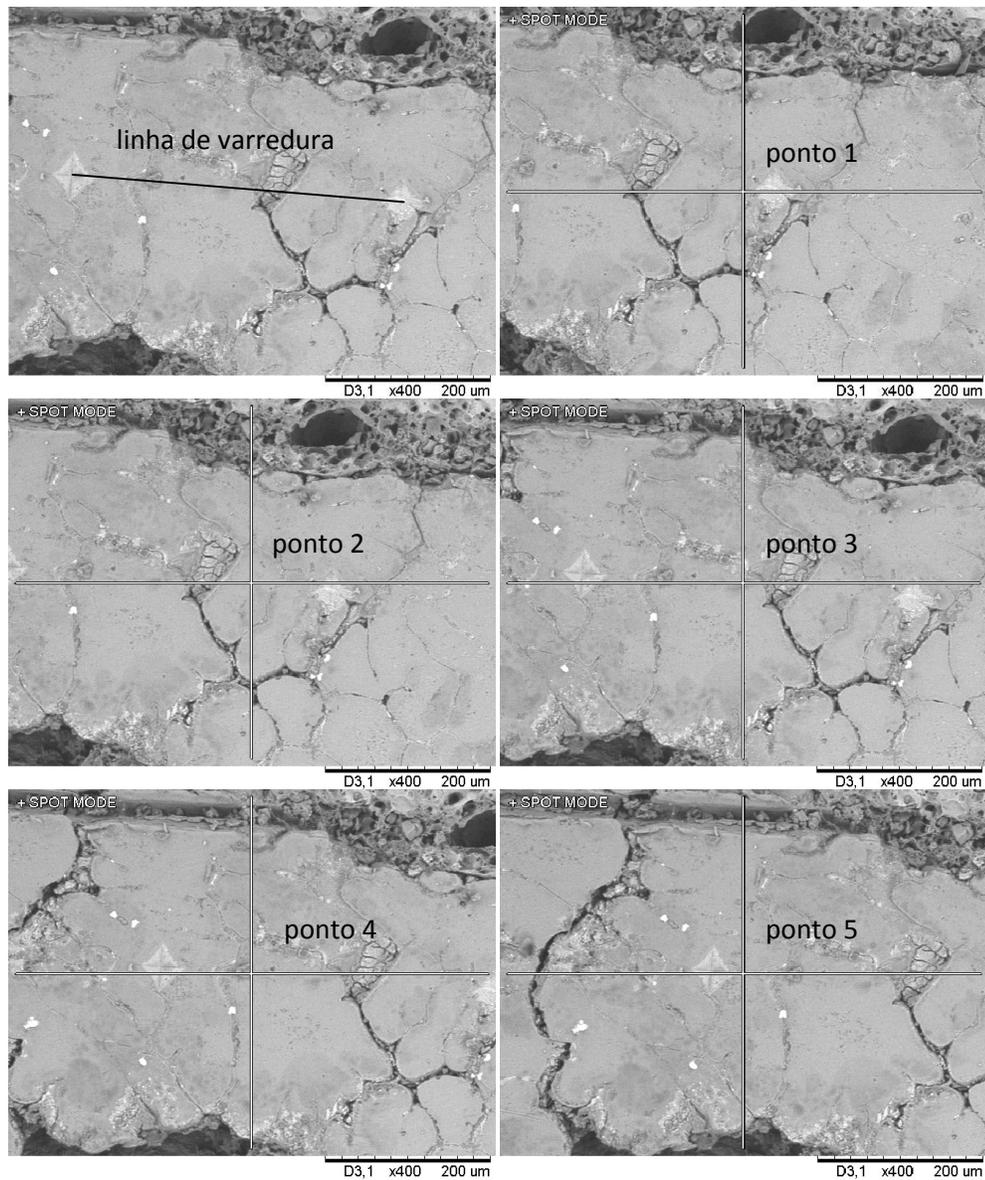


Figura 4.25: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinabrita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 2.

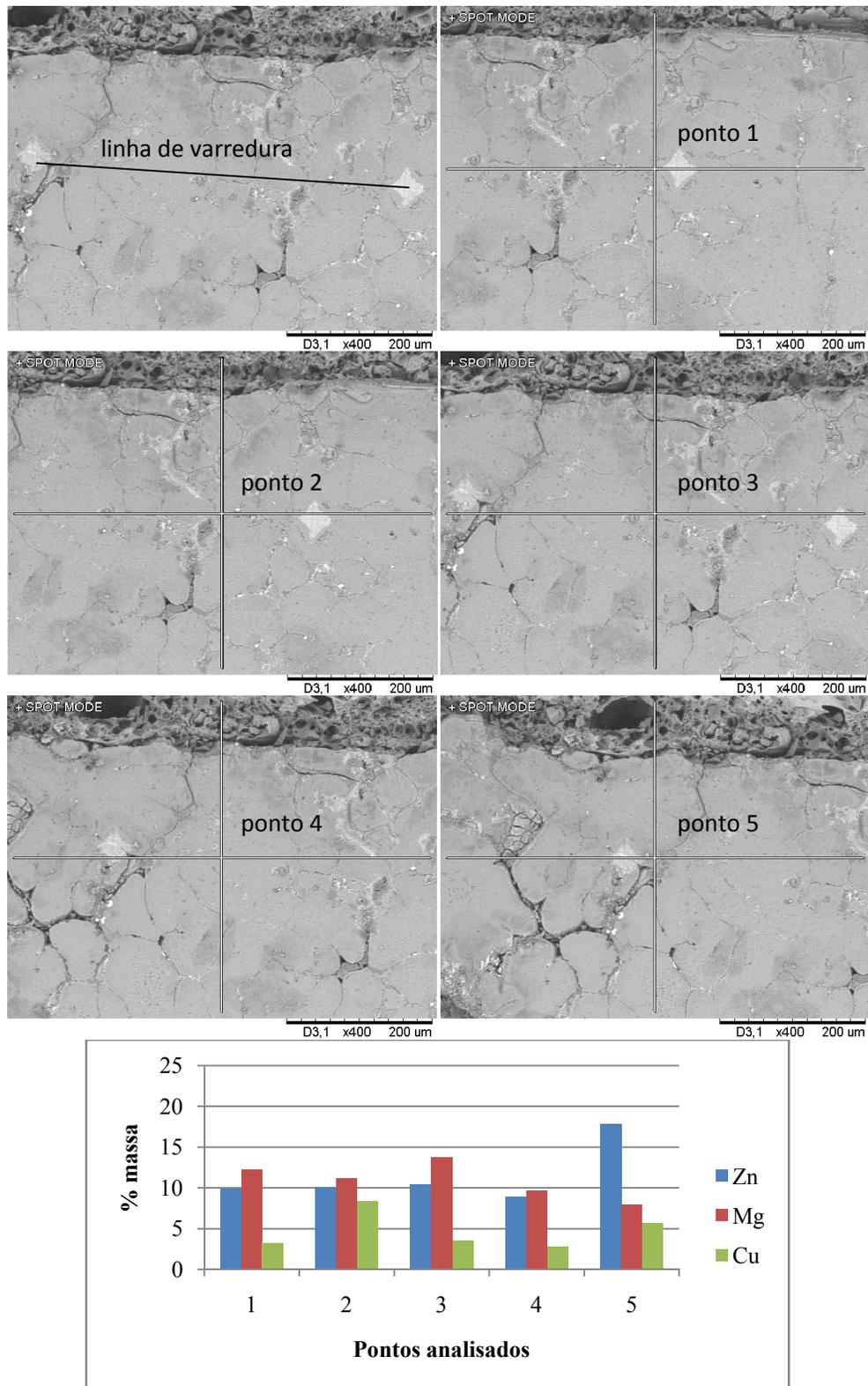


Figura 4.26: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinisa e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 3.

Os resultados do tratamento de solubilização para o compósito AA7075 / vermiculita são apresentados nas Figuras 4.27, 4.28 e 4.29. A distribuição dos principais elementos de liga Zn, Mg e Cu na matriz metálica foi avaliada por EDS nas mesmas amostras e mesmas linhas entre indentações utilizadas para análises na estrutura no estado como tixoconformado. Resultados complementares são apresentados nos Anexos J, L,M.

A Tabela 4.7 apresenta os valores de I_D dos principais elementos de liga analisados.

Tabela 4.7. Valores de I_D (%max/%min) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / vermiculita após tratamento de solubilização.

Elemento	Amostra 1			Amostra 2			Valor médio	
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3		
I_D	Zn	1,62	1,78	1,21	1,16	1,34	1,31	1,40 ±0,24
	Mg	3,95	2,80	1,25	1,71	5,04	1,55	2,72 ±1,51
	Cu	13,02	6,35	32,85	1,45	10,81	10,58	12,51±10,78

A análise comparativa dos gráficos de distribuição de massa ao longo das linhas de varredura, nas condições como tixoconformada e solubilizada, mostra que, assim como nos compósitos AA7075 / cinasita, os reforçados com vermiculita apresentaram, de modo geral, aumento dos teores dos elementos Zn, Mg e Cu dissolvidos na matriz Al, por efeito do aquecimento do material. O efeito é também menos acentuado para o elemento Cu.

Neste caso não houve também solubilização total da estrutura, à semelhança dos compósitos contendo cinasita como reforço. Os valores elevados de I_D , principalmente no caso do elemento Cu indica ainda a presença de fases secundárias.

Aparentemente, o resultado do tratamento de solubilização foi mais acentuado para o caso do compósito contendo cinasita do que o contendo vermiculita. No entanto, os dados não são suficientes para uma conclusão apropriada a este respeito, dada a elevada dispersão dos valores medidos de concentração química dos elementos, e também à variável probabilidade de pontos de análise corresponderem à fases secundárias. No entanto, uma hipótese a ser considerada é a influência das partículas de reforço nas condições térmicas no interior da liga metálica. Levando-se em conta que condutividade térmica e o calor específico da cinasita são superiores aos da vermiculita (0,28W/mK e 1,25-1,35 kJ/kgK para o primeiro e 0,064W/mK e 0,84-1,08kJ/kgK para o segundo, de acordo com dados das Tabelas 3.6 e 3.8), e ainda que a massa de cinasita empregada é superior à da vermiculita (27 e ~ 6,5%, respectivamente, para a mesma fração em volume de 50%), a presença da cinasita poderia ter efeito benéfico no tratamento térmico.

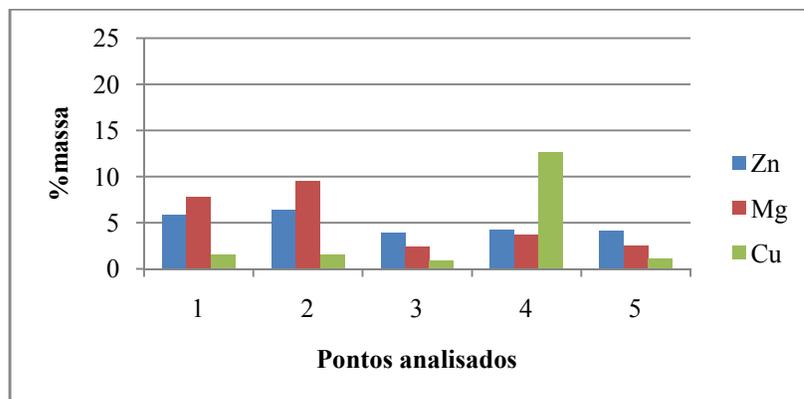
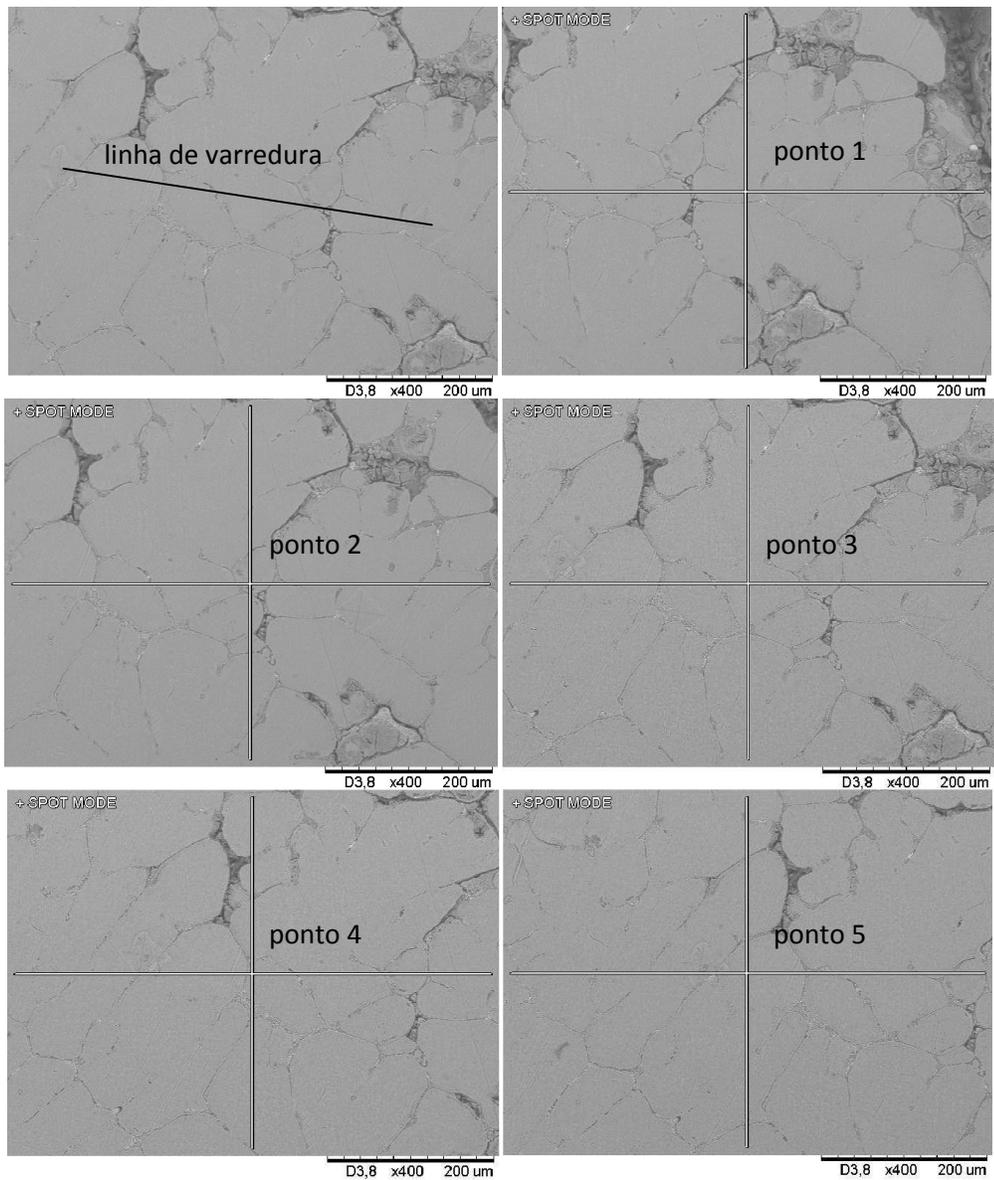


Figura 4.27: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 1.

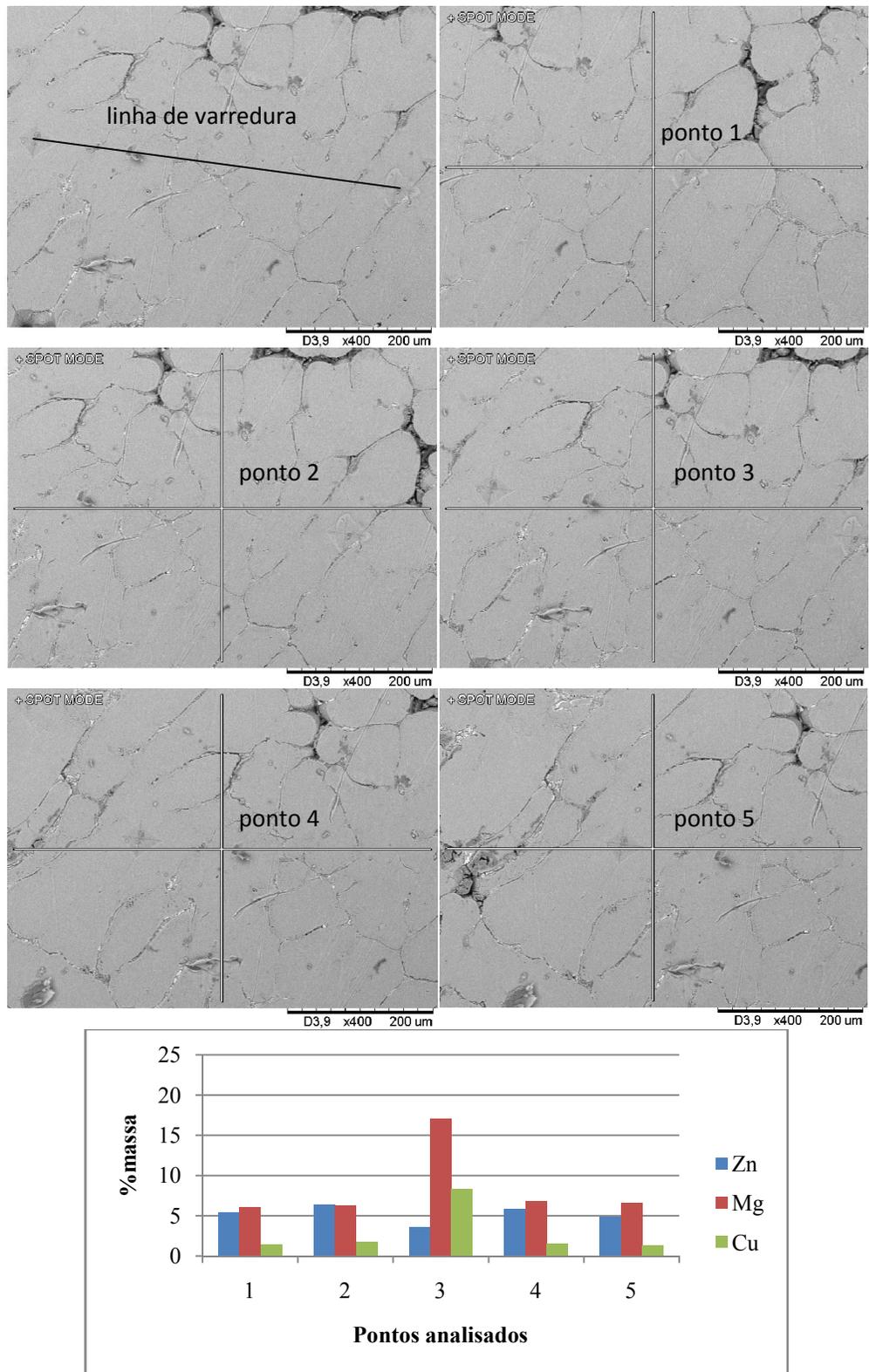


Figura 4.28: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 2.

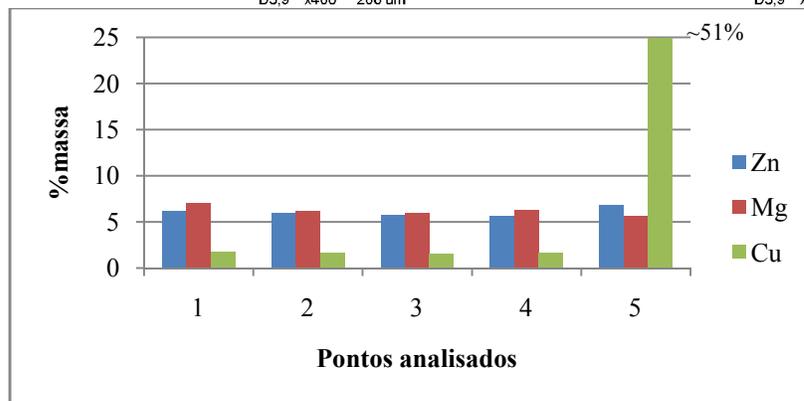
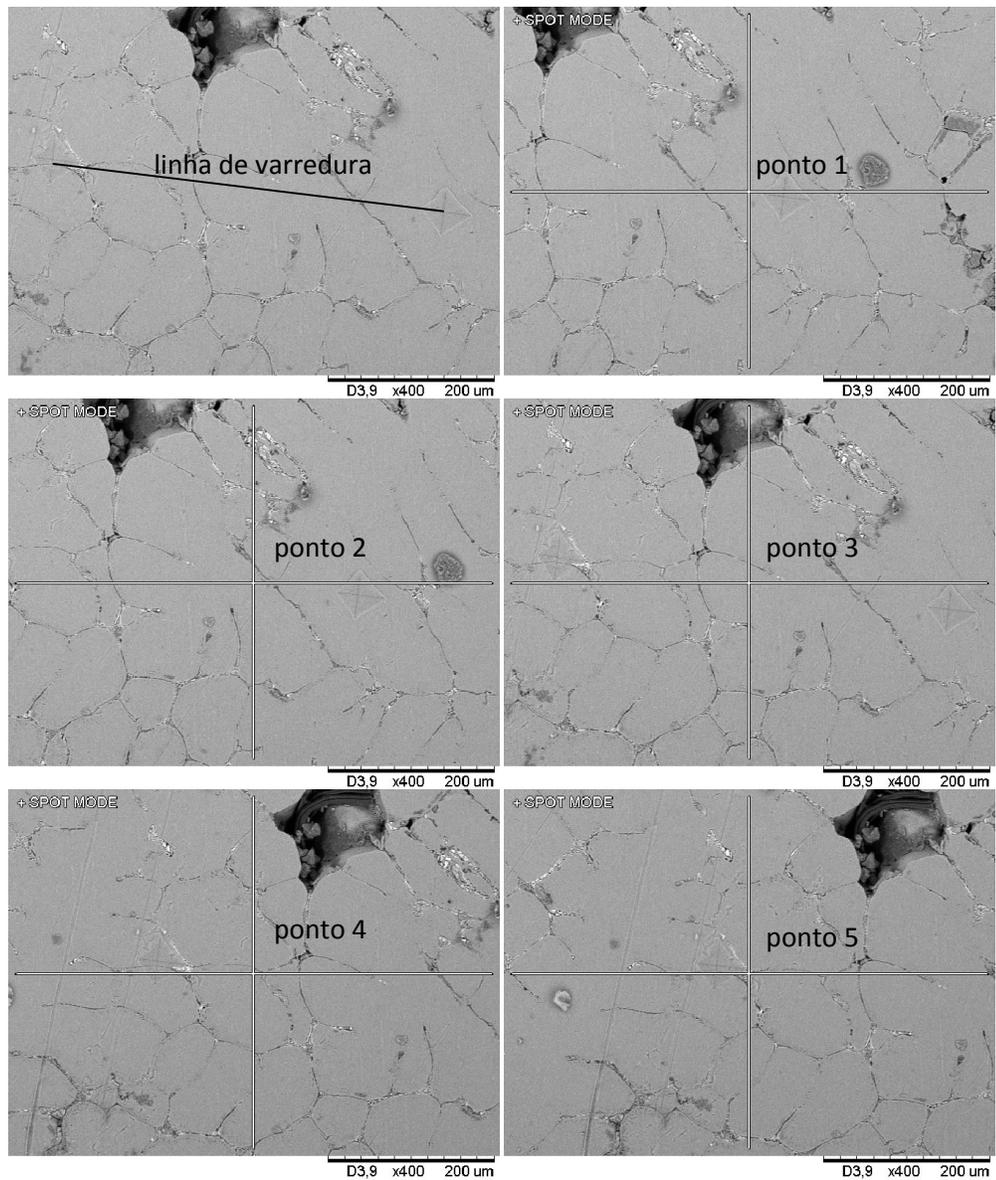


Figura 4.29: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada. LINHA 3.

C. Condição: material após envelhecimento

A Figura 4.30 apresenta estrutura típica após solubilização e envelhecimento do material reforçado com cinasita após tratamento térmico de solubilização e posterior envelhecimento. Resultados semelhantes foram obtidos para o compósito contendo vermiculita.

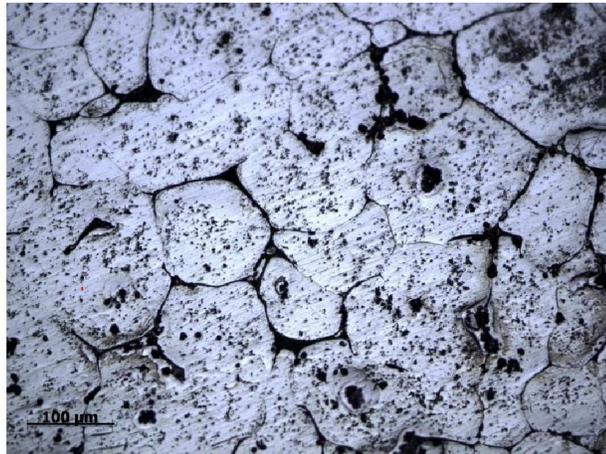


Figura 4.30: Microestrutura típica do compósito AA7075 / cinasita, após envelhecimento – região central (seção B) da amostra. (MO).

Pode ser observada claramente a presença de precipitados distribuídos por toda a estrutura. Estes precipitados apresentam dimensões variáveis, sendo a maioria da ordem de 0,8-1µm.

A decomposição completa de soluções super-saturadas para a formação de precipitados finos e dispersos na matriz é mecanismo complexo e pode requerer mais de um ciclo de aquecimento a diferentes temperaturas. O mecanismo de envelhecimento envolve diferentes estágios, resultando em geral em uma microestrutura que contém, além dos precipitados da fases de equilíbrio, também intermetálicos intermediários e zonas GP (Guinier-Preston), (Polmear, 1981). Zonas GP são *clusters* ordenados, ricos em soluto, com espessura da ordem de poucos planos atômicos. A estrutura da matriz é mantida e há coerência ela e o *cluster*, mas a presença deste promove considerável tensão elástica. Sua formação envolve difusão a curtas distâncias e portanto, são finamente distribuídas na matriz.

Intermetálicos intermediários apresentam dimensões bem maiores que as GP e são apenas parcialmente coerentes com planos atômicos da matriz. De fato, apresentam composição química definida e estrutura cristalina que podem se diferenciar apenas levemente da composição e

estrutura dos intermetálicos de equilíbrio. Intermetálicos intermediários podem ser nucleados a partir ou ao lado de zonas GP ou em defeitos cristalinos do tipo discordâncias e vacâncias. A formação de intermetálicos de equilíbrio envolve completa perda de coerência com a matriz; são em geral grosseiramente dispersos.

O efeito de tratamentos de envelhecimento nas propriedades mecânicas do material depende das dimensões e dispersão de zonas GP e precipitados na matriz. Assim, a máxima resposta a um tratamento de envelhecimento é obtida quando na matriz é obtida uma adequada dispersão de zonas GP e/ou fases intermediárias.

Nas estruturas obtidas não foi possível identificar as fases presentes após envelhecimento, mas, levando em conta a ordem de grandeza dos precipitados observados, provavelmente tais precipitados são fases estáveis previstas para o sistema AlZnMgCu em questão, isto é, fases M ($MgZn_2 + AlCuMg$), T ($Al_6CuMg_4 + Al_{32}(MgZn)_{49}$) e S (Al_2CuMg). De acordo com Handbook of Aluminum, (2003), ligas AA7075 envelhecidas nas condições empregadas neste trabalho devem apresentar as fases S' e S'' (próximas de Al_2CuMg), segundo diagrama apresentado na Figura 4.31.

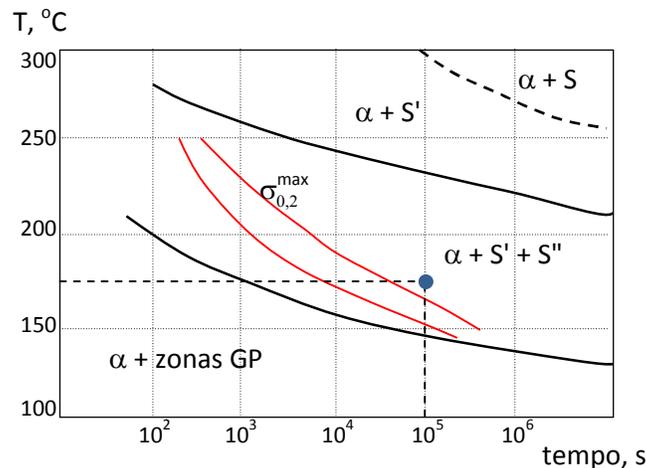


Figura 4.31: Diagrama tempo-temperatura para tratamento de envelhecimento de ligas AA7075. Indicação do tratamento empregado no trabalho (170°C/24h). Adaptado de Handbook of Aluminum, vol. 1, 2003.

Os resultados do tratamento de envelhecimento na distribuição dos principais elementos de liga Zn, Mg e Cu na matriz metálica, analisada nas mesmas linhas entre indentações mostradas em itens anteriores, são apresentados nas Figuras 4.32, 4.33 e 4.34, para o compósito contendo cinasita como reforço. Resultados adicionais são apresentados nos Anexos N, O e P.

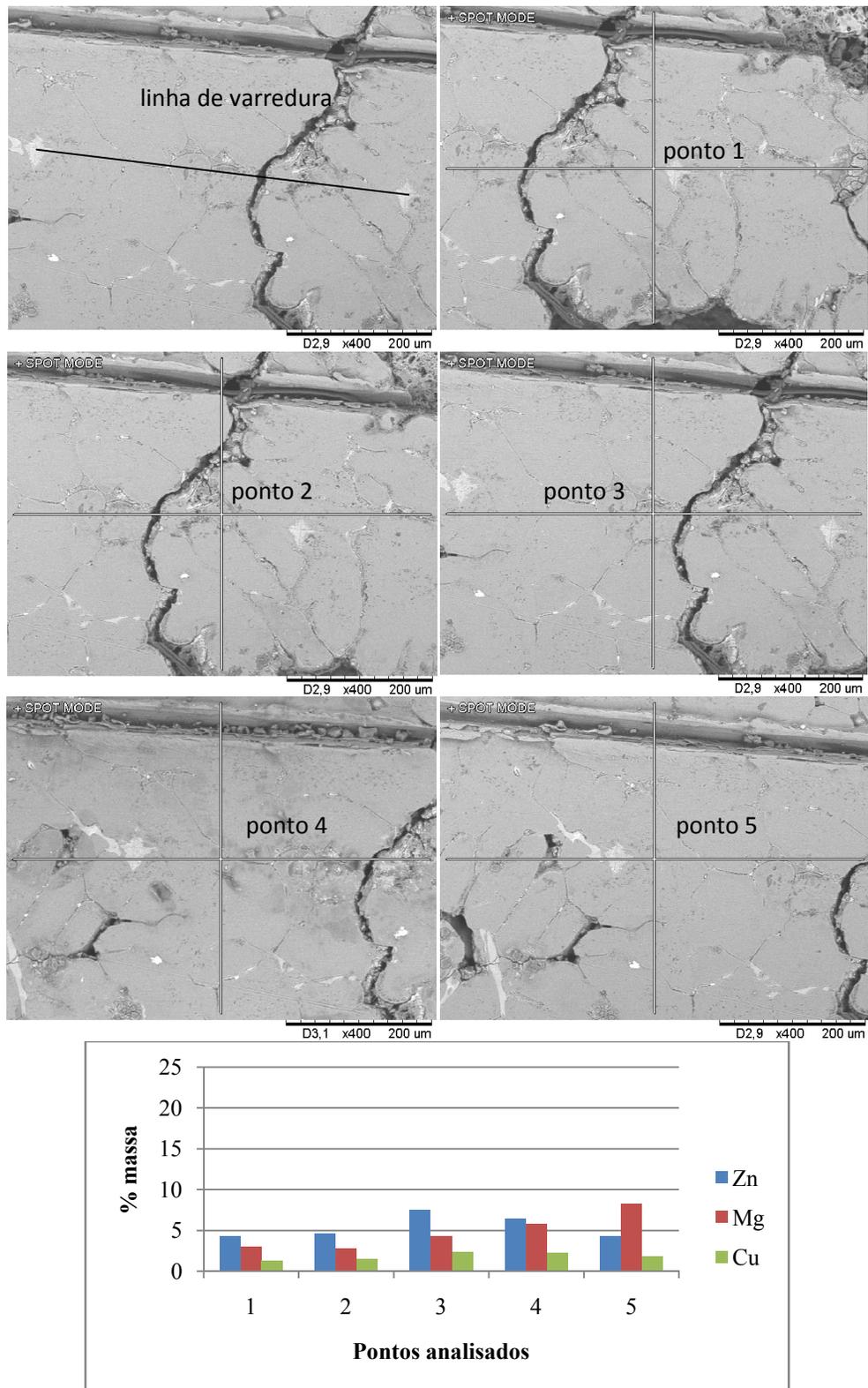


Figura 4.32: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinabrita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição envelhecida. LINHA 1.

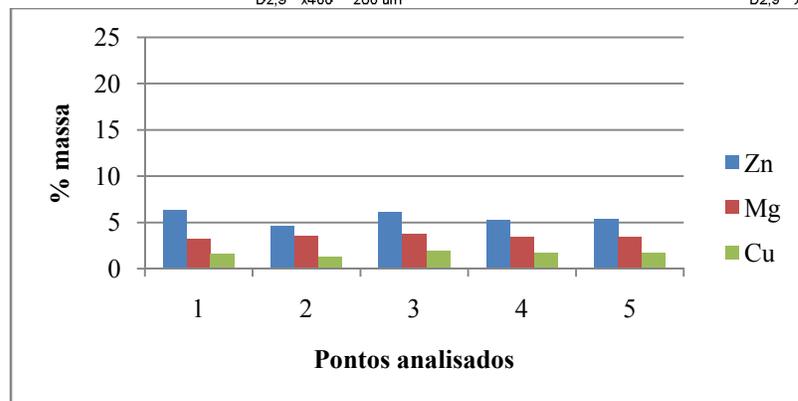
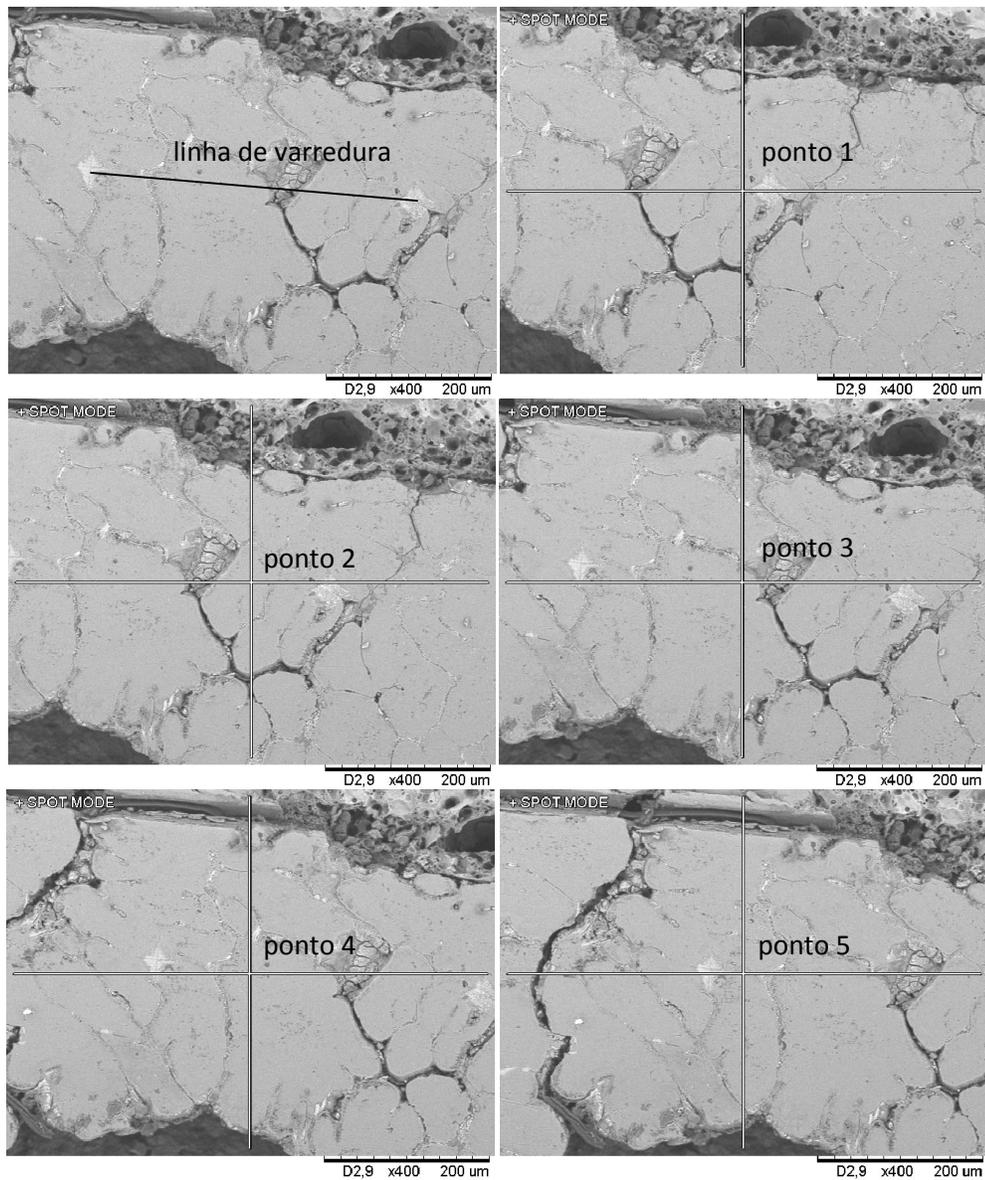


Figura 4.33: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinabrita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição envelhecida. LINHA 2.

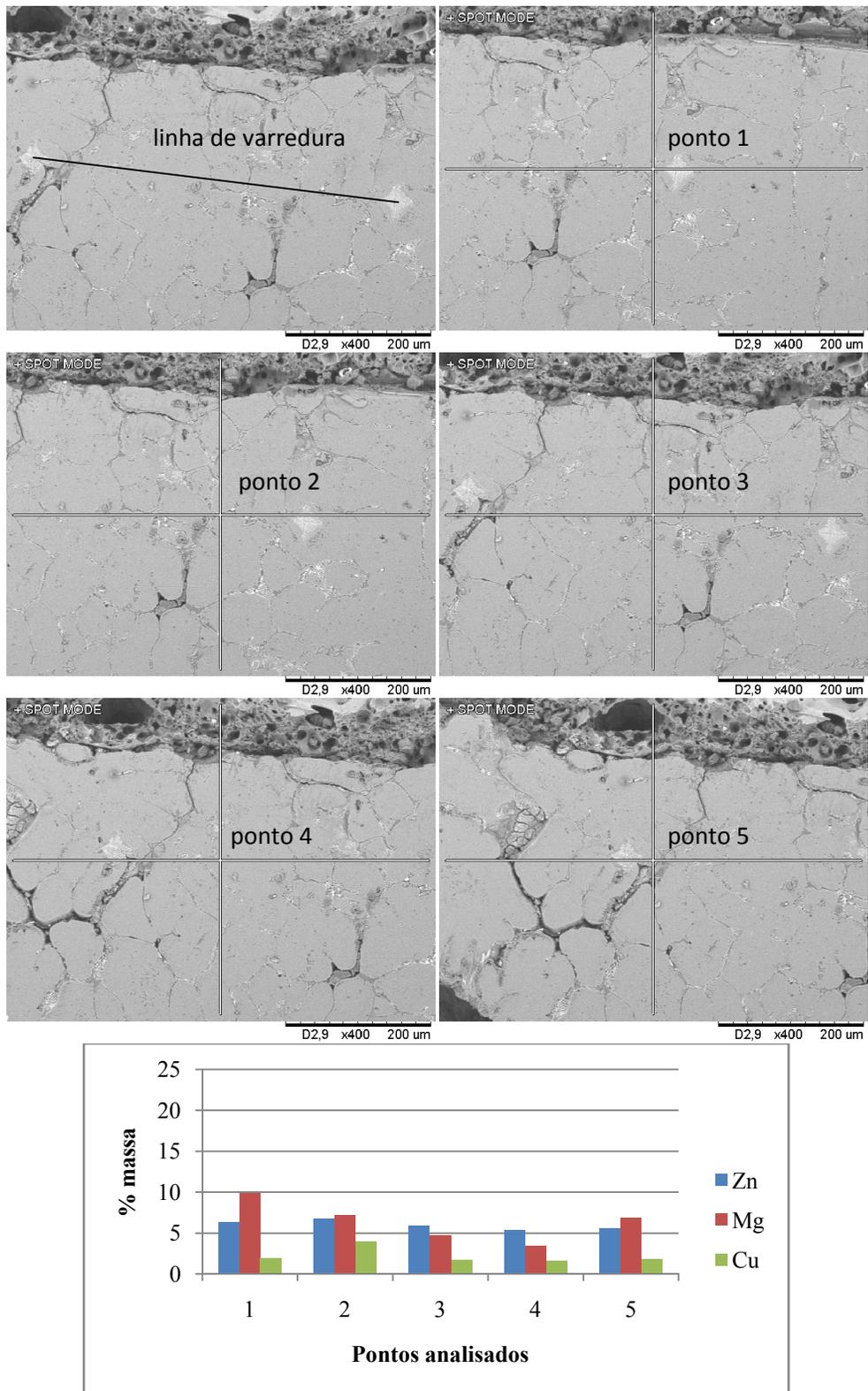


Figura 4.34: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / cinabrita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição envelhecida. LINHA 3.

Nos gráficos apresentados pode ser observada, de modo geral, uma maior homogeneidade de distribuição dos elementos de liga na matriz de Al, quando comparada com a condição solubilizada; praticamente não se observa a ocorrência de pontos com elevado teor de um determinado elemento. Pode ainda ser observada, de modo geral, redução dos teores dos elementos de liga analisados, em solução na matriz Al, quando comparados com a condição solubilizada. Os teores médios de todos os elementos estão bem abaixo do seu limite de solubilidade no Al: Zn da ordem de 5%, Mg em torno de 4% e Cu em torno de 2%.

Estes resultados indicam a saída de elementos de liga em solução para formação de precipitados distribuídos na matriz. As pequenas dimensões dos precipitados decorrentes do processo de envelhecimento, quando comparadas com as dimensões das fases eutéticas originais, possibilita a redução da frequência de ocorrência de picos de alta concentração de um determinado elemento, resultando em maior homogeneidade da distribuição do elemento nas linhas de varredura, como as observadas nesta condição envelhecida.

Os valores de I_D obtidos a partir dos resultados de microanálises efetuadas nas mesmas linhas utilizadas para avaliação da segregação nas amostras nos estados tixoconformado e solubilizado, são apresentados na Tabelas 4.8.

Tabela 4.8. Valores de I_D (%max/%min) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / cinasita após tratamento de envelhecimento.

Elemento	Amostra 1			Amostra 2			Valor médio	
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3		
I_D	Zn	1,77	1,36	1,26	1,60	2,19	1,32	1,58 ±0,35
	Mg	2,93	1,15	2,93	2,31	13,22	2,90	4,24 ±4,45
	Cu	1,84	1,52	2,45	1,89	15,66	1,58	4,16 ±5,65

Os valores médios do I_D dos principais elementos de liga se apresentam mais próximos entre si na estrutura envelhecida, comparativamente às tixoconformadas e solubilizadas, indicando de modo geral, maior homogeneidade da distribuição dos elementos de liga na matriz Al. Estes elementos podem estar em solução (em baixos teores, como observado) ou na forma de zonas GP, precipitados semi-coerentes e precipitados coerentes com a matriz de Al.

Os resultados de microanálise obtidos para o compósito AA7075 / vermiculita na condição envelhecida são apresentados nas Figuras 4.35, 4.36 e 4.37. Resultados adicionais são apresentados nos Anexos Q, R e S.

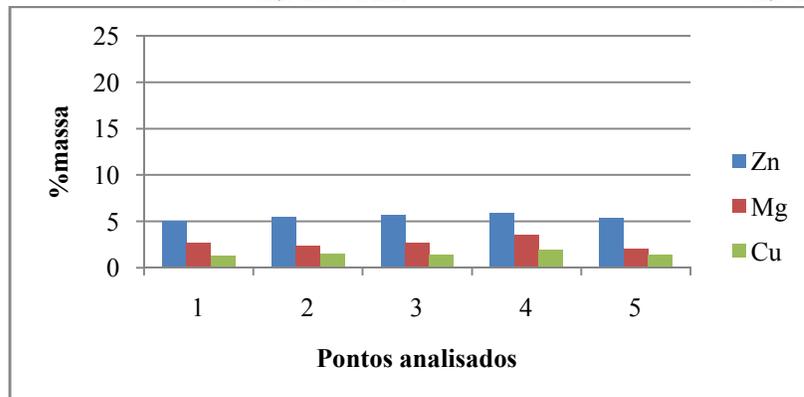
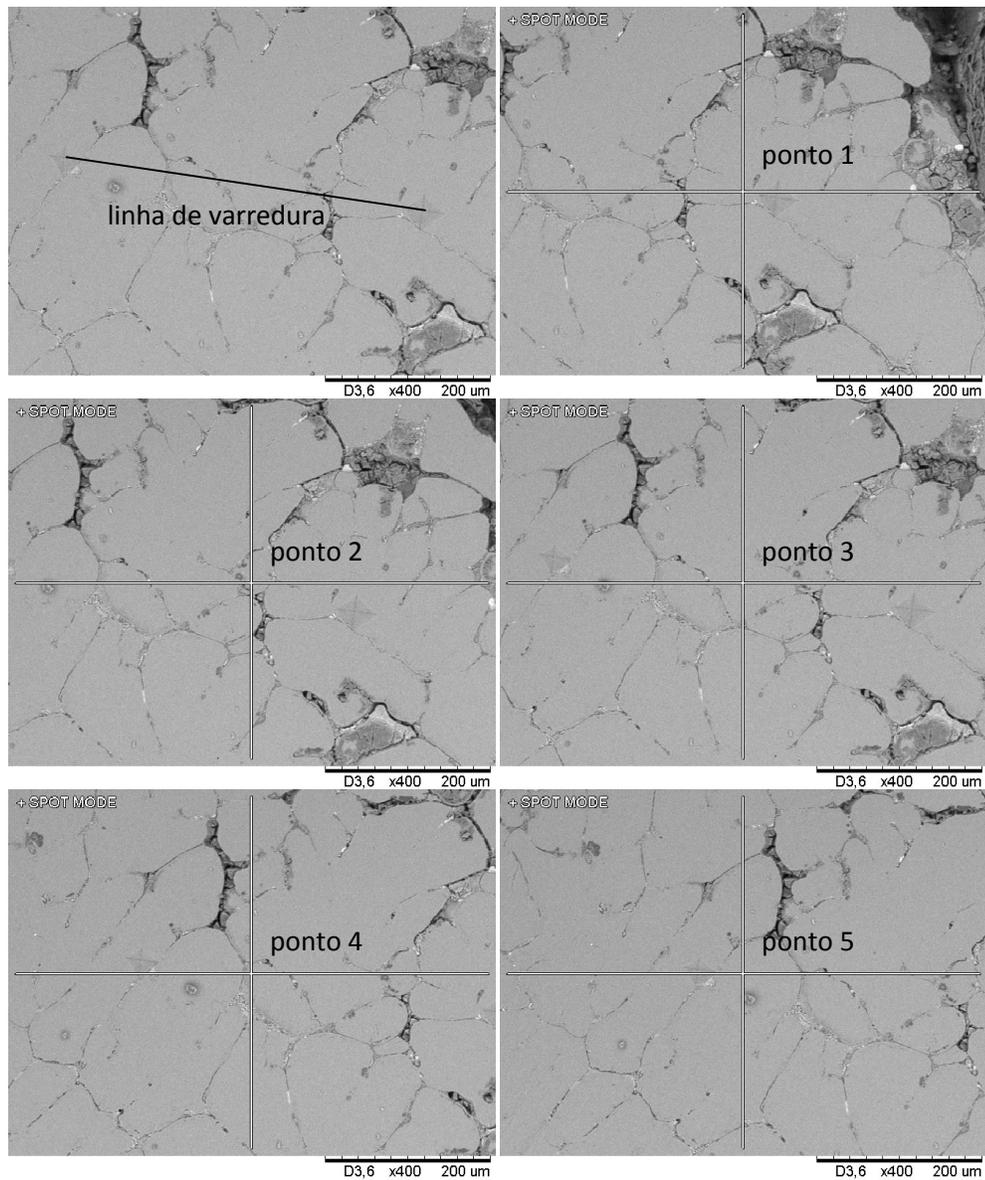


Figura 4.35: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição envelhecida. LINHA 1.

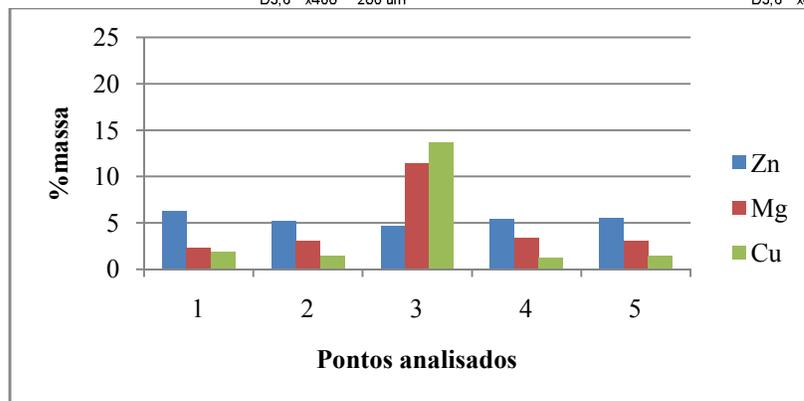
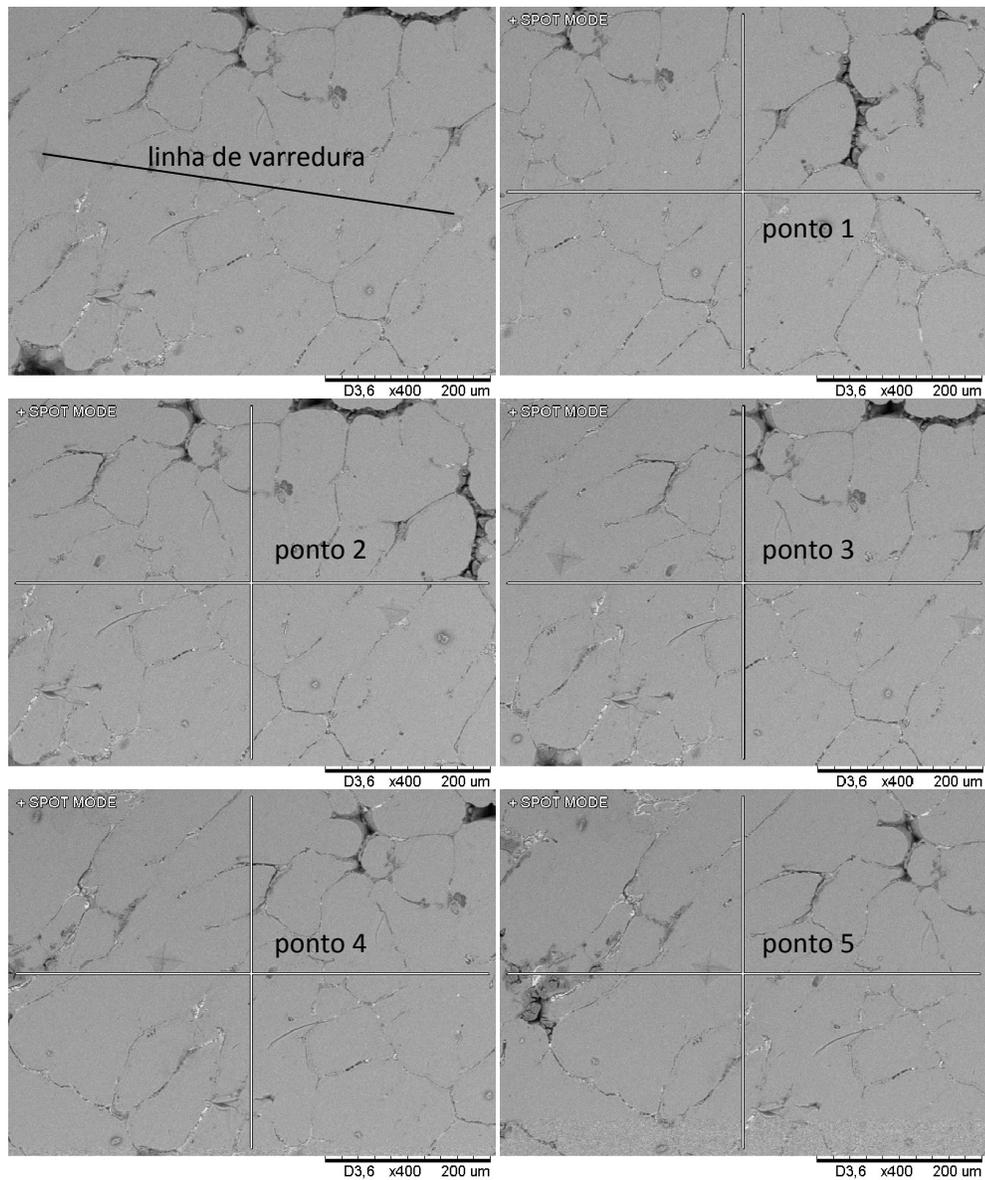


Figura 4.36: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada e envelhecida. LINHA 2.

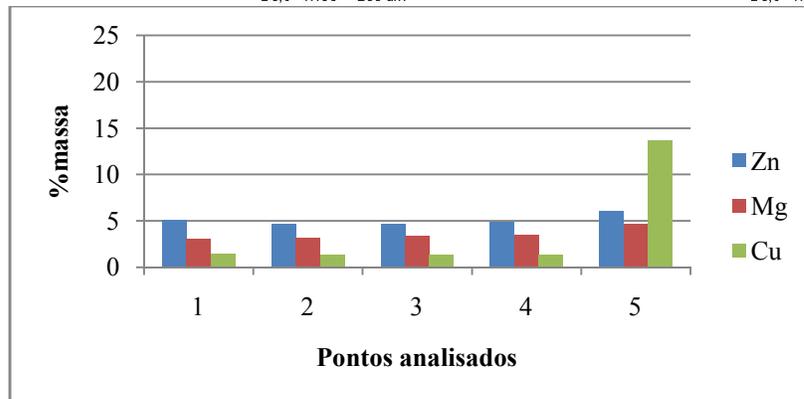
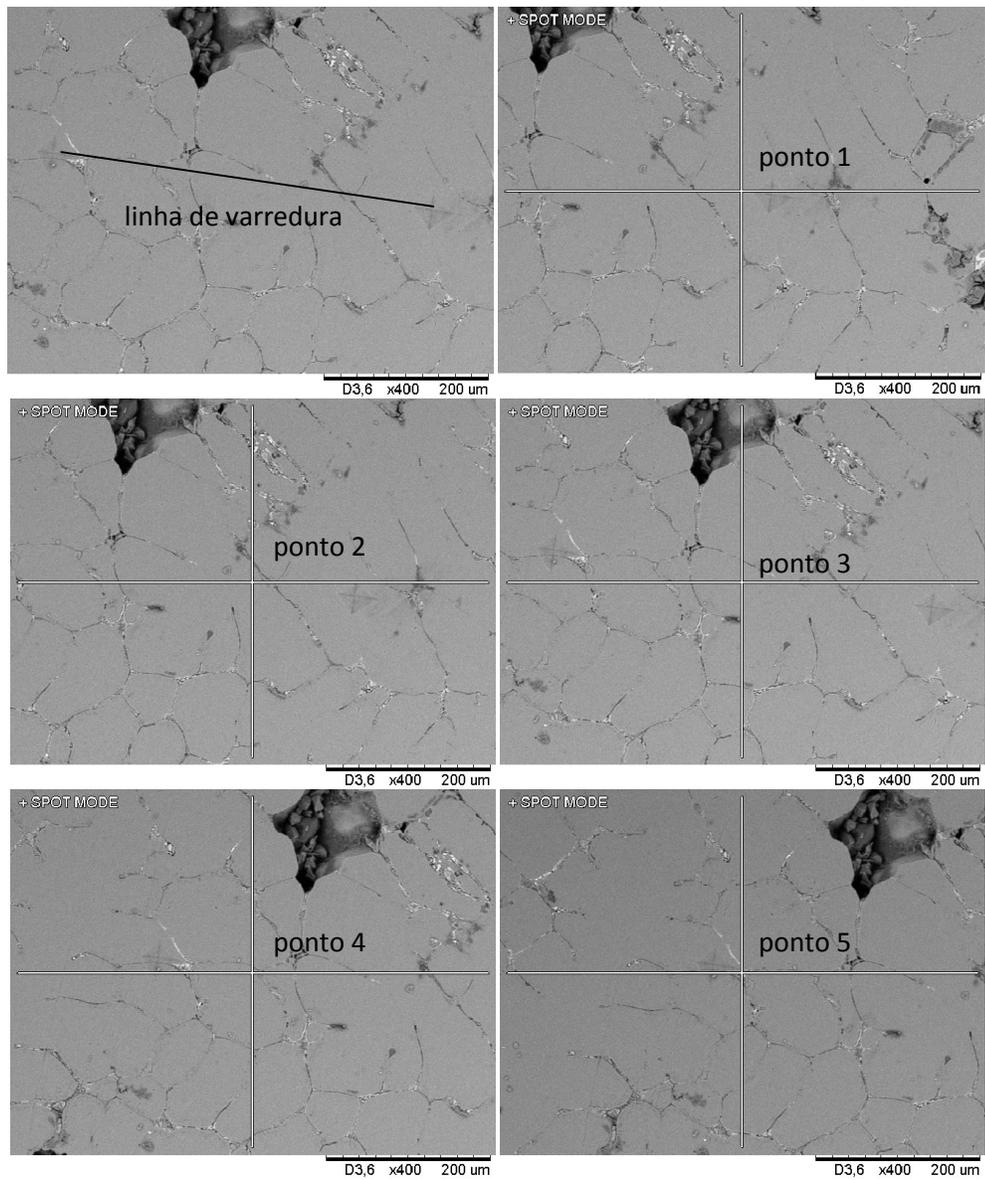


Figura 4.37: Indicação de pontos de microanálise (EDS) na microestrutura de compósitos AA7075 / vermiculita e resultado geral do teor dos principais elementos de liga nos pontos indicados. Condição solubilizada e envelhecida. LINHA 3.

À semelhança do observado no compósito contendo cinasita como reforço, o tratamento de envelhecimento promoveu no compósito AA7075 / vermiculita, de modo geral, uma maior homogeneidade de distribuição dos elementos de liga na matriz de Al, quando comparada com a condição solubilizada. Para todos os elementos analisados, se observa redução do seu teor na matriz, comparativamente à condição solubilizada, com teores médios bem inferiores ao limite de solubilidade do elemento no Al. Também se nota a redução de frequência de fases ricas em determinados elementos, indicativos de presença de precipitados grosseiros ou fase eutética remanescente.

O tratamento de envelhecimento, portanto, promoveu a retirada de elementos em solução e precipitação de fases intermetálicas na matriz. Em alguns pontos (por exemplo ponto 3/linha 2) e ponto 5/linha 3, os elevados teores principalmente de Cu (e também Mg, no primeiro caso), podem estar relacionados com a presença da fase Al_2CuMg ou uma versão não estável desta.

Os valores de I_D para os elementos Zn, Mg e Cu, obtidos a partir dos resultados de microanálises efetuadas nas mesmas linhas utilizadas para avaliação da segregação nas amostras nos estados tixotomado e solubilizado, são apresentados na Tabelas 4.8.

Tabela 4.9. Valores de I_D (%max/%min) para os principais elementos de liga no compósito AA7075 / vermiculita após tratamento de envelhecimento.

Elemento	Amostra 1			Amostra 2			Valor médio
	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Linha 1	Linha 2	Linha 3	
I_D Zn	1,16	1,34	1,31	1,20	1,39	1,39	1,30 ±0,10
Mg	1,71	5,04	1,55	5,06	1,99	1,99	2,89 ±1,68
Cu	1,45	10,81	10,58	8,21	1,94	1,94	5,82 ±4,53

A mesma tendência geral de redução dos valores médios do I_D dos elementos de liga Zn e Cu, apresentada nos compósitos AA7075 / cinasita, foi percebida nos compósitos AA7075 / vermiculita após tratamento térmico de envelhecimento, indicativo de uma melhor distribuição dos elementos de liga na matriz de Al. Em alguns pontos de análise valores elevados de determinado elemento são devidos à presença de precipitados. O elemento Zn apresenta maior variação no valor de I_D quando comparadas as condições tixotomada (1,85±0,42), solubilizada (1,40±0,24) e envelhecida (1,30±0,10), dada a sua maior solubilidade no Al.

4.4.2 Na microdureza da matriz metálica

A Tabela 4.10 apresenta valores médios de microdureza Vickers (HV) da matriz dos compósitos AA7075/ cinasita e AA7075 / vermiculita produzidos, nas condições tixoconformada, solubilizada e envelhecida; estes resultados são apresentados graficamente na Figura 4.38.

Tabela 4.10: Valores médios de microdureza Vickers (HV) obtidos para os compósitos produzidos, nas condições tixoconformada, solubilizada e envelhecida.

Compósito	Microdureza Vickers (HV)		
	Tixoconformado	Solubilizado	Envelhecido
AA7075 / cinasita	128 ± 14	134 ± 15	169 ± 15
AA7075 / vermiculita	122 ± 13	135 ± 10	168 ± 8

Microdureza da liga AA7075 = 175HV*

* Fonte: *Matweb-2013*

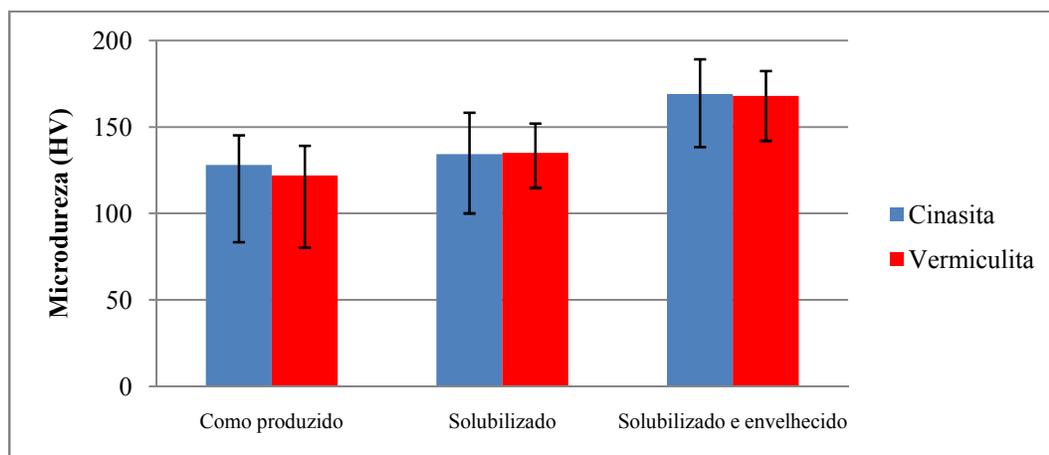


Figura 4.38: Valores médios de microdureza Vickers (HV) dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita, em diferentes condições.

Pode-se observar, em primeiro lugar, que não é possível diferenciar os valores de microdureza da matriz de Al nos dois tipos de compósitos, em quaisquer das condições analisadas. Como comentado anteriormente, as microestruturas dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita são semelhantes e, portanto, a resposta aos tratamentos térmicos também parecem ser semelhantes. Na análise feita anteriormente sobre o efeito da solubilização nas estruturas, foi aventada a hipótese da influência das diferentes características térmicas da cinasita e da vermiculita influenciarem o efeito da solubilização, aparentemente auxiliando a

dissolução de fases e aumentando o teor de elementos de liga em solução, no caso da cinasita. Esta hipótese não resultou, no entanto, em maior aumento da dureza na estrutura do compósito contendo cinasita, comparativamente ao compósito contendo vermiculita e merece, portanto, ser mais profundamente investigada.

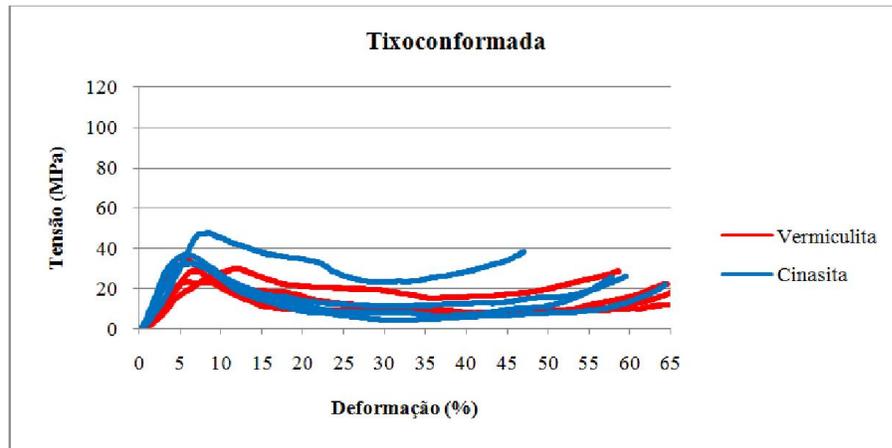
Pode-se observar, de modo geral, que o tratamento de solubilização promove aumento na dureza da matriz de Al em ambos os compósitos, por efeito do aumento do teor de elementos dissolvidos na sua estrutura, principalmente o Zn e o Mg. Tal aumento, da ordem geral de 5% a 10%, não é muito significativo, levando-se em conta o elevado desvio padrão das medidas. Os elevados valores do desvio padrão se devem, provavelmente, à presença de fases secundárias remanescentes, após solubilização, como observado nas microestruturas apresentadas e nos resultados de microanálises. Como discutido anteriormente, o tratamento de solubilização não promoveu total dissolução de fases eutéticas no material tixoconformado.

O efeito do tratamento de envelhecimento na microdureza da matriz de Al é mais acentuado, e semelhante também para os dois tipos de compósitos. De modo geral pode-se observar um aumento da dureza em torno de 25% em relação ao material solubilizado e em torno de 32-38% comparativamente ao material tixoconformado.

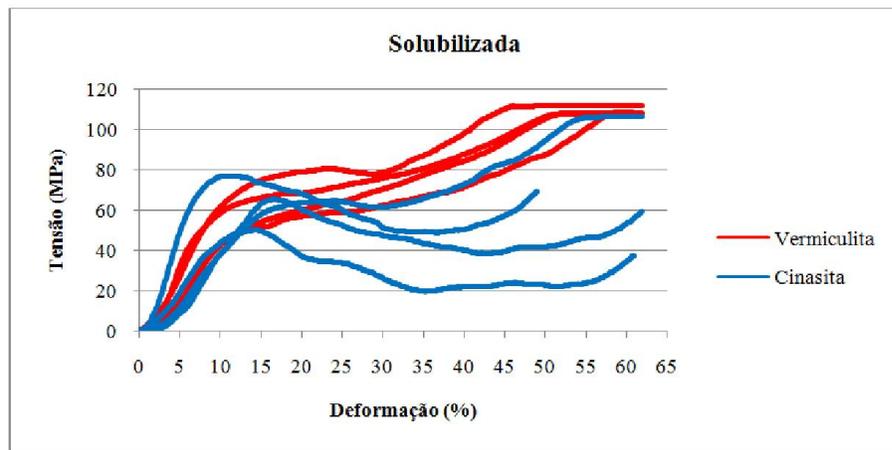
Também para o caso do material no estado tixoconformado, as medidas de microdureza resultaram em valores bastante dispersos, indicando a presença frequente de pontos de elevada dureza, neste caso, fases precipitadas como decorrência do envelhecimento.

4.4.3 No comportamento mecânico em compressão semi-estática, dos compósitos

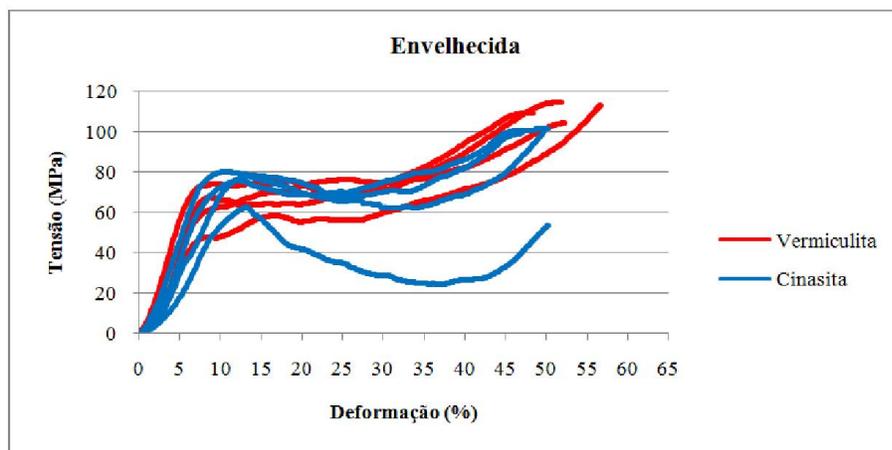
A Figura 4.39 apresenta curvas típicas de tensão *versus* deformação para os compósitos contendo cinasita e vermiculita nas condições tixoconformada, solubilizada e envelhecida, obtidas em ensaios de compressão semi-estática. Pode-se observar, de modo geral, para todas as condições das amostras e para os dois tipos de compósitos, curvas apresentando uma região inicial onde o aumento da deformação é aproximadamente linear com o aumento da tensão, correspondente à deformação elástica do material, seguida de redução da tensão e grande aumento da deformação a reduzidas e sem muita variação de tensões, caracterizando uma região de platô.



(a)



(b)



(c)

Figuras 4.39: Curvas típicas de tensão *versus* deformação em ensaios de compressão semi-estática, de compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita nas condições: (a) tixoconformada, (b) solubilizada e (c) envelhecida.

Este comportamento é característico de materiais celulares, contendo elevada quantidade de poros em seu interior, sejam poros abertos ou fechados. Os mecanismos de deformação de materiais celulares envolvem diferentes etapas: na etapa inicial, somente deformação elástica está presente, por deflexão reversível de paredes metálicas que limitam os vazios da estrutura; atingida uma determinada tensão, aqui chamada *tensão máxima* ou σ_{\max} , há redução da tensão, seguida de uma região de alta deformação plástica a baixas tensões. O início desta segunda etapa é atribuída ao início de ocorrência de fratura de paredes metálicas entre poros; a continuidade da aplicação de tensões leva ao colapso de poros, e conseqüente adensamento do material. O adensamento ocorre a tensões praticamente constantes, denominada *tensão de platô* ou σ_{pl} , causando elevada deformação no material. Ao final do adensamento, paredes metálicas se tocam e o comportamento do compósito passa a ser comandado pelo comportamento da liga metálica. Assim, em etapas finais do processo de compressão há aumento brusco da tensão aplicada, até o colapso (esmagamento) do material.

Este comportamento confere ao material elevada capacidade de absorção de energia em solicitações de compressão, medida pela área sob a curva tensão *versus* deformação no regime plástico, ou área sob o platô. Portanto, devido à presença de reforços porosos, os compósitos produzidos apresentam, não só baixa densidade, mas também comportamento mecânico em compressão característicos de materiais celulares.

No caso dos compósitos estudados, a elevada deformação plástica na região do platô é devida à ruptura e compactação das partículas de cinasita, que são frágeis, e no caso do reforço de vermiculita, ao seu adensamento, dada a sua elevada compressibilidade.

Nas curvas obtidas para os compósitos, nem sempre foi detectada a etapa final de crescimento abrupto da tensão, ocorrendo o colapso da amostra ao final do adensamento.

Analisando inicialmente os compósitos na condição tixoconformada, pode-se observar na Figura 4.39 (a) elevados valores de deformação (da ordem de 45 a 65%) e reduzidos valores de σ_{\max} e σ_{pl} para os dois tipos de compósitos. As curvas mostram tendência de um comportamento mais plástico para o compósito contendo vermiculita, com menores valores de σ_{\max} e σ_{pl} e maior deformação na densificação (% d_D), talvez devido à maior compressibilidade desta partícula quando comparada com a cinasita, mais frágil.

Na condição solubilizada (Figura 4.39-b), pode ser observado sensível aumento dos valores de σ_{\max} e σ_{pl} para os dois tipos de compósitos, sem significativa redução da deformação

durante adensamento, quando comparado com a condição tixoconformada. Este resultado pode ser atribuído à maior resistência mecânica da estrutura da liga metálica contendo elevado teor de elementos de liga em solução. Nesta condição, os compósitos contendo vermiculita também apresentam maior deformação plástica do que os contendo cinasita.

Conforme mostrado na Figura 4.39 (c), após tratamento para envelhecimento, os compósitos apresentam, de modo geral, menor deformação plástica. Houve pequeno aumento dos valores de tensão máxima para início de platô, enquanto a tensão de platô se apresenta mais estável, para ambos os compósitos. Estes resultados refletem a situação da estrutura do material, que nesta condição apresenta homogênea e fina distribuição de precipitados.

Quanto à deformação, observa-se sensível redução quando comparados os estados tixoconformado e envelhecido, para ambos os tipos de compósitos.

Das curvas obtidas nos ensaios foram extraídos dados referentes aos valores de σ_{\max} e σ_{pl} e % de deformação na densificação (% d_D), para cada condição e cada tipo de compósito investigados. Os resultados são apresentados na Tabela 4.11.

Tabela 4.11: Valores médios de σ_{\max} e σ_{pl} e % d_D em ensaios de compressão semi-estática, dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita em diferentes condições.

	Tixoconformada		Solubilizada		Envelhecida	
	Cinasita	Vermiculita	Cinasita	Vermiculita	Cinasita	Vermiculita
σ_{\max} (MPa)	37 ± 7	29 ± 5	64 ± 10	64 ± 14	74 ± 8	62 ± 11
σ_{pl} (MPa)	12 ± 7	10 ± 4	44 ± 16	71 ± 8	59 ± 19	67 ± 8
(% d_D)	58 ± 7	63 ± 3	59 ± 7	54 ± 7	50 ± 2	52 ± 4

Pode-se observar, de modo geral, que o tratamento de solubilização e envelhecimento promove sensível modificação do comportamento em compressão dos compósitos analisados, promovendo aumento da ordem de 100% a 110% em σ_{\max} , da ordem de 5 a 7 vezes em σ_{pl} . No entanto, o efeito dos tratamentos térmicos não foi tão significativo na redução da deformação de adensamento, as quais sofreram redução da ordem de 13 e 17% respectivamente para os compósitos contendo cinasita e vermiculita.

As modificações são mais sensíveis entre os estados tixoconformado e solubilizado do que entre os estados solubilizado e envelhecido.

4.4.4 No comportamento em compressão dinâmica (impacto) dos compósitos

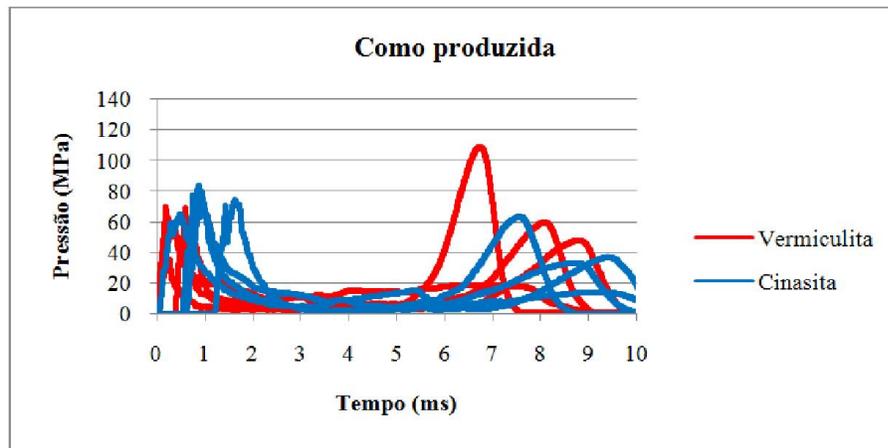
A Figura 4.40 apresenta curvas tensão *versus* tempo típicas obtidas nos ensaios de compressão dinâmica (impacto) de amostras dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita produzidos, nas condições tixoconformada, solubilizada e envelhecida.

Pode ser observado comportamento semelhante ao obtido nos ensaios de compressão semi-estática: as curvas apresentam uma região de deformação aproximadamente elástica, ao final da qual a tensão sofre redução, sendo iniciado estágio de deformação plástica. Após o início da deformação plástica, a carga necessária para continuidade da deformação diminui consideravelmente e se mantém relativamente estável até o adensamento total do material no final do processo, quando então ocorre um grande aumento da tensão (no caso de amostras tixoconformadas) ou o descarregamento total, significando o prematuro colapso da amostra (no caso de amostras nas condições solubilizadas e envelhecidas).

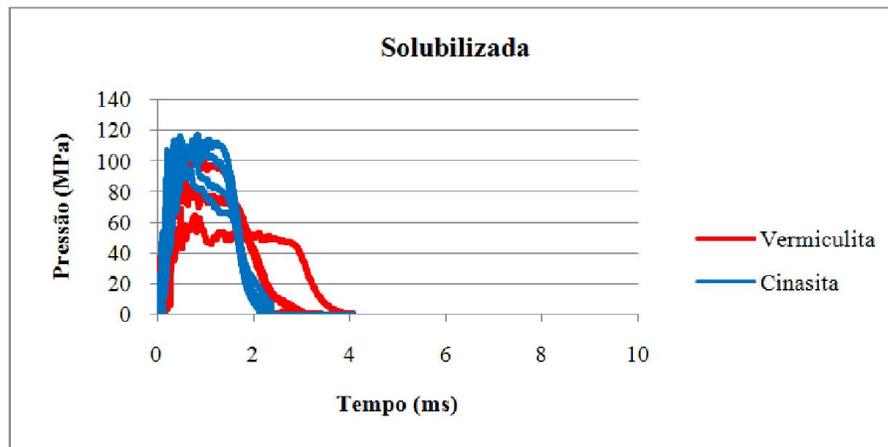
De um modo geral pode ser observada uma tendência de maior ductilidade do compósito contendo vermiculita, refletido em uma maior deformação na densificação e menores tensões máximas e de platô, em quaisquer dos estados da matriz de Al, à semelhança do observado em resultados de testes semi-estáticos. Como já discutido, este fato pode estar relacionado à maior compressibilidade das partículas de vermiculita quando comparadas à maior fragilidade das de cinasita.

Os gráficos também permitem analisar a influência dos tratamentos de solubilização no comportamento do material: são evidentes os aumentos de σ_{\max} e σ_{pl} e redução da deformação, como efeito das modificações estruturais promovidas pelos tratamentos de solubilização e envelhecimento. Novamente se observa uma maior variação de propriedades entre as condições tixoconformada e solubilizada do que entre as condições solubilizada e envelhecida.

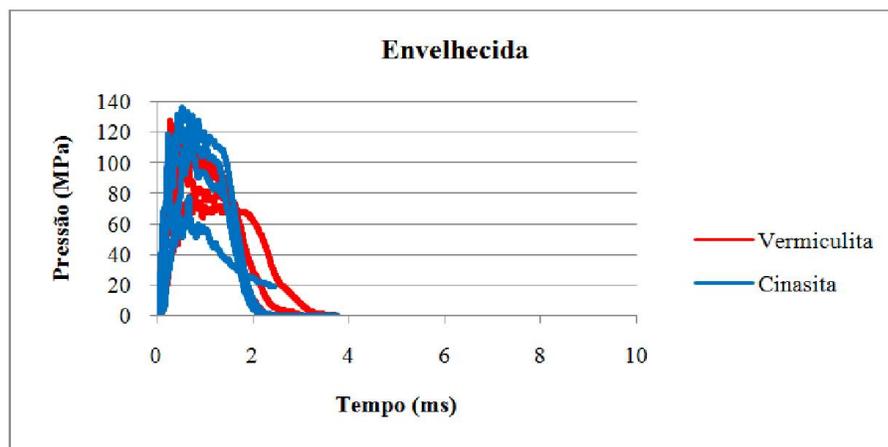
A Tabela 4.12 apresenta valores médios de σ_{\max} e σ_{pl} obtidos nos ensaios de compressão dinâmica (impacto) para ambos compósitos nas três condições ensaiadas.



(a)



(b)



(c)

Figuras 4.40: Curvas típicas de tensão *versus* tempo em ensaios de compressão dinâmica, de compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita nas condições: (a) tixocformada, (b) solubilizada e (c) envelhecida.

Tabela 4.12: Valores médios de σ_{\max} e σ_{pl} em ensaios de compressão dinâmica, dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita em diferentes condições.

	Tixoconformada		Solubilizada		Envelhecida	
	Cinasita	Vermiculita	Cinasita	Vermiculita	Cinasita	Vermiculita
σ_{\max} (MPa)	73 ± 7	59 ± 18	111 ± 7	91 ± 18	114 ± 26	107 ± 20
σ_{pl} (MPa)	5 ± 3	7 ± 6	95 ± 16	78 ± 19	95 ± 28	85 ± 13

Os valores obtidos mostram significativos incrementos em propriedades dos compósitos analisados, por efeito de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento: da ordem de 56% a 80% em σ_{\max} e da ordem de 12 a 20 a vezes em σ_{pl} , quando comparadas as condições tixoconformadas e envelhecidas. A variação nestas propriedades foi, para ambos compósitos, mais significativa da condição tixoconformada para a solubilizada do que da solubilizada para a envelhecida. Entre as condições solubilizada e envelhecida, os valores médios obtidos para σ_{\max} e σ_{pl} não são diferenciáveis devido ao elevado valor do desvio padrão, apesar de se poder notar aumento nestas propriedades ao se observar as curvas dos gráficos σ versus tempo obtidas nos ensaios.

Os valores de σ_{\max} e σ_{pl} apresentam, de modo geral, ligeira diferença, em todas as condições analisadas, entre os dois tipos de compósitos, sendo maiores para os que contém cinasita. Isto pode estar relacionado, como já dito antes, com a natureza das partículas de reforço, uma vez que a cinasita apresenta alta dureza, enquanto que a vermiculita pode ser mais facilmente comprimida nos ensaios.

Comparando-se os dois tipos de ensaios de compressão efetuados, pode-se observar que, em geral, os resultados de σ_{\max} e também σ_{pl} (para σ_{pl} , exceto caso de material no estado tixoconformado) obtidos em ensaios de impacto são significativamente superiores aos obtidos em ensaios semi-estáticos. A influência da velocidade de deformação nos valores de σ_{\max} nos mesmos tipos de compósitos foi também observada por Jorge (2011) e atribuída à dificuldade de distribuição de tensões no interior do material durante ensaio a altas velocidades. Esta também é uma explicação corroborada por Campana, 2008, ao assumir que em ensaios a altas velocidades, não há tempo de ser atingido equilíbrio de forças no interior do material, provocando aumento de tensões localizadas que refletem no comportamento geral do material.

4.5.5 Resumo geral sobre o efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na microestrutura e propriedades dos compósitos AA7075/cinasita e AA7075/vermiculita produzidos por tixoconformação.

A Figura 4.41 apresenta de modo geral, a influência dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na estrutura do compósito AA7075 / cinasita produzido por tixoconformação.

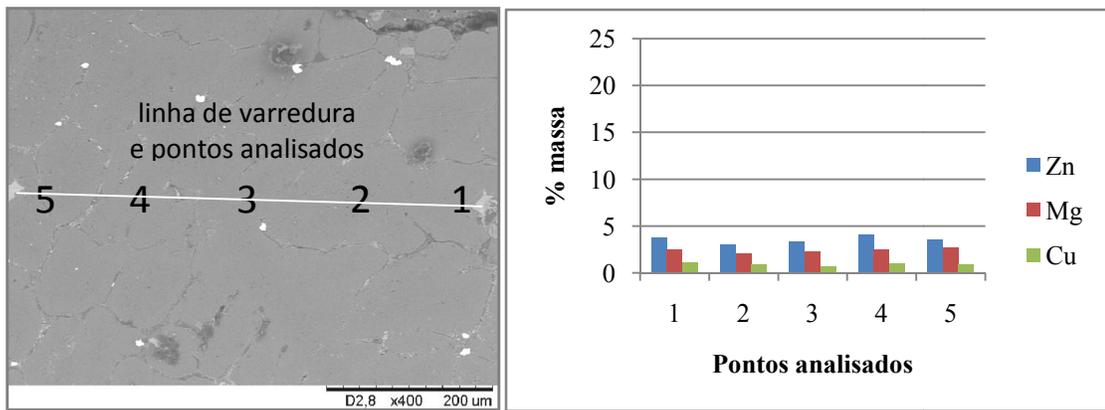
A microestrutura da liga AA7075 tixoconformada é constituída de glóbulos da fase primária α contendo reduzidos teores de elementos em solução, como decorrência do aquecimento requerido para a globularização da estrutura, e fases secundárias de diferentes tipos (sendo os principais as fases $ZnAl_2$ e Al_2CuMg) presentes de forma grosseira em contornos globulares e em seu interior, em regiões anteriormente ocupadas por líquido retido. Assim, os resultados de microanálise mostram baixos valores de Zn, Mg e Cu em solução e eventuais picos destes elementos, relacionados à presença das fases citadas..

Com tratamento térmico de solubilização, é propiciada difusão atômica dos elementos químicos que constituem fases secundárias, dos contornos de glóbulos em direção ao seu interior; e dissolução de fases retidas no interior dos glóbulos, incorporando mais soluto à matriz do Al. O resultado obtido, mostrado na Figura 4.41 (b), é a presença de contornos interglobulares mais finos; resultados de microanálises mostram aumento geral de elementos em solução e ainda eventual presença de fases não dissolvidas nas condições de tratamento empregadas.

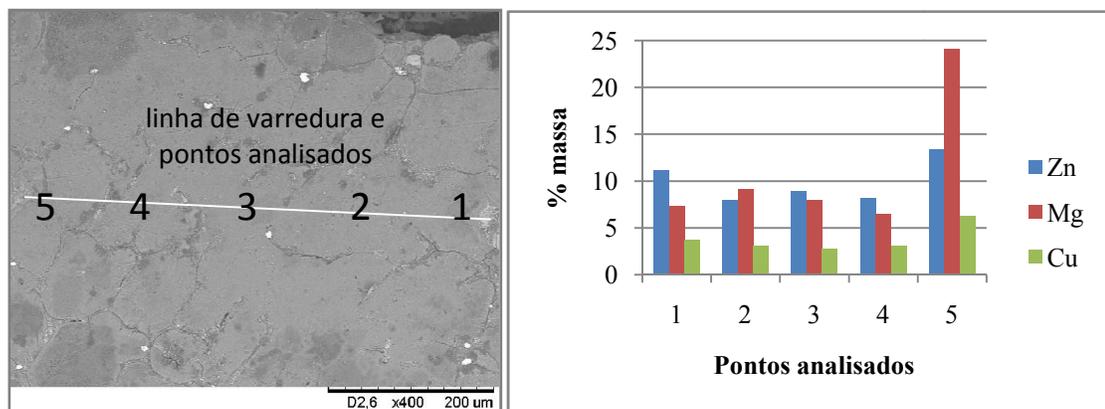
No envelhecimento a solução super-saturada busca condições de equilíbrio promovendo a precipitação de fases intermetálicas distribuídas na matriz. Como resultado da precipitação de fases, há redução do teor de elementos em solução, como observado na Figura 4.41 (c).

As estruturas tixoconformadas dos dois tipos de compósitos são semelhantes, mas sua resposta aos tratamentos térmicos parece sofrer alguma influência do tipo e massa de partículas de reforço empregadas. No caso da cinasita, de modo geral se obteve melhores respostas aos tratamentos térmicos do que no caso da vermiculita. Os resultados, no entanto, não são conclusivos e merecem investigação mais aprofundada.

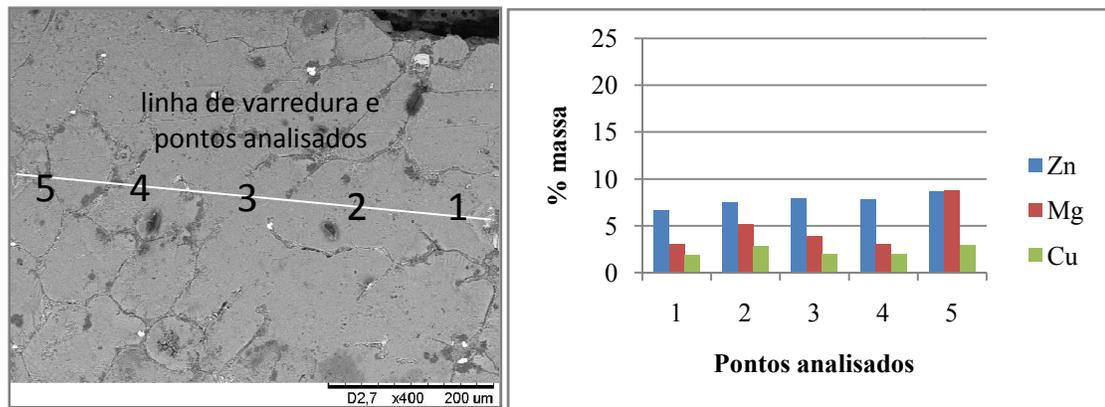
Quanto ao efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na microdureza da matriz, aumentos da ordem de 32-38% foram obtidos, para ambos os tipos de compósitos.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.41: Microestruturas típicas e distribuição de elementos de liga de compósito AA7075 / cinacita nas condições: (a) tixoconformada; (b) solubilizada e (c) envelhecida.

Quanto ao efeito dos tratamentos térmicos no comportamento em compressão dos compósitos, os resultados gerais são apresentados na Figura 4.42.

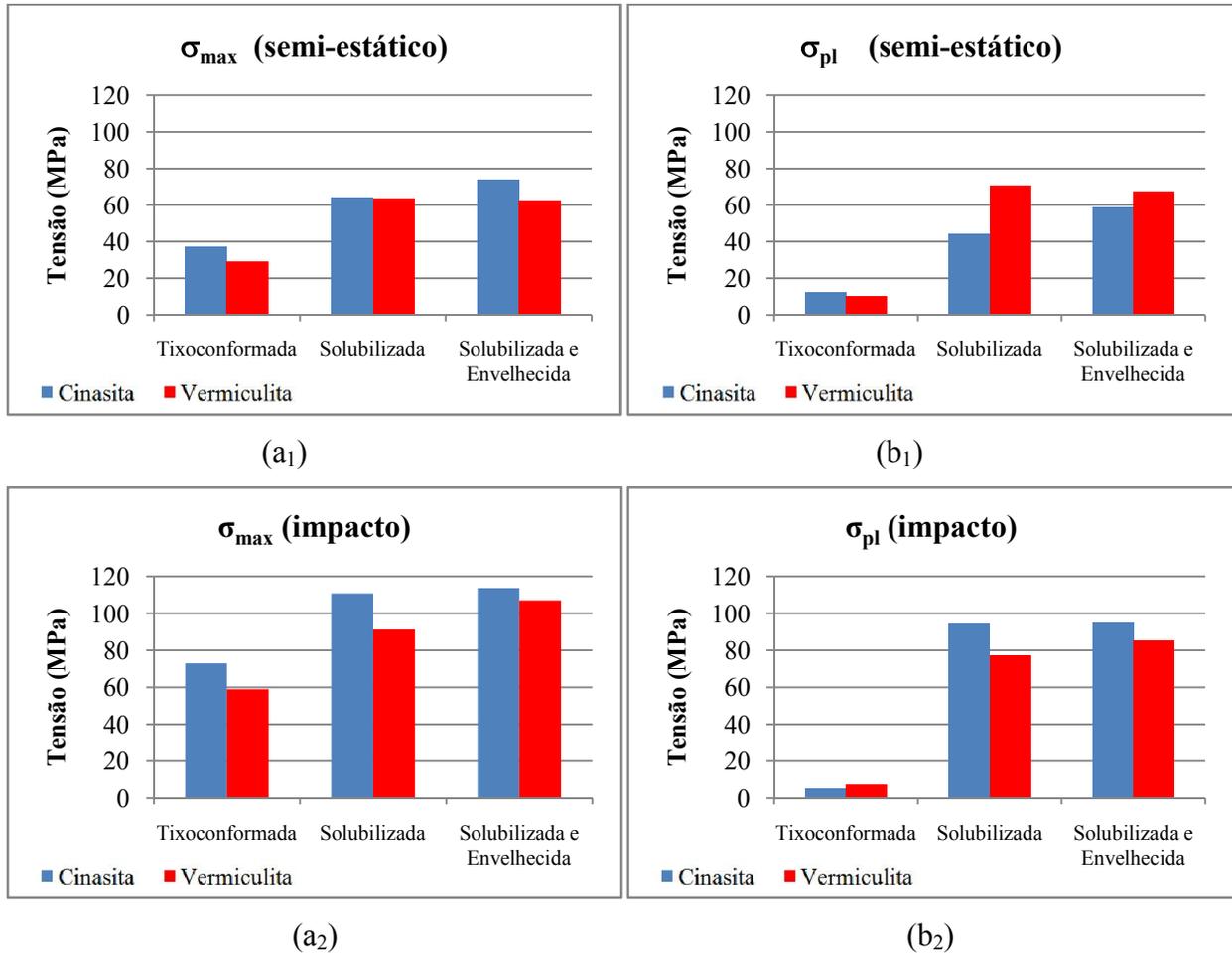


Figura 4.42: Resultados gerais de testes de compressão dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita nas condições tixoconformada, solubilizada e envelhecida.

a, b: tensão máxima (σ_{max}) e tensão de platô (σ_{pl}), respectivamente;
 1 e 2: testes de compressão semi-estática e dinâmica, respectivamente.

Pode-se observar que tanto a tensão máxima (σ_{max}) quanto a tensão de platô (σ_{pl}), na condição tixoconformada, apresentam valores bem menores, para ambos os compósitos, quando comparados aos valores obtidos dos compósitos nas outras duas condições após tratamentos térmicos nos dois tipos de ensaios (semi-estático e dinâmico). Todavia, a diferença entre as tensões máximas e as tensões de platô das condições solubilizada e envelhecida não apresentaram

grandes valores entre elas, também nos dois tipos de ensaios de compressão empregados, ficando a diferença observada dentro do desvio padrão.

Os materiais na condição tixoconformada não oferecem muita resistência mecânica à compressão, quando comparados aos mesmos materiais após serem tratados termicamente.

Com o tratamento de solubilização, a redistribuição dos elementos de liga na fase primária leva a uma conseqüente dificuldade dos movimentos de discordâncias dentro dos glóbulos, por efeito de deformações locais na rede cristalina provocada pela presença de átomos de soluto intersticiais ou substitucionais, o que aumenta a dureza do material e dificulta a deformação da liga da matriz metálica dos compósitos, com conseqüente aumento na tensão máxima e na tensão de platô dos compósitos produzidos.

Com o tratamento térmico de envelhecimento, parte dos principais elementos de liga dentro dos glóbulos volta a se difundir buscando sair da condição metaestável que se encontrava após solubilização e buscam uma condição mais estável, formando assim, precipitados dentro dos glóbulos. Nesta condição, as propriedades do material dependem das dimensões e distribuição dos precipitados. No caso de precipitados finos e bem distribuídos, a sua interferência no movimento de discordâncias é eficiente e resulta em aumento da dureza e propriedades mecânicas.

O excessivo crescimento de precipitados, porém, pode levar à redução da dureza e comportamento mecânico geral do material. Os resultados obtidos no trabalho não indicam crescimento excessivo de precipitados ou super-envelhecimento, uma vez que não se observou decréscimo na dureza ou comportamento mecânico após envelhecimento.

Observa-se, ainda, que os valores de tensão máxima, em ambos os ensaios, obtidos para os compósitos reforçados com cinasita tendem a ser superiores aos obtidos para os reforçados com vermiculita, em qualquer condição, o que pode estar relacionado com a natureza dos dois reforços. Este resultado pode estar relacionado ao fato da estrutura vermicular oferecer menos resistência à compressão do que a estrutura rígida da cinasita.

Quanto à tensão média de platô, aparentemente os compósitos contendo cinasita apresentaram tendência a menor valor neste parâmetro, no caso de ensaios à menor velocidade. No entanto, este resultado deve ser tomado com cuidado, uma vez que a dispersão em torno dos valores médios é elevada e ainda que os valores obtidos em ensaios dinâmicos não reflète esta

tendência, e sim a oposta, isto é, compósitos com cinasita requerem maiores tensões para deformação.

A cinasita, como mencionado, apresenta maior densidade e paredes entre poros mais rígidas e espessas que paredes entre lamelas de vermiculita, a qual é bastante compressível. Assim, é de se esperar maiores tensões para a deformação de compósitos contendo cinasita do que vermiculita.

Nos ensaios de impacto, os valores da tensão máximas e de platô para ambos os tipos de compósitos são superiores aos obtidos em ensaios semi-estáticos. Quando se observa os aspectos das amostras após ensaios, como mostrado na Figura 4.43, pode-se notar que as amostras contendo cinasita sofrem maior destruição, com ruptura, do que as de vermiculita, que se apresentam visivelmente amassadas. Nos ensaios de impacto, as amostras após ensaio se mostram mais íntegras, mesmo as de cinasita; isto provavelmente ocorreu devido a não sollicitação das partículas de reforço durante este ensaio, já que as amostras não foram totalmente destruídas como nos ensaios de compressão semi-estáticas.

A Figura 4.43 apresenta amostras dos dois tipos de compósitos na condição envelhecida após ensaios de compressão semi-estática e dinâmica, na qual é possível observar o colapso total das amostras após ensaio semi-estático (a), por ruptura (cinasita), e amassamento + ruptura (vermiculita) após ensaio dinâmico (b) (idem, com predominância de amassamento em ambas).

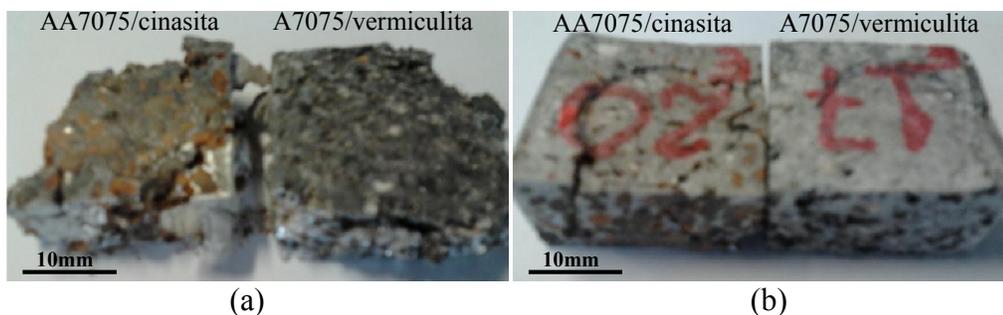


Figura 4.43: Amostras dos compósitos AA7075 / cinasita e AA7075 / vermiculita, na condição envelhecida, após os ensaios de compressão: (a) semi-estático e (b) dinâmico.

As partículas de reforços cerâmicos usadas neste trabalho são porosas conferindo, assim, uma menor densidade aos compósitos produzidos. Além disso, atribuem a eles melhores propriedades mecânicas, sobretudo quando submetidos a impactos. O colapso das paredes dos poros das partículas de reforço, juntamente com o colapso das paredes de liga da matriz metálica promove um eficiente sistema de absorção de energia.

5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

5.1 Conclusões

Considerando as condições empregadas na produção e na caracterização dos compósitos obtidos, os resultados deste trabalho permitem as seguintes conclusões:

- O processo de tixoconformação da liga de alumínio AA7075, em seu estado semi-sólido, permite a produção de compósitos da liga reforçada com cinasita ou vermiculita, com homogeneidade na distribuição das duas partículas de reforço;
- As tensões necessárias para tixoconformar o material são baixas, porém diferentes entre os reforços utilizados, sendo necessárias tensões da ordem de 120% superiores para produzir compósitos com cinasita em relação à compósitos com vermiculita; o que é atribuído à menor compressibilidade das partículas de cinasita;
- No processo de tixoconformação, podem ocorrer fraturas em partículas de cinasita, bem como compressão de lamelas das partículas de vermiculita;
- A interação na interface matriz metálica / partícula de reforço, no geral, apresenta falhas de contacto e poros; no entanto, são observadas penetração de metal em fraturas da cinasita ou entre lamelas de vermiculita, promovendo travamento mecânico entre reforço e matriz;
- A aplicação das partículas porosas de reforço agregou aos compósitos produzidos características de materiais de baixa densidade ou celulares, apresentando densidades relativas da ordem de 0,56 para os materiais com cinasita e 0,46 para os que contêm vermiculita;
- Os Números de Usinabilidade (N) dos compósitos produzidos, quando submetidos à usinagem por jatos de água abrasivos ($AWJM$), apresentam valores maiores que o da liga AA7075 ($N = 219$), ou seja, são mais fáceis de usinar. Porém, os valores obtidos para ambos os compósitos são diferentes, sendo maior para o que contêm cinasita ($N = 265$);

- A qualidade da superfície cortada por jatos de água abrasivos, apresenta-se melhor para os compósitos produzidos com cinasita devido à possibilidade de fratura, sem arrancamento total, e à delaminação da partícula de vermiculita, o que faz com que ela seja mais facilmente arrancada da matriz metálica;
- Nas amostras tixoconformadas foi observado teor crescente de fases eutéticas na direção do fluxo de metal durante a tixoconformação;
- As microestruturas dos compósitos como tixoconformados são similares para os dois tipos de compósitos produzidos: apresentam fase primária α globular, com reduzido teor de elementos de liga em solução, fases eutéticas grosseiras em contornos de glóbulos e eventuais poças de fases eutéticas no interior dos mesmos;
- O tratamento térmico de solubilização a 470°C / 12 horas promoveu boa redistribuição dos principais elementos de liga, com significativo aumento dos seus teores em solução na fase α ; todavia não foi suficiente para dissolução total das fases secundárias;
- O envelhecimento a 170°C / 24 horas favoreceu o aparecimento de precipitados finos no interior dos glóbulos, resultando em redução dos teores de elementos em solução;
- Como resultado dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, foi observado aumento da ordem de 32 a 38% na microdureza da matriz metálica dos compósitos, para ambos os tipos de compósitos analisados ;
- Os compósitos produzidos apresentaram, em quaisquer condições (tixoconformada ou tratada termicamente), comportamento em compressão similar a materiais celulares, isto é, apresentaram característico platô de deformação plástica a baixas tensões;
- Os valores das tensões máximas para início do platô de deformação plástica (σ_{\max}) e das tensões médias de platô (σ_{pl}) obtidos em testes de compressão semi-estática são, em geral, inferiores aos obtidos em testes de compressão dinâmica, para ambos os compósitos;
- Como efeito de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento, foi observado, para ambos os tipos de compósitos, significativo aumento das tensões máximas para início do platô de deformação plástica (σ_{\max}) e das tensões médias de platô (σ_{pl}); os valores destes incrementos foram distintos para os dois tipos de ensaios;
- Em ensaios de compressão semi-estática, os aumentos observados dos valores de tensão máxima para início de platô (σ_{\max}) e das tensões médias de platô (σ_{pl}) por efeito do

tratamento térmico, foram da ordem 100 a 110% e de 5 a 7 vezes, respectivamente, quando comparadas as condições tixoconformada e envelhecida, para ambos os tipos de compósitos analisados;

- Em ensaios de impacto, estes aumentos foram da ordem de 50 a 60% para os valores de tensão máxima (σ_{\max}) e 12 a 19 vezes para as tensões médias de platô de deformação plástica (σ_{pl});
- Foi observada redução da ordem de 13 a 17% na deformação plástica dos compósitos, por efeito dos tratamentos térmicos, em ensaios de compressão semi-estática;
- De modo geral, portanto, tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento em compósitos AA7075 /cinasita ou vermiculita produzidos por tixoconformação, promovem redução de contornos eutéticos grosseiros interglobulares na estrutura. Estas modificações estruturais implicam em aumento da dureza dos materiais e das tensões para início da deformação plástica e da tensão média de platô em situações de compressão; a deformação plástica, por outro lado, sofre pouca influência dos tratamentos térmicos. Este comportamento significa, de modo geral, elevada capacidade de absorção de energia em impactos mesmo a elevadas tensões.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

- Buscar condições de tratamentos térmicos que promovam total solubilização das fases secundárias grosseiras na liga AA7075 tixoconformada e analisar a sua influência em propriedades mecânicas de compósitos AA7075 / cinasita ou vermiculita;
- Otimizar a relação condições de tratamento / melhoria de propriedades, visando a otimização da relação custos / benefícios;
- Analisar propriedades de tração dos compósitos de baixa densidade AA7075 / cinasita ou vermiculita;
- Analisar a influência do tipo de partículas cinasita ou vermiculita (que apresentam diferentes propriedades térmicas), nas estruturas de compósitos contendo o mesmo teor em massa destes reforços, e nas suas respostas a tratamentos térmicos;

- Analisar a influência da velocidade de aplicação de tensões em testes de compressão nos compósitos estudados.
- Calcular energia absorvida no impacto;
- Plotar gráficos do impacto em função da deformação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKSENOV, A. A.; et al. **Physical metallurgy and processing of non-ferrous metals**. Nauka, Moscow. P. 171-180, 1992.

ALIPOR, M.; et al. **Materials Science Engineering**. V. (A) 528, p. 4482-4490, 2011

ARCHIVE, NCR. **National Research Council Canadá**. Disponível em: www.archivencr.gc.ca. Acesso em: Agosto de 2013.

ASM. ASM Handbook. **Alloy Phase Diagrams**. v.3 ASM International, 2008.

ATKINSON, H. V. Modelling the semisolid processing of metallic alloys. Progress. In: **Materials Science**, V. 50, n. 3, p 341-412, 2005.

ATKINSON, H. V. (Ed.), **Modelling of Semi-Solid Processing**. Shaker-Verlag. Aachen, p. 34-44, 2008.

ATKINSON, H. V. Final Report for GR/M89096/01: **Alloy Development for Thixoforming**. Dept of Engineering, University of Leicester, 7p 2004.

BAHR, R. J. **Estudo do processo de fabricação de pastas tixotrópicas por estímulo à nucleação e sua aplicação para a produção de compósitos de baixa densidade**. 2012, 162f. Dissertação (Mestrado). Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

BARALIC, J. NEDIC, B.; JANKOVIC, P. Machining parameters effect on the jet retardation en abrasive water jet machining. **34th International conference on production engineering**. 28-30. September, 2011.

BARP, D.R.A.; et al. Contribuição ao estudo do processo de corte de ágata por jato d'água em formas complexas. **Design e Tecnologia**. V. 01, 2010.

BOLOURI, M.; et al. Correlation between solid fraction and tensile properties of semisolid RAP processed aluminum alloys. **Journal Material Science**. V. 47, p. 3544-3553, 2012.

BUNCK, M.; et al. **Solid State Phenomena**. V. 141-143, p. 145-150, 2008

CAMPANA, F. PILONE, D. Effect of Wall microstructure and morphometric parameters on the

crush behaviour of Al alloy foams. **Materials Science and Engineering A**, v.479, p.58-64, 2008.

CHAYONG, S.; et al. Thixoforming 7075 aluminum alloys. **Materials Science and Engineering**. V (A) 390, p. 3-12, 2005.

CLYNE, T. W. e WITHERS, P. J. Composites Materials – **Science and Technology**. Springer-Verlag. New Yourk. 1993.

CURLE U. A.; IVANCHEV, L. Wear of semi-solid rheocast SiCp/Al metal matrix composites. **Materials Letters. Trans. Nonferrous Metals. Society of China**. p. 852 – 856, 2010.

CURLE, U. A.; GOVENDER, G. Semi-solid rheocasting of grain refined aluminum alloy 7075. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**. V. 20, p 832-836, 2010.

DING, X.; et al. Evaluation of machining performance of MMC with PCBN and PCD tools. **Wear**. V. 259, p. 1225-1234, 2005.

FLEMINGS, M.C.; et al. **Rheocasting, Materials Science and Engineering**, V. 25, p. 103-117, 1976.

FLEMINGS, M. C. SSM: **Some thoughts on past milestones and on the path ahead**. In: **6th International Conference on the Semi-solid Processing of Alloys and Composites**. Proceedings. Turin, Italy, p. 11-14, 2000.

FONSECA, A. J. **Fabricação por tixo-infiltração, de materiais de baixa densidade a partir da liga AA7075 e caracterização de suas propriedades físicas e mecânicas**. 2011. 190f. Tese (Doutorado). Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

GATAMORTA, F. **Obtenção de espumas sintáticas da liga AA2011 a partir do metal no estado semi-sólido e sua caracterização metalúrgica**. 2009. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas

GOMES, E. G. **Caracterização microestrutural, mecânica e tratamentos térmicos de material compósito Al/SiC obtido por conformação por Spray**. 1998. 110f. (Mestrado). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo.

GOPALAKANNAN, S.; et al. Modeling and optimization of EDM process parameters on machining of Al 7075-B4C MMC using RSM. **International Conference on Modeling, Optimization and Computing**. V. 38, p. 685-690, 2012.

GUO, H.; et al. Effects of rheoforming on microstructure and mechanical properties of 7075

wrought aluminum alloy. **Transaction of Nonferrous Metals Society of China**. V. 20, Issue 3, p. 355-360, 2010.

HANNIES, W.T.; et al. Otimização do corte de polipropileno com jato abrasivo. **Polímeros: Ciência e Tecnologia**, v. 14, n.3, p.162-170, 2004.

HARRIS, B. Engineering composite materials. Handbook. **The institute of Materials**, 1999.

HASHIM, J. The production of cast metal matrix composite by a modified stir casting method. **Journal Teknologi**. V. 35(A), p. 9-20, 2001.

HASSAS-IRANI, S. B.; et al. Microstructure evolution and semi-solid deformation behavior of on A356 aluminum alloy processed by strain induced melt activated method. **Materials and design**. V. 46, p. 579-587, 2013.

HIRT, G.; KOPP, R. **Thixoforming, Semi-solid Metal Processing**, Wiley-Vch, Verlag GmnH e Co. P. 31-215, 2009.

IBRAHIM, I. A.; et. al. Particulate reinforced metal matrix composites – A review. **Journal of Materials Science**. V. 26 p. 1137-1156,1991.

ISSAM, E. JAIHAM, A comparative study of some network approaches to predict the effect of the reinforcement content on the hot strength of Al-base composites. **Journal of Materials Processing Technology**. V. 166, Issue 3, p. 392, 397, 2005.

JANKOVIC, P.; et al. Cut quality in abrasive water jet cutting. Machining parameters effect on the jet retardation en abrasive water jet machining. **34th International conference on production engineering, 28. – 30. September, 2011**.

JIANG, J.; et al. Microstructural coarsenig of 7005 aluminum alloy semisolid billets with high solid fraction. **Materials Characterization**. V. 90, p. 52-61, 2014.

KAPRANOS, P., KIRKWOOD, D. H., SELLARS, C. M. The microstructure of thixotropic alloy slurries. In: EUROPEAN CONFERENCE ON ADVANCED MATERIALS AND PROCESSES, 3, 1993, **Paris**. *Journal de Physique IV*. V3, C7, Nov. 1993. p.835-840.

KHAN, A.A.; ALI, M.Y. Application of silicon carbide in abrasive water jet machining. Silicon Carbide – **Materials, Processing and Applications in Electronic Devices**. Dr. Moumita Mukherjee (Ed.), ISBN: 978-953-307-968-4, In Tech, 2011.

KOCH, G. H.; KOLIJN, D. T. The heat treatment of the commercial aluminum ally 7075. **American society for metals**. v. 01, number 2-3, 1979.

KOPP, R.; et al. Forming and joining of commercial steel grades in the semi-solid state. **Journal of Materials Processing Technology** V. 130-131. p. 562-568 , 2002

KUMAR, A.; et al., Fabrication and characterization of A359/Al₂O₃ metal matrix composite using electromagnetic stir casting method. **Journal of Materials Research and Technology**. V. 2(3), p. 250-254, 2013.

LEE, H. I., DOHERTY, R. D., FEEST, E. A., TICHMARSH, J. M. Structure and segregation of stir-cast aluminium alloys. In: SOLIDIFICATION TECHNOLOGY IN THE FOUNDRY AND CASTHOUSE, 1980, Warwick. **Proceedings**. London: The Metals Society, 1980. p.119-125.

LIU, H.T.; SCHUBERT, E. **Micro abrasive-water jet technology. Micromachining techniques for fabrication of micro and nano structures**. Dr. Mojtaba Kahrizi (Ed.), ISBN: 978-953-307-906-6, In Tech, 2012.

MARTINEC, P. **Mineralogical properties of abrasive materials and their role in water jet cutting process**. In: Rakowski Z (ed) 1992. Geomechanics 91. A.A. Balkema, Rotterdam, p. 353 – 382, 1992.

MATTHEWS F. L.; RAWLINGS R. D. Composite Materials, **Engineering and Science**. Cambridge, CRC Press, 1999.

MISHNAEVSKY; et al., Three dimensional numerical testing of microstructures of particle reinforced composites. **Acta Materialia**. V. 52, p. 4177-4188, 2004.

MOMBER, A.W; KOVACEVIC, R. **Principles of abrasive water jet machining**. Springer. 1997.

MONDOLFO, A. L. **Aluminum alloys: Structure and properties**. Butterworths, London, 1976.

MORT, G.A. Results of abrasive water jet market survey. In: Labus TJ (ed) 1995. **Proc. 8th Amer. water jet conf.**, v. 01, Water jet techn. Ass., St Louis, p. 259 – 282, 1995.

PADILHA, A. F. **Materiais de engenharia – Microestrutura e propriedades**. Ed. Hemus, 2009.

PRABU, S. B.; KARUNAMOORTHY, L. Microstructure-based finite element analysis of failure prediction in particle-reinforced metal-matrix composite. **Journal of Materials Processing Technology**. V. 207, p. 53-62, 2008.

PRAMANIK, A.; et al. Prediction of cutting forces in machining of metal matrix composites. **International Journal Mechanical Materials Engineering**. V. 46, p. 795-803, 2006.

QING, H. Micromechanical study of influence of interface strength on mechanical properties of metal matrix composites under uniaxial and biaxial tensile loadings. **Computational Materials Science**. V. 89, p. 102-113, 2014.

ROBERT, M. H, Partial Melting as an Efficient Method to Produce Rheocast Alloy Slurries. **Trans. of Japan Foundrymens Society**, V. 12. P. 45-51, 1993.

ROGAL, L; et al. Characterization of semi-solid processing of aluminum alloy 7075 with Sc and Zr additions. **Materials Science and Engineering A**. V. 580, p 362-373, 2013.

ROMANOVA, V. A.; et al. The influence of the reinforcing particle shape and interface strength on the fracture behavior of a metal matrix composite. **Acta Materialia**. V. 57, p. 97-107, 2009.

ROVIRA, M. **Forjamento da liga AA 2011 no estado semi-sólido: Estudo do processo e do produto**. 2001. 194p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SANTOS, R.G. **Transformações de fases em materiais metálicos**. Ed. Unicamp, 2006.

SEVIK, H.; KURNAZ, S.C. Properties of alumina particulate reinforced aluminum alloy produced by pressure die casting. **Material Design**. V. 27, p. 676-683, 2006.

SILVA, B. M. A. **Influencia da microestrutura inicial e material de molde na tixotomografia da liga A356**. 2004. 147f. Dissertação (Mestrado). Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SPENCER, D.B.; MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M.C. Rheological Behavior of Sn15% Pb in Crystallization Range. **Metallurgical Transactions A**, v.3, 1972, p.1925-1932.

SUH, Y. S.; et al. Na enhanced continuum model for size-dependent strengthening and failure of particle-reinforced composites. **Acta Materialia**. V. 57, p. 5848-5861, 2009.

SUK-JOONG; KANG, L. **Sintering – Densification, grain growth e microstructure**. Ed. Elsevier. Oxford. First published, 2005.

TAYA, M.; et al. Thermal expansion behavior of particulate-filled composites I: Single reinforcing phase. **Materials Science and Engineering**. V. (A) 131, p. 133-143, 1991.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D.S. (Ed.). **Handbook of aluminum – Physical metallurgy and process**. Marcel Dekker, Inc. v. 01, 2003.

TURKELI, A.; AKBAS, N. Formation of non-dendritic in 7075 wrought aluminum alloy by SIMA process and effect of heat treatment. **Proceeding of the 4th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites**, Sheffield, p. 71-74, 1996,

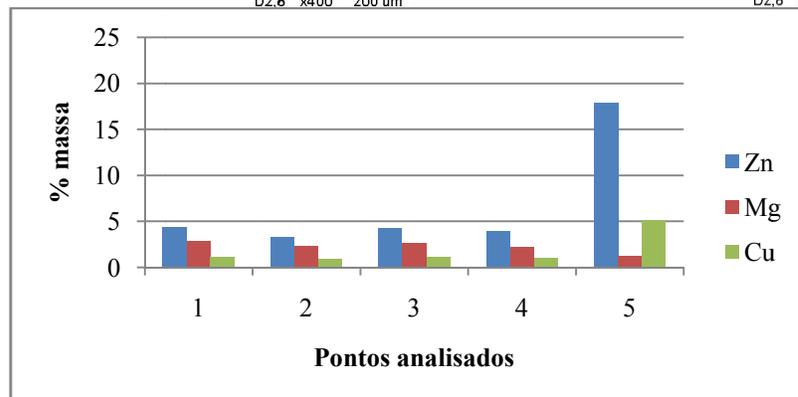
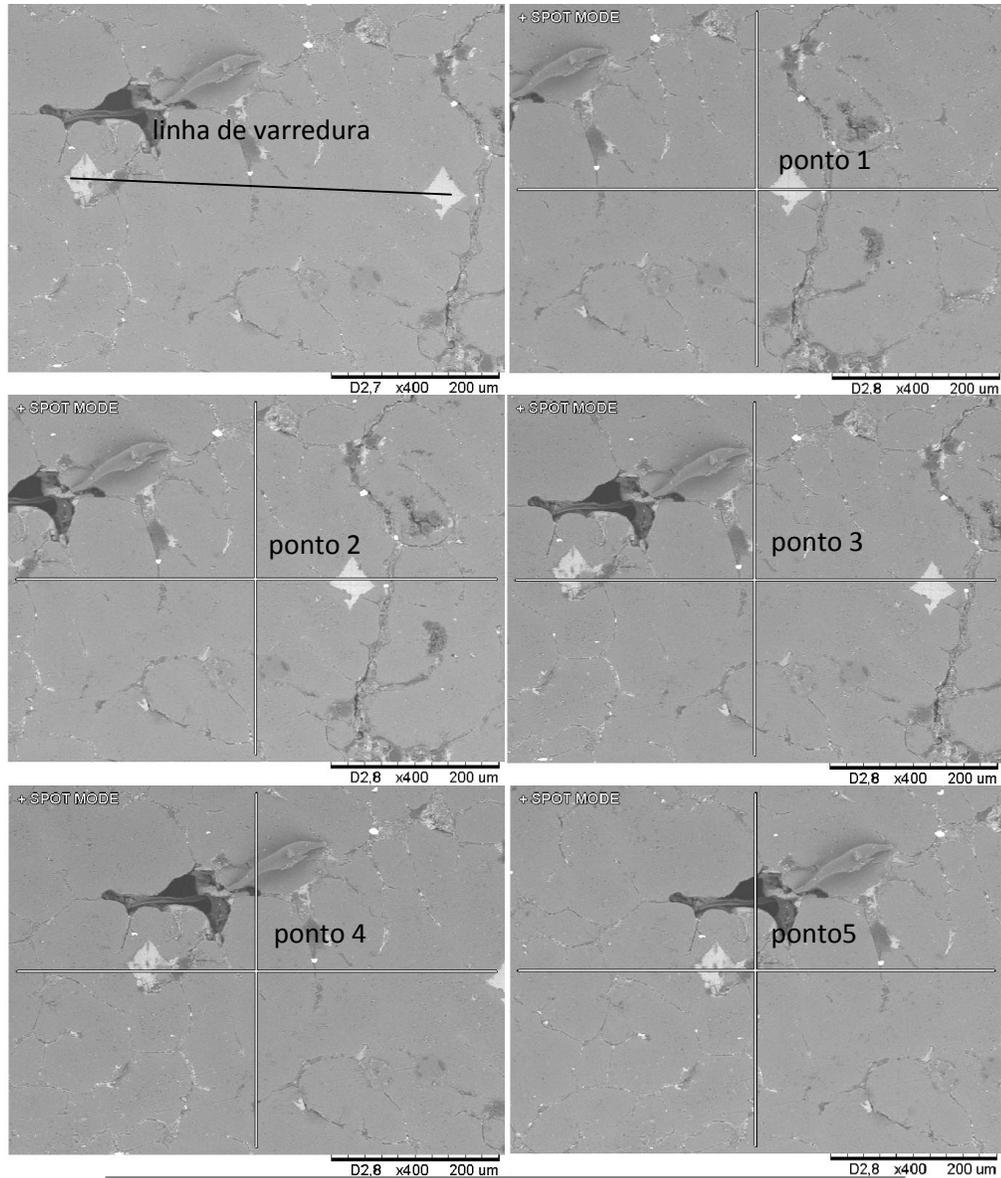
VIANA, F.; PINTO, A. M. P.; SANTOS, H. M. C.; LOPES, A. B. Retrogression e re-ageing of 7075 aluminum alloy: microstructural characterization. **Journal of materials processing technology** 92-93 / 54-59, Elsevier Science S.A., 1999.

WAHAM, M. B.; et al. Preparation and characterization of stir cast-aluminum nitride reinforced aluminum metal matrix composites. **International Journal Mechanical Materials Engineering**. V. 4(2), p. 115-117, 2009.

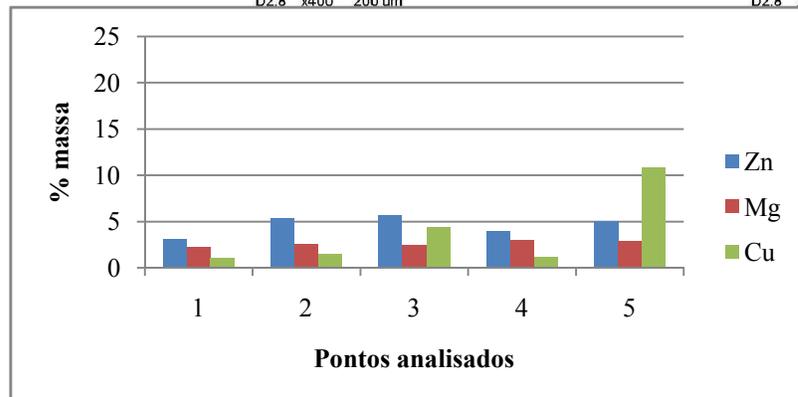
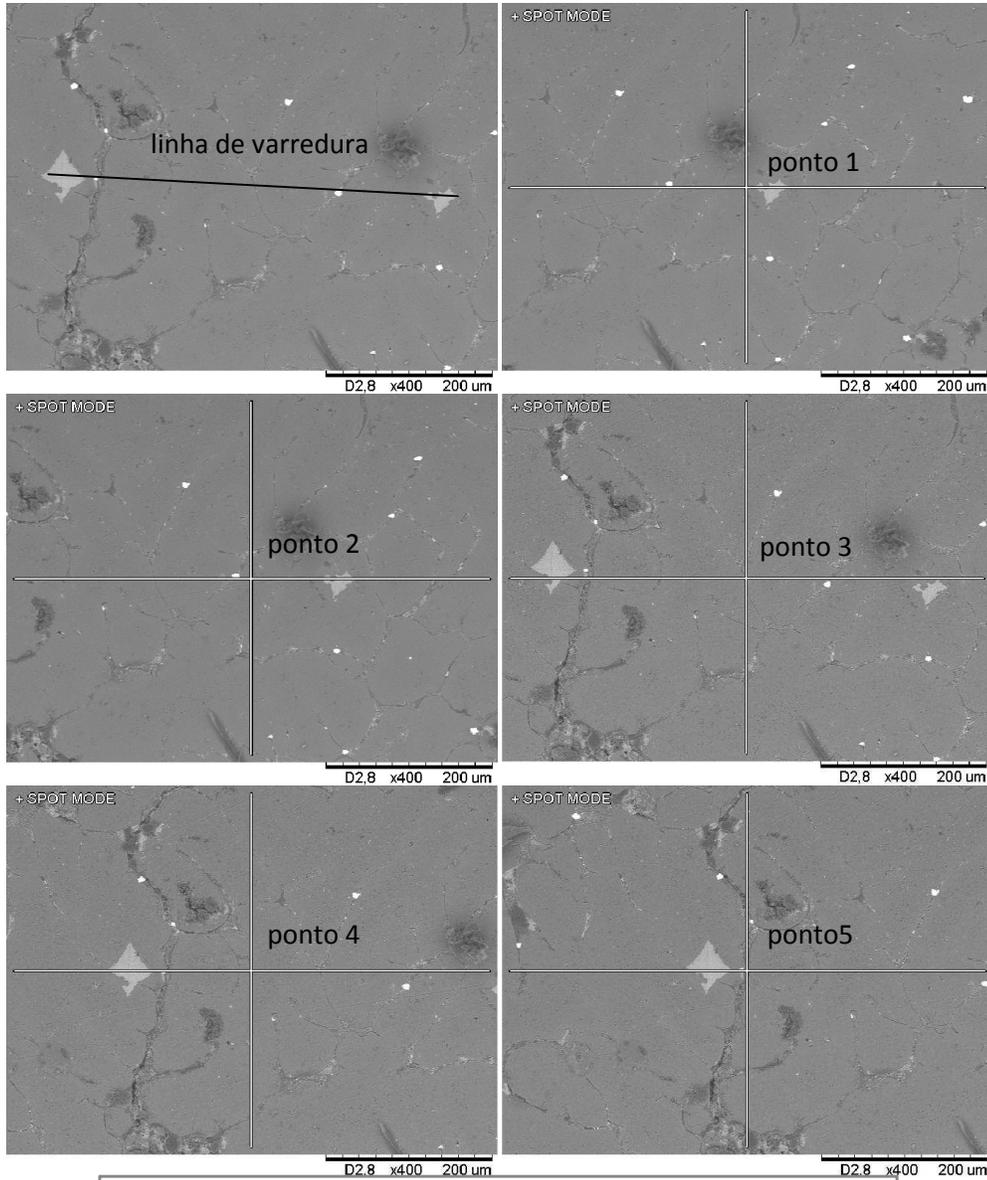
ZENG, J.; KIM, T. J. Parameter prediction and cost analysis in abrasive water jet cutting operations. In: Hashish M (ed) 1993. Proc. **7th Amer. Water jet conf.**, v. 01, Water jet techn. Ass., St Louis, p. 163 – 179, 1993.

ZENG, J.; KIM, T. J.; WALLACE, R.J. Quantitative evaluation of machinability in abrasive waterjet machining. **PED**, v. 58, p. 169 – 179, 1992.

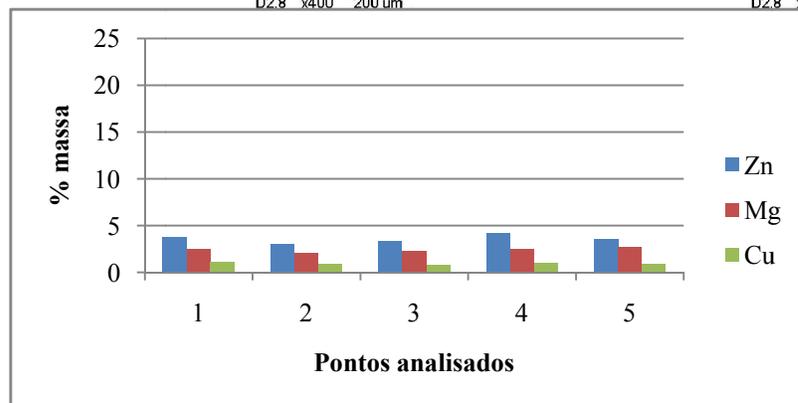
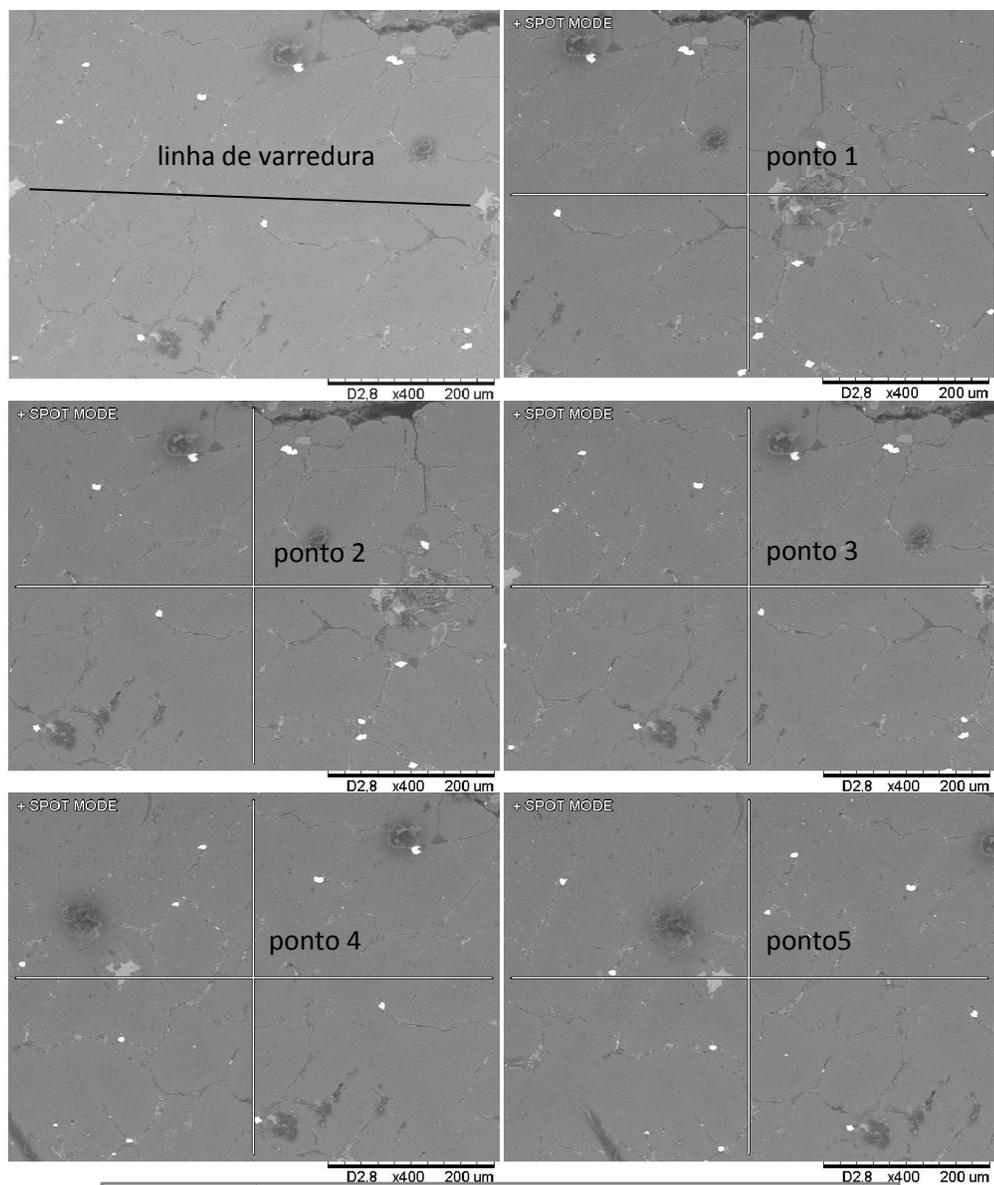
ANEXO A - Amostra 2 do compósito AA7075/cinasita Condição tixoconformada – Linha 1



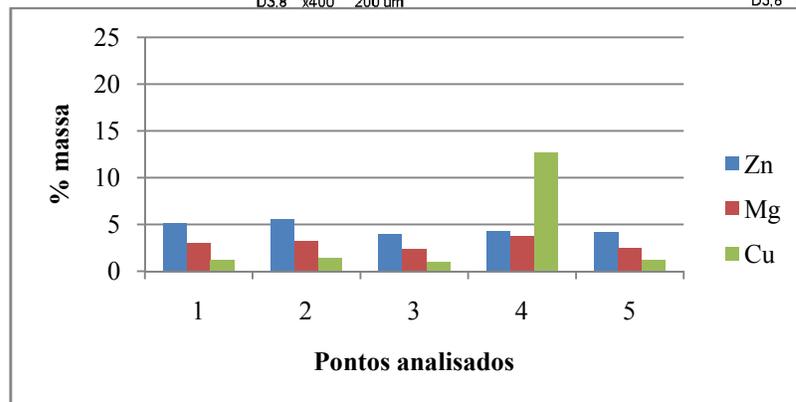
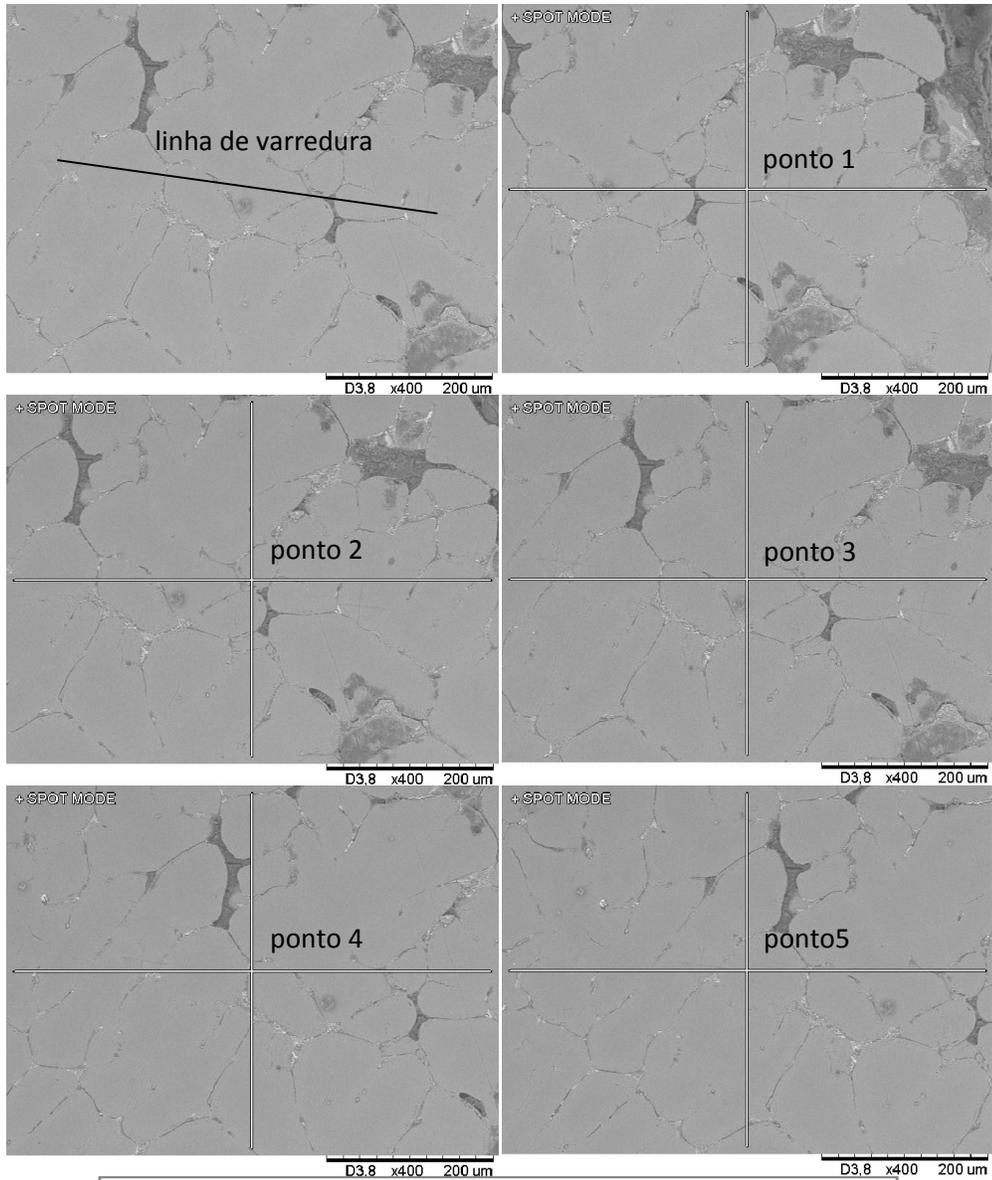
ANEXO B - Amostra 2 do compósito AA7075/cinasita Condição tixoconformada – Linha 2



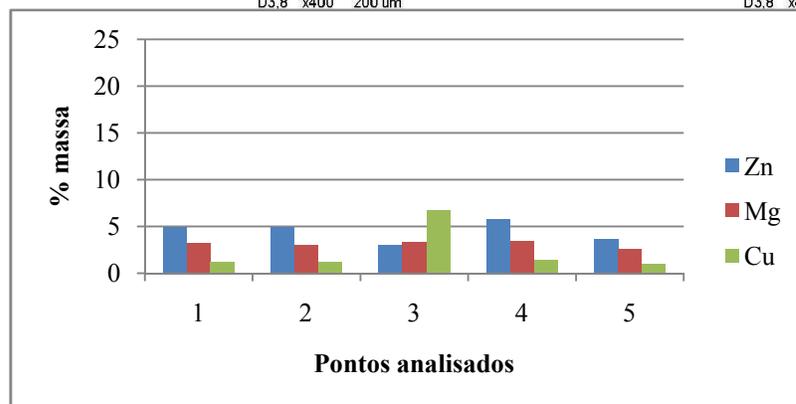
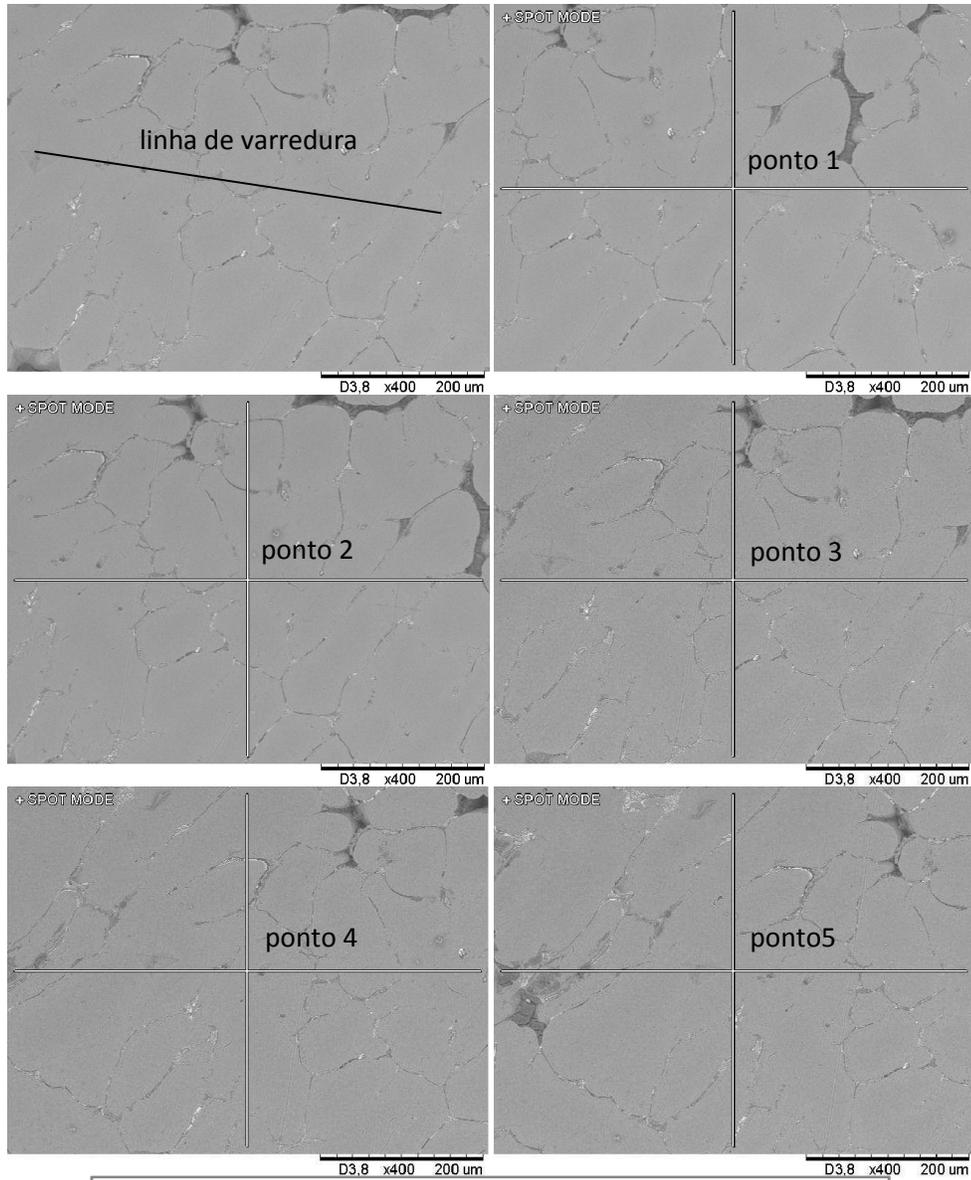
ANEXO C - Amostra 2 do compósito AA7075/cinasita Condição tixoconformada – Linha 3



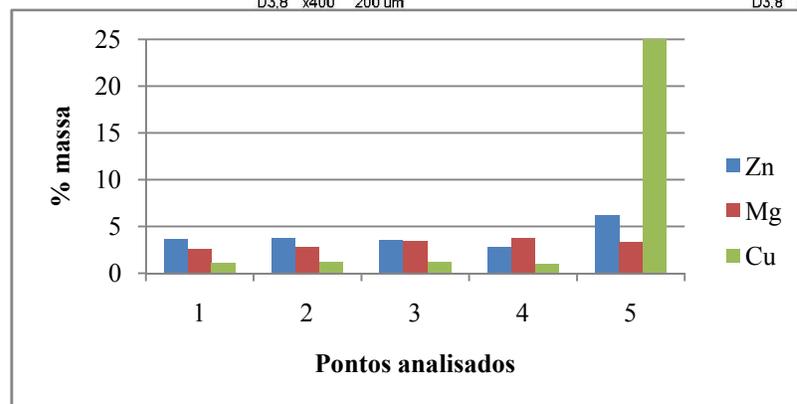
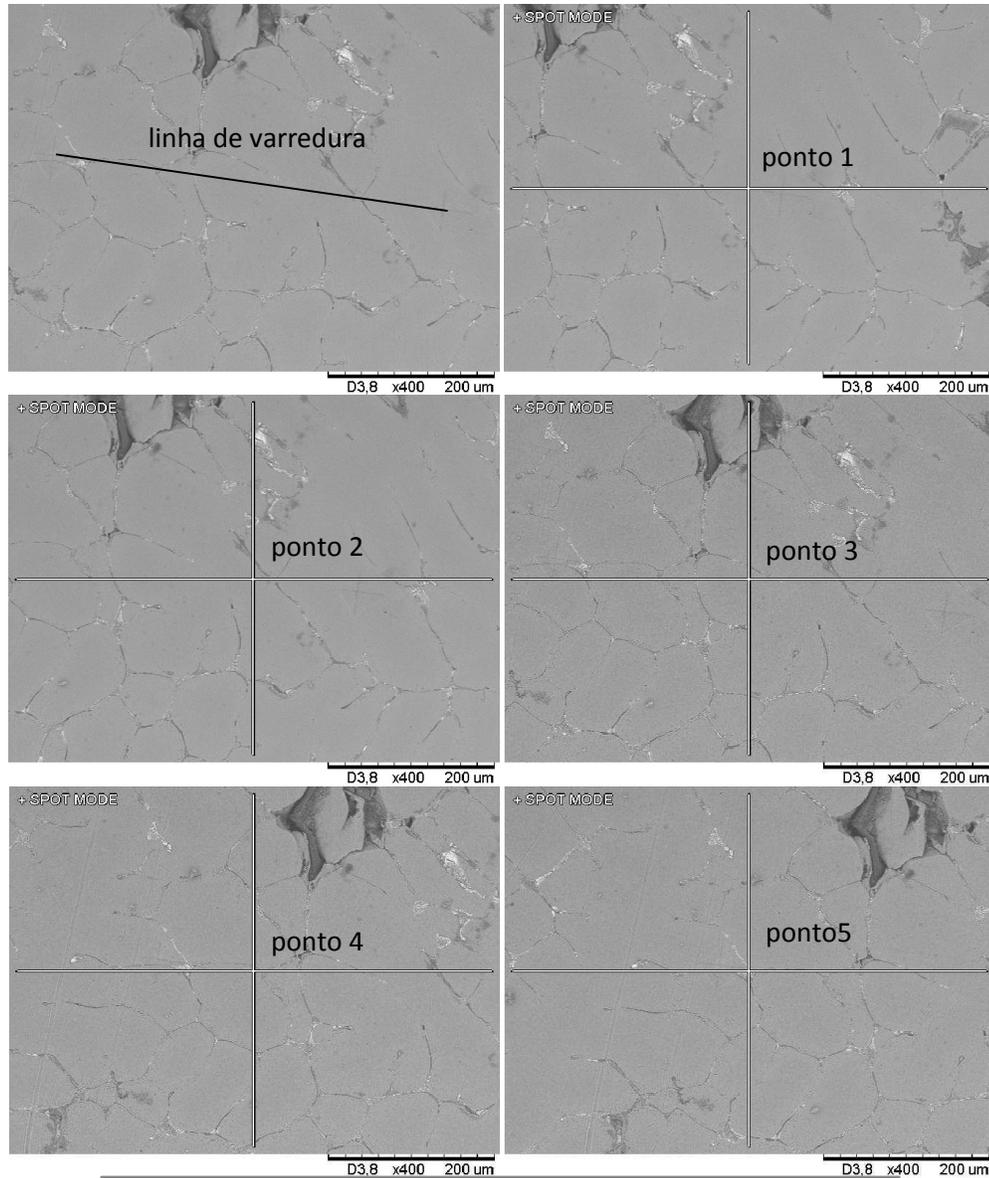
ANEXO D - Amostra 2 do compósito AA7075/vermiculita Condição tixoconformada – Linha 1



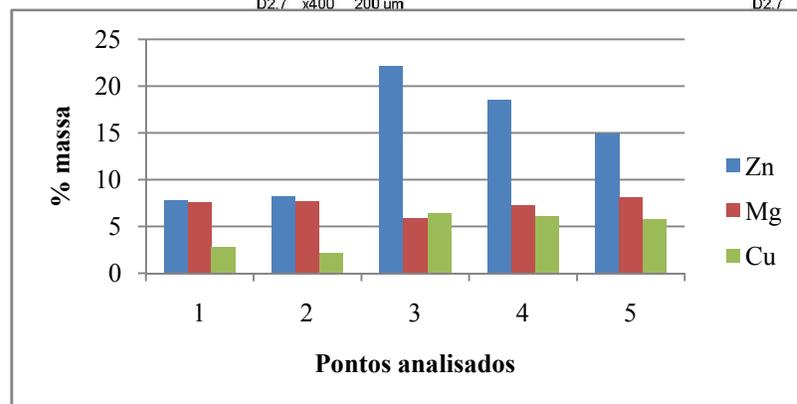
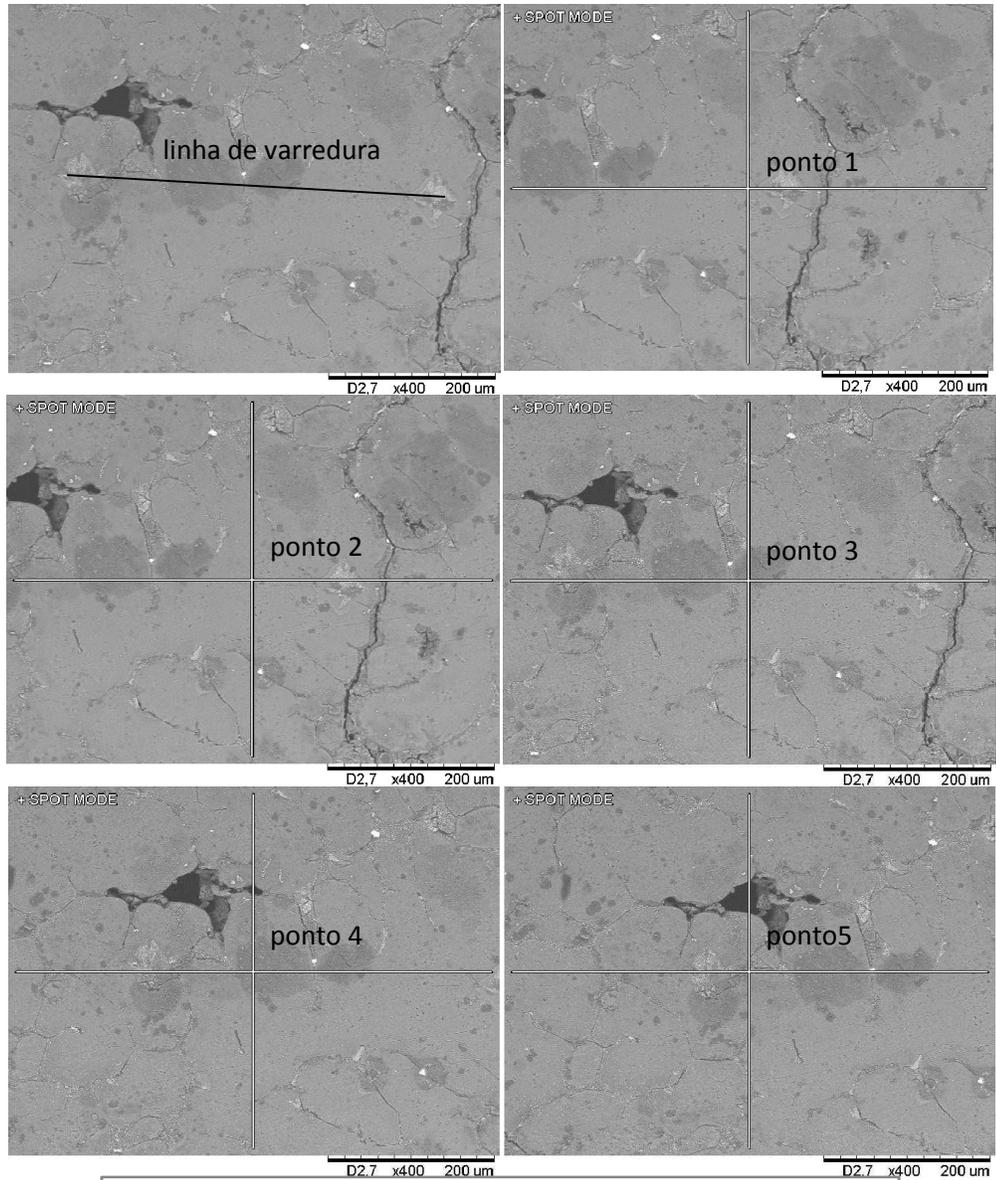
ANEXO E - Amostra 2 do compósito AA7075/vermiculita Condição tixoconformada – Linha 2



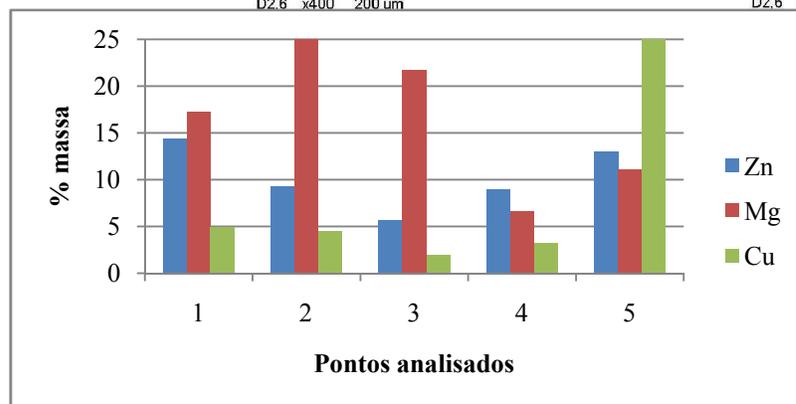
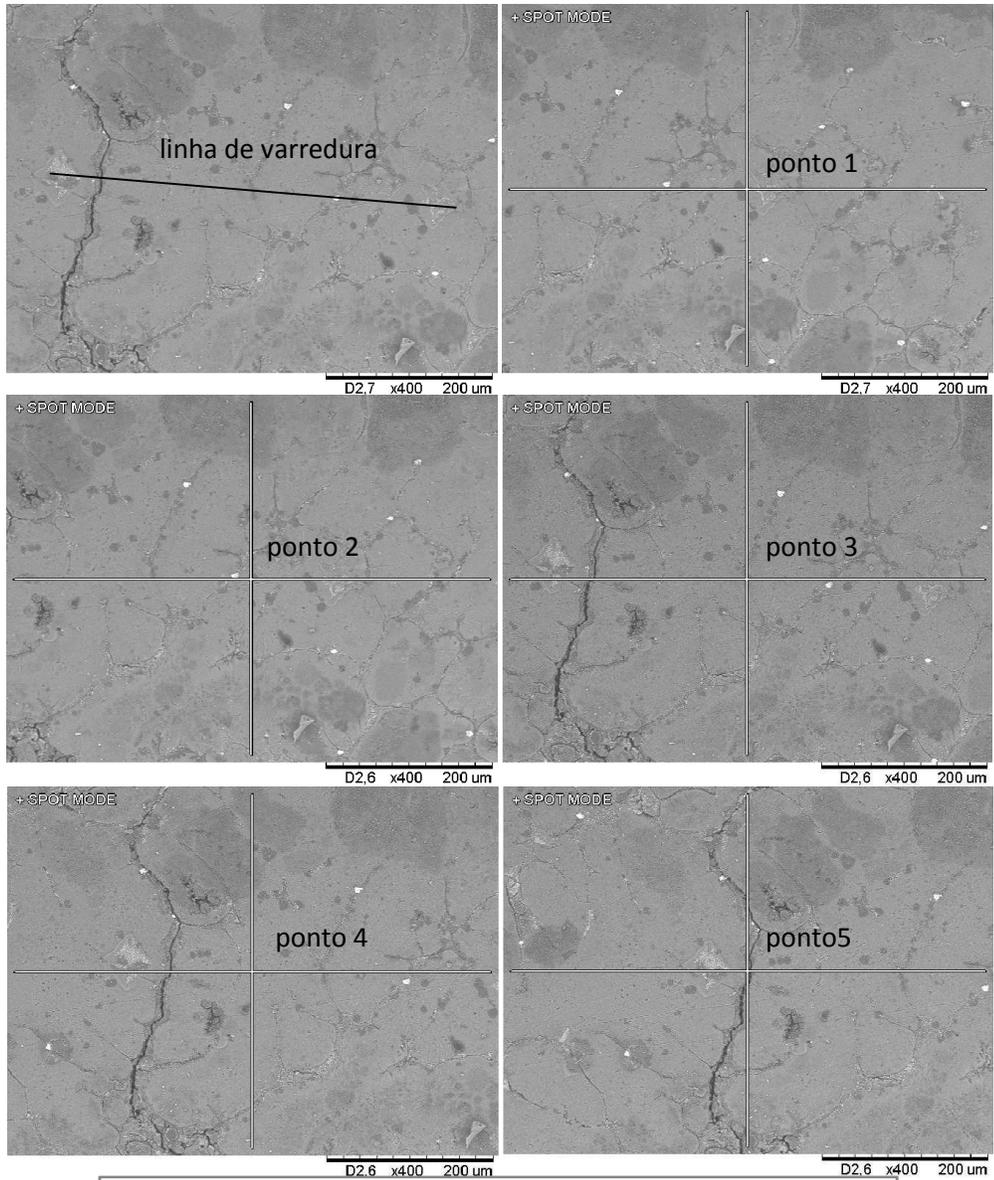
ANEXO F - Amostra 2 do compósito AA7075/vermiculita Condição tixoconformada – Linha 3



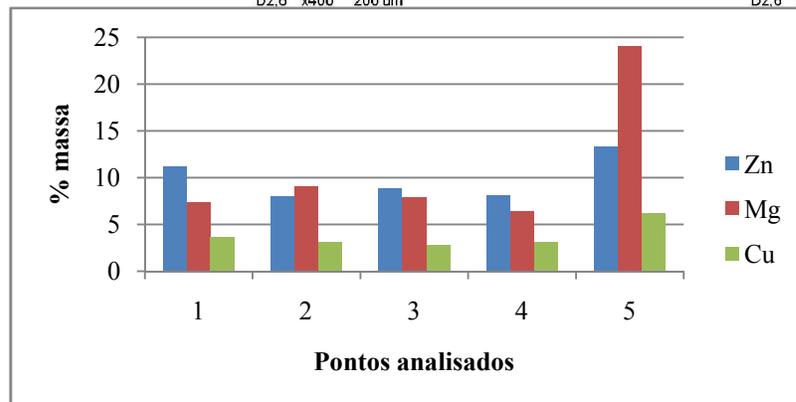
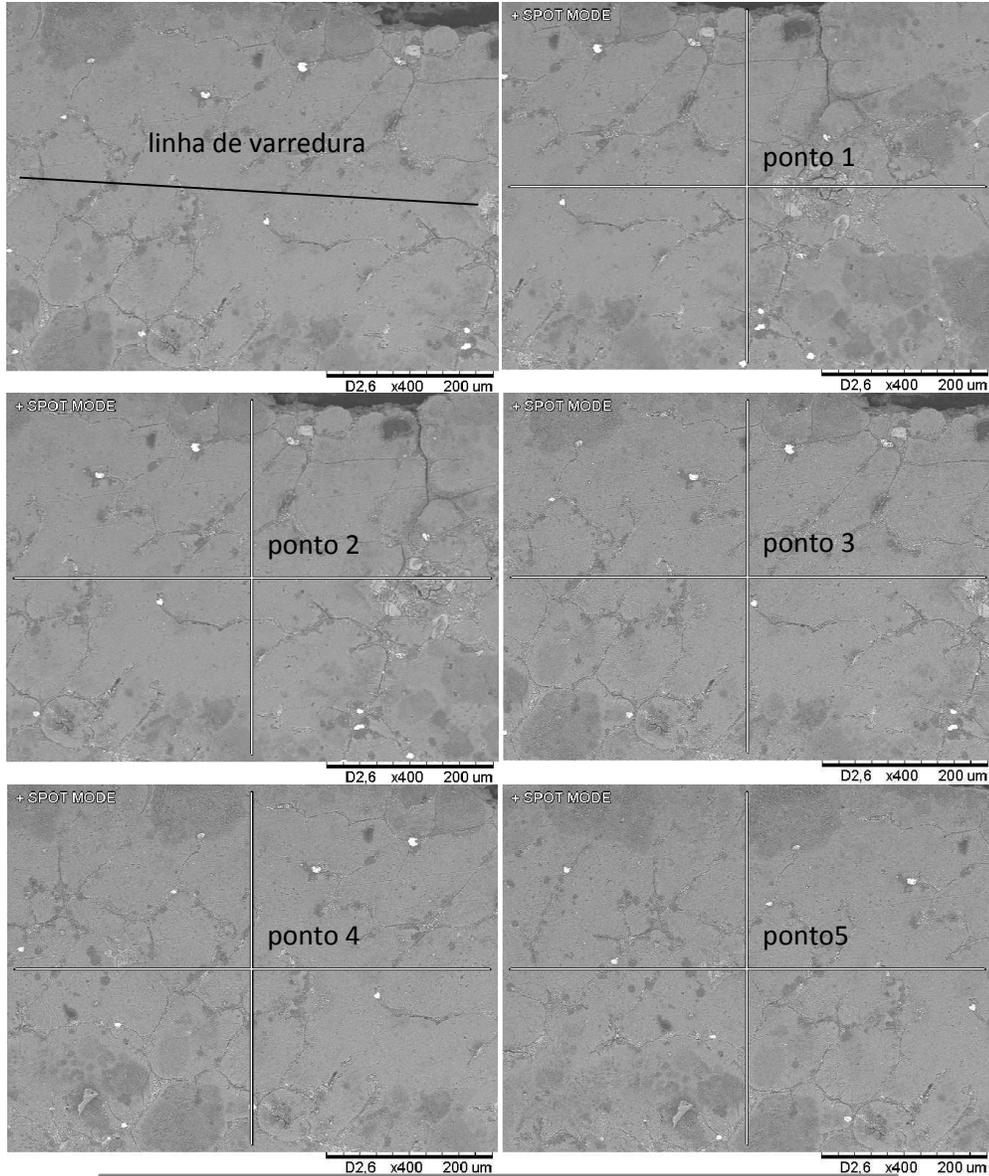
ANEXO G - Amostra 2 do compósito AA7075/cinasita Condição solubilizada – Linha 1



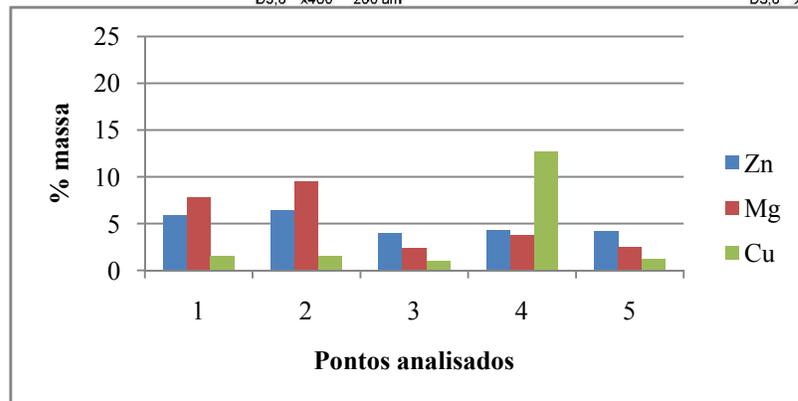
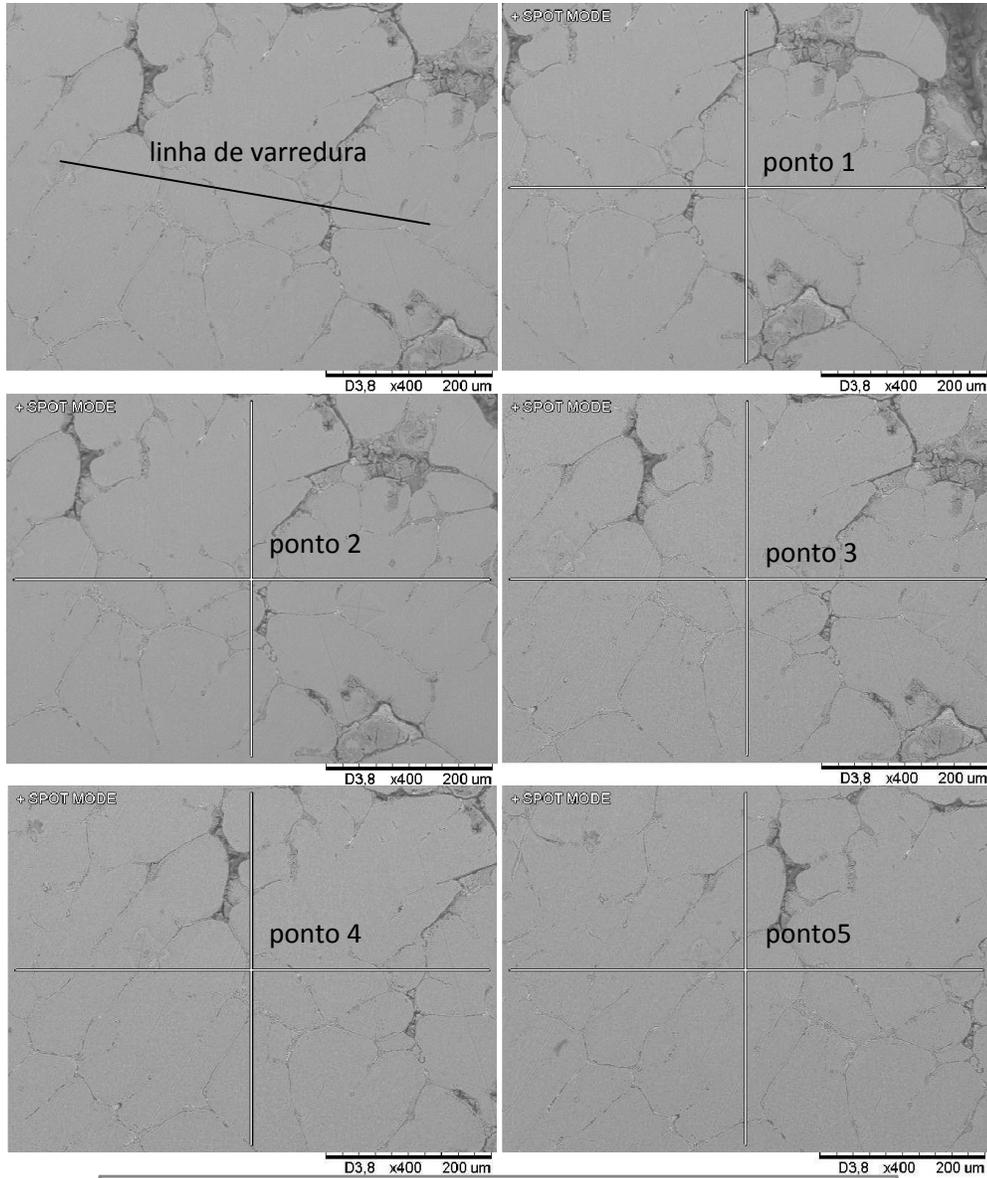
ANEXO H - Amostra 2 do compósito AA7075/cinasita Condição solubilizada – Linha 2



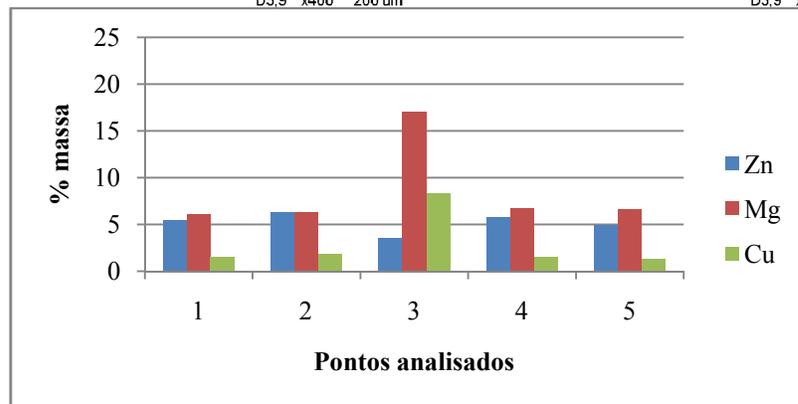
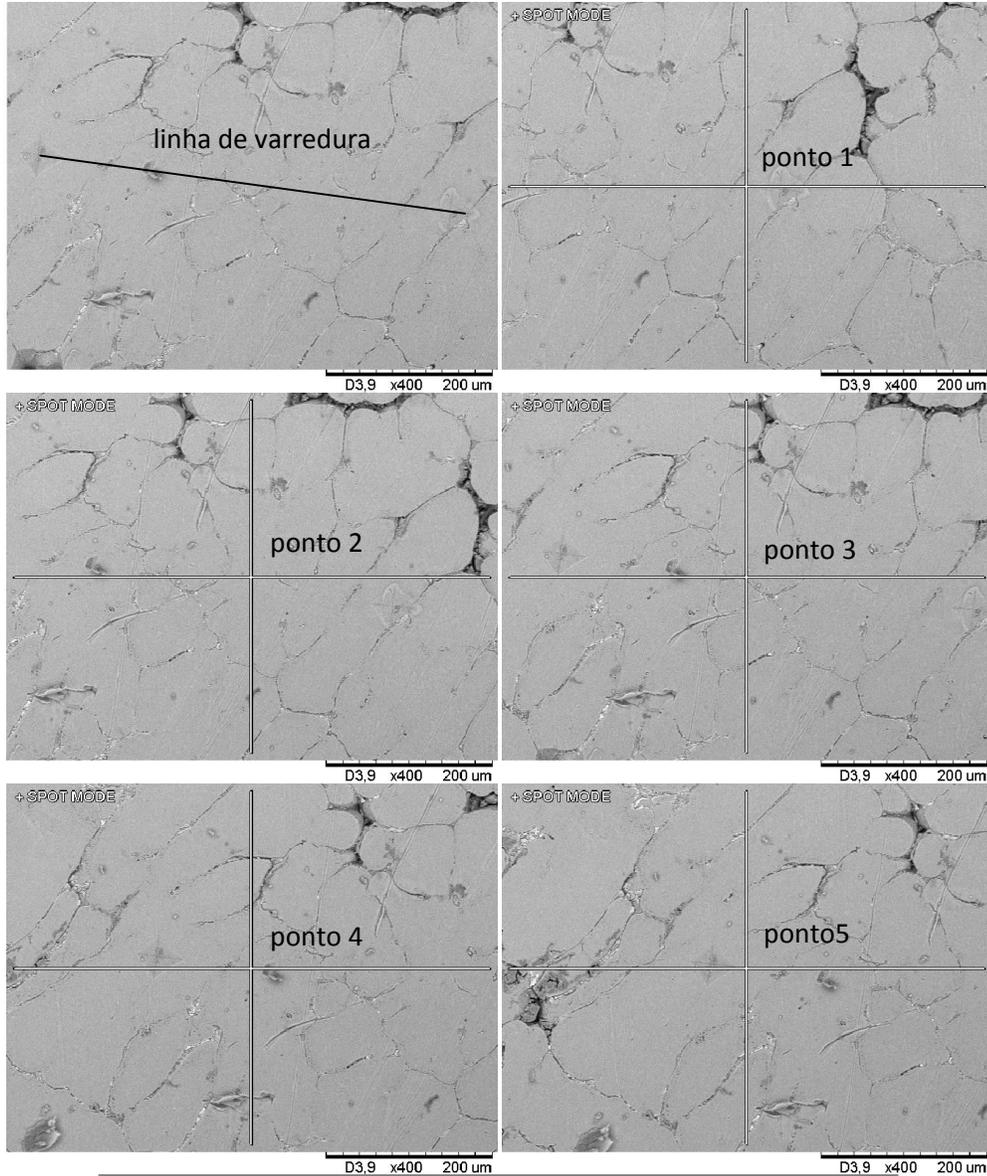
ANEXO I - Amostra 2 do compósito AA7075/cinasita Condição solubilizada – Linha 3



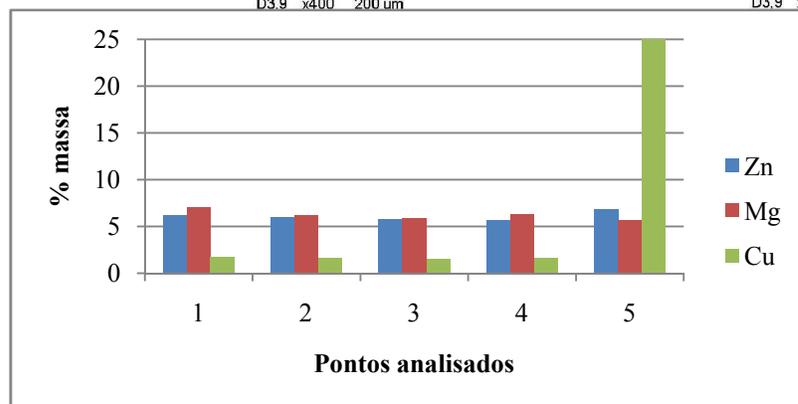
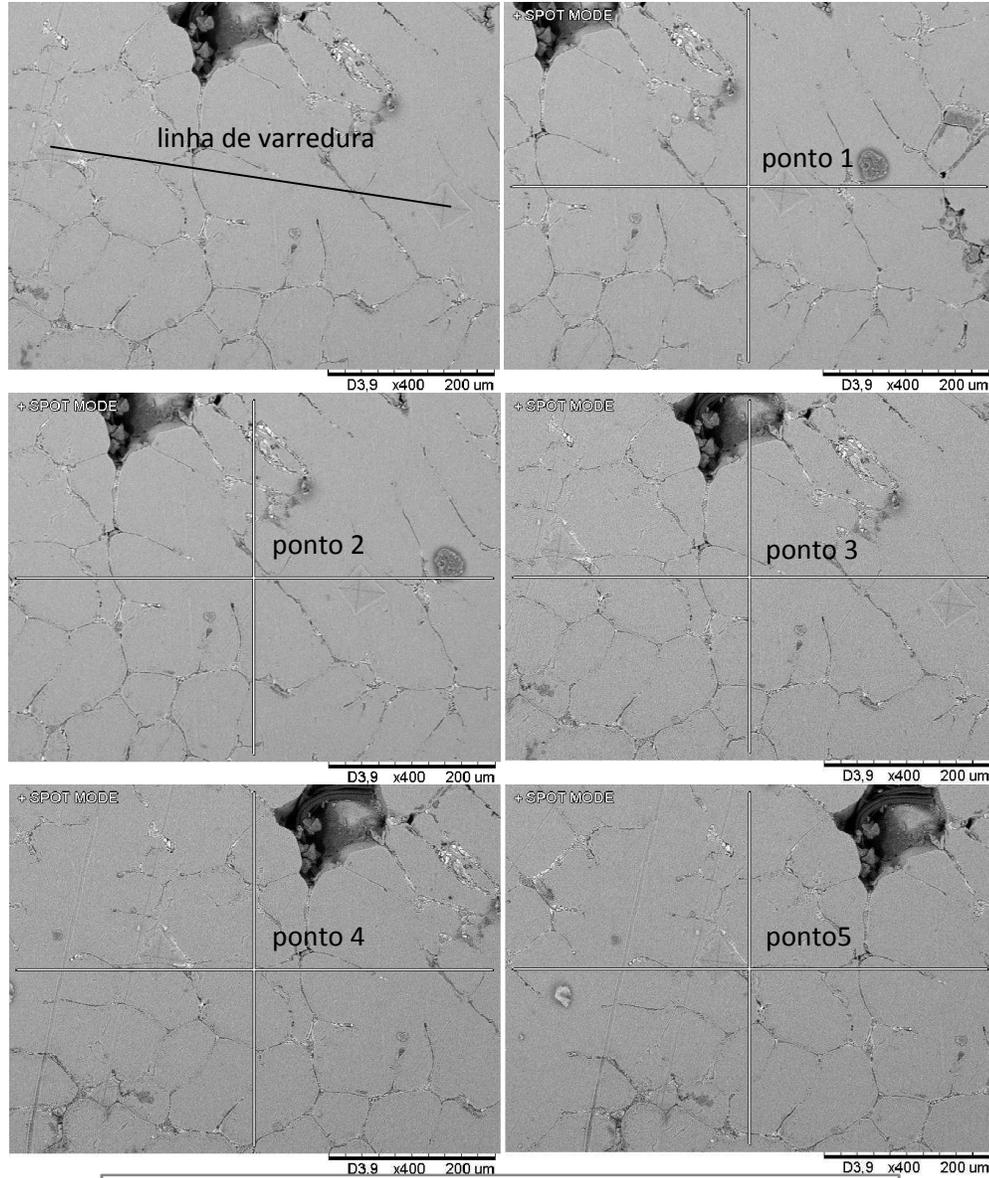
ANEXO J - Amostra 2 do compósito AA7075/vermiculita Condição solubilizada – Linha 1



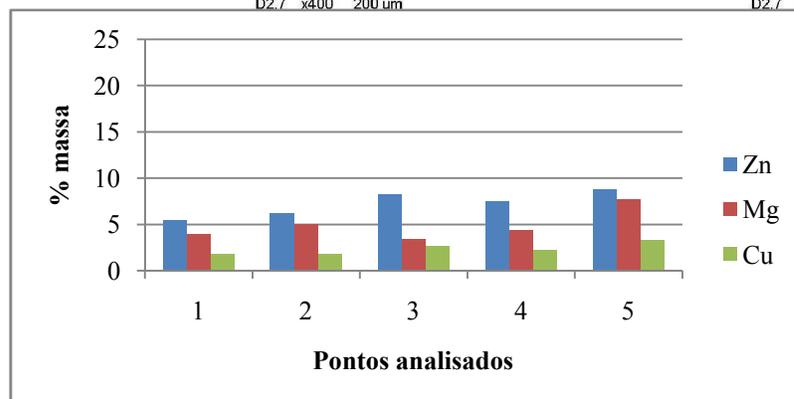
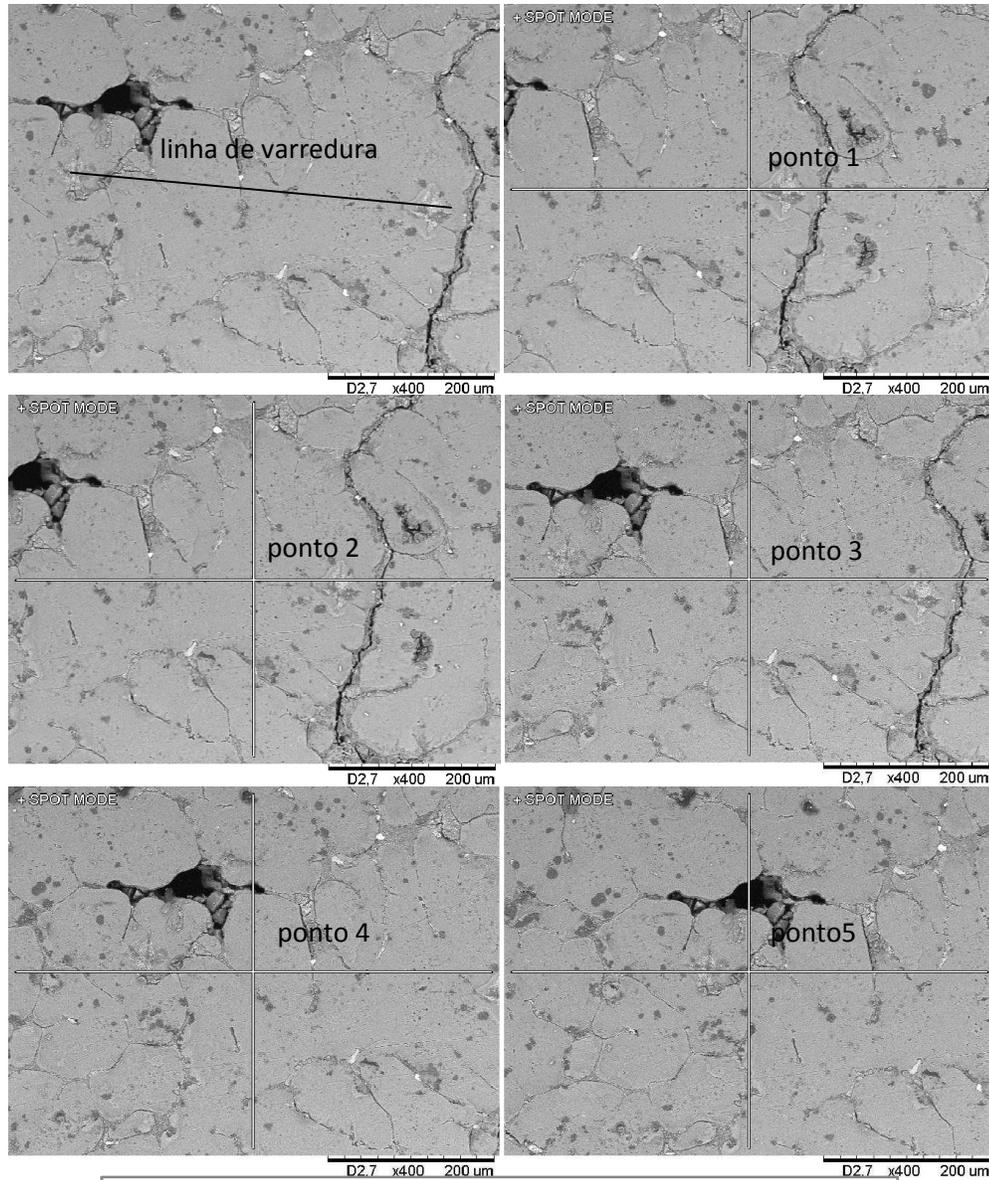
ANEXO L - Amostra 2 do compósito AA7075/vermiculita Condição solubilizada – Linha 2



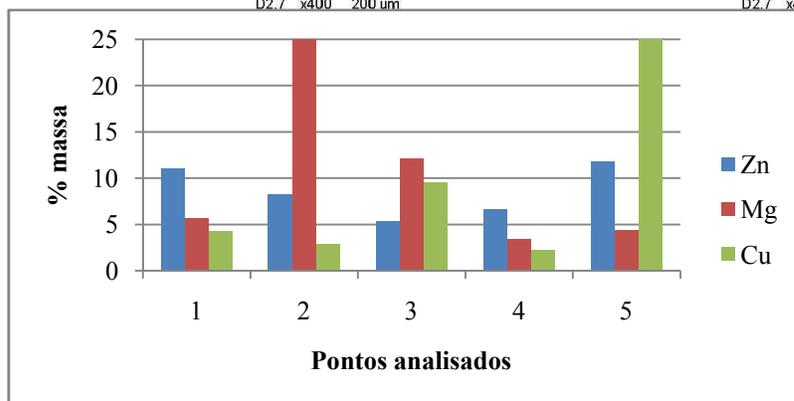
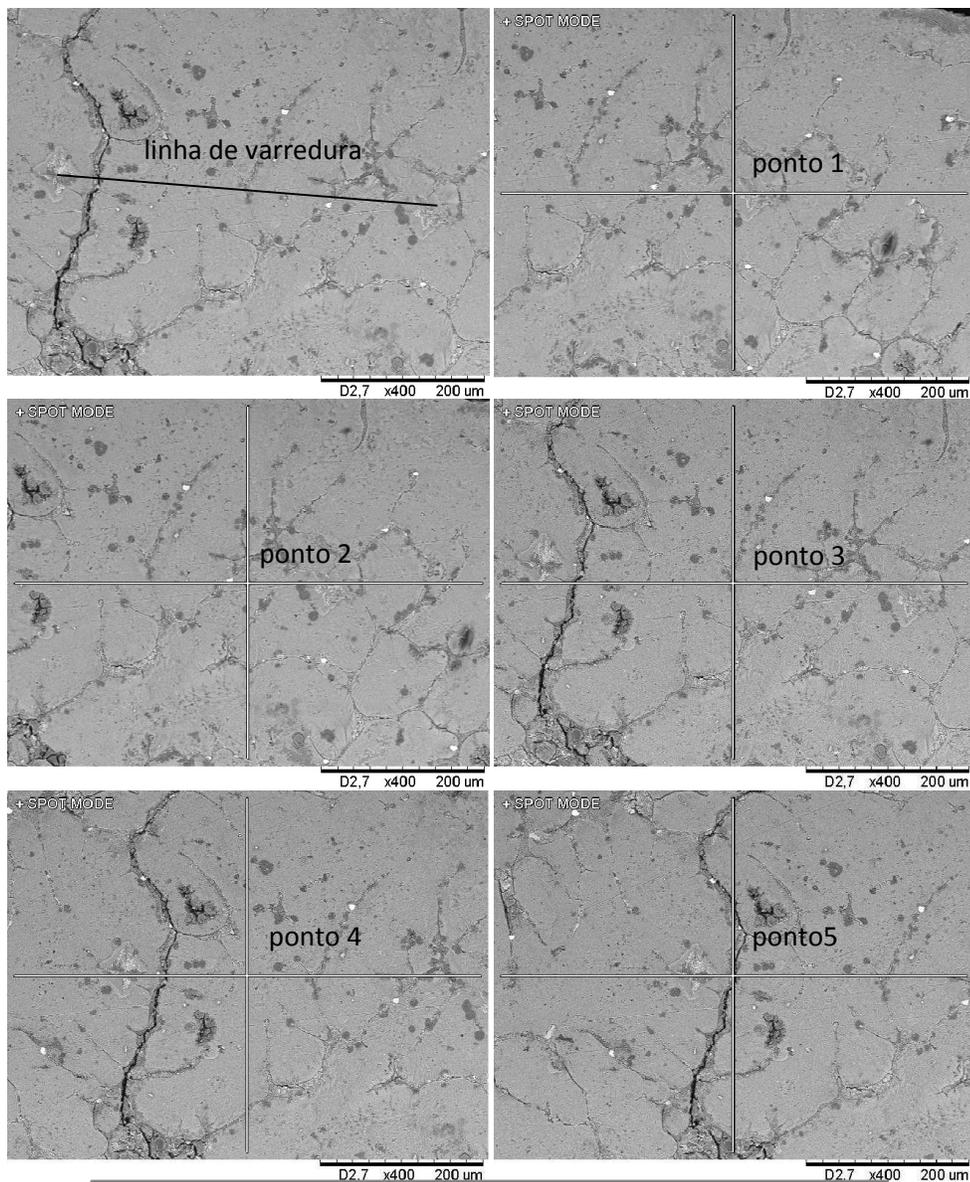
ANEXO M - Amostra 2 do composto AA7075/vermiculita Condição solubilizada – Linha 3



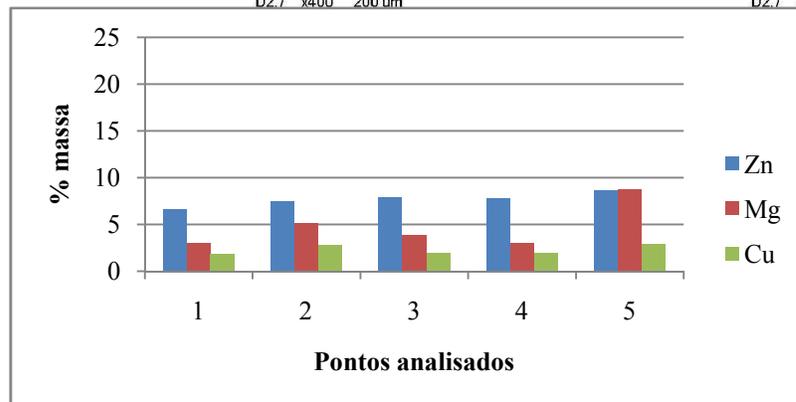
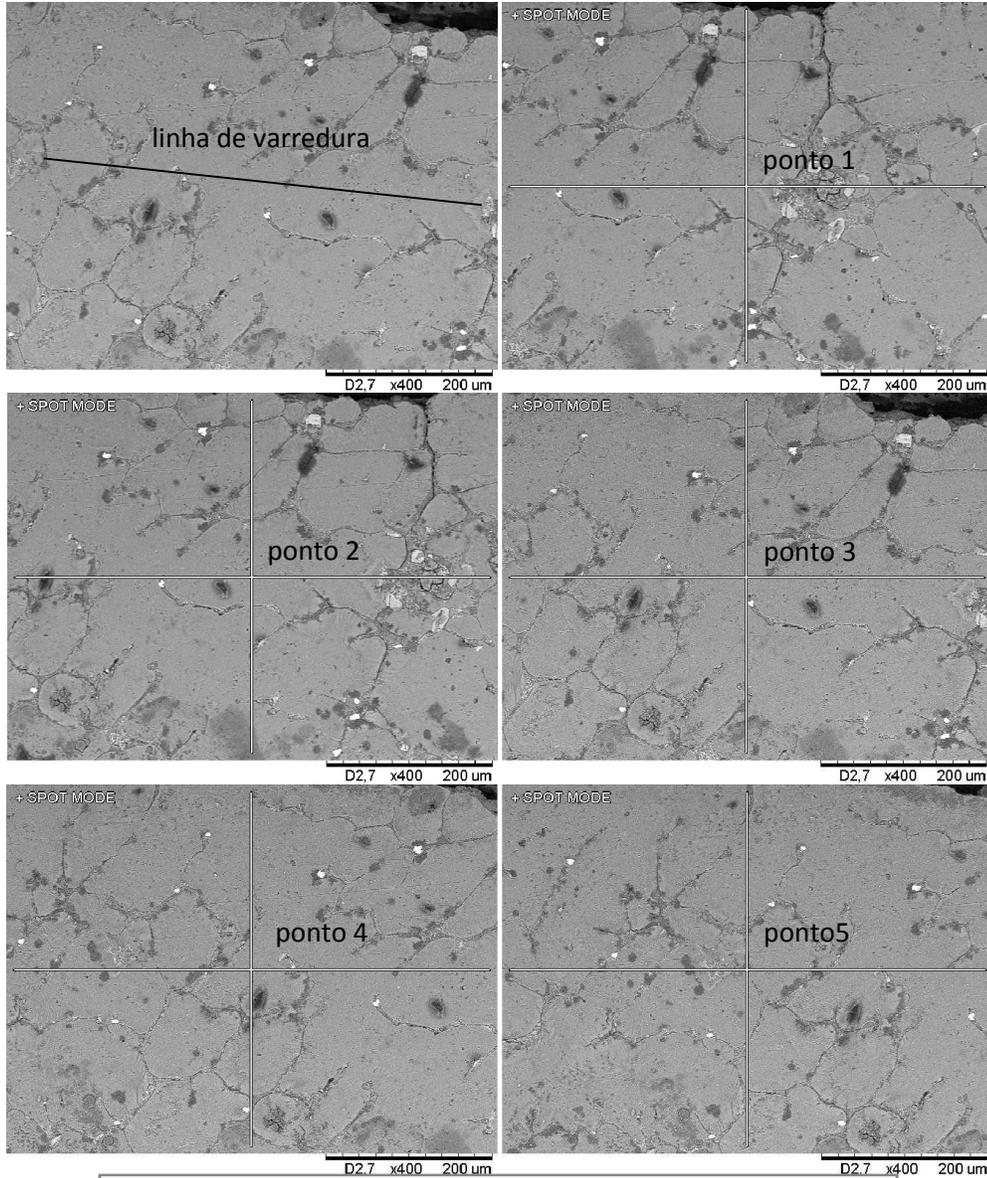
ANEXO N - Amostra 2 do compósito AA7075/cinasita Condição solubilizada+ envelhecida – Linha 1



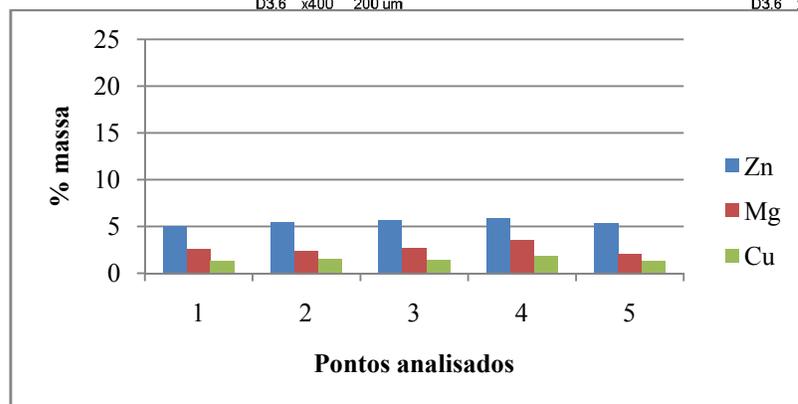
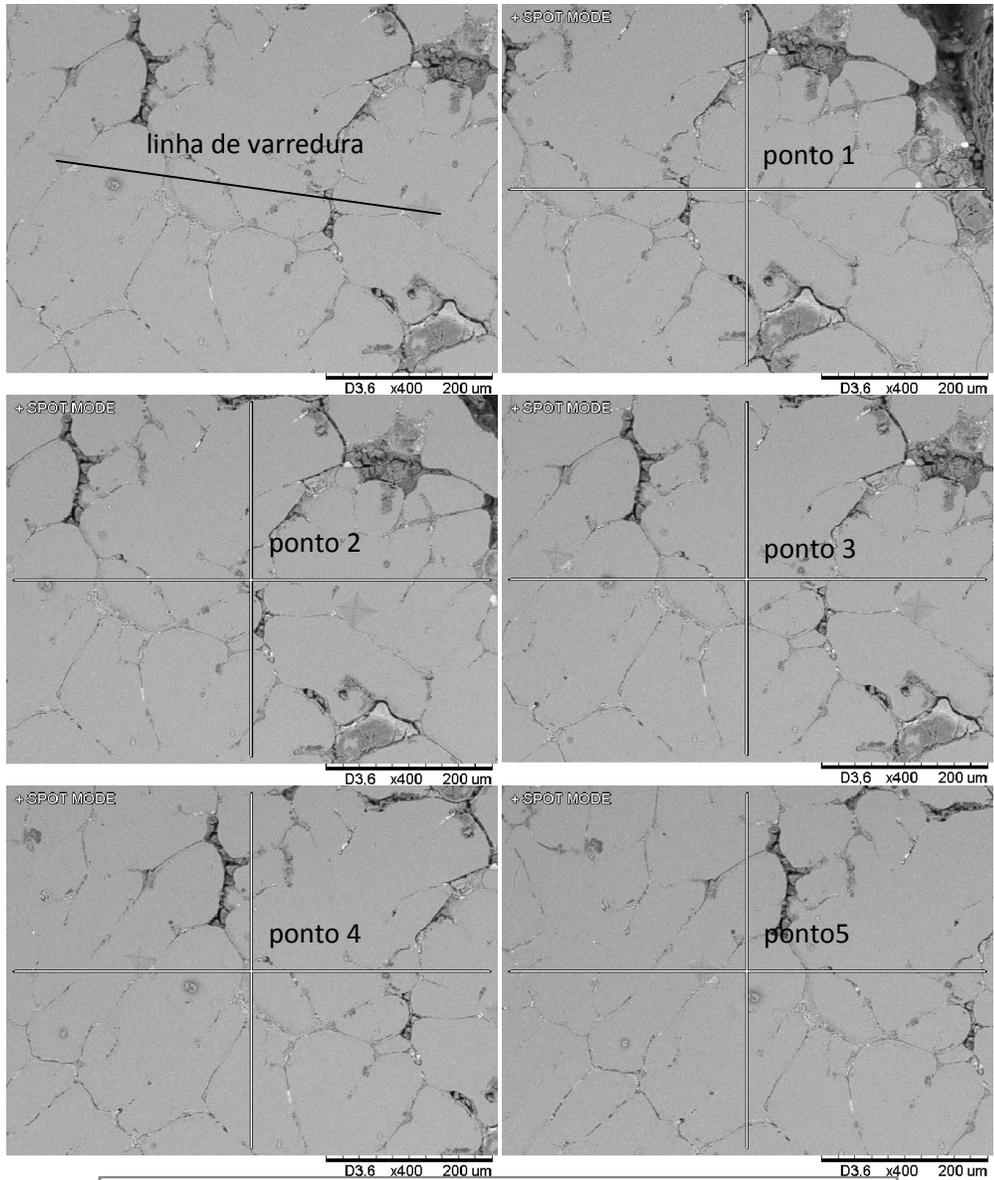
ANEXO O - Amostra 2 do compósito AA7075/cinasita Condição solubilizada+ envelhecida – Linha 2



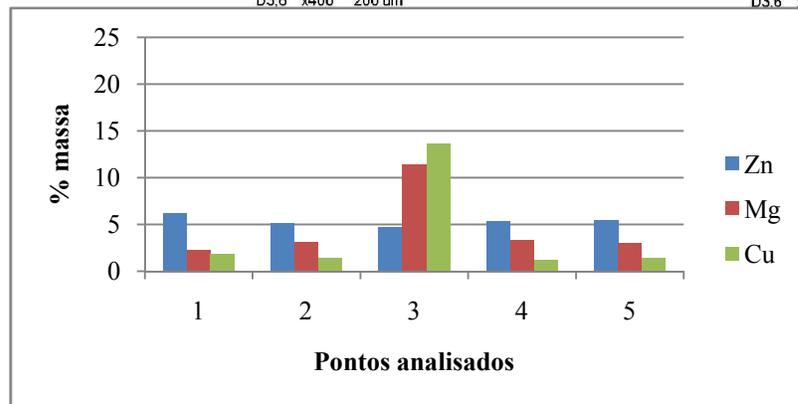
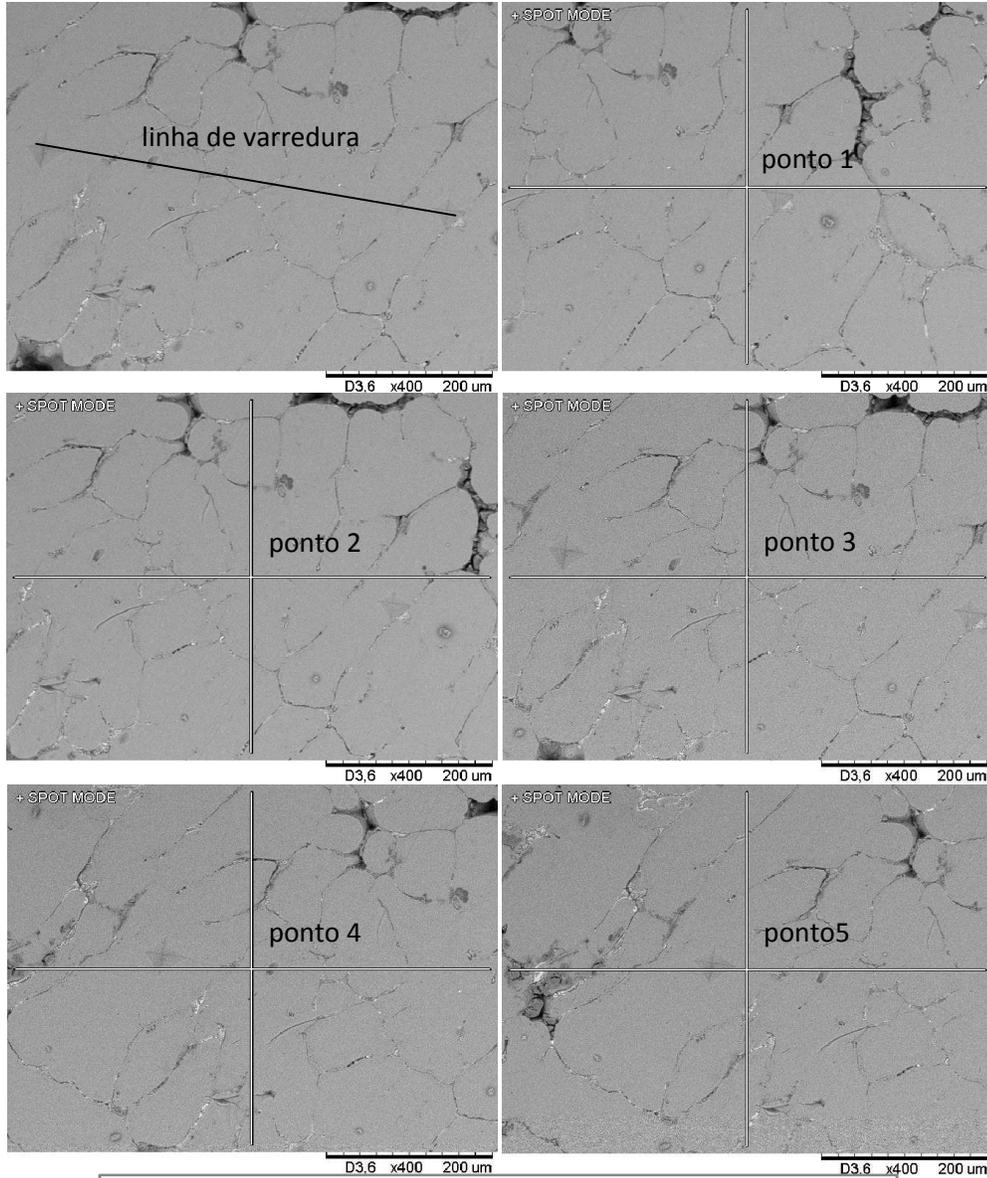
ANEXO P - Amostra 2 do compósito AA7075/cinasita Condição solubilizada+ envelhecida – Linha 3



ANEXO Q - Amostra 2 do compósito AA7075/vermiculita Condição solubilizada + envelhecida – Linha 1



ANEXO R - Amostra 2 do compósito AA7075/vermiculita
 Condição solubilizada + envelhecida – Linha 2



ANEXO S - Amostra 2 do compósito AA7075/vermiculita Condição solubilizada + envelhecida – Linha 3

