

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA A356
CONFORMADA POR SPRAY PARA DIFERENTES TEORES DE FERRO
E CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO

Altino Ribeiro da Silva Junior

São Carlos

2008

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA A356
CONFORMADA POR SPRAY PARA DIFERENTES TEORES DE FERRO
E CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO

Altino Ribeiro da Silva Junior

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciência
e Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE
EM CIÊNCIA ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Claudemiro Bolfarini

Agência Financiadora: CAPES

São Carlos

2008

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

S586dp

Silva Junior, Altino Ribeiro da.

Determinação das propriedades mecânicas da liga A356 conformada por spray para diferentes teores de ferro e condições de processamento / Altino Ribeiro da Silva Junior. -- São Carlos : UFSCar, 2010.

84 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2008.

1. Metais. 2. Conformação por spray. 3. Ligas de alumínio. I. Título.

CDD: 620.16 (20ª)

DEDICATÓRIA

*Aos meus pais, **Altino e Maria Angela,**
às minhas **irmãs,** aos meus **tios** e meus **avós.***

*Devo tudo a vocês: a vida, o saber amar,
minha fé e a educação...*

VITAE DO CANDIDATO

Engenheiro de Materiais pela FAENQUIL-USP (2005).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE

ALTINO RIBEIRO DA SILVA JUNIOR

APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS, EM 22 DE ABRIL DE 2008.

BANCA EXAMINADORA:



Dr. CLAUDEMIRO BOLFARINI

Orientador – PPG-CEM/DEMa/UFSCar



Dr. CLAUDIO SHYINTI KIMINAMI

PPG-CEM/DEMa/UFSCar



Dr. WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO

EESC/USP

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, essa força imensa que me guia em todos os momentos com esperança, coragem e amor.

Ao Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini, pela orientação no desenvolvimento deste trabalho, pelo seu profissionalismo, amizade e pela oportunidade de crescimento profissional.

Aos Prof. Dr. Cláudio Shyinti Kiminami e ao Prof. Dr. Walter José Botta Filho por suas contribuições e sugestões no Exame de Qualificação.

À minha namorada Marli pelo amor, paciência, compreensão e carinho.

À minha família pelo incentivo e apoio.

Aos amigos do Laboratório (Cássia, Laís, Alberto (Betão), Jonas, Bruno (Supla), Igor, Guilherme (Play) e Daniel (Magrão)) pela ajuda, conselhos e amizade, que propiciaram um ambiente agradável de trabalho.

Aos técnicos, Edson (Beto), Marcos, Helena e Jonathas, e à equipe do Laboratório de Fundição do Departamento de Engenharia de Materiais.

Aos Professores e funcionários do PPG-CEM.

Aos meus professores de graduação, principalmente aos Prof. Carlos Antonio Reis P. Batista e Prof. Miguel Justino Ribeiro Barboza pela suas amizades, incentivos e ensinamentos prestados.

Aos meus amigos, Nelson (Jú), Marcelo (Tchelão), Mario (Boto), Douglas (Pink), Ciro, Paulo (Pelota), Dárcio (Azia), Eidi (Japa), Rafael (Bisco), Salatiel (Tel), Luis Tadeu (Tanabi), Hideyuki, César (Patrão), Danilo (Guaxupé), Marcel (Anton 9) e outros, pela amizade e convívio.

A Capes pela concessão da bolsa.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram de alguma forma para que esse trabalho fosse realizado.

RESUMO

O presente trabalho teve por objetivo a caracterização microestrutural e determinação das propriedades mecânicas das ligas de AlSi 356, com e sem contaminação por ferro, conformadas por spray, extrudadas e tratadas termicamente. O processamento foi realizado através da fusão das ligas em forno indução, da atomização com nitrogênio e da deposição do spray sobre um substrato de cobre, em seguida os depósitos foram seccionados e processados por extrusão a quente. Posteriormente algumas amostras foram submetidas a tratamentos térmicos de solubilização e precipitação. A conformação por spray resultou em depósitos com uma microestrutura refinada e homogênea sendo composta basicamente por grãos equiaxiais de Al- α , partículas de silício e agulhas da fase β -AlFeSi. A porosidade dos depósitos foi minimizada através de processo de extrusão, o qual, também, proporcionou o refinamento de grãos através da recristalização da matriz. Ensaio de tração a temperatura ambiente em amostras conformadas por spray, apresentaram um aumento relativo nos valores de limite de escoamento, de resistência e de alongamento, quando comparados aos valores obtidos para a liga fundida em areia. Estes resultados foram atribuídos ao refinamento do tamanho de grão, à forma particulada do silício e à redução da razão de aspecto, para as ligas contaminadas, das agulhas β -AlFeSi presentes no material conformado por spray. Quando conformada por spray e extrudada, a liga 356 apresenta valores de limite de escoamento, de resistência e de ductilidade superiores aos apresentados pela liga fundida e conformada por spray sob as mesmas condições de processamento, devido às menores porcentagens de silício e de porosidade. As ligas Al-Si contaminadas que tratadas termicamente apresentaram aumentos significativos nos limites de escoamento e de resistência e diminuição do alongamento quando comparados com as ligas conformadas por spray e extrusão.

DETERMINATION OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF SPRAY
FORMED A356 ALLOY FOR DIFFERENT CONTENTS OF IRON AND
CONDITIONS OF PROCESSING.

ABSTRACT

The aims of this work were the microstructural and tensile properties characterization of the hypoeutectic spray formed Al-Si 356, with and without contamination for iron, spray formed, extruded and heat treatment. The alloys were melted by induction furnace, gas atomized with nitrogen and deposited onto a copper substrate, after that the deposits had been parted and hot extrusion. Later some samples had been submitted the heat treatments.

Spray formed material showed fine and homogenous microstructure, composed by equiaxial α -Al matrix, silicon particles and β -AlFeSi intermetallics phases, for contaminated samples. Higher porosity and lower yield process were obtained increasing the superheating temperature. The extrusion promoted grain refinement by a recrystallization process and strong decrease of the porosity.

Room temperature tensile tests of the spray formed Al-Si 356 alloy showed both increased tensile strength and elongation when compared with the values observed for conventionally cast counterparts. These results can be ascribed to the refined grain size, silicon particles morphology and smaller β -AlFeSi phases presented in spray formed deposits.

When, the samples spray formed and extruded showed higher values for the ultimate tensile strength and ductility when compared to Al-Si 356 alloy deposits processed by same parameters. The heat treatment samples of the Al-Si contaminated with iron, showed higher values for the tensile strength and lower decrease for the elongation when compared to spray formed and extruded.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

Banca Examinadora	i
Agradecimentos	iii
Resumo	v
Abstract	vii
Sumário	ix
Índice de Tabelas	xi
Índice de Figuras ..	xiii
1 Introdução.....	1
1.1 Objetivo.....	3
2 Reciclagem de Alumínio	5
2.1 Ligas Al-Si.....	7
2.2 Solidificação das Ligas Binárias Al-Si.....	10
2.3 Influência do Cobre nas Ligas Al-Si.....	11
2.4 Influência do Ferro nas Ligas Al-Si	12
2.5 Liga Al-Si 356	17
3 Conformação por Spray	19
3.1 Descrição do Processo	19
3.2 Ligas de Alumínio Conformadas por Spray	23
4 Extrusão.....	27
5 Materiais e Métodos.....	31
5.1 Materiais	31
5.2 Metodologia	32
5.3 Processamento.....	33
5.4 Extrusão.....	37
5.5 Caracterização Microestrutural	38
5.6 Ensaio de Tração	39
5.7 Tratamento Térmico.....	39
6 Resultados.....	41
6.1 Influência dos parâmetros de Processo da Liga 356 Conformada por Spray. 41	
6.2 Caracterização Microestrutural da Liga Al-Si 356 sem contaminação 44	

6.2.1	Microestrutura da Liga 356 Fundida.....	44
6.2.2	Microestrutura da Liga 356 Conformada por Spray	45
6.2.3	Microestrutura da Liga 356 Conformada por Extrusão.....	50
6.3	Caracterização Microestrutural da Liga Al-Si 356* contaminada.	51
6.3.1	Microestrutura da Liga 356* Fundida.	51
6.3.2	Microestrutura da Liga 356* Conformada por spray.....	53
6.3.3	Microestrutura da Liga 356* Conformada por Extrusão	55
6.4	Influência do Teor de Ferro nas Propriedades Mecânicas da Liga 356 Fundida	57
6.5	Influência do Processo de Extrusão dos Depósitos da Liga 356.....	59
6.6	Propriedades Mecânicas da Liga 356 Fundida, Conformada por Spray e Extrudada com e sem Contaminação.	60
6.6.1	Liga 356 sem contaminação.	60
6.6.2	Liga 356 contaminada.....	67
7	Conclusões.....	77
8	Bibliografia.....	79

Índice de Tabelas

Tabela 2.1 - Limites de composição da liga 356 para peças fundidas segundo registros da AA.....	17
Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas da liga 380 [Ferrarini, 2005].....	26
Tabela 5.1 Composição química das ligas utilizadas.....	31
Tabela 5.2 – Parâmetros do processo de conformação por spray.....	36
Tabela 6.1 – Resultados de rendimento de deposição e de porosidade média obtidos com as conformações P0,5, P0,6 e P0,7.....	41
Tabela 6.2 – Resultados de rendimento de deposição e de porosidade média obtidos com as conformações D270, D290 e D310.....	42
Tabela 6.3 – Resultados de rendimento do deposição e de porosidade média obtidos com as conformações T700, T720 e T750.....	43
Tabela 6.4 – Análise química da Liga 356.....	44
Tabela 6.5 - Análise química das amostras de atomização contaminadas com ferro.....	51
Tabela 6.6 – Influência do teor de Ferro na liga 356.....	58
Tabela 6.7 – Resultados de porosidade média antes e após a extrusão.....	59
Tabela 6.8 – Propriedades mecânicas da liga 356 sem contaminação (teor de 0,1% Fe).	61
Tabela 6.9 – Propriedades mecânicas da liga 356 sem contaminação (teor de 0,5% Fe).	62
Tabela 6.10 – Propriedades mecânicas da liga 356 contaminada com 1,0% Fe.	68
Tabela 6.11 – Propriedades mecânicas da liga 356 contaminada com 1,25% Fe.....	70

Índice de Figuras

Figura 2.1- Evolução da reciclagem de alumínio no mundo [IAI, 2006]	5
Figura 2.2 - Produção de alumínio primário e reciclado mundial [IAI, 2006]	6
Figura 2.3 - Distribuição do Consumo de Alumínio no Brasil e no Mundo por setor industrial (Abal, 2002; IAI, 2006)	7
Figura 2.4 - Solubilidade versus Temperatura para diferentes elementos no alumínio [ASM, 1990].....	8
Figura 2.5 - a) Diagrama de equilíbrio de fases Al-Si; b) Microestrutura de uma liga Al-Si hipoeutética; c) Microestrutura de uma liga Al-Si eutética; e d) Microestrutura de uma liga Al-Si hipereutética.....	9
Figura 2.6 - Influência do teor de silício nas propriedades das ligas de alumínio [MONDOLFO, 1976].	10
Figura 2.7 - Diagrama de equilíbrio quase-binário Al-Si-0.7%Fe. [MONDOLFO,1976].	14
Figura 2.8 - Morfologia do intermetálico β -AlFeSi obtido por fundição convencional [PEREIRA, 2001].....	15
Figura 2.9 - Diagrama ternário Al-Fe-Si. Projeção da temperatura liquidus e as regiões de fases de equilíbrio associadas da porção enriquecida em alumínio.	17
Figura 3.1 - Processo de conformação por spray e seus possíveis produtos [GRANT,1995; LEAL,1999].....	21
Figura 3.2 - (a) Deposição de partículas durante a conformação por spray; (b) Esquema do formato das partículas após o impacto (MATHUR et al, 1989)...	23
Figura 3.3 - Gráfico tensão versus deformação de três amostras da liga 380: fundida; depositada por spray e depositada por spray / extrudada [FERRARINI, 2005].....	25
Figura 4.1 - Ilustração do processo de extrusão direta.	27
Figura 4.2 - Micrografias da liga 380: a) Sem extrusão, conformada por spray e b) Após a extrusão.	29
Figura 5.1 -Fluxograma do procedimento experimental.....	33

Figura 5.2 - Equipamento de Conformação por spray: A) Vista Geral, B) Interior da câmara, C) Bocal atomizador.	34
Figura 5.3 - Esquema da seção do depósito e de volume útil.	36
Figura 5.4 - Equipamento de Conformação por Extrusão a quente.....	37
Figura 5.5 – Gráfico temperatura versus tempo para o tratamento térmico.	40
Figura 6.1 - Micrografia da liga 356 fundida em areia: a) Microscopia Ótica; ... b) Microscopia eletrônica de varredura.....	44
Figura 6.2 – Micrografia da Liga 356 fundida destacando o silício eutético.	45
Figura 6.3 - Microscopia ótica da liga Al-Si 356 depositada.	46
Figura 6.4 - Microscopia eletrônica de varredura da liga Al-Si 356 depositada.	47
Figura 6.5 - Microscopia eletrônica de varredura da liga Al-Si 356 depositada destacando as diferentes morfologias do silício.	48
Figura 6.6 - Micrografia da liga 356 referentes ao centro da amostra.	49
Figura 6.7 - Micrografia de varredura da liga 356: a) e b) sem extrusão, b) e c) após a extrusão.....	50
Figura 6.8 – Micrografias da liga 356* (contaminada com 1% de Ferro) fundida obtidas via MEV.....	52
Figura 6.9 – Espectro de microanálise via EDS da fase β -AlFeSi.....	52
Figura 6.10 - Micrografias da liga 356* conformada por spray obtidas por: a) e b) Microscopia ótica; c) e d) MEV.....	54
Figura 6.11 - Espectro de análise por EDS da fase β -AlFeSi.....	55
Figura 6.12 - Micrografias da liga 356* conformada por extrusão a quente, obtidas por Microscopia Ótica.	56
Figura 6.13 - Micrografias da liga 356* conformada por extrusão a quente obtidas por MEV: a) e b) Transversal, c) e d) longitudinal.....	57
Figura 6.14 – Gráfico tensão versus deformação de quatro amostras: 0,1% Fe, 0,5% Fe, 1,0% Fe , 1,5% Fe.....	58
Figura 6.15 – Gráfico tensão versus deformação de três amostras com 0,1% de ferro: fundida (F); Conformada por spray (CS) e conformada por spray/extrudada (CS + E).	60

Figura 6.16 - Gráfico tensão versus deformação de três amostras com 0,5% de ferro: fundida (F); conformada por spray (CS) e conformada por spray e por extrusão (CS + E).....	62
Figura 6.17 - Micrografias das Fraturas da Liga 356 sem contaminação: a) e b) Fundição em areia; c) e d) Conformada por spray; e) e f) Conformada por spray/extrusão.....	65
Figura 6.18 - Gráfico tensão versus deformação de cinco amostras com 1,0% de ferro: conformada por spray (CS); conformada por spray/extrudada (CS + E) e conformada por spray/extrudada tratada termicamente por 4 (TT-4h), 7 (TT-7h) e 10h (TT10h).	68
Figura 6.19 - Gráfico tensão versus deformação de cinco amostras com 1,25% de ferro: conformada por spray (CS); conformada por spray/extrudada (CS + E) e conformada por spray/extrudada tratada termicamente por 7h (TT-7h).....	70
Figura 6.20 - Micrografias das Fraturas da Liga 356 com contaminação (1,0% Fe): a) e b) Fundição em areia; c) e d) Conformada por spray; e) e f) Conformada por spray/extrusão.....	73
Figura 6.21 - Micrografias das fraturas da Liga 356 com contaminação (1,0% de Fe) conformada por spray/extrudada: a) e b) Tratada termicamente por 4h; c) e d) Tratada termicamente por 7h; e) e f) Tratada termicamente por 10h.	76

1 Introdução

Em relação ao emprego das ligas de alumínio em componentes estruturais, existe uma grande preocupação quanto à presença dos compostos intermetálicos presentes na sua microestrutura. Dependendo da composição química e das condições de solidificação da liga, os mesmos podem apresentar uma morfologia prejudicial às propriedades mecânicas da peça fundida [KULUNK,2000]. Estes compostos intermetálicos são, geralmente, estáveis até temperaturas elevadas e, portanto, não se dissolvem com os tratamentos térmicos de homogeneização e de solubilização.

No caso das ligas de fundição, o ferro permanece como a principal impureza afetando assim as propriedades da liga e dificultando o seu processamento; mas, devido à intensa reciclagem, outras impurezas estão presentes, como os elementos de liga dos materiais processados mecanicamente, como: Cu, Mn, Mg, e Zn, entre outros.

A solubilidade máxima do ferro no alumínio é de aproximadamente 0,05% em massa a 655°C e, por isso, quantidades de ferro acima deste valor aparecem na forma de intermetálicos normalmente grosseiros e associados à redução da ductilidade da liga. Para o caso do silício a máxima solubilidade é maior e chega a até 1,6% em massa, a 575°C. Assim, o silício se distribui entre a matriz de alumínio e os intermetálicos de ferro [MONDOLFO, L.F., 1976].

Formam-se três fases ternárias em ligas diluídas de alumínio em condições de solidificação em equilíbrio: Al_8Fe_2Si , denominada fase α , formada a partir de uma reação peritética; Al_5FeSi , denominada fase β , também formada a partir de uma reação peritética; e o ternário Al (CFC)+Si+ Al_5FeSi , formado a partir de uma reação eutética. Os fatores que governam a formação de uma ou outra fase intermetálica estão relacionados com as condições de solidificação, o nível de impurezas e sua natureza, os teores dos principais elementos de liga e a própria estrutura da interface de crescimento da fase [MONDOLFO,1975].

A importância do processo de conformação por spray reside na sua habilidade e flexibilidade em processar produtos semi-acabados com diferentes

formas geométricas, com alta qualidade, em uma ampla gama de composições em uma única etapa de processamento a partir do metal líquido [ALLEN, 1998]. É praticamente o único processo disponível a aliar as vantagens da solidificação rápida e da fundição convencional sem apresentar as desvantagens inerentes destes processos.

A conformação por spray resulta em um refinamento microestrutural que pode ser uma rota alternativa para amenizar o efeito prejudicial das impurezas encontradas em ligas recicladas. A modificação morfológica do silício eutético e a redução de tamanho das fases intermetálicas, certamente, aumentariam a ductilidade destas ligas, possibilitando a conformação mecânica e a produção de componentes estruturais, cujas especificações de projeto, geralmente, exigem uma combinação de resistência mecânica e ductilidade.

Assim, o possível aumento do campo de aplicação das ligas Al-Si recicladas ocasionaria reflexos importantes quanto à economia de energia e à preservação do meio ambiente.

O processo de conformação por spray vem sendo aplicado com sucesso na fabricação de insertos resistentes ao desgaste para blocos de motores a combustão, sendo aplicados na parte em contato com o pistão em movimento. Estes insertos são produzidos em ligas hipereutéticas na forma de um lingote cilíndrico que, posteriormente, é extrudado na forma de um tubo e usinado nas dimensões finais. O bloco do motor é fabricado com liga de alumínio hipoeutética por fundição sob pressão. A liga de alumínio é injetada sobre os insertos, posicionados convenientemente no interior da matriz, substituindo os de ferro fundido, normalmente utilizados.

No DEMa/UFSCar estudos vêm sendo realizados em ligas de Al-Si secundárias avaliando-se as propriedades mecânicas e a variação microestrutural dessas ligas processadas através de conformação por spray e de extrusão. Trabalhos realizados na liga 380, uma liga secundária, mostraram que a conformação por spray ocasionou um refinamento microestrutural quando comparada à mesma processada por fundição convencional alterando a morfologia, reduzindo o tamanho das fases e proporcionando maiores valores de limite de resistência e de alongamento. O processo de extrusão minimizou a

porosidade e reduziu o tamanho de grão dos depósitos, através de recristalização dinâmica, e conseqüentemente, aumentou a resistência e a ductilidade da liga.

A liga 356 é uma liga primária, de alta pureza, excelente ductilidade e, portanto, de custo mais elevado que as ligas secundárias. Durante a reciclagem da mesma a contaminação com ferro ocorre com muita freqüência e suas propriedades mecânicas se deterioram, tornando-a inadequada para a mesma aplicação da liga primária. No entanto, esta liga, que não apresenta cobre em sua composição, tem excelente resistência a corrosão.

A utilização do processo de conformação por spray na reciclagem dessas ligas pode restaurar suas propriedades mecânicas, devido a uma melhoria na microestrutura, tornando-as trabalháveis mecanicamente, o que aumentaria significativamente seu campo de aplicação, com custo energético de produção de apenas 5% das ligas fabricadas com base em alumínio primário e proporcionando assim novas possibilidades para a reciclagem deste material.

1.1 Objetivo

Este trabalho tem por objetivo estudar a microestrutura da liga hipoeutética de alumínio silício 356, obtida por conformação por spray seguida de extrusão, com (liga primária contaminada) e sem (liga primária) adição de ferro, e a determinação das propriedades mecânicas finais.

2 Reciclagem de Alumínio

Atualmente, um novo mercado para o alumínio e suas ligas vem crescendo, o da reciclagem. O aumento do interesse com o suprimento de energia e as suas implicações econômicas vem atraindo, nos últimos anos, cada vez mais atenção para a reciclagem do alumínio devido às enormes quantidades de energia requeridas para a redução do minério bauxita, principal fonte do metal. A energia requerida para a refusão do alumínio preparando-o para um novo processo de transformação é aproximadamente 5% daquela requerida para a produção de alumínio a partir do minério. Conseqüentemente a reciclagem de ligas de alumínio é uma atividade que deve continuar tendo grande enfoque na indústria metalúrgica.

O aumento no consumo de alumínio e de sua reciclagem, como pode ser observado na figura 2.1, é prova do que este metal significa na indústria moderna. O alumínio segue o ferro/aço entre os metais de maior consumo anual, sendo o mais importante dos metais não-ferrosos. Na figura 2.2 pode-se observar o crescimento da produção de alumínio e suas ligas e também as participações do alumínio reciclado e primário [ABAL, 2004; IAI, 2006].

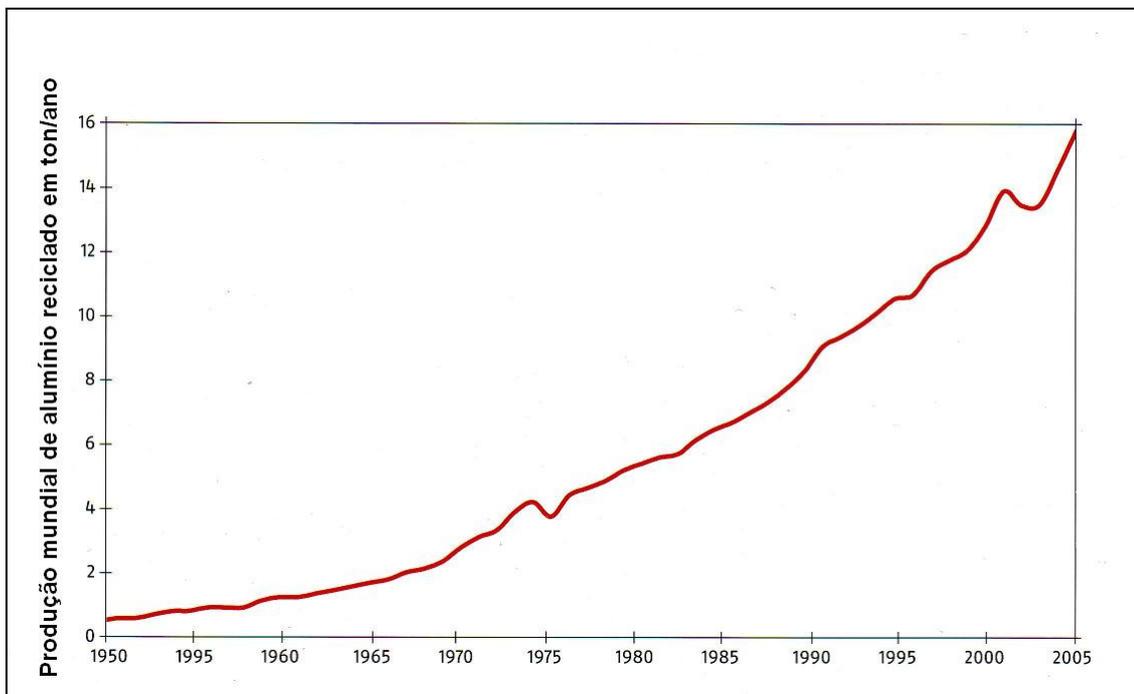


Figura 2.1- Evolução da reciclagem de alumínio no mundo [IAI, 2006]

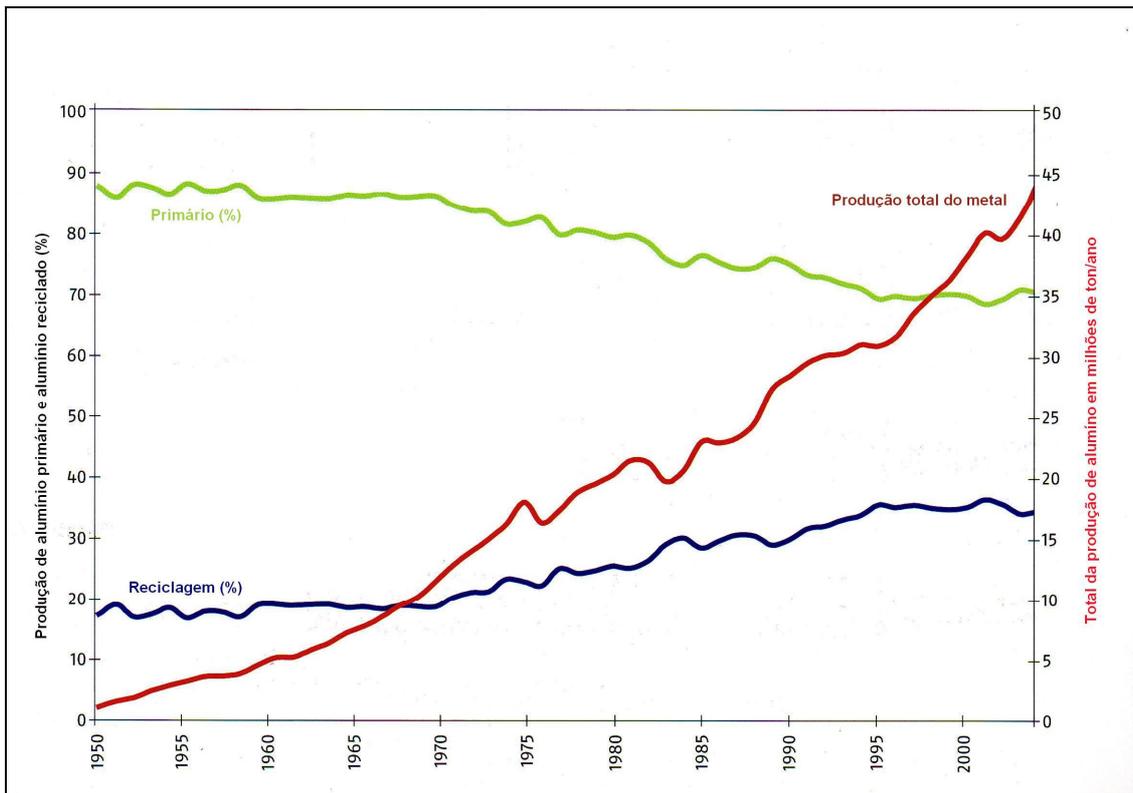


Figura 2.2 - Produção de alumínio primário e reciclado mundial [IAI, 2006]

Dentre os setores que utilizam o alumínio e suas ligas, o de transporte vem se destacando devido ao significativo aumento de consumo. Este fato é decorrente, principalmente, da alta demanda do setor automobilístico que vem substituindo ferros fundidos e aços com o intuito de otimizar o desempenho dos veículos através da diminuição de seu peso e, conseqüentemente, da redução do consumo de combustível e da emissão de poluentes. Outro fator seria o aumento do consumo pela indústria aeronáutica que tem sido responsável por grande parte das pesquisas nesta área. Na figura 2.3 pode-se observar um comparativo dos setores mundiais e brasileiros que utilizam alumínio e suas ligas.

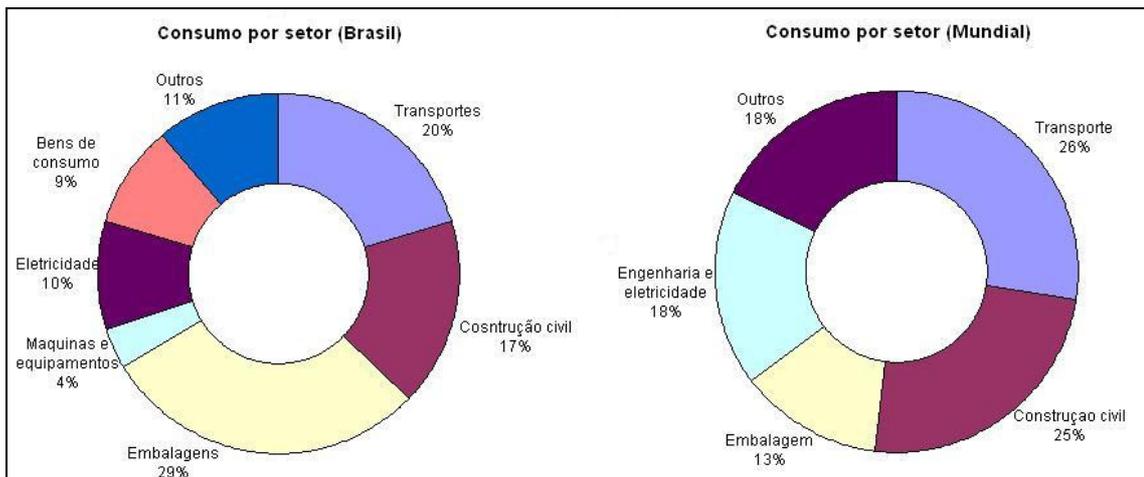


Figura 2.3 - Distribuição do Consumo de Alumínio no Brasil e no Mundo por setor industrial (Abal, 2002; IAI, 2006)

2.1 Ligas Al-Si

Elementos de liga podem melhorar a resistência mecânica do alumínio de maneiras diferentes, formando soluções sólidas e segundas fases. Para elementos que formam soluções sólidas, a efetividade no aumento da resistência mecânica tende a aumentar com o aumento na diferença entre os raios atômicos do solvente (Al) e do soluto (elementos de liga). No caso de elementos formadores de segundas fases, o aumento da resistência e da dureza se dá pelo aumento da fração volumétrica de fases constituídas por precipitados endurecedores da matriz formados pelos elementos de liga [HATCH, 1984].

Os elementos de liga mais comumente encontrados nas ligas de fundição são o silício, cobre, magnésio e zinco, sendo que todos esses elementos, com exceção do silício apresentam valores significativos de solubilidade sólida no alumínio, e em todos os casos a solubilidade aumenta com o aumento da temperatura, como pode ser observado na figura 2.4 [GARCIA,2001; GOMES, 1979].

As ligas que possuem o silício como principal elemento de liga são as ligas comerciais para fundição de maior importância devido às suas características superiores de fundição, principalmente, a alta fluidez e a baixa contração. Como a densidade do silício é de apenas $2,3\text{g/cm}^3$, ele é um dos poucos elementos que

podem ser adicionados ao alumínio sem provocar grandes variações na densidade [GOMES e BRESCIANI, 1976].

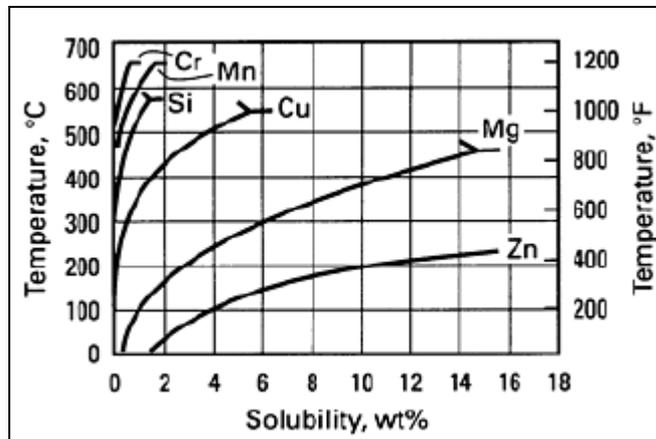


Figura 2.4 - Solubilidade versus Temperatura para diferentes elementos no alumínio [ASM, 1990].

Este sistema binário, cujo diagrama de equilíbrio de fases pode ser visto na figura 2.5, apresenta um eutético simples que ocorre a 580°C em uma composição correspondente a 12,6% em peso de Si. Nesta temperatura eutética, o alumínio e o silício formam soluções sólidas com 1,65% em peso de Si e 0,5% em peso de alumínio, respectivamente [HATCH, 1984]. Assim, as ligas Al-Si são divididas em três grupos segundo o teor de Si presente: ligas hipoeutéticas com 5-10% em peso de silício, ligas eutéticas com 11-13% em peso de silício e ligas hipereutéticas com 14-20% de silício.

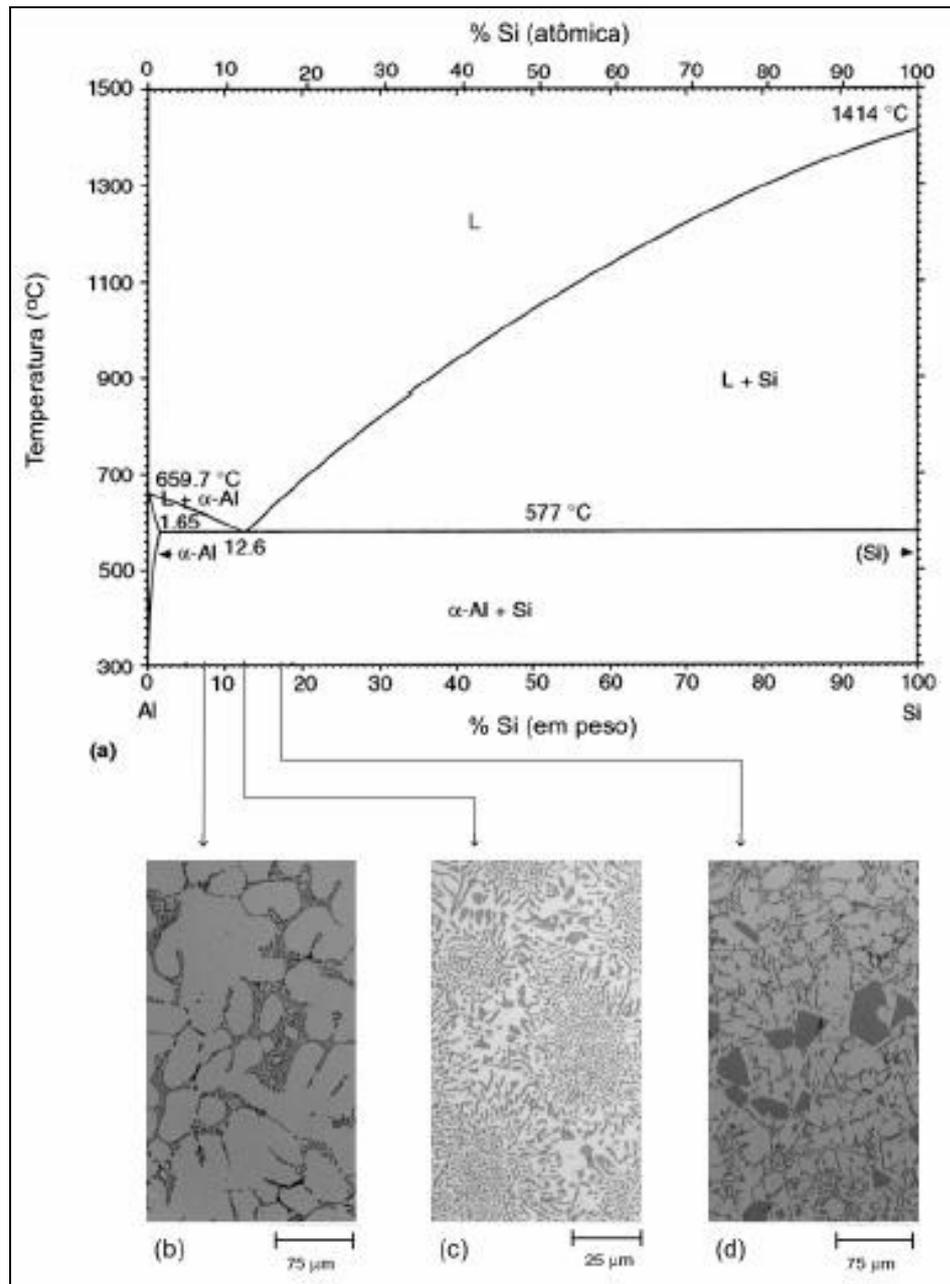


Figura 2.5 - a) Diagrama de equilíbrio de fases Al-Si; b) Microestrutura de uma liga Al-Si hipoeutética; c) Microestrutura de uma liga Al-Si eutética; e d) Microestrutura de uma liga Al-Si hipereutética.

As ligas binárias Al-Si combinam alta resistência à corrosão, boa soldabilidade e baixa densidade [HATCH, 1984] além de apresentarem um grande gama de propriedades físicas e mecânicas que dependem da microestrutura e do teor de silício. A figura 2.6 apresenta a influência do teor de silício em algumas propriedades destas ligas.

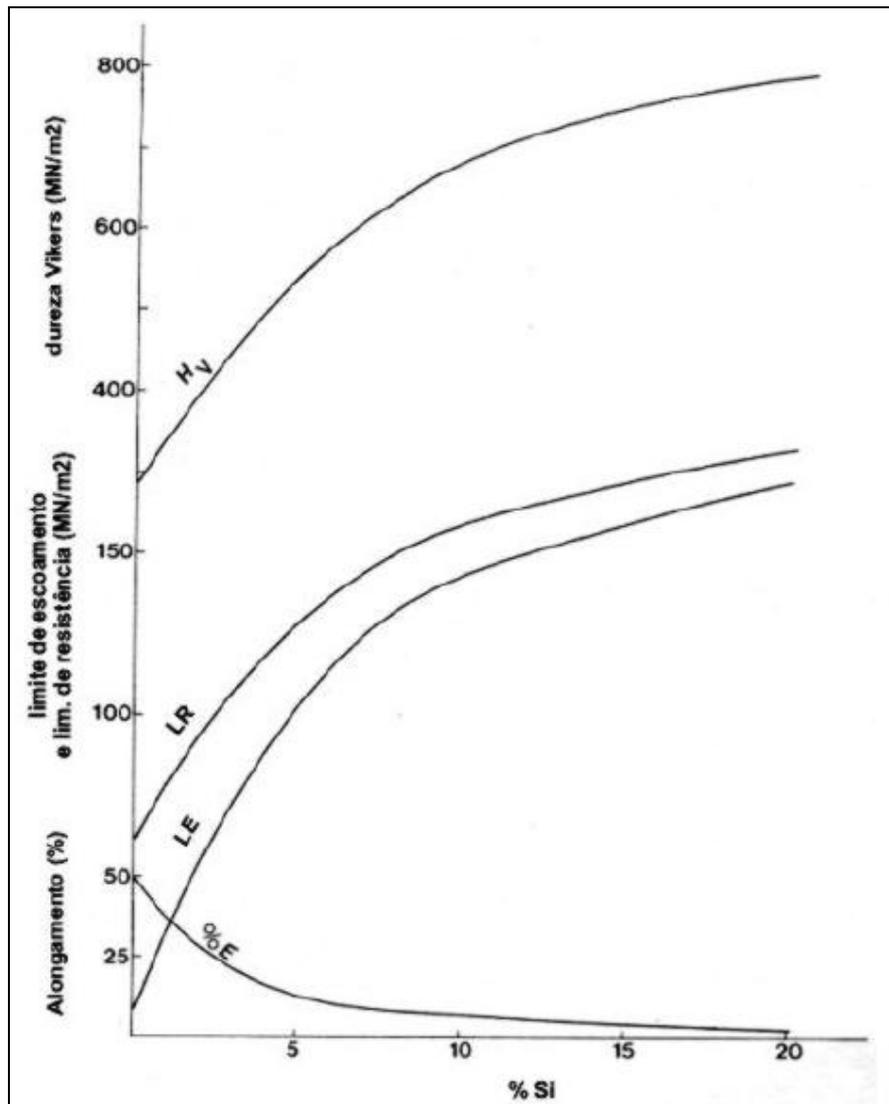


Figura 2.6 - Influência do teor de silício nas propriedades das ligas de alumínio [MONDOLFO, 1976].

2.2 Solidificação das Ligas Binárias Al-Si

O processo de solidificação das ligas metálicas envolve essencialmente fenômenos de nucleação e crescimento, redistribuição de soluto, fluxo de materiais e transferência de calor. A microestrutura decorrente é muito dependente da composição da liga e das condições de solidificação. Em ligas Al-Si hipoeutéticas, solidificadas por processos convencionais de fundição, a estrutura formada é predominantemente dendrítica. A sua formação é atribuída ao fenômeno de superesfriamento constitucional, em que variações locais na

composição do líquido, associadas à rejeição de soluto pelo sólido formado, proporcionam uma situação onde regiões líquidas à frente da interface sólido/líquido possuam temperaturas abaixo da temperatura “liquidus”, criando instabilidade morfológicas na interface de solidificação e, conseqüentemente, o crescimento de protuberâncias que formarão as dendritas. Dependendo das condições de solidificação as dendritas podem ser colunares ou equiaxiais. O crescimento dendrítico é fortemente cristalográfico e no caso do alumínio, as ramificações primárias são paralelas à direção cristalográfica $\langle 001 \rangle$.

Assim, as ligas Al-Si hipoeutéticas terão como seqüência de solidificação o surgimento de fase primária alumínio- α que crescerá sob a forma dendrítica até que o líquido, contido em regiões interdendríticas, atinja a composição eutética e se transforme no eutético Al-Si. Por outro lado, as hipereutéticas terão partículas de Si como fase primária as quais cresceram e ficaram envoltas pelo eutético Al-Si e, nas ligas eutéticas, o líquido ao atingir a temperatura eutética se transformará no eutético Al-Si [GARCIA, 2001; FERRARINI, 2005].

2.3 Influência do Cobre nas Ligas Al-Si

Adiciona-se cobre nas ligas Al-Si em quantidades entre 2 a 4,5% em peso com a finalidade de aumentar-se a resistência mecânica da liga e a resistência à fadiga, sem a perda das boas características de fundibilidade. O cobre é adicionado em quantidades acima de 4,5 %, quando o principal aspecto é a resistência mecânica da liga; no entanto, a liga sofre perdas em fundibilidade devido ao aumento do intervalo de solidificação. O cobre que não se apresenta em solução sólida, pode formar blocos de Al_2Cu que são prejudiciais para as propriedades mecânicas.

Em ligas onde o teor de cobre é controlado e não é permitido em concentrações acima de 0,3% em peso, como na liga 356, o intervalo de solidificação é de aproximadamente 60°C; já na liga 319, onde o teor de cobre pode chegar a 4,0%, o intervalo de solidificação aumenta para 100°C

[STONEBROOK, 1979] acarretando maior susceptibilidade à formação de porosidade, trincamento a quente e também de corrosão intergranular.

A corrosão intergranular acontece quando existe um caminho preferencial para a corrosão na região de contornos de grão. Observando-se que os grãos vão sendo destacados à medida que a corrosão se propaga. O principal fator responsável pela diferença na resistência à corrosão da matriz e do material vizinho ao contorno é a diferença que apresentam na composição química nestes locais. Deste modo, mesmo que a alteração na composição química não seja suficiente para eliminar totalmente a capacidade de formação da camada passiva, verifica-se que existe uma corrente de corrosão devido à diferença de potencial ocasionada pelas características diferentes dos materiais [VERRAN, 2004].

Nas ligas de alumínio, a presença de cobre acarreta na formação dos precipitados Al_2Cu que são mais nobres do que a matriz, agindo como catodos e acelerando a corrosão da região vizinha ao contorno de grão, mais empobrecida em cobre. Eliminando-se os precipitados, elimina-se a causa da corrosão intergranular [VERRAN, 2004].

2.4 Influência do Ferro nas Ligas Al-Si

O ferro, presente na maioria das ligas comerciais de alumínio, é considerado a principal impureza destas ligas, pois sozinho ou em conjunto com o silício, em teores acima de 0,05 que corresponde à sua solubilidade máxima no alumínio, forma intermetálicos que podem fragilizar severamente o material [MOHANTY, 1996; FERRARINI, 2005]. Esses intermetálicos são fases estáveis e, portanto não se dissolvem com tratamentos térmicos de homogeneização e de solubilização, e podem possuir uma morfologia prejudicial às propriedades mecânicas da peça fundida, o que proporciona uma grande preocupação quanto ao emprego de ligas de alumínio em componentes estruturais [KULUNK, 2000].

Em alguns casos, o ferro em pequenas quantidades aumenta a resistência e a dureza da liga, além de reduzir a tendência ao trincamento à quente, sendo

que nas ligas fundidas sob pressão o teor de ferro pode chegar a 1,2% para evitar a soldagem das peças na matriz metálica.

Os compostos intermetálicos são fases ordenadas que se formam na parte central dos diagramas de equilíbrio, entre dois ou mais metais, com estrutura cristalina característica, podendo ter uma composição definida ou uma faixa de composição, mas, neste último caso, se tratando de uma faixa geralmente bastante estreita. Uma fase é considerada ordenada quando são necessários duas ou mais sub-redes para descrever sua estrutura atômica. Cada sub-rede usualmente é ocupada por somente um tipo de átomo e são habitualmente mantidas juntas por fortes ligações atômicas [CAHN, 1996].

Destas fortes ligações é que resultam as propriedades dos intermetálicos, como reduzida mobilidade atômica e de discordâncias em elevadas temperaturas e aumento da resistência à deformação plástica com a temperatura. Entretanto, estas mesmas ligações aliadas aos arranjos ordenados de diferentes espécies atômicas, tornam as estruturas cristalinas destes compostos de baixa simetria causando a sua fragilidade a temperatura ambiente [FERRO, 1996].

No sistema Al-Fe-Si existem duas fases ternárias que podem estar em equilíbrio com o alumínio. São elas $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, chamada de fase $\alpha\text{-AlFeSi}$, e Al_5FeSi , chamada de fase $\beta\text{-AlFeSi}$. Outras duas fases também podem se formar em condições adversas de alto silício (>14%) ou alto teor de ferro (>2%): FeSi_2Al_4 e AlFeSi_3 , respectivamente [HATCH, 1984]. A figura 2.7 mostra um diagrama de equilíbrio quase-binário Al-Si-0,7%Fe.

O diagrama mostra que a solidificação de uma liga com 6%Si começa com a formação da fase alumínio- α , e termina com a formação do eutético ternário Al-Si- Al_5FeSi . A formação de intermetálicos $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ e Al_5FeSi se dá entre estas duas reações. Em ligas comerciais é muito comum que as fases Al_6Fe , Al_3Fe , $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ e Al_4FeSi_2 coexistam entre si.

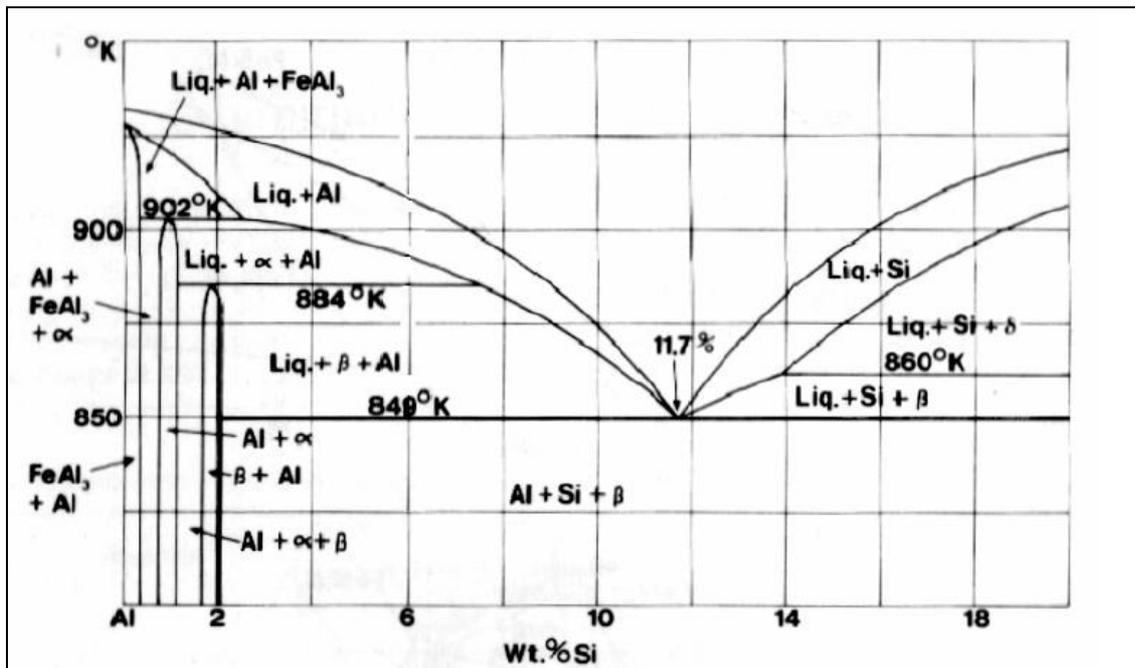


Figura 2.7 - Diagrama de equilíbrio quase-binário Al-Si-0.7%Fe. [MONDOLFO,1976].

A morfologia da fase β -AlFeSi, mostrada na figura 2.8, que se apresenta em forma de agulhas, causa um efeito prejudicial na liga, pois age como concentrador de tensões. O comprimento médio das agulhas de β -AlFeSi está diretamente ligado à depreciação das propriedades mecânicas da liga. O tamanho destas agulhas aumenta quando o teor de ferro na liga aumenta e quando a taxa de resfriamento diminui. Uma alta taxa de resfriamento dispersa as partículas do intermetálico β -AlFeSi, o que reduz seu tamanho, ou ocasiona a formação da fase α -AlFeSi em seu lugar, que possui a forma de uma escrita chinesa e que devido à sua complexidade dificulta a propagação de trincas, sem que ocorra um efeito negativo sobre as propriedades mecânicas [SAMUEL, 1996].

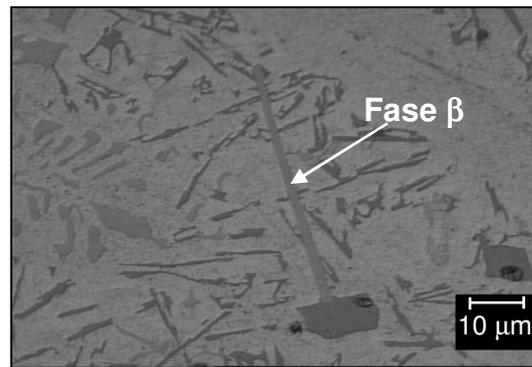


Figura 2.8 - Morfologia do intermetálico β -AlFeSi obtido por fundição convencional [PEREIRA, 2001].

Quando a solidificação das ligas de alumínio que contêm ferro ocorre com baixas taxas de resfriamento, grandes agulhas de β -AlFeSi são formadas do líquido e durante a reação eutética principal. Quando a solidificação ocorre com altas taxas de resfriamento, a formação de α -AlFeSi é favorecida e ocorre desde a fase líquida, até a reação eutética principal. A presença de manganês na liga favorece a formação da fase α -AlFeSi; entretanto, se o teor deste elemento for elevado, as partículas da fase α -AlFeSi aparecem na forma de glóbulos angulares, o que não fragiliza a liga, mas reduz sua usinabilidade. O teor para que o manganês aja como neutralizador do ferro em ligas Al-Si é geralmente igual à metade do teor de ferro contido nas mesmas, para teores de ferro superiores a 0.45%, de acordo com especificações da ANSI/ASTM. Essa relação entre o ferro e o manganês pode promover a quebra das agulhas de β -AlFeSi, diminuindo seu comprimento e, portanto, diminuindo o efeito negativo desses intermetálicos sobre a liga. Na literatura a fase α -Al(Fe,Mn)Si cúbica de corpo centrado, com a clássica morfologia de escrita chinesa, geralmente é estudada em ligas recicladas, onde a presença de metais de transição existem proposadamente e/ou como impurezas. Em ligas de alta pureza de Al-Fe-Si, a fase α -AlFeSi obtida é a hexagonal [ALLEN, 1998].

Nestas ligas há uma taxa de resfriamento crítica que determina qual fase do eutético se manterá estável após um crescimento competitivo. Na solidificação da liga de um sistema Al-Fe-Si a uma taxa superior à crítica, a fase metaestável α -Al₈Fe₂Si necessita, durante a formação de eutético, de um super-resfriamento

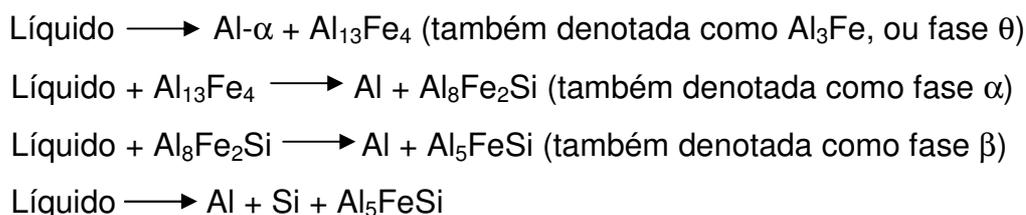
menor que a fase estável β -Al₅FeSi, devido à diferença entre os mecanismos de crescimento desses intermetálicos; ou seja, o crescimento da fase α -Al₈Fe₂Si, que possui uma interface difusa, é muito mais fácil que o crescimento da interface facetada da fase β -Al₅FeSi.

Quando a liga é submetida a um maior superaquecimento, o tamanho dos intermetálicos é reduzido, o que é atribuído a um menor número de partículas nucleantes. O superaquecimento entre 200 e 300°C acima da linha liquidus pode favorecer a formação de intermetálicos α -AlFeSi, quando a solidificação é dada fora do equilíbrio.

A fase α -AlFeSi (Al₈Fe₂Si) em forma de escrita chinesa pode solidificar a frente das dendritas de alumínio- α como grandes partículas primárias quando as taxas de resfriamento forem inferiores a 0,2 K/s, ou precipitar junto com as partículas de silício eutético em regiões interdendríticas quando as taxas forem superiores a 6 K/s.

Em um estudo da liga Al-20%Si-5%Fe conformada por spray, relata-se que finos intermetálicos de AlFeSi nucleiam a partir do líquido presente em gotas atomizadas durante o voo e com o choque das mesmas sobre o depósito, ocorre um espalhamento de ótimos nucleantes de fases intermetálicas que irão crescer durante a solidificação eutética. A microestrutura final do depósito é descrita como uma dispersão de intermetálicos AlFeSi em forma de agulhas e de partículas de Si em uma matriz de alumínio [BACKERUD, 1990; WANG, 1995].

Segundo ALLEN *et al* (1998), MONDOLFO (1976), nas ligas de alumínio da série 1XXX durante o processamento de chapas por fundição semicontínua, as fases α -AlFeSi e β -AlFeSi, são formadas através de reações peritéticas na seguinte seqüência, como pode ser verificado na figura 2.9:



Esta controvérsia na reação determinante para formação dos intermetálicos, eutética ou peritética, persiste entre os pesquisadores e existem até outras teorias, como a de formação também peritética, porém, a partir da fase $\delta\text{-Al}_4\text{FeSi}_2$.

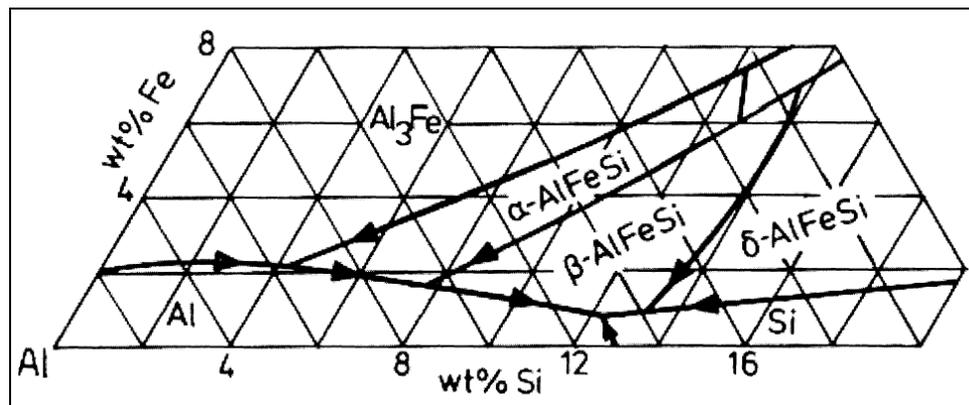


Figura 2.9 - Diagrama ternário Al-Fe-Si. Projeção da temperatura liquidus e as regiões de fases de equilíbrio associadas da porção enriquecida em alumínio.

2.5 Liga Al-Si 356

As ligas de alumínio designadas como 356, pertencem à classe 3XX.X da “Aluminium Association” que tem como principal elemento de liga o Si. Sua composição química é dada na tabela 2.1[ASM, 1990].

Tabela 2.1 - Limites de composição da liga 356 para peças fundidas segundo registros da AA.

Composição	Al	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	Ni	Sn	Ti	outros
356	balanço	6,5-7,5	<0,25	<0,6	0,2-0,4	0,35	0,35	0,25	0,15

*valores dados em percentual em peso, valores individuais representam máximos.

Como principais características essa liga possui: média resistência mecânica, excelente fluidez e estanqueidade sob pressão, boa resistência à corrosão e usinabilidade, sendo aplicada principalmente em fundição em molde permanente e areia.

Esta liga é bastante utilizada na fabricação de peças fundidas com seções finas, cilindros, válvulas, cabeçotes, bloco de motores, ferramentas pneumáticas, componentes arquiteturais anodizados na cor cinza e em larga escala, na fabricação de rodas automotivas. Devido à presença de magnésio, a liga 356 é encontrada tratada termicamente através do tratamento de envelhecimento após o processamento final.

Em termos econômicos, o fato deste material se tratar de uma liga primária, o que a torna um material de custo mais elevado, e também dessa liga ser utilizada em grande escala na indústria, a sua reciclagem se tornaria um processo economicamente vantajoso reduzindo consumo de energia e emissão de poluentes. Porém como na reciclagem das ligas de alumínio ocorre incorporação de impurezas, como o ferro que forma intermetálicos que resultam em efeitos deletérios a estes materiais, outras formas de processamento, como a conformação por spray, devem ser empregadas para possibilitar a conformação mecânica e assim aumentar o campo de aplicação desta liga.

3 Conformação por Spray

3.1 Descrição do Processo

O processo de fundição convencional gera produtos acabados ou semi-acabados na sua geometria final em uma única etapa de processamento, o que é um fator bastante atrativo do ponto de vista energético e competitivo. Entretanto, há uma grande quantidade de segregação e grãos grosseiros presentes no produto, os quais reduzem suas propriedades e limitam sua aplicação direta, fazendo-se necessário um processo de refinamento e homogeneização microestrutural através de tratamentos térmicos ou termomecânicos (somente para lingotes para processamento mecânico).

Em contrapartida, o processo de solidificação rápida fornece homogeneidade e refinamento microestrutural, o que eleva significativamente as propriedades do material. Entretanto, seu produto possui uma de suas dimensões muito reduzida, o que exige um processamento para consolidação do produto final, através de metalurgia do pó. Os custos elevados desta etapa final limitam a utilização deste tipo de processo pela indústria.

A conformação por spray surge como alternativa bastante viável aos métodos citados anteriormente. Este tipo de conformação consiste na atomização por gás inerte de um fluxo de metal líquido em gotas de vários tamanhos as quais são impulsionadas para fora da região de atomização, em alta velocidade. A trajetória das gotas é interrompida por um substrato, sobre o qual as mesmas se solidificam e consolidam para formar um depósito coerente e próximo da densidade teórica.

Os produtos são caracterizados por uma distribuição uniforme de grãos equiaxiais e de segunda fase e baixo conteúdo de óxidos. A presença de poros finos inerentes ao processo pode ser facilmente eliminada por conformação mecânica. Essa microestrutura permite que materiais não conformáveis mecanicamente quando fundidos convencionalmente aceitem tal processamento com relativa facilidade.

A evolução microestrutural durante a conformação por spray depende do comportamento dinâmico e do estado térmico das gotas atomizadas no momento da deposição, os quais são governados por parâmetros de processo, tais como:

- pressão e tipo do gás de atomização;
- superaquecimento do metal líquido;
- diâmetro do bocal de vazamento do metal (vazão mássica);
- distância de vôo das gotas (distância entre o bocal e o substrato);
- material do substrato;
- desenho do atomizador.

No processo de conformação por spray, como pode ser observado na figura 3.1, uma carga metálica é fundida por indução em um cadinho localizado no topo da câmara de deposição, ao ar ou atmosfera inerte, e elevada acima de sua temperatura liquidus. Um tampão com haste, localizado na extremidade superior do tubo de vazamento, que se encontra na base do cadinho, atravessa o banho metálico. Um termopar, posicionado no centro da haste, permite a medida contínua da temperatura do metal fundido. Quando uma temperatura predeterminada é alcançada, geralmente 50-200°C acima de T_{liquidus} , é iniciado o fluxo de gás inerte a alta pressão através do atomizador e o tampão é elevado para que o metal flua através do bocal de vazamento. Alternativamente, um cadinho basculante é usado para vazar o metal dentro de um “tundish”, localizado no topo da câmara de deposição. Usualmente, o tubo de vazamento é de cerâmica (grafite, sílica, alumina, zircônia) ou de metal refratário (tungstênio). O fluxo de metal líquido entra na câmara de deposição e, ao chegar à zona de atomização, é desintegrado em um spray de gotículas pelo gás atomizador.

As gotas atomizadas são resfriadas e aceleradas pelo gás para o substrato, posicionado abaixo da zona de atomização, onde colidem e se consolidam para formar um depósito, cuja geometria depende do movimento relativo entre este e o cone de atomização, enquanto o substrato é usualmente movimentado por rotação ou por retirada lateral abrangendo toda a região do cone de atomização para evitar variação na quantidade de massa ao longo da superfície do produto. A

deposição é finalizada quando o metal do cadinho chega ao fim [MATHUR, 1989; GRANT,1995].

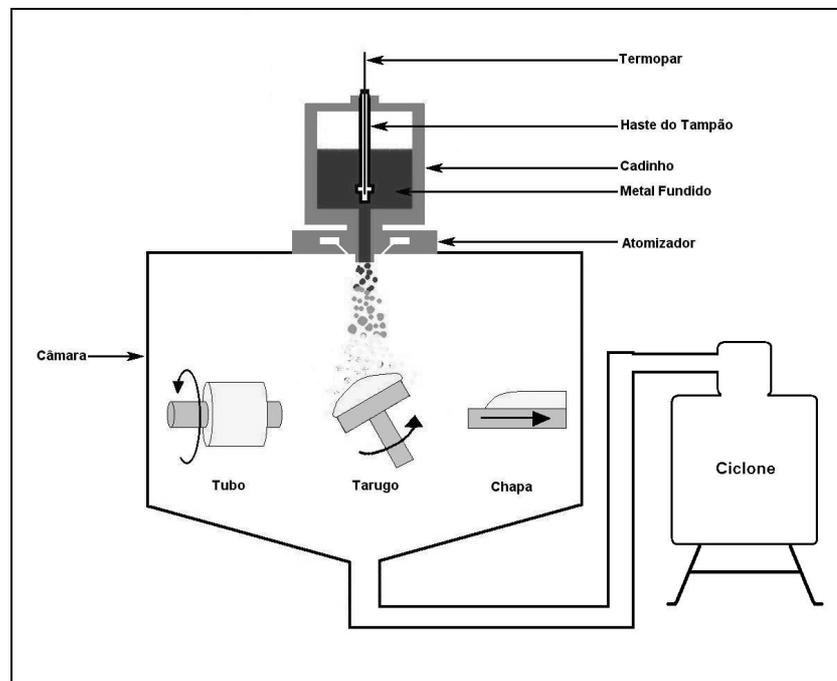


Figura 3.1 - Processo de conformação por spray e seus possíveis produtos [GRANT,1995; LEAL,1999].

O metal não depositado é chamado de “overspray”, cuja maior parte é constituída de partículas de tamanho reduzido que se afastam do centro do spray em direção à periferia, sem que atinjam o substrato; outra parte tem sua origem em partículas que atingem o substrato já solidificadas e nele não permanecem. O overspray é continuamente recolhido da câmara por um ciclone e a sua análise microestrutural é de extrema importância para o estudo da influência de taxas de resfriamento mais elevadas no material atomizado [GRANT, 1995].

Para que o depósito apresente uma estrutura homogênea, é necessário que 70-80% das gotas estejam sólidas no momento do impacto, segundo modelos para ligas de alumínio. Partículas completamente sólidas ao se chocarem com o substrato não se deformam; partículas semi-sólidas podem se refundir ou se deformar; partículas líquidas se espalham sobre o depósito. Este comportamento pode ser visualizado na figura 3.2 (a) e (b).

A superfície do depósito possui fração sólida igual ou maior que as gotas, sendo que a estrutura do depósito é determinada pelo mecanismo de

consolidação das gotas na superfície de deposição. As gotas maiores são depositadas em estado completamente líquido; as gotas mais finas são depositadas completamente solidificadas a uma temperatura próxima do gás de atomização; gotas intermediárias são depositadas num estado semi-sólido ou de super-resfriamento [LEATHAN, 1996].

Sendo a porosidade uma característica intrínseca do processo, podendo chegar a 20%, faz-se necessária a utilização de processos mecânicos que aumentem a densidade do produto. Tratamentos térmicos ou forjamentos posteriores podem provocar aumento no tamanho de grão e desenvolvimento de textura. Otimizando-se os fatores do processo, este valor pode cair abaixo de 1% [LEAL, 1999].

Foram propostos três mecanismos causadores de porosidade:

- quantidade insuficiente de líquido para preencher os poros: relacionado à solidificação de uma camada na superfície de deposição antes que a próxima chegue, gerando poros irregulares e interconectados junto ao substrato ou entre estas camadas, o que pode ser evitado pela utilização de substrato refratário ou aquecido;
- aprisionamento de gás: inerente à utilização de gases insolúveis na liga, fato este controlado pela substituição por um gás atomizador que se dissolva na liga e reaja com os elementos desta;
- contração de solidificação: característico nos processo de solidificação lenta ou quando há uma fração elevada de líquido na superfície de deposição, sendo este último responsável pela diminuição da viscosidade e flutuações locais de pressão, o que facilita a penetração de gases.

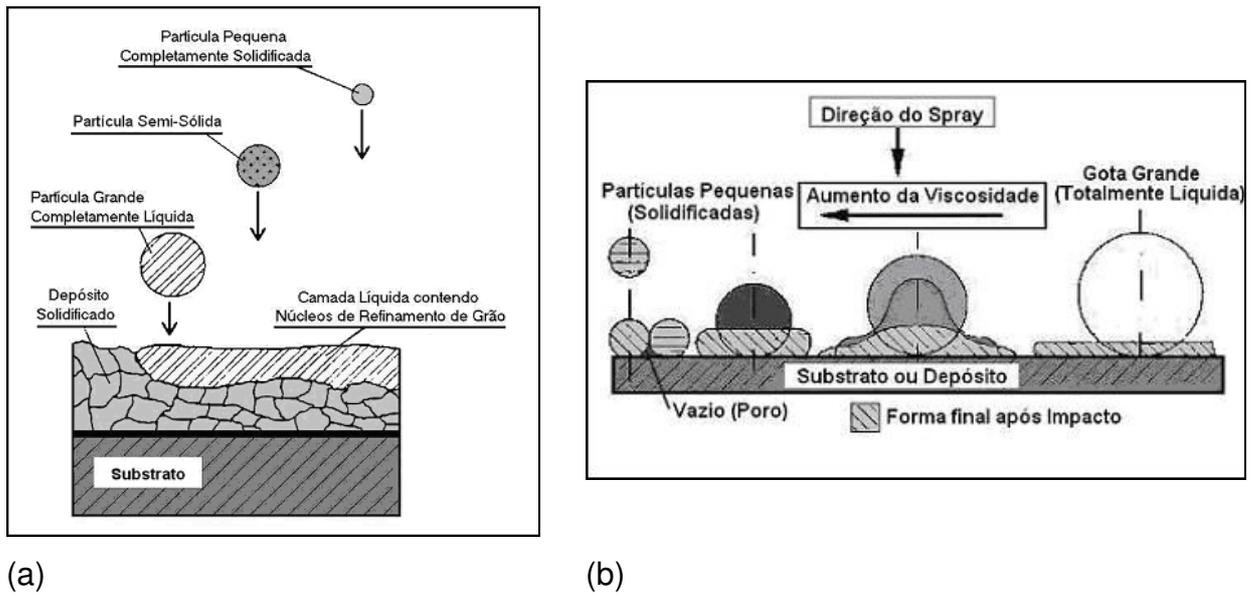


Figura 3.2 - (a) Deposição de partículas durante a conformação por spray; (b) Esquema do formato das partículas após o impacto (MATHUR et al, 1989).

O baixo rendimento do processo pode ser atribuído a presença de overspray, ricocheteamento de partículas na superfície de deposição, esfoliamento do depósito e rejeição da pré-forma, devida à qualidade metalúrgica insuficiente [BERETA, 2003].

3.2 Ligas de Alumínio Conformadas por Spray

Estudos anteriores caracterizaram a microestrutura de suas ligas binárias, Al-6,5Si e Al-18Si conformadas por spray. A microestrutura da liga hipoeutética é descrita como sendo formada por grãos equiaxiais de Al- α circundados pelo silício eutético na forma globular. Já para a liga hipererutética, é destacado o tamanho reduzido das partículas de Si primário dispersas na matriz de Al- α [SRIVASTAVA, 2001].

BAIQING realizou estudos sobre a formação do Si primário na liga Al-20Si-5Fe conformada por spray e observou que a redução do tamanho das partículas de Si pode ocorrer através do aumento da razão gás/metálico (RGM) durante o processamento e também após, através do processo secundário de extrusão [BAIQING, 2003].

O refinamento das partículas de Si obtidos com a conformação por spray das ligas de Al-Si hipereutéticas proporciona uma maior usinabilidade e um aumento da resistência ao desgaste destas ligas quando comparadas às mesmas fundidas de forma convencional [LEATHAN, 1999].

Em um estudo sobre a conformação por spray da liga Al-20Si-5Fe relata-se que a solidificação tem início com a formação de intermetálicos de Al(Si,Fe) durante o vôo das gotas atomizadas e estes, ao se chocarem com a superfície do depósito, se espalham criando um grande número de núcleos para o crescimento de fases intermetálicas. A microestrutura final do depósito é descrita como uma matriz de alumínio contendo uma dispersão homogênea de Si particulado e de intermetálicos Al(Si,Fe) em forma de agulhas. A homogeneidade dessa microestrutura apresentada foi relacionada à alta taxa de crescimento das fases intermetálicas e das partículas de Si durante a deposição [OGILVY, 1992].

Os problemas de macrossegregação provenientes da solidificação de ligas de alumínio de alta resistência (Al-Zn-Mg-Cu) são eliminados com o processamento por conformação por spray ampliando o campo de aplicações das mesmas na indústria automobilística e aeroespacial [LEATHAN, 1999].

Estudos vão além da caracterização microestrutural, sendo realizados ensaios de tração nas ligas conformadas por spray e esses dados demonstram um aumento de 15% e 23% do limite de resistência quando comparado as mesmas fundidas de forma convencional.

BERETA (2003) et al estudaram a influência da conformação por spray, com e sem co-injeção de partículas (β -AlFeSi e α -AlFeSi), no tamanho e na morfologia das fases presentes na liga 380. Os resultados mostraram que a conformação por spray diminuiu o tamanho dos intermetálicos da fase β -AlFeSi. A co-injeção de partículas contendo a fase β -AlFeSi de diâmetro inferior a 75 μ m acarretou à formação de agulhas de menor razão de aspecto (maior largura) quando comparadas as obtidas com a co-injeção de partículas maiores (entre 75-106 μ m). Por outro lado, a co-injeção de partículas contendo a fase α -AlFeSi não influenciou na morfologia final das agulhas no depósito da liga.

WANG (2003), relata que a liga Al-20Si-5Fe-3Cu-1Mg conformada por spray apresenta maior resistência mecânica a alta temperatura que a mesma obtida por metalurgia do pó.

FERRARINI et al (2005) e BERETA et al (2006) estudaram a microestrutura e as propriedades mecânicas das ligas 319 e 380 processadas por conformação por spray e por extrusão. Verificou-se que as ligas conformadas por spray apresentaram matriz de alumínio composta por grãos equiaxiais, silício particulado e fases intermetálicas, Al_2Cu e $AlFeSi$. A conformação por spray proporcionou um refinamento microestrutural da liga 380 resultando em valores maiores de limite de resistência e de alongamento. Por outro lado a liga 319, que possui menores porcentagens de silício e de porosidade, apresentou valores de limite de resistência e alongamento superiores aos apresentados pela liga 380 depositada sob as mesmas condições de processamento. O processo de extrusão reduziu o tamanho de grão e minimizou a porosidade dos depósitos aumentando a resistência e a ductilidade das ligas, como pode ser observado na figura 3.3 e na tabela 3.1, que apresenta o comportamento da liga 380 sob esforços de tração.

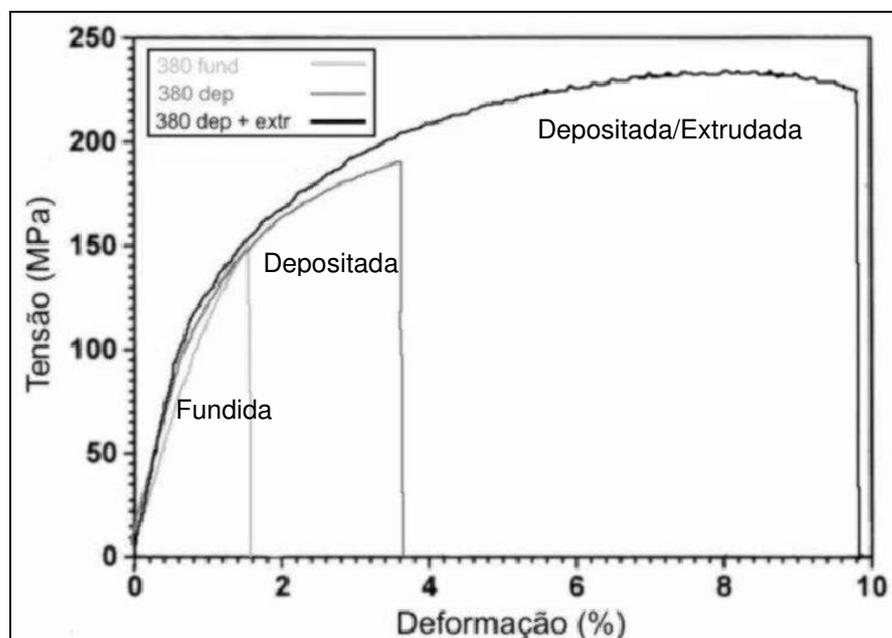


Figura 3.3 - Gráfico tensão versus deformação de três amostras da liga 380: fundida; depositada por spray e depositada por spray / extrudada [FERRARINI, 2005].

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas da liga 380 [Ferrarini, 2005].

Processamento	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
380 fundida	114,23	134,93	1,52
380 depositada	121,19	178,64	3,74
380 dep + ext	136,12	226,52	9,81

Segundo LEATHAN (1999), as ligas de alumínio conformadas por spray são produzidas a um custo inferior ao das mesmas ligas obtidas por metalurgia do pó, e podem alcançar o custo das ligas fundidas em processos semicontínuos se o processamento por spray ocorrer em grande escala. Além disso, propriedades críticas como a vida em fadiga e a tenacidade à fratura são sempre superiores quando comparadas à metalurgia do pó, principalmente devido à ausência de contaminação por óxidos. Quando comparados à fundição convencional, as ligas conformadas por spray apresentam maiores valores de limites de resistência e de ductilidade, devido ao refinamento microestrutural resultante da conformação por spray.

4 Extrusão

Extrusão é um processo de conformação plástica no qual um tarugo de metal é reduzido em sua seção transversal quando forçado a fluir através de um orifício de uma matriz (ferramenta), sob efeito de altas pressões, como pode ser exemplificado na figura 4.1. Em vista das grandes forças envolvidas, a maior parte dos metais são extrudados a quente, isto é, quando a resistência à deformação é baixa e a temperatura é superior à de recristalização do metal/liga. A extrusão possui dois processos que são os mais usuais: extrusão indireta ou inversa e extrusão direta.

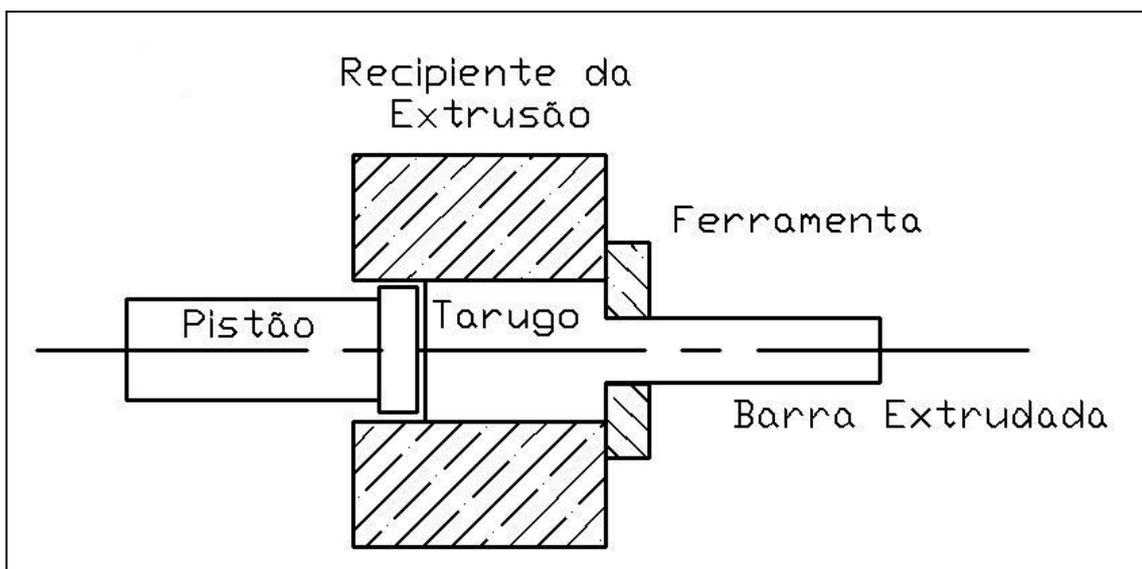


Figura 4.1 - Ilustração do processo de extrusão direta.

A introdução de ligas de alumínio primárias, tratáveis termicamente e de extrudabilidade muito boa, como as da série 6000, permitiu uma rápida expansão dessa indústria. Atualmente, suportes de cortinas, componentes de carroceria de ônibus e caminhões, portas e janelas, estruturas aeroespaciais e centenas de outros itens são fabricados a partir de perfis de alumínio extrudado.

A variedade de perfis que podem ser extrudados em alumínio é praticamente ilimitada. As vantagens dessa característica incluem a redução de custos, através da eliminação de operações posteriores de usinagem ou junção,

com a possibilidade de obtenção de seções mais resistentes através da eliminação adequada de juntas frágeis e de uma melhor distribuição do metal.

No setor de transportes, os perfis de alumínio são utilizados para estruturas laterais e coberturas de ônibus e caminhões, substituindo com vantagem as antigas carrocerias de madeira e chaparias de aço, com peso muito menor e propiciando economia de combustível e maior capacidade de carga. Tubos de alumínio são utilizados em estruturas espaciais permitindo a cobertura de grandes vãos com o mínimo de apoios. O maior mercado dos produtos extrudados em todo o mundo é o de fabricação de esquadrias para a construção civil. Enquanto no Brasil, o alumínio participe apenas com 12% ao lado da madeira, contra 75% do ferro, no continente europeu, o mercado de esquadrias está dividido em três partes iguais entre alumínio, madeira e plástico, praticamente sem nenhuma participação do ferro [BRESCIANI F., 1991; ABAL, 2004].

Estudos realizados demonstraram que o processamento por extrusão de depósitos conformados por spray diminui significativamente a porosidade do material. Além de ter proporcionado a redução da porosidade dos depósitos, a extrusão resultou em modificações microestruturais muito significativas, como pode ser observado nas figuras 4.2 a) e b) [FERRARINI, 2005].

Como pode-se observar a extrusão proporcionou uma redução grande no tamanho de grão, ocorrendo o processo de recristalização parcial da matriz de alumínio- α . Embora o alumínio possua alta energia de falha de empilhamento e por isso ser esperado uma recuperação dinâmica durante o processo de extrusão, acredita-se que a recristalização ocorrida esteja relacionada à influência dos elementos de liga e das partículas presentes na matriz de alumínio- α .

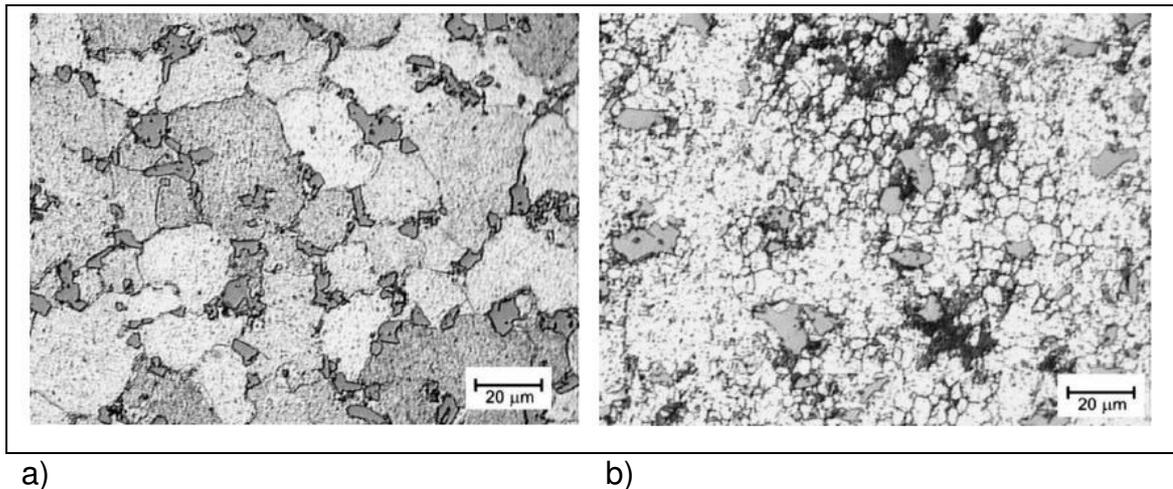


Figura 4.2 - Micrografias da liga 380: a) Sem extrusão, conformada por spray e b) Após a extrusão.

Trabalhos sobre os efeitos de partículas micrométricas e submicrométricas na recristalização são comumente realizados visando o entendimento do controle de tamanho de grão de ligas de alumínio para trabalho mecânico.

Sendo assim, alguns estudos sobre recristalização de ligas de alumínio resultaram em modelos que buscam explicar qualitativamente este fenômeno.

Os Modelos de NES & WERT se baseiam na influencia de partículas, que de acordo com seus tamanhos podem ser divididas em duas categorias. Partículas micrométricas seriam necessárias à nucleação da recristalização enquanto que partículas submicrométricas serviriam para inibir e controlar o crescimento dos novos grãos. Este tipo de combinação de partículas, conhecido como distribuição bimodal de tamanho de partícula, é empregado em ligas de alumínio para controle de tamanho de grão através do processamento termomecânico [NES, 1984; ESCHBACH, 1998].

A nucleação da recristalização é associada a heterogeneidades da estrutura do material causadas por deformação, como bandas de cisalhamento e zonas de deformação ao redor de partículas. Quando ligas de alumínio que apresentam grandes partículas de segunda fase são altamente deformadas, o principal mecanismo de nucleação da recristalização é conhecido como nucleação estimulada por partícula (PSN, "particle-stimulated nucleation). Neste mecanismo são criadas regiões com alta densidade de discordâncias, chamadas de zonas de deformação, ao redor das partículas devido às partículas não apresentarem

sistemas de planos de escorregamento ativos como a matriz de alumínio [MARTHINSEN, 2003].

Entretanto, para se criar ao redor de uma partícula uma zona de deformação capaz de se tornar um núcleo de recristalização efetivo, o tamanho desta partícula deve exceder um diâmetro crítico que é função da energia de contorno de grão, módulo de cisalhamento, densidade de discordância, pressão de ancoramento de Zener e do vetor de Burger [ESCHBACH, 1998]

Chan & Humphreys estudaram o mecanismo de recristalização oriundo da laminação e tratamento térmico de ligas Al-Si com distribuição bimodal de partícula. Para tanto elaboraram ligas contendo uma matriz de alumínio com uma dispersão de partículas com aproximadamente 6 μ m e dispersóides de silício com tamanhos inferiores a 0,3 μ m. Os resultados deste estudo permitiram aos autores concluir que as maiores partículas foram responsáveis pela nucleação enquanto que a cinética da recristalização foi retardada pelos dispersóides [CHAN, 1984].

A liga 356, que é destinada à fundição, apresenta porcentagens de elementos de liga muito superiores às ligas para trabalho mecânico e, conseqüentemente, uma quantidade e diversidade muito maior de partículas de fases secundárias que as impossibilitam de serem conformadas [FERRARINI, 2005].

A liga 356 é uma liga convencional, primária e, portanto, possui um custo de produção mais elevado do que as ligas secundárias que foram estudadas no DEMa/UFSCar: 319 e 380. O presente trabalho tem como objetivo estudar a conformação por spray dessa liga, que tem um baixo teor de cobre e, portanto, maior resistência à corrosão que as ligas secundárias. Através da adição de ferro (em torno de 1%), que é o principal elemento contaminante no processo de reciclagem, pretende-se simular o comportamento desta liga se a mesma fosse reciclada. O processamento por extrusão será empregado verificar se a mesma permite este processamento e para minimizar a porosidade, que é proveniente da conformação por spray, e assim melhorar suas propriedades mecânicas. Em adição, as propriedades mecânicas em tração serão determinadas e comparadas ao material fundido convencionalmente.

5 Materiais e Métodos

5.1 Materiais

No presente trabalho foi utilizado a liga do sistema Al-Si cuja composição química se enquadra na determinação dada pela “Aluminium Association-AA” para a série da liga comercial de fundição denominada 356. Devido à questão da reciclagem, amostras diferentes foram analisadas, uma como recebida e outras com adição de ferro (denominada 356*), simulando assim a contaminação mais usual que as ligas de alumínio sofrem em um processo de reciclagem.

As composições das ligas 356 e 356*, com adição de ferro podem ser observadas na tabela 5.1

A liga 356, na forma de lingotes de 5 kg, fornecida pelas empresas Metallur(0,5%Fe) e Alcoa(0,1%Fe), foi utilizada para o estudo do processamento de conformação por spray, para comparação microestrutural, posterior conformação por extrusão e avaliação das propriedades mecânicas.

Tabela 5.1 Composição química das ligas utilizadas.

Liga	Porcentagem em massa								
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Ti	Outros
356	Bal.	7	0,1	0,25	0,35	0,30	0,25	0,35
356	Bal	7	0,5	0,25	0,35	0,30	0,25	0,35
356*	Bal.	7	1,0	0,25	0,35	0,30	0,25	0,35
356*	Bal.	7	1,5	0,25	0,35	0,30	0,25	0,35

Dentre os motivos que levaram a utilização da liga 356, pode-se destacar:

- a grande aplicação da liga na fabricação de componentes automotivos como rodas; e

- trata-se de uma liga primária, de alto custo. Na reciclagem, devido à incorporação de ferro que quase sempre ocorre, a mesma passa a ter uma utilização menos nobre e menos compatível com seu potencial de aplicação estrutural.

5.2 Metodologia

A etapa experimental deste trabalho foi realizada segundo o fluxograma de atividades que pode ser observado na figura 5.1

Antes da determinação dos parâmetros, a liga “como recebida” foi caracterizada microestruturalmente.

Na etapa da determinação dos parâmetros buscam-se as melhores condições e parâmetros de processo que viabilizem a conformação por spray da liga 356 e 356* uma vez que, além dessa conformação esses materiais foram submetidos a um processamento posterior por extrusão no qual deve se obedecer outros parâmetros. Quanto aos procedimentos pode-se citar a montagem do tubo de vazamento no “tundish” e acompanhamento da temperatura de vazamento; já quanto aos parâmetros, foram testadas combinações entre a temperatura de superaquecimento, a pressão de atomização e a distância entre o bocal atomizador e o substrato. Para a definição de uma combinação satisfatória destes parâmetros, foram realizadas comparações entre as características geométricas e porosidade dos depósitos.

Após a etapa de processamento, segue-se a fase de caracterização metalográfica dos depósitos e ensaios.

Posteriormente, foram realizados processamentos de extrusão a quente das amostras 356 e 356* buscando a minimização da porosidade sendo que esse material extrudado será caracterizado microestruturalmente e avaliada as suas propriedades mecânicas, após tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, através do ensaio de tração.

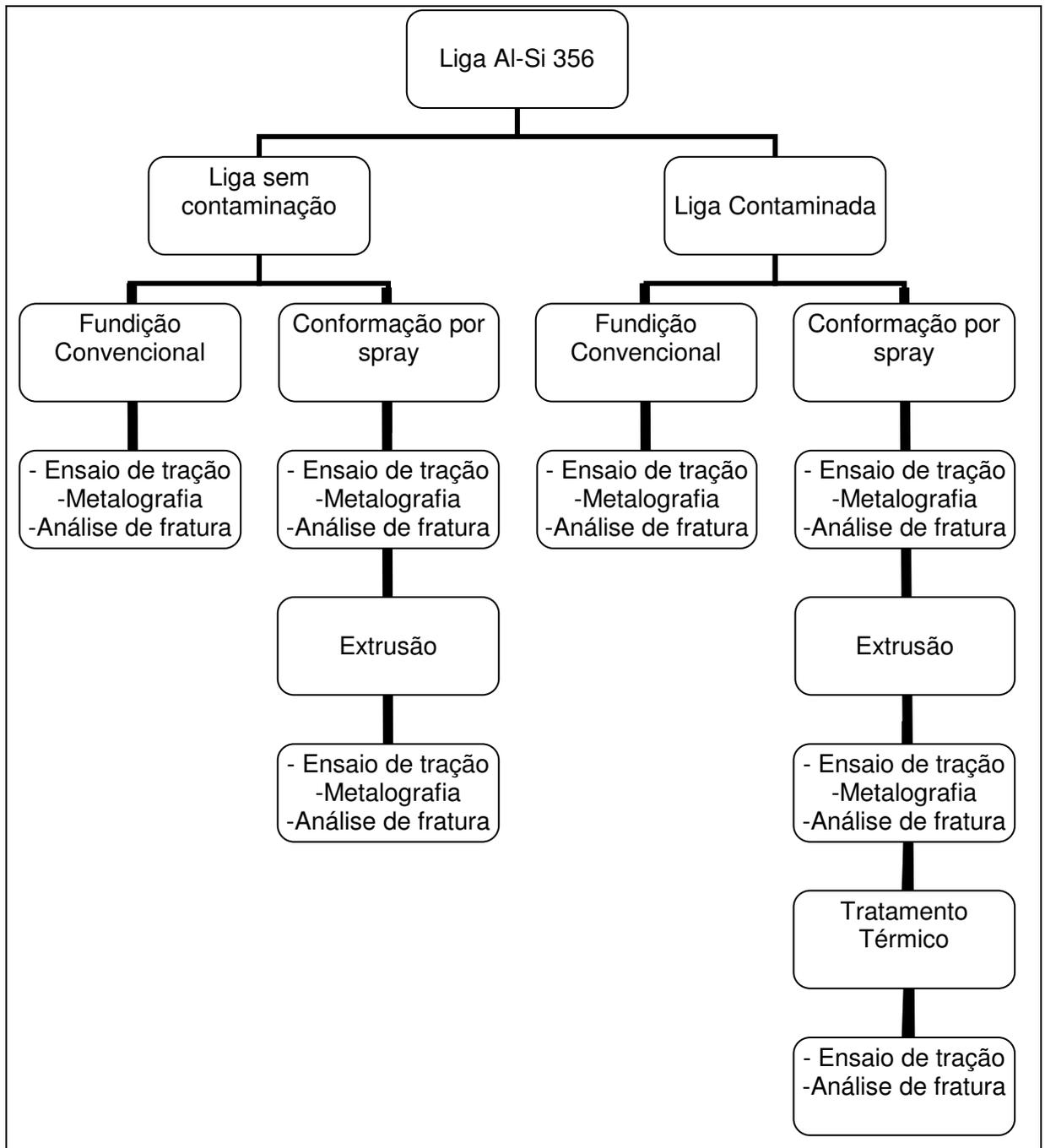


Figura 5.1 -Fluxograma do procedimento experimental

5.3 Processamento

A fusão das ligas foi realizada por aquecimento indutivo em um cadinho com capacidade de 3,5 kg, disposto em um forno Inductotherm, modelo VIP

Power-Trach com fonte de potência de 50 kVA e de frequência de 3,2 kHz. Para todas as atomizações procurou-se utilizar cargas de aproximadamente 2,5 kg e desgaseificando os banhos metálicos através da adição de pastilhas de hexafluoreto.

O equipamento de conformação por spray utilizado neste trabalho pertence ao Laboratório de Fundição do Departamento de Engenharia de Materiais. É constituído por uma câmara de atomização, bocal atomizador, dispositivo de fixação e movimentação do substrato, ciclone coletor de pós e equipamento pneumático para suprimento e controle de gás, conforme pode ser observado na figura 5.2.

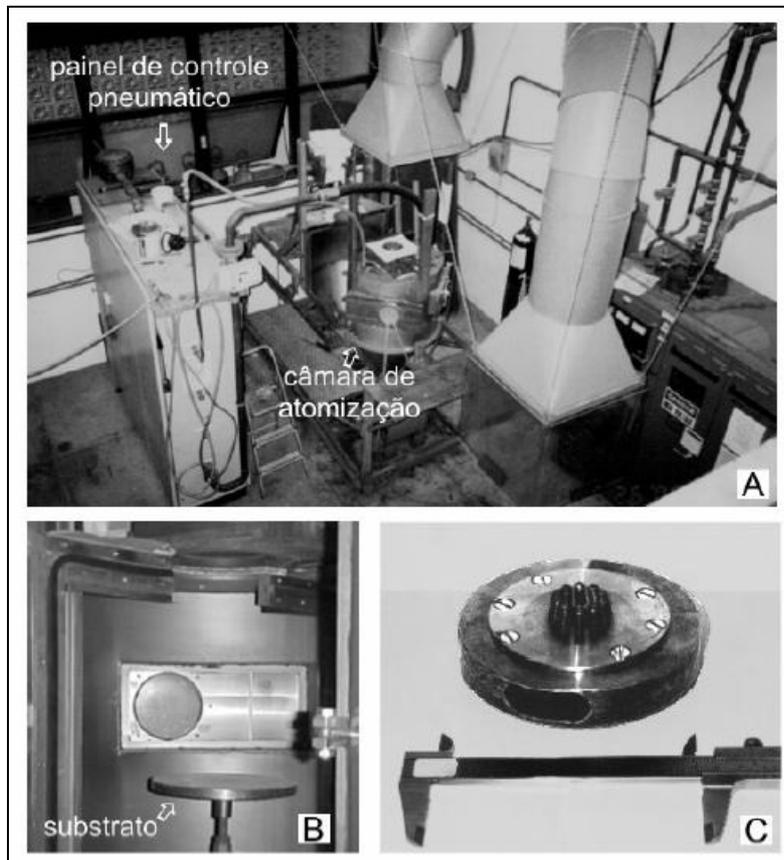


Figura 5.2 - Equipamento de Conformação por spray: A) Vista Geral, B) Interior da câmara, C) Bocal atomizador.

Após a fusão, a liga foi superaquecida até a temperatura desejada e em seguida vertida no “tundish” pré-aquecido. A temperatura foi monitorada através da utilização de um pirômetro de imersão, sendo que o início da atomização

ocorria com o acionamento da válvula pneumática para a liberação do gás de atomização. O bocal do atomizador utilizado, figura 5.2 c, possui duas entradas para o gás de atomização e 10 tubos de 2mm de diâmetro interno para a saída do mesmo. Estes tubos possuem direções que convergem para o eixo longitudinal do bocal, o que possibilita a incidência do gás no filete de metal líquido formando um spray em forma de cone.

O gás utilizado para a atomização foi o nitrogênio, cuja pressão de entrada no bocal foi controlada por uma válvula redutora pertencente a um painel de controle pneumático, abastecido por quatro cilindros de alta pressão.

A passagem de metal líquido contido no tundish para o bocal de atomização foi realizada através de um tubo cilíndrico confeccionado em quartzo com diâmetro interno de 6mm. Já a vazão mássica de metal foi calculada através da razão entre a massa atomizada, massa do depósito somada a massa do overspray.

O substrato era composto por um cilindro de cobre com 15mm de altura e 250mm de diâmetro e as distâncias entre o bocal e o substrato foram ajustadas entre 270 a 310mm.

Para a determinação dos melhores parâmetros para a atomização, foram realizados experimentos com uma liga 356 fornecida pela Metallur e pela Alcoa variando-se temperatura de vazamento, distancia de vôo, pressão de gás de atomização, conforme pode ser observados na tabela 5.1.

As amostras foram denominadas de maneira a facilitar a divisão e interpretação dos resultados.

Tabela 5.2 – Parâmetros do processo de conformação por spray

Descrição	Temperatura	Distância	Deslocamento (mm)	Pressão (MPa)
	Vazamento (°C)	de Vôo (mm)		
D270	720	270	20	0,5
D290	720	290	20	0,5
D310	720	310	20	0,5
P0,5	720	280	20	0,5
P0,6	720	280	20	0,6
P0,7	720	280	20	0,7
T700	700	290	20	0,5
T720	720	290	20	0,5
T750	750	290	20	0,5

Os depósitos foram seccionados utilizando-se equipamento do tipo serra de fita com sistema de refrigeração. Os primeiros cortes tiveram como objetivo definir um volume útil com homogeneidade microestrutural e que pode ser observado na figura 5.3. Sendo assim o depósito foi reduzido a um paralelepípedo que, então, foi seccionado em mais partes destinadas à caracterização metalográfica, ensaio de tração e para preparação de um lingote para extrusão.

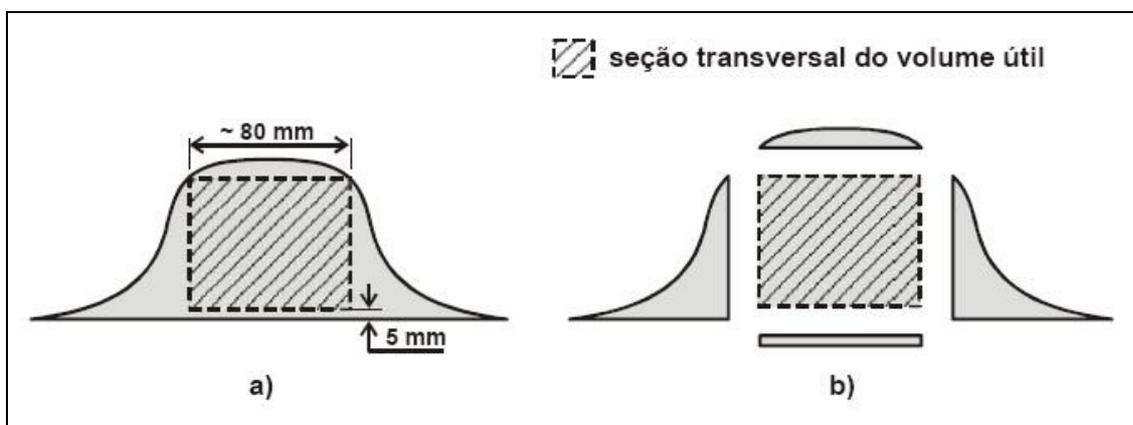


Figura 5.3 - Esquema da seção do depósito e de volume útil.

5.4 Extrusão

As amostras do material submetidas à extrusão foram torneadas nas dimensões limitadas pela matriz de extrusão, ou seja, em cilindros de 25mm de diâmetro e 45mm de altura. O equipamento empregado para o processamento foi uma prensa EMIC com interface para aquisição de dados, controlador de forno Fly-Ever FE-50RP e limite de carga de 60tf, figura 5.4. Para a extrusão, foi utilizada uma temperatura de 350°C e velocidade de travessão de 14mm/min e uma redução de 5:1 em área.



Figura 5.4 - Equipamento de Conformação por Extrusão a quente.

5.5 Caracterização Microestrutural

A preparação metalográfica das amostras ocorreu segundo o procedimento tradicional, ou seja, as amostras foram embutidas em resina poliéster, preparação com uma seqüência de lixas de SiC (180#, 241#, 320#, 400#, 600#, 1200# e 2000#), polimento com pasta de diamante de 1, 0,5, 0,25 μ m e finalmente, atacadas quimicamente com HF e/ou reagente de Keller.

As amostras metalográficas foram observadas e documentadas em um microscópio ótico Olympus modelo BX60M, associado a uma câmera de vídeo Sony modelo Hyper Had, acoplada a um microcomputador dotado de um sistema de aquisição de imagens Image-Pro Plus, com o objetivo de se analisar qualitativamente a microestrutura das amostras.

Foram realizadas análises por microscopia eletrônica de varredura em equipamento TMP Philips, para um exame e documentação das fases da microestrutura com maior amplificação, enquanto que suas características químicas foram realizadas por microanálise qualitativa através de espectrometria de dispersão de energia de raios-X-EDS.

O método utilizado para a determinação da porcentagem de porosidade nos depósitos foi o de Arquimedes, que se baseia no princípio de empuxo para o cálculo da densidade real da amostra. No método de Arquimedes, as amostras são pesadas a seco e depois submersas em água destilada. Para a pesagem, utilizou-se uma balança analítica Mettler Toledo AB 204, classe I com precisão de 0,0001g. A densidade real de cada amostra foi determinada pela relação abaixo:

$$\rho_s = \left(\frac{m_a * \rho_L}{m_a - m_L} \right)$$

Onde ρ_s e ρ_L são as densidades reais do sólido e do líquido e m_a e m_L são as massas do sólido no ar e no líquido, respectivamente.

Para calcular-se a porosidade, considerou a densidade nominal da liga Al-Si 356, 2,685g/cm³ [ASM, 1990], como a densidade teórica, ρ_t , e o valor da densidade do gás de atomização, ρ_g , foi desconsiderado, por ser desprezível em

relação a densidade da liga [ZHANG, 1993]. A porosidade foi calculada através da seguinte equação [LEATHAM, 1997]:

$$P = \left(\frac{\rho_t - \rho_s}{\rho_t - \rho_g} \right)$$

5.6 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados em corpos-de-prova torneados a partir das amostras fundidas, conformadas por spray e extrudadas, sendo que os ensaios foram realizados a temperatura ambiente segundo a norma ASTM E8M-91 em um equipamento da marca INSTRON, modelo 5500 R utilizando-se a velocidade do travessão de 2mm/min.

5.7 Tratamento Térmico.

Os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento foram realizados em fornos pertencentes ao departamento. O tratamento de solubilização foi realizado em temperatura de 500°C pelo intervalo de 5 horas e em seguida foram resfriadas rapidamente em água. O tratamento de envelhecimento foi realizado em temperatura de 180°C pelo intervalo de 4, 7 e 10h, conforme pode ser observado na figura 5.5.

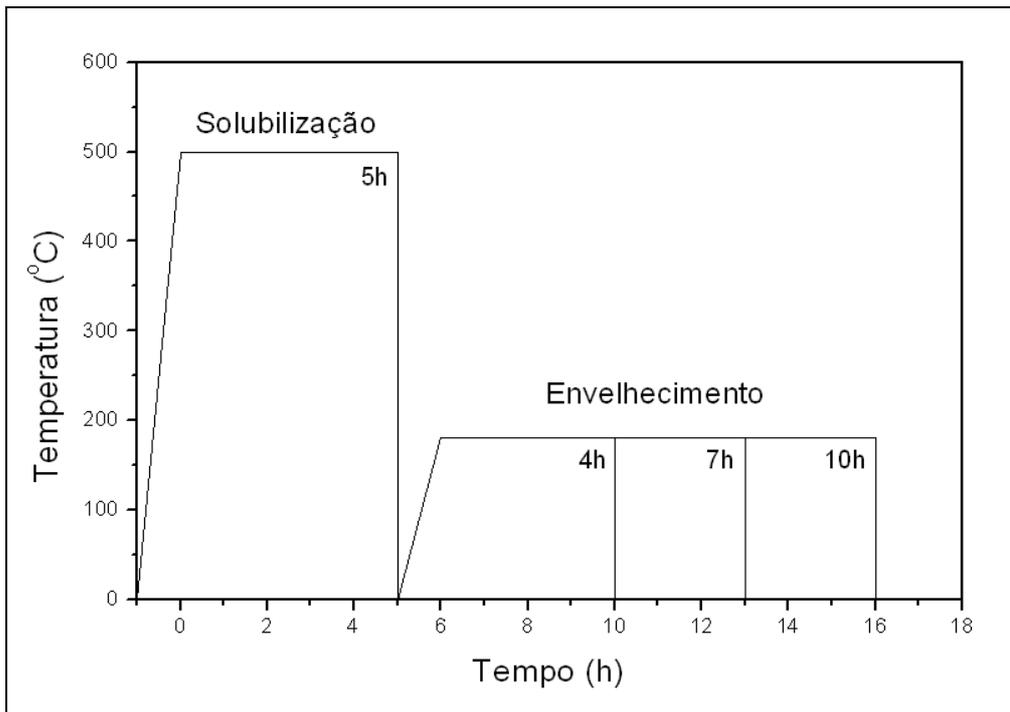


Figura 5.5 – Gráfico temperatura versus tempo para o tratamento térmico.

6 Resultados.

6.1 Influência dos parâmetros de Processo da Liga 356 Conformada por Spray.

Os resultados de rendimento e porosidade para valores diferentes de pressão de atomização são apresentados na tabela 6.1. As deposições foram realizadas a temperatura de superaquecimento de 720°C, distância de vôo de 280mm, deslocamento de 20mm e de diferentes valores de pressão de atomização.

Tabela 6.1 – Resultados de rendimento de deposição e de porosidade média obtidos com as conformações P0,5, P0,6 e P0,7.

Descrição	Pressão (MPa)	Rendimento (%)	Porosidade (%)
P0,5	0,5	83,86	4,04
P0,6	0,6	77,45	5,48
P0,7	0,7	73,58	6,75

De acordo com os resultados apresentados, o aumento de pressão de atomização de 0,5 para 0,7MPa ocasionou uma redução significativa no rendimento das deposições realizadas. Este resultado está associado à mudança ocorrida nas dimensões geométricas do spray com a alteração de pressão; quanto maior for a pressão de atomização maior será a velocidade imposta às gotas do spray e maior será o ângulo formado entre a trajetória de cada gota e o eixo longitudinal do cone de spray. Assim, as maiores pressões do gás atomizador foram capazes de aumentar o diâmetro do cone gerando uma quantidade maior de overspray, reduzindo o rendimento da deposição.

Segundo LEAL, o aumento da pressão de atomização ocasiona um aumento da fração sólida na superfície do depósito durante a deposição devido à maior quantidade de material sólido que incide sobre o mesmo. Isso porque as gotas do spray são submetidas a maiores velocidades e, conseqüentemente, são resfriadas mais rapidamente durante o vôo em direção ao depósito.

Os resultados de diminuição do rendimento e aumento da porosidade indicaram que a configuração do bocal atomizador utilizado é mais adequado para conformação por spray de ligas de alumínio sob baixas pressões. Por este motivo, a influência de outros parâmetros de processo foi investigada com a utilização de 0,5MPa como pressão de atomização.

A tabela 6.2 apresenta os valores de rendimento e de porosidade resultantes de três deposições nas quais foi utilizado tubo de quartzo para vazamento de metal, com 6mm de diâmetro, temperatura de superaquecimento de 720°C, pressão de atomização de 0,5 MPa, deslocamento de 20mm e de diferentes distâncias entre o bocal atomizador e o substrato (distância de vô).

Tabela 6.2 – Resultados de rendimento de deposição e de porosidade média obtidos com as conformações D270, D290 e D310

Descrição	Distância de Vô (mm)	Rendimento (%)	Porosidade (%)
D270	270	84,44	4,86
D290	290	79,08	5,75
D310	310	74,47	8,77

Pode-se observar que houve uma redução considerável do rendimento da deposição com o aumento da “distância do vô”. Para compreensão deste resultado deve-se lembrar a “distância de vô” não interfere na formação do spray, ou seja, nas três deposições realizadas não houve alteração na forma cônica do spray e na distribuição de tamanho das gotas que o constituem. Assim, a diminuição da distância entre o bocal e o substrato ocasionou uma menor quantidade de “overspray”, pois possibilitou que o substrato interceptasse uma maior quantidade de gotas do spray.

Embora a distância de vô não interfere na formação do spray, ela o faz nas características microestruturais do depósito, pois altera a fração líquida na superfície durante a deposição.

Quanto à porosidade, pode-se verificar na tabela 6.2, que o aumento na distância de vô resultou em um aumento na porosidade média. Resultados

semelhantes quanto à variação da porosidade com a diminuição da distância de vôo foram obtidos por outros pesquisadores [THAM, 1999; ANNAVARAPU, 1993]

Os resultados sobre a influência da temperatura de superaquecimento do metal líquido no rendimento e na porosidade podem ser visualizados na tabela 6.3. As atomizações foram realizadas com pressão de atomização de 0,5MPa, distancia de vôo de 280mm e variando-se a temperatura de vazamento do metal líquido.

Tabela 6.3 – Resultados de rendimento do deposição e de porosidade média obtidos com as conformações T700, T720 e T750.

Descrição	Temperatura Vazamento (°C)	Rendimento (%)	Porosidade (%)
T700	700	75,05	5,41
T720	720	74,80	4,75
T750	750	80,49	7,48

A temperatura de superaquecimento influencia diretamente na formação do spray, quanto maior for a temperatura de superaquecimento, maior será a fração líquida em relação à fração sólida e semi-sólida a atingir a superfície do depósito e conseqüentemente maior será a porosidade formada pela contração do metal no processo de solidificação. Por outro lado, quanto menor for a temperatura de superaquecimento, menor será a fração líquida em relação a fração sólida e semi-sólida a atingir a superfície do depósito e conseqüentemente maior será a porosidade formada por vazios que não foram preenchidos pela fração líquida. Estes dois fatores caminham em direções contrárias, de maneira que se atinge um ponto ótimo no meio termo. De acordo com os resultados obtidos, temos que a temperatura que apresentou melhores resultados foi a de 720°C, ou seja, a porosidade dos depósitos aumentou quando a temperatura se afastou, tanto para baixo quanto para cima, deste valor.

6.2 Caracterização Microestrutural da Liga Al-Si 356 sem contaminação

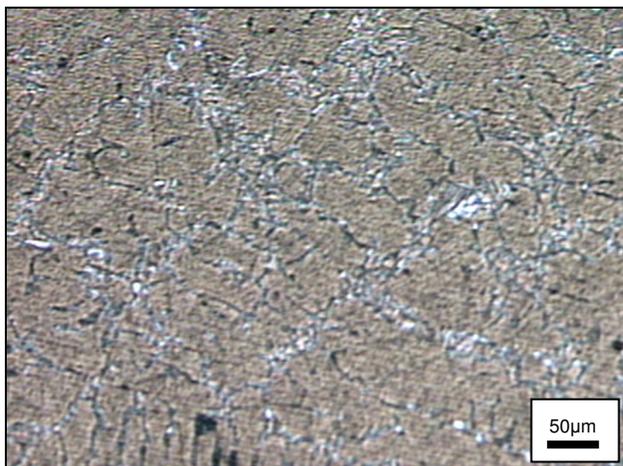
6.2.1 Microestrutura da Liga 356 Fundida

A tabela 6.4 apresenta a análise química da liga 356 como recebida. Como pode ser observado a liga apresenta baixo teor de ferro devido à sua produção ser através do alumínio primário, diferentemente das ligas secundárias que possuem elevados teores de ferro.

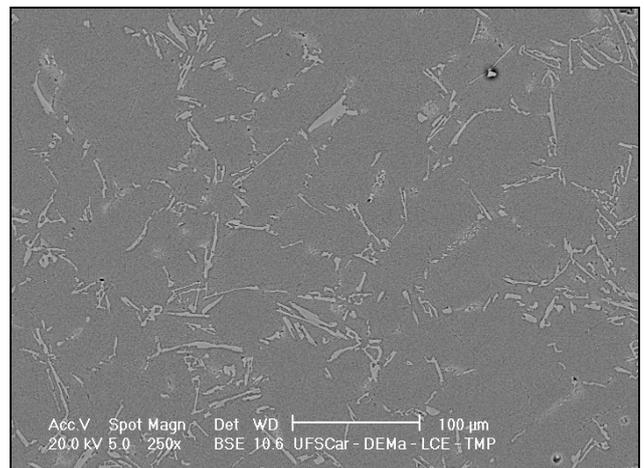
Tabela 6.4 – Análise química da Liga 356

Descrição	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Ni	Zn	Ti	Na	Outros
Liga Al-Si 356	91,2	7,1	0,1	0,02	0,4	0,3	0,08	0,1	0,02	0,07	0,003	0,34

Como pode ser observado na figura 6.1a e 6.1b, a baixa taxa de resfriamento associada ao processo de fundição em areia proporcionou uma estrutura dendrítica de Al- α e eutético Al- α + Si na forma de plaquetas.



a)



b)

Figura 6.1 - Micrografia da liga 356 fundida em areia: a) Microscopia Ótica; b) Microscopia eletrônica de varredura.

Na figura 6.2 pode-se verificar a microestrutura da liga 356 fundida, apresentando as características típicas de ligas Al-Si fundidas: as regiões da

matriz formada da fase Al- α e o silício oriundo da reação eutética, em forma de plaquetas, identificadas pelas setas brancas.

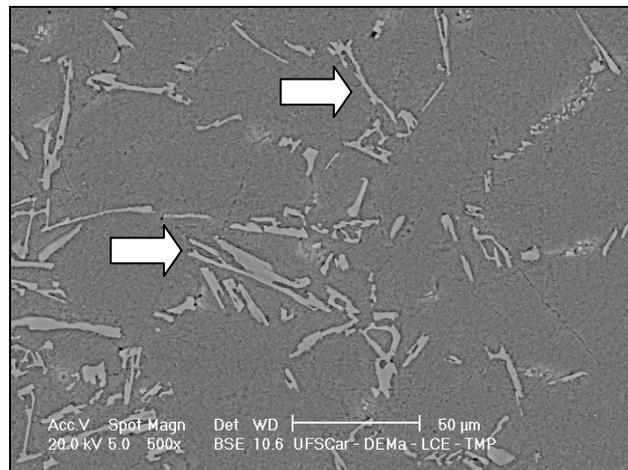


Figura 6.2 – Micrografia da Liga 356 fundida destacando o silício eutético.

A liga 356 possui baixo teor de ferro, cobre e outros elementos em sua composição e por isso não foram observados intermetálicos compostos por ferro e/ou cobre, sempre presentes nas ligas secundárias. O cálculo de porosidade média das amostras da liga Al-Si 356 processadas por fundição, através das medidas de densidade pelo princípio de Arquimedes, resultou em um valor de 1,08%.

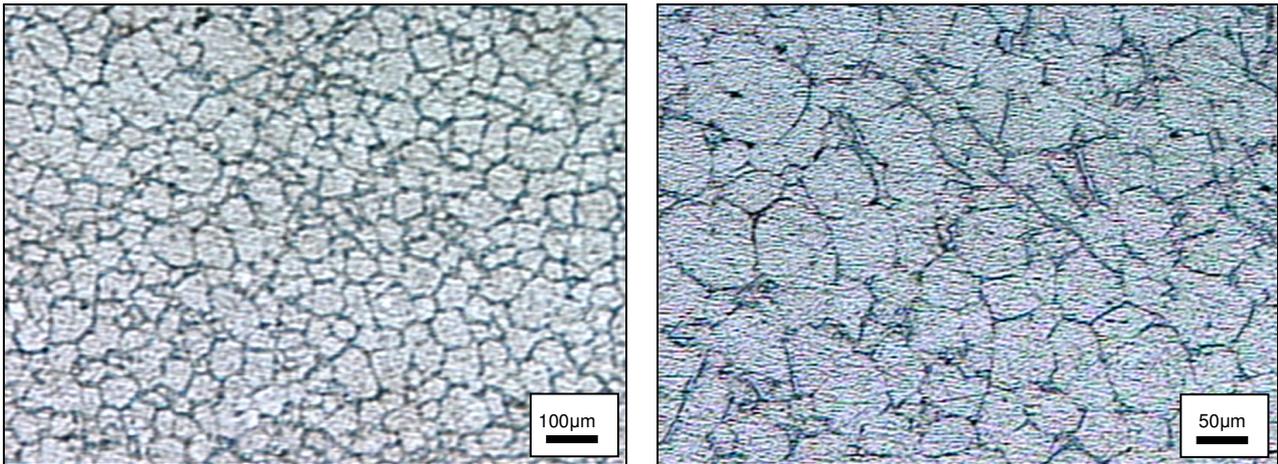
6.2.2 Microestrutura da Liga 356 Conformada por Spray

As micrografias da liga 356 que serão apresentadas, correspondem à conformação por spray designada P0,5.

A figura 6.3 mostra a microestrutura da liga 356 após a deposição, onde se pode verificar características que na literatura científica são generalizadas para os materiais conformados por spray: uma matriz composta por grãos equiaxiais e uma distribuição uniforme de partículas entre os mesmos.

Quanto à morfologia equiaxial apresentada pelos grãos de Al- α dos depósitos pode se dizer que é resultado do crescimento de fragmentos de fases

sólidas durante a deposição. Sabe-se que durante este estágio da conformação por spray, gotas sólidas, semi-sólidas e líquidas atingem a superfície do depósito, deformando e fraturando fases solidificadas durante a deposição ou presentes na superfície do depósito, o que origina uma grande quantidade de fragmentos na camada superficial do mesmo [CANTOR, 2001].



a)

b)

Figura 6.3 - Microscopia ótica da liga Al-Si 356 depositada.

Com relação às fases presentes nas regiões intergranulares dos depósitos, identificou-se partículas de silício com morfologia diferente da encontrada na liga Al-Si 356 fundida em molde de areia. O silício obtido com a conformação por spray, apresenta-se em forma de partículas isoladas distribuídas de forma homogênea, como pode ser visualizado melhor na figura 6.4 em uma micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura.

Uma outra característica a ser realçada sobre a morfologia das partículas de silício é que elas não apresentam interconexões como, por exemplo, as que ocorrem nas ligas Al-Si hipoeutéticas que sofreram tratamento de modificação.

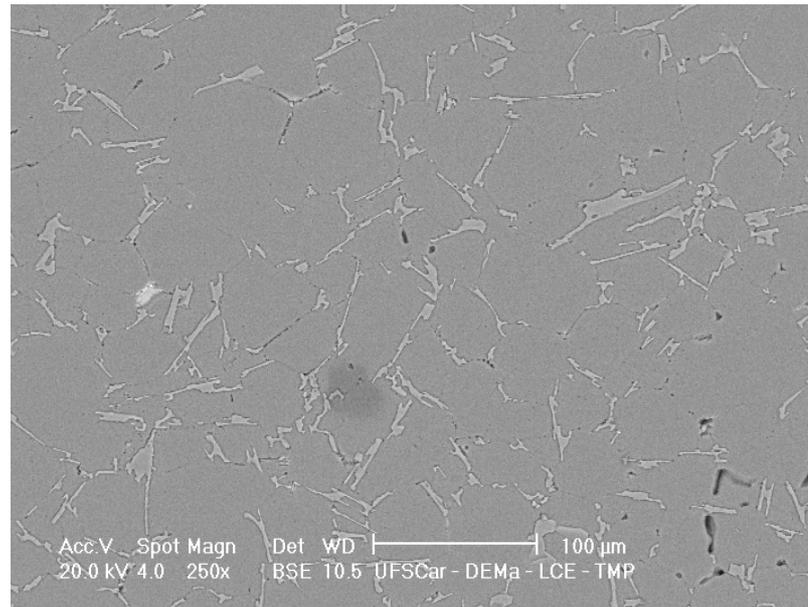


Figura 6.4 - Microscopia eletrônica de varredura da liga Al-Si 356 depositada.

A alteração morfológica do silício vem a confirmar o caráter complexo do processo de solidificação que ocorre na conformação por spray, que dificulta sua interpretação por teorias clássicas da solidificação, uma vez que envolve solidificação rápida na etapa de atomização e uma certa semelhança com a solidificação que ocorre em fundição reológica, na etapa de consolidação do depósito.

Ferrarini comparou a morfologia apresentada pelo silício de uma liga eutética com a liga 380 (liga hipoeutética como a liga 356), ambas conformadas por spray, e verificou que a morfologia apresentada pelas duas amostras foram praticamente as mesmas, o que significa que apesar de haver líquido com composição eutética na superfície do depósito durante a deposição, não é possível obter a estrutura do eutético solidificado de forma convencional.

Com base neste dado pode-se elaborar uma hipótese para a formação microestrutural da liga 356 depositada. Na etapa de deposição, a fase sólida, oriunda de gotas solidificadas do spray e de sua fragmentação na superfície do depósito, tem sua estabilidade determinada por sua composição e pela condição térmica a que está submetida. Nessa situação partículas sólidas menores que um determinado tamanho crítico são refundidas e partículas maiores se tornam

núcleos estáveis e crescem progressivamente. Nas ligas Al-Si hipoeutéticas a maior parte da fase sólida sobrevivente é composta por fragmentos da fase alumínio- α , uma vez que esta é a fase primária nestas ligas. Portanto, durante o crescimento dessa fase, o líquido na superfície do depósito se enriquece de soluto e atinge uma composição próxima a eutética. Porém, simultaneamente ao crescimento do silício eutético ocorre a intensa agitação mecânica na superfície do depósito pela chegada contínua de novas gotas, o que promove a fragmentação das partículas de Silício e impede o seu crescimento em forma de placa. O resultado final é a presença de partículas de silício com morfologia irregular, exibindo coalescimento e tendência ao arredondamento, como pode ser observado na figura 6.5. Sendo que estas duas características são decorrentes da constante movimentação dos fragmentos de silício durante o crescimento, o que é muito distinto ao crescimento do eutético lamelar, onde o silício cresce junto à fase alumínio- α sem a interferência da agitação mecânica e do choque de outras partículas.

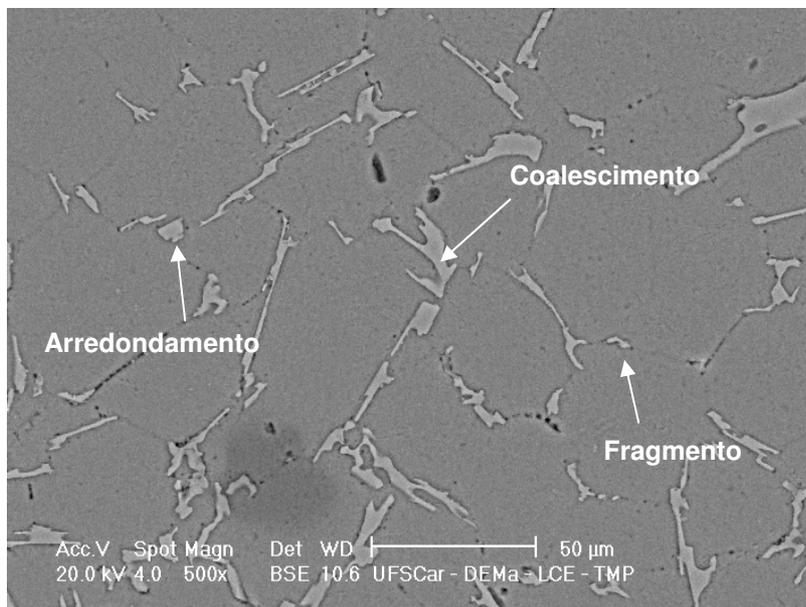


Figura 6.5 - Microscopia eletrônica de varredura da liga Al-Si 356 depositada destacando as diferentes morfologias do silício.

Resumindo a caracterização quanto às fases que compõem a microestrutura da liga 356 conformada por spray, pode-se dizer que a matriz é

composta por grãos equiaxiais e o silício eutético possui dimensões inferiores às presentes na liga processada por fundição convencional e que este resultado se deve, principalmente, à influência de dois fatores: a nucleação heterogênea devido à deposição de fases solidificadas com alta taxa de resfriamento e a agitação mecânica produzida pelo impacto de gotas do spray na superfície do depósito durante a deposição.

A porosidade e a morfologia dos poros encontrados nos depósitos também estão relacionadas ao balanço térmico na superfície do depósito durante a deposição. A figura 6.6 exibe morfologias distintas de poros e sua distribuição.

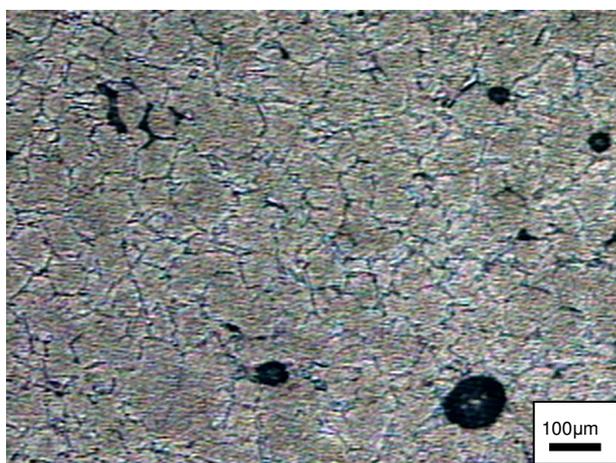


Figura 6.6 - Micrografia da liga 356 referentes ao centro da amostra.

De acordo com a literatura, a morfologia esférica do poro está associada ao mecanismo de aprisionamento do gás de atomização durante a deposição. Vários pesquisadores correlacionam este tipo de porosidade a uma fração de líquido excessiva na superfície do depósito. No entanto, os poros esféricos foram encontrados em todo o depósito investigados neste trabalho independentemente dos parâmetros de processamento, o que pode ser um indicativo que não houve uma desgaseificação eficiente do banho. No entanto, os valores médios obtidos, entre 4 e 8%, de porosidade estão de acordo com a porosidade registrada em outros trabalhos de conformação por spray de ligas de alumínio [FERRARINI, 2005; CAI, 1998].

6.2.3 Microestrutura da Liga 356 Conformada por Extrusão

Após a conformação por spray, os depósitos foram seccionados e confeccionados corpos de prova para serem processados por extrusão a quente. A figura 6.7 compara a morfologia das partículas de silício antes (6.7a e 6.7b) e após a extrusão a quente (6.7c e 6.7d).

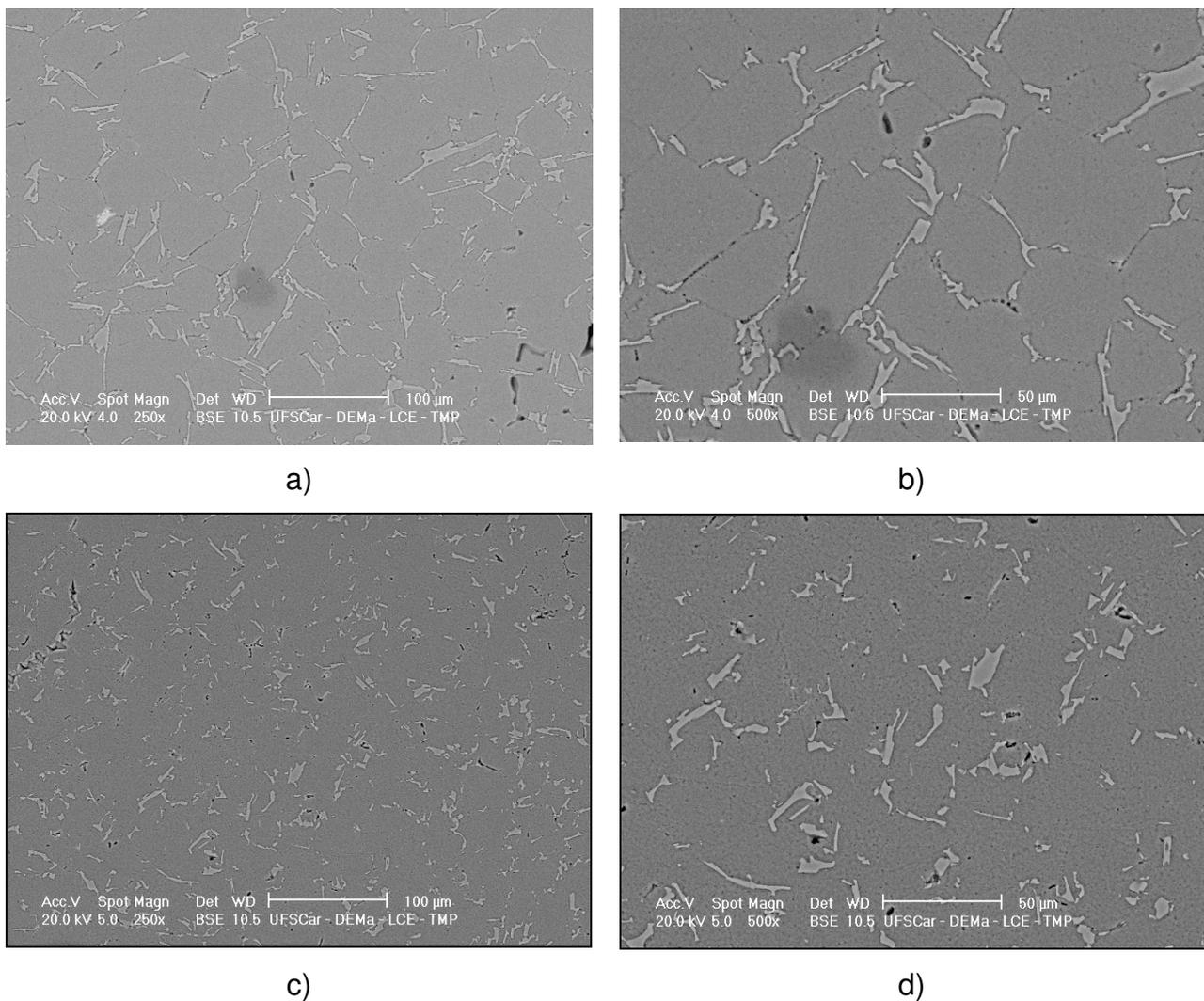


Figura 6.7 - Micrografia de varredura da liga 356: a) e b) sem extrusão, b) e c) após a extrusão.

Como pode ser observado nas micrografias, apresenta-se uma diferença significativa de tamanho e de morfologia dessas partículas, que se apresentam menores (resultado da quebra durante o processamento mecânico) e mais

arredondadas na bordas (resultado do efeito da temperatura de extrusão). O intenso processo de difusão que ocorre no aquecimento antes e durante a extrusão tende a arredondar as arestas das plaquetas de silício, um efeito que já é conhecido nos tratamentos térmicos de solubilização das ligas, que precedem os de envelhecimento artificial.

6.3 Caracterização Microestrutural da Liga Al-Si 356* contaminada.

6.3.1 Microestrutura da Liga 356* Fundida.

A tabela 6.5 apresenta a análise química da liga 356 contaminada com ferro. Como pode ser observado, a liga apresenta teor de ferro de 1,0%, o que a caracteriza como fora das especificações de normas, devendo ser descartada para a produção de componentes estruturais como rodas e utilizadas apenas como ligas secundárias em aplicações menos nobres. O reprocessamento para retirada do ferro e adequação às normas é inviável economicamente.

Para contaminação foi preparada uma pré-liga de adição contendo uma mistura de 90% de Al-Si 356 e 10% de Ferro. Essa liga foi adicionada no processo de fusão do metal antes de seu vazamento.

Tabela 6.5 - Análise química das amostras de atomização contaminadas com ferro.

Descrição	Al	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Ni	Zn	Ti	Na	Outros
356* (1% Fe)	90,3	7,14	1,01	0,03	0,35	0,3	0,04	0,1	0,01	0,07	0,008	0,64

Nas figuras 6.8a e 6.8b pode-se observar a morfologia apresentada pelo silício indicado pelas setas brancas e, devido à presença do ferro, temos a formação de intermetálicos do tipo Al_5FeSi , mais conhecido como $\beta\text{-AlFeSi}$ e indicados pelas setas pretas. A fase $\beta\text{-AlFeSi}$ pode ser identificada através de MEV com auxílio de microanálise por EDS (figura 6.9) e se apresentou em forma

de agulhas com comprimento médio 50 μ m. Outra característica importante observada desse intermetálico foi a grande razão de aspecto apresentada. Esta característica morfológica, que corresponde à razão entre o comprimento e a largura da fase, é um indicador do potencial de concentração de tensão causado pela fase ao material sob tensão e que atribui à fase β -AlFeSi, a qualidade de ser fragilizante em ligas de alumínio-silício contendo algum teor de ferro.

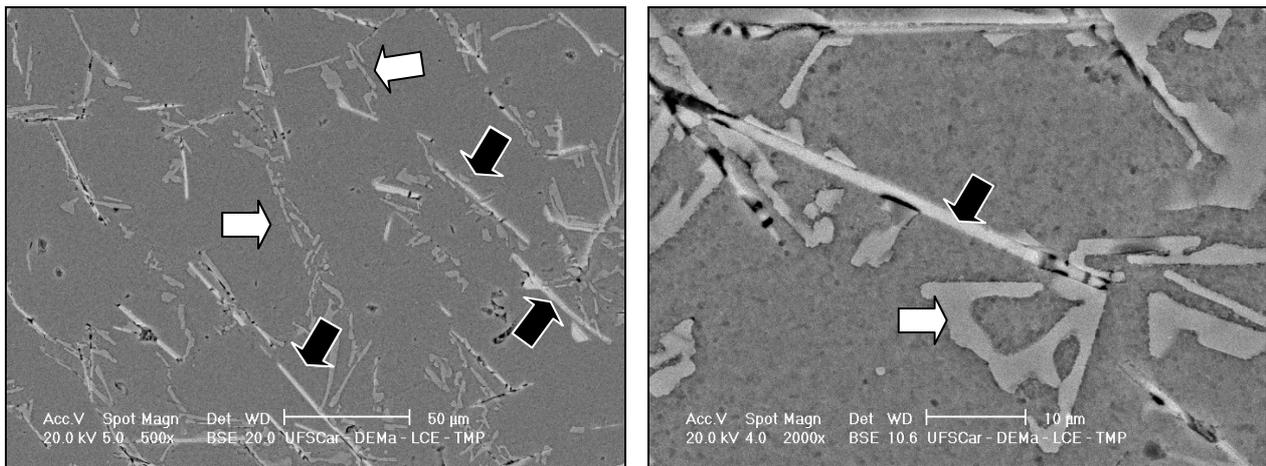


Figura 6.8 – Micrografias da liga 356* (contaminada com 1% de Ferro) fundida obtidas via MEV.

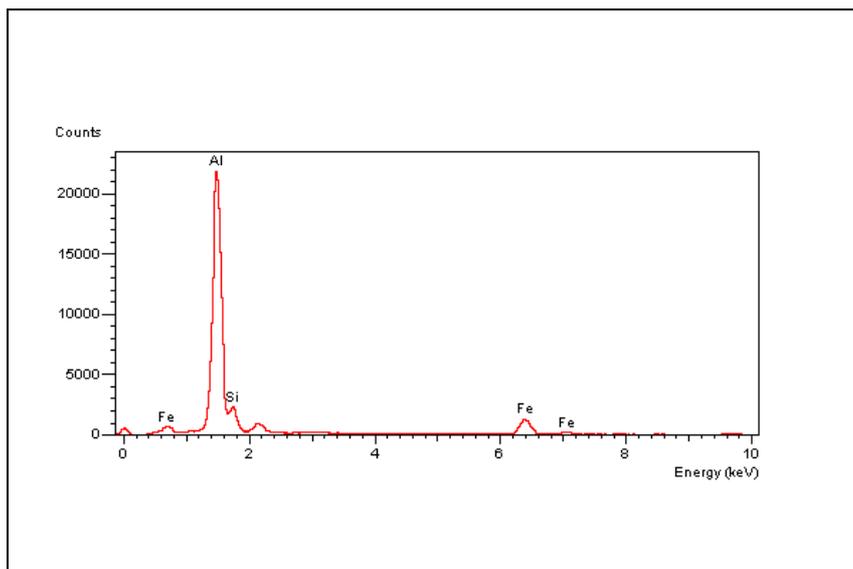


Figura 6.9 – Espectro de microanálise via EDS da fase β -AlFeSi.

6.3.2 Microestrutura da Liga 356* Conformada por spray

As micrografias da liga 356 que serão apresentadas correspondem à conformação por spray designada D290, mas são representativas das microestruturas apresentadas quando da utilização de outros parâmetros de processamento.

As micrografias apresentadas nas figuras 6.6a e 6.6b foram obtidas através de microscopia ótica, e verifica-se a existência de poros decorrentes ao processo de conformação por spray. Pode ser observado também a existência de intermetálicos em forma de agulhas, identificados através de microanálise como sendo da fase β -AlFeSi, os quais estão indicados pelas setas pretas. As setas brancas indicam as partículas de silício, que são muito semelhantes às encontradas na liga 356 sem contaminação. A presença dos intermetálicos fica mais evidenciada nas figuras 6.6c e 6.6d, obtidas por MEV, onde se diferencia mais facilmente as fases. A fase mais clara indicada pelas setas brancas é o silício da reação eutética e os intermetálicos β -AlFeSi podem ser visualizados através das setas pretas apresentando uma morfologia de agulhas.

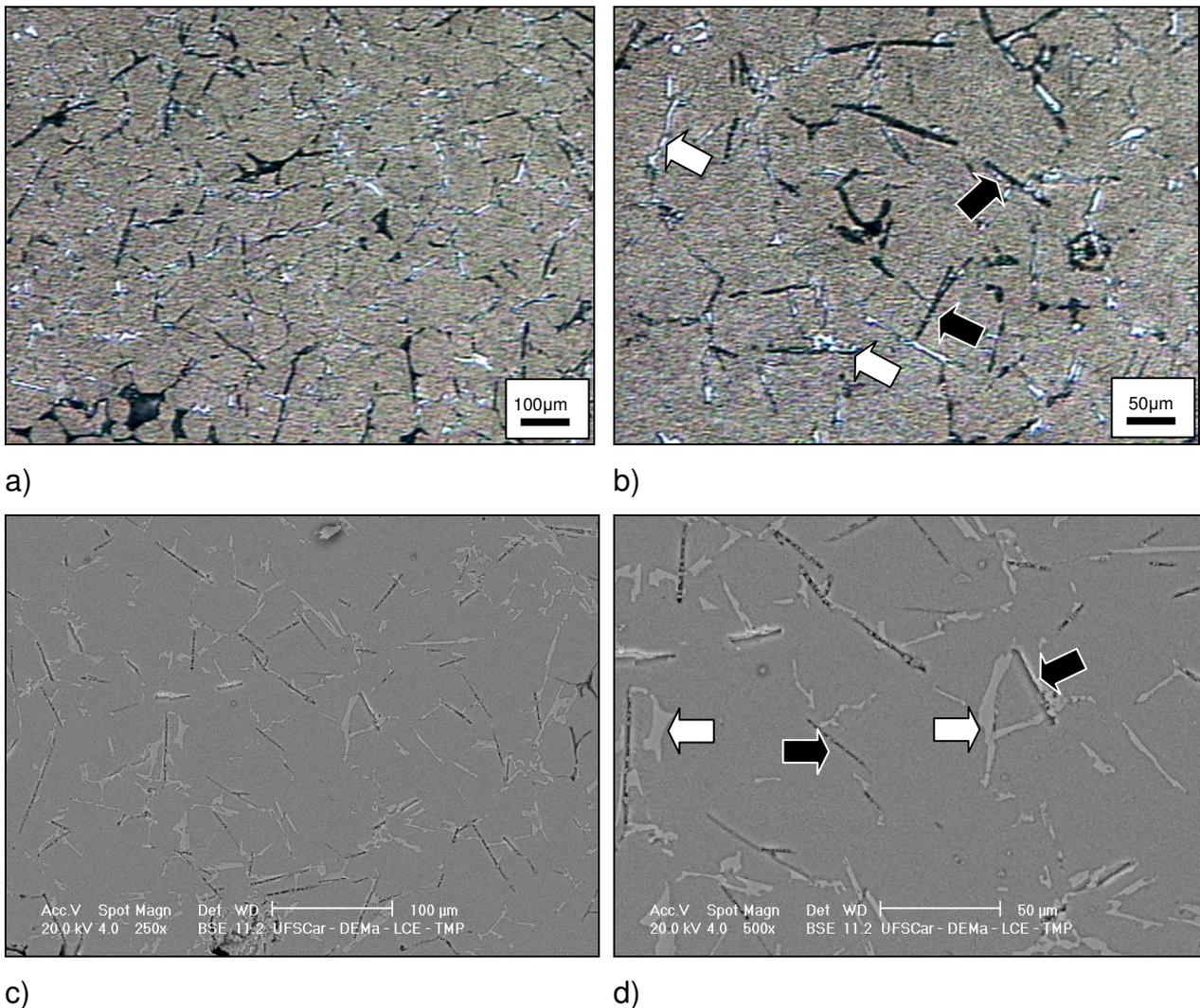


Figura 6.10 - Micrografias da liga 356* conformada por spray obtidas por: a) e b) Microscopia ótica; c) e d) MEV.

A figura 6.11 apresenta o espectro de microanálise obtida por EDS do intermetálico β -AlFeSi. O processamento por conformação por spray promoveu uma redução no tamanho médio das agulhas de 50 μm (liga fundida) para 27 μm. Isso ocorreu devido às altas taxas de resfriamento imposta pela atomização, uma vez que esta fase foi encontrada também em gotas sólidas do “overspray”. Outra observação a ser feita com relação a fase β -AlFeSi é que, por ser muito frágil, a mesma pode ter-se fragmentado durante a deposição, tendo seu comprimento médio reduzido, pela ação do impacto de gotas na superfície do depósito, de forma semelhante ao que ocorre no caso das partículas de silício.

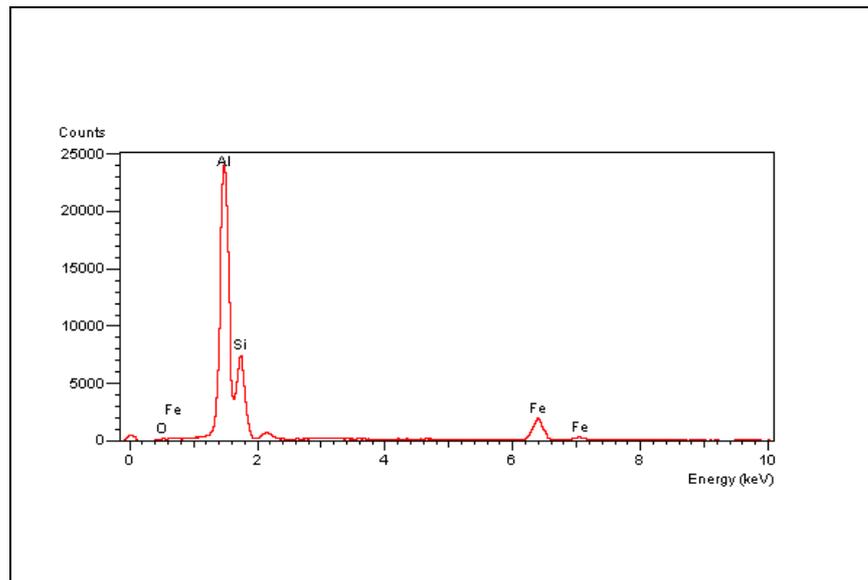


Figura 6.11 - Espectro de análise por EDS da fase β -AlFeSi

Em resumo, a caracterização das fases presentes na liga 356* contaminada, conformada por spray, mostra que a matriz é composta por grãos equiaxiais de alumínio e as fases possuem dimensões inferiores às presentes na liga fundida e que esse resultado se deve a fatores semelhantes já apresentados anteriormente para a liga 356 sem contaminação: a nucleação heterogênea devido à deposição de fases solidificadas com alta taxa de resfriamento e a agitação mecânica produzida pelo impacto de gotas e partículas semi-sólidas e sólidas na superfície do depósito durante a deposição.

6.3.3 Microestrutura da Liga 356* Conformada por Extrusão

As figuras 6.12a e 6.12b apresentam as micrografias obtidas por microscopia ótica da amostra analisada no item 6.3.2, após o processamento por extrusão a quente, onde pode ser observado o alinhamento das fases com relação ao processamento, fato que fica mais evidenciado nas micrografias obtidas por MEV (figuras 6.13).

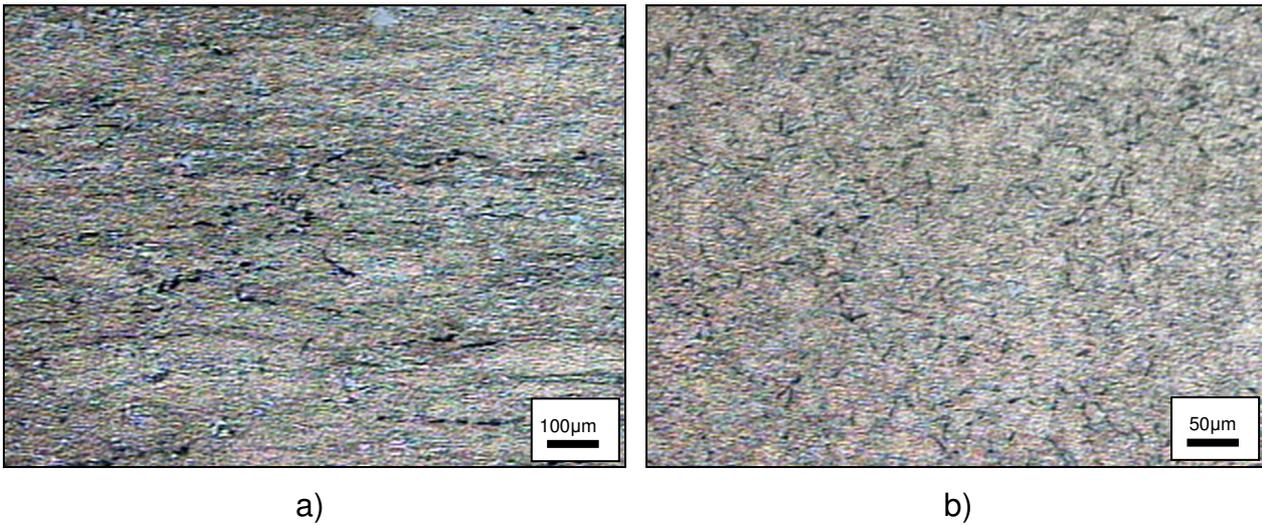


Figura 6.12 - Micrografias da liga 356* conformada por extrusão a quente, obtidas por Microscopia Ótica.

Através das figuras 6.13a e 6.13b (corte transversal) pode-se observar o refinamento microestrutural obtido através do processamento por extrusão. Observa-se uma dispersão maior e a diminuição considerável no tamanho das partículas de silício com relação ao processamento por conformação por spray e, também, uma orientação das mesmas devido ao tipo de processamento, como pode ser melhor visualizado nas figuras 6.13c e 6.13d (corte longitudinal), que levam em consideração o sentido da extrusão indicado pela seta branca. Observa-se que as partículas intermetálicas de β -AlFeSi, devido a sua fragilidade, foram fragmentadas diminuindo ainda mais o seu tamanho e ficando mais dispersas por toda a matriz.

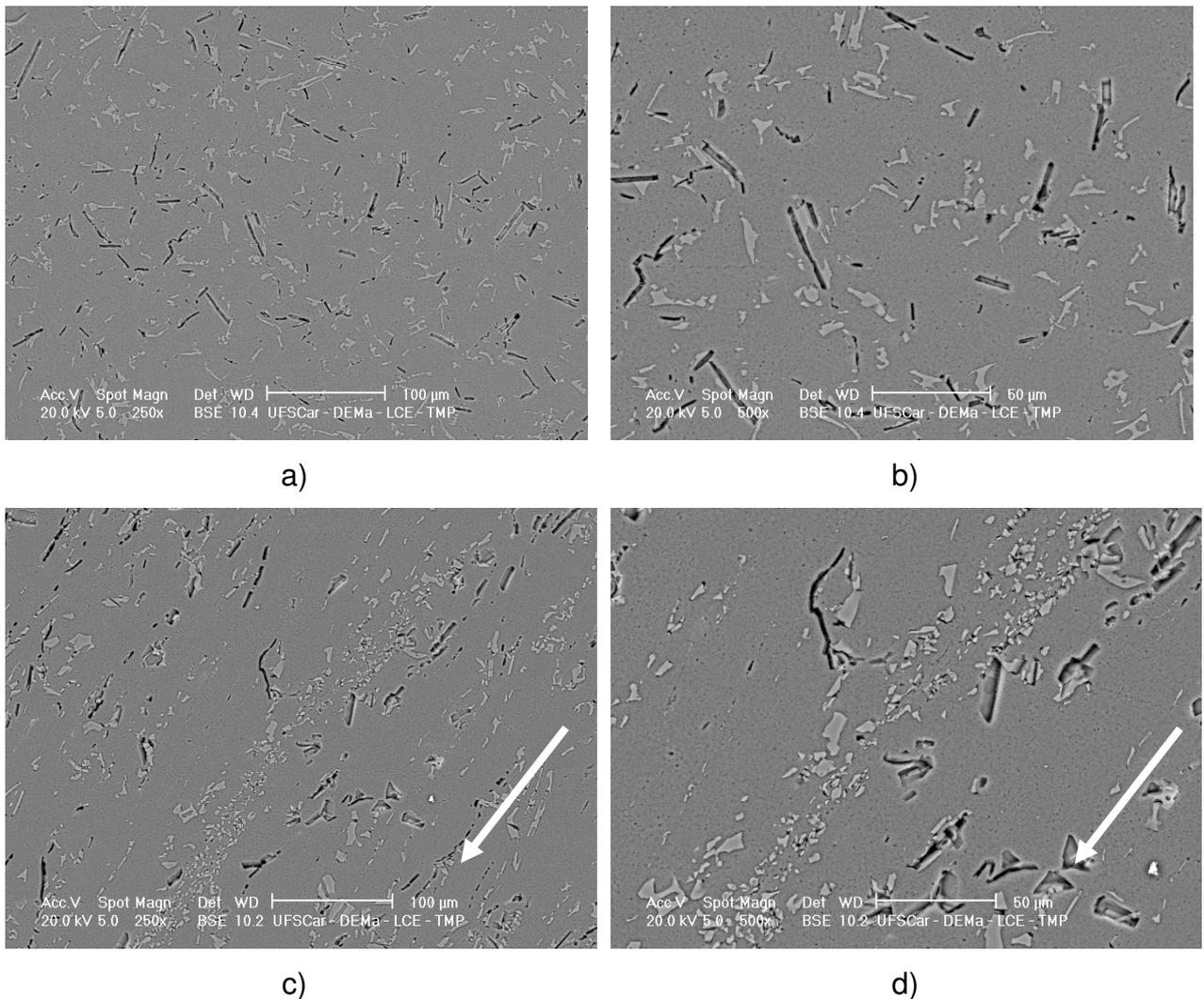


Figura 6.13 - Micrografias da liga 356* conformada por extrusão a quente obtidas por MEV: a) e b) Transversal, c) e d) longitudinal.

6.4 Influência do Teor de Ferro nas Propriedades Mecânicas da Liga 356 Fundida

Para avaliar-se a influência do teor de ferro na liga Al-Si 356, foram confeccionadas quatro tipos de ligas variando-se o teor de ferro, essas ligas foram fundidas e vazadas em molde de areia cura frio, sendo em seguida confeccionados corpos de prova para ensaios de tração.

Na tabela 6.6 e na figura 6.14 pode-se observar que com o aumento do teor de ferro ocorre um aumento no limite de escoamento e no limite de resistência e uma diminuição nos valores do alongamento.

Tabela 6.6 – Influência do teor de Ferro na liga 356.

Processamento	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
356 0,1% Fe	76,68	115,07	3,19
356 0,5% Fe	83,44	132,40	3,10
356 1,0% Fe	93,64	149,07	2,66
356 1,5% Fe	109,82	149,53	2,05

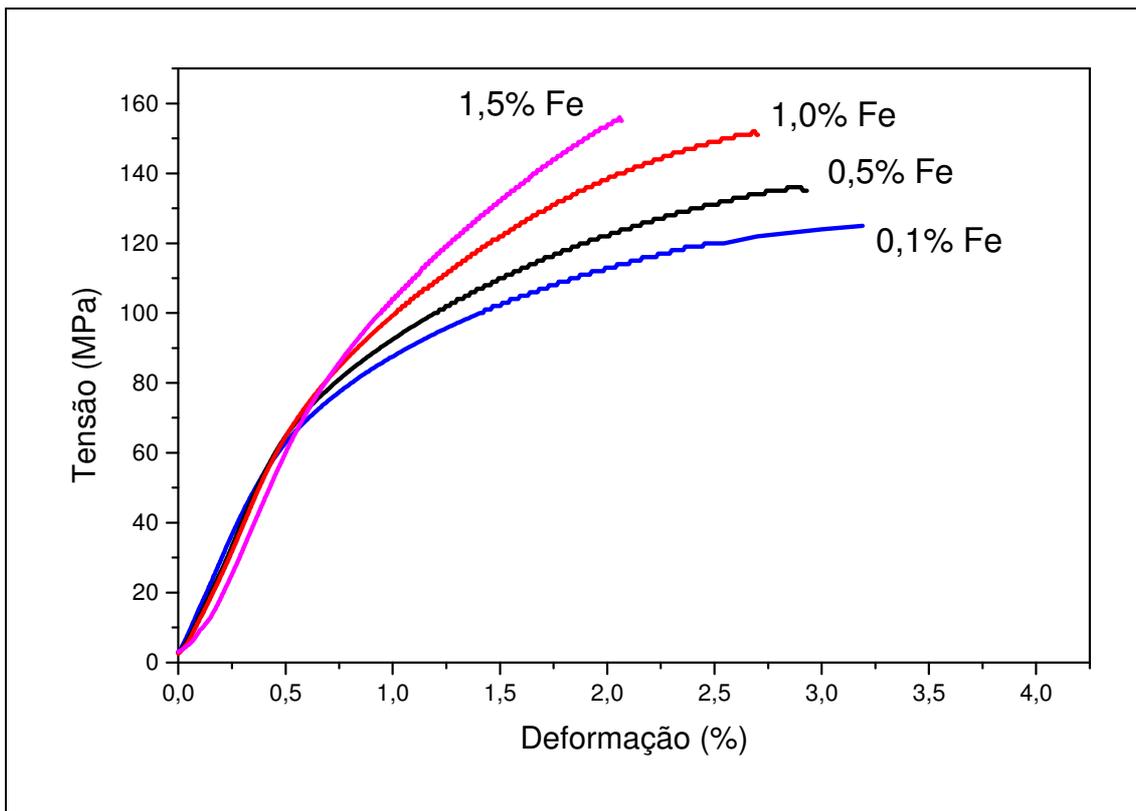


Figura 6.14 – Gráfico tensão versus deformação de quatro amostras: 0,1% Fe, 0,5% Fe, 1,0% Fe , 1,5% Fe.

Com o aumento do teor de ferro na liga, temos a formação dos intermetálicos contendo ferro, principalmente o β -AlFeSi que se apresenta na forma de agulhas, que devido a sua morfologia dificultam a movimentação das

discordâncias promovendo um aumento nos limites de escoamento e de resistência e sacrificando o alongamento da liga. Essas alterações de propriedades provocadas pelo aumento de ferro, comum do processo de reciclagem, que inviabilizam a sua aplicação original.

6.5 Influência do Processo de Extrusão dos Depósitos da Liga 356

O processamento por extrusão a quente visa diminuir a porosidade média que é proveniente do processo de conformação por spray. Conforme pode ser observado na tabela 6.7 o processo de extrusão reduziu significativamente a porosidade média das amostras.

Tabela 6.7 – Resultados de porosidade média antes e após a extrusão.

Descrição Atomização	Porosidade média (%)	
	Depósito	Depósito extrudado
T720	4,75	0,46
P0,5	4,04	0,32
D310	8,77	0,35
D290	5,75	0,39

Alem de ter proporcionado a redução da porosidade dos depósitos como desejado, a extrusão resultou em modificações microestruturais muito significativas tanto na morfologia quanto no tamanho das fases presentes que foram apresentadas nos tópicos anteriores.

6.6 Propriedades Mecânicas da Liga 356 Fundida, Conformada por Spray e Extrudada com e sem Contaminação.

6.6.1 Liga 356 sem contaminação.

A figura 6.15 apresenta o gráfico “tensão x deformação” obtido através do ensaio de tração para três condições da liga 356 sem contaminação (teor de ferro de 0,1%), submetidos a diferentes processamentos: fundida em molde de areia, conformada por spray e conformada por spray/extrusão. A tabela 6.8 apresenta os valores médios de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento para cada condição de processamento da liga 356.

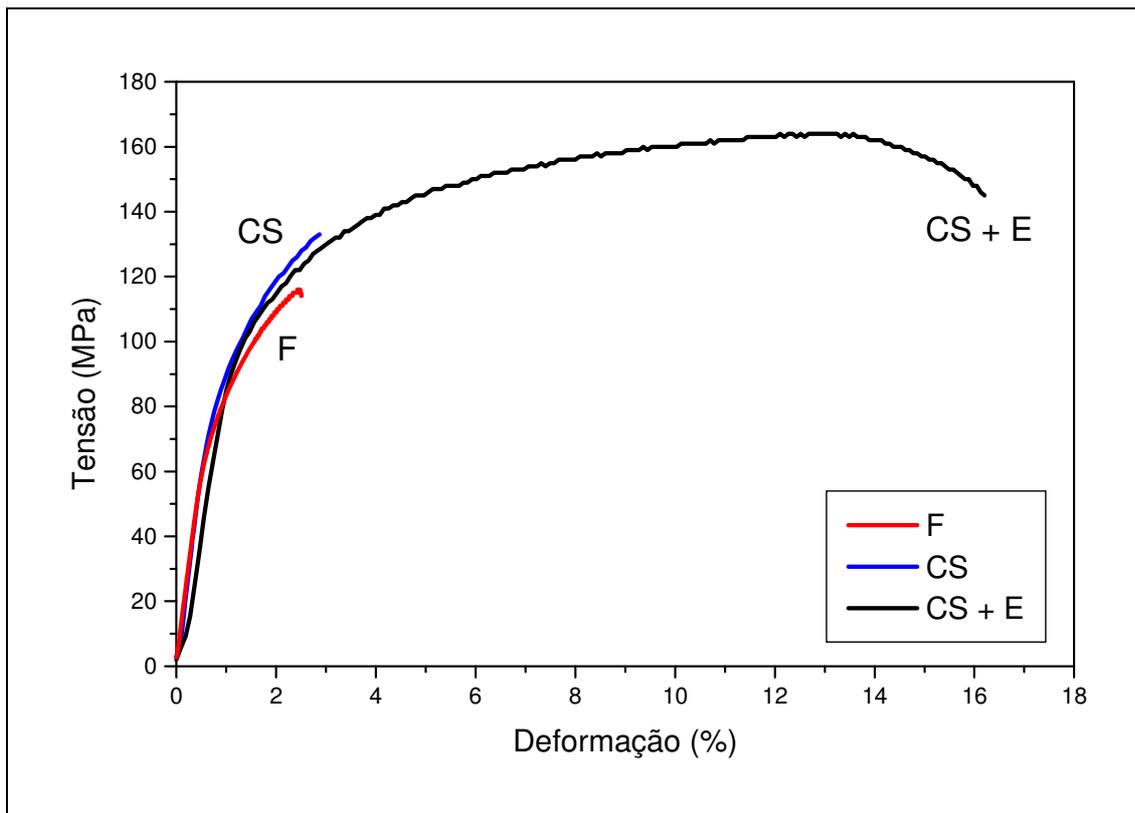


Figura 6.15 – Gráfico tensão versus deformação de três amostras com 0,1% de ferro: fundida (F); Conformada por spray (CS) e conformada por spray/extrudada (CS + E).

Tabela 6.8 – Propriedades mecânicas da liga 356 sem contaminação (teor de 0,1% Fe).

Processamento	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
356 (F)	76,68	115,07	2,25
356 (CS)	77,79	132,81	2,52
356 (CS + E)	110,26	160,65	16,90

Observa-se que a liga 356 sem contaminação, apresentou limites de escoamento e alongamento muito próximos para dois processamentos, fundida e conformada por spray, variando somente o limite de resistência da conformação por spray que foram maiores que o da liga fundida. Os resultados da liga conformada por spray/extrudada apresentaram aumentos muitos significativos em todos os parâmetros analisados, limite de escoamento e de resistência e no alongamento quando comparados com os outros dois processamento. Os valores abaixo do esperado para a liga conformada por spray quando comparados com a liga fundida podem ser provenientes da porosidade média das amostras, em torno de 8,77%, esses poros atuam como concentradores de tensão e promovem a ruptura prematura do material.

A figura 6.16 apresenta o gráfico “tensão x deformação” obtido do ensaio de tração para três condições da liga 356, que embora possuam uma quantidade maior de ferro em sua composição (0,5%), ainda continua dentro dos limites estabelecidos pela ASTM. As condições de processamento são semelhantes aos descritos nos testes anteriores.

A tabela 6.9 apresenta os valores médios de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento para cada condição de processamento da liga 356 com teor de ferro de 0,5%.

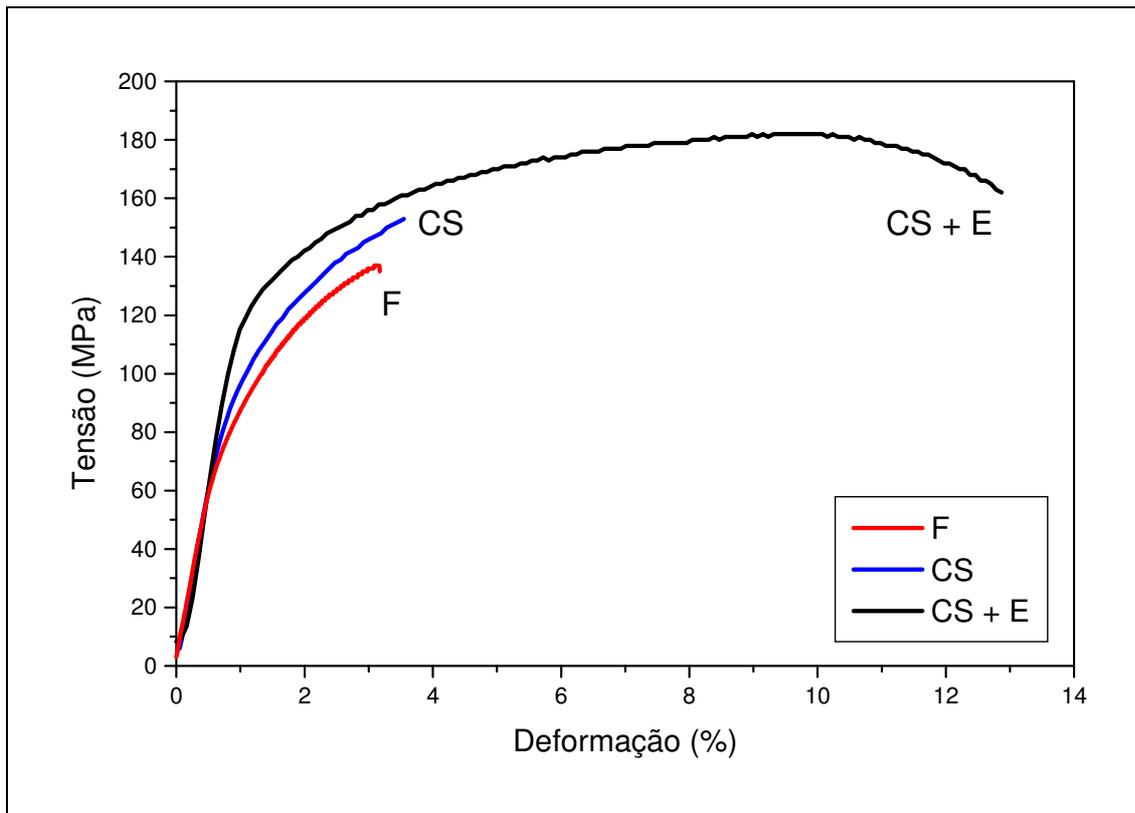


Figura 6.16 - Gráfico tensão versus deformação de três amostras com 0,5% de ferro: fundida (F); conformada por spray (CS) e conformada por spray e por extrusão (CS + E).

Tabela 6.9 – Propriedades mecânicas da liga 356 sem contaminação (teor de 0,5% Fe).

Processamento	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
356 (F)	83,44	132,40	3,10
356 (CS)	96,35	144,11	3,64
356 (CS + E)	135,20	181,90	14,08

Observa-se que a liga 356, com teor de ferro de 0,5%, que os limites de escoamento, de resistência e o alongamento sofreram um aumento significativo após extrusão. Embora a liga conformada por spray tenha apresentado limites superiores aos da liga fundida, o alongamento não diferenciou muito. Isso se deve à porosidade da amostra conformada por spray, em torno de 5,75%. Porém, quando comparados com a liga conformada por spray/extrudada verifica-se um

aumento muito significativo (aproximadamente 4,5 vezes), o que se deve à eliminação da porosidade.

Considerando que em ambos os casos, os materiais possuem a mesma composição química, pode-se atribuir as melhores propriedades mecânicas das duas composições de ligas conformadas por spray às diferenças microestruturais que ocorrem entre elas e a liga processada por fundição. O mesmo raciocínio pode ser aplicado quando comparadas as ligas processadas por spray e extrudadas.

Sabe-se que as propriedades de materiais polifásicos, como a maioria das ligas Al-Si, dependem da quantidade e das propriedades individuais das fases constituintes assim como do tamanho e morfologia das mesmas.

Assim, as mudanças que ocorreram nas ligas Al-Si 356 sem contaminação na conformação por spray e na extrusão foi a alteração da morfologia do silício como descritos nos itens 6.2.1, 6.2.2 e 6.2.3, o silício da liga processada por conformação por spray deixou de ter morfologia de placas, observado nas ligas fundidas sem tratamento de modificação, e passou a ser particulado e homogeneamente disperso nas regiões intergranulares. Já no caso das ligas processadas por extrusão o silício teve uma diminuição de tamanho e uma maior dispersão do que no processo de conformação por spray, melhorando ainda mais as propriedades.

O silício eutético em forma de placas causa depreciação das propriedades mecânicas das ligas de alumínio-silício eutéticas e hipoeutéticas e por este motivo, o tratamento de modificação é comumente utilizado em processos de fundição, através de adição de Sr ou Na.

A discussão sobre a influência do silício nas propriedades mecânicas de ligas de Al-Si hipoeutéticas pode ser auxiliada pela análise da fratura do material. Geralmente, nestas ligas, o processo de fratura é iniciado pelo trincamento de partículas de silício ou de fases intermetálicas que agem como concentradores de tensão devido à falta de sistemas de escorregamento ativos em suas estruturas.

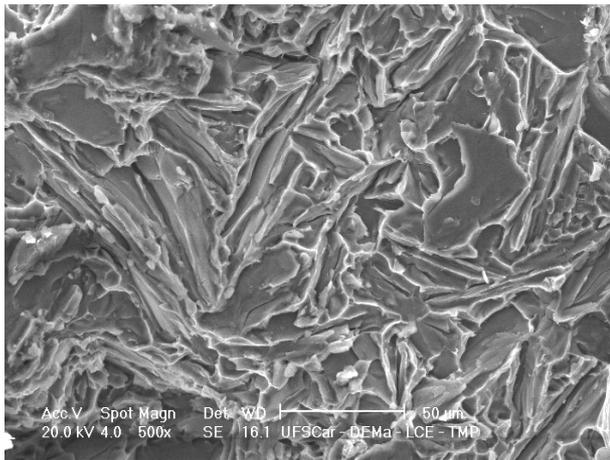
Nucleada a trinca, ela se propaga por regiões interdendríticas e por fim, pela matriz [SAMUEL, 1996]. A tensão crítica para a nucleação da trinca depende, principalmente, do tamanho e/ou razão de aspecto das partículas de silício e

intermetálicos. Um aumento do tamanho ou da razão de aspecto é capaz de reduzir tanto a resistência quanto a ductilidade da liga [SAIGAL, 2001].

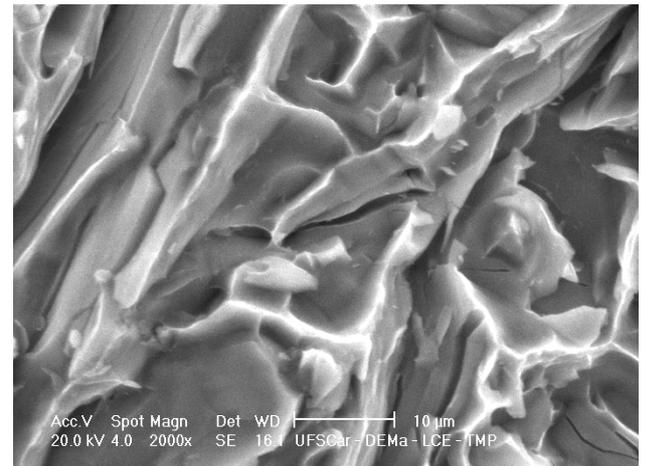
Em casos de ligas que não possuam estrutura dendrítica, o silício também é o principal responsável pela nucleação de trincas, as quais se propagam através de regiões eutéticas entre glóbulos de alumínio.

Dada a importância do mecanismo de fratura, apresenta-se a seguir, a figura 6.17 onde são exibidas micrografias obtidas via MEV das superfícies de fratura de corpos-de-prova da liga 356 processada por fundição, conformada por spray e extrusão.

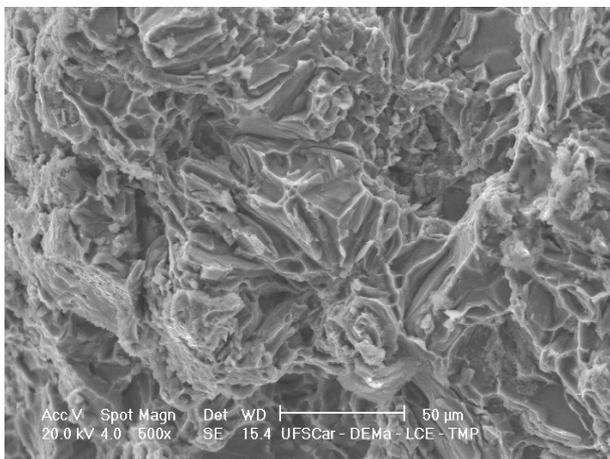
Comparando-se as micrografias da figura 6.17a e 6.17c e 6.17d, fica evidente que os mecanismos de fratura foram distintos para os dois conjuntos de amostras: fundidas e conformadas por spray. Enquanto a superfície do corpo-de-prova da liga fundida (6.17a e 6.17b) apresentou aspecto microscópico de fratura frágil (clivagem), a liga depositada exibiu características intermediária entre fratura frágil e dúctil e a liga depositada/extrudada apresentou características de fratura dútil (“dimples”).



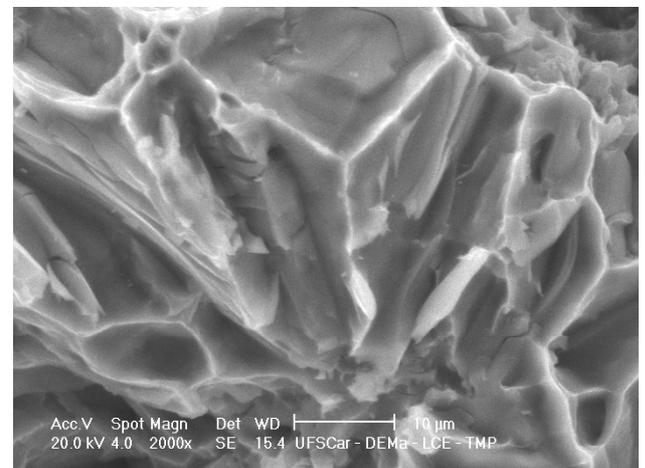
a)



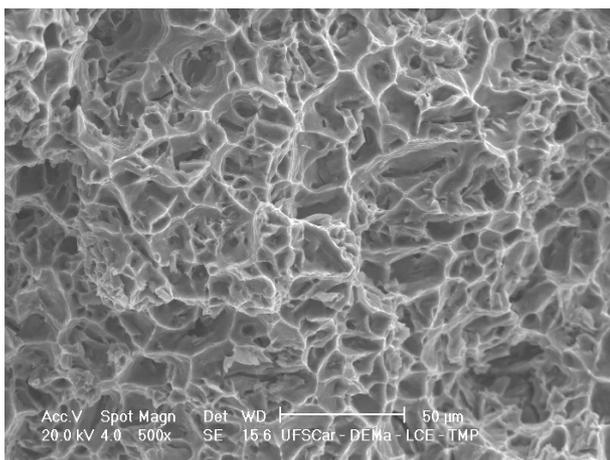
b)



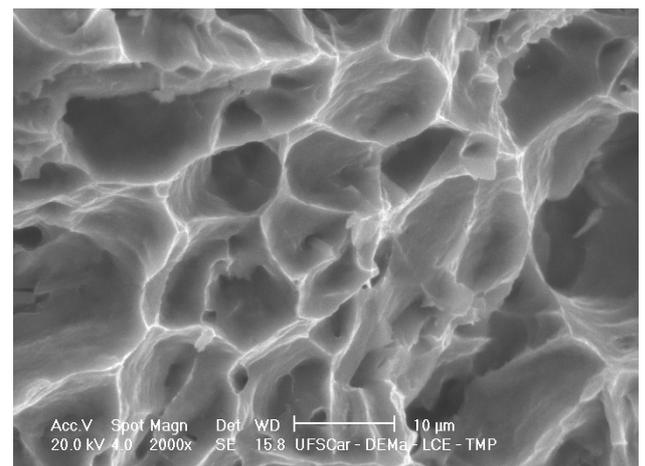
c)



d)



e)



f)

Figura 6.17 - Micrografias das Fraturas da Liga 356 sem contaminação: a) e b) Fundição em areia; c) e d) Conformada por spray; e) e f) Conformada por spray/extrusão.

A micrografia da figura 6.17b, relativa à liga 356 fundida, apresenta planos de clivagem das placas de silício. Esta característica condiz com as comprovações experimentais citadas anteriormente, ou seja, que a propagação das trincas ocorreu através da região eutética.

Quanto à nucleação das trincas, e baseado na natureza frágil da fratura, pode-se dizer que a baixa ductilidade apresentada pela amostra fundida sofreu grande influência da morfologia acicular do silício eutético. Por outro lado, as superfícies das amostras fraturadas da liga 356, conformada por spray/extrudada, exibem numerosas depressões em forma convexa, conhecida como “dimples”. Estas características indicam que microcavidades nuclearam em locais onde houve descontinuidade de tensão e coalesceram através da deformação plástica da matriz de alumínio- α com aumento de tensão durante o ensaio. As amostras conformadas por spray, apresentaram as duas características, ou seja, uma mistura entre os dois processos de fratura citados acima.

A pequena diferença entre os limites de escoamento apresentados pelas amostras fundidas e depositadas se deve ao fato de ambas apresentarem, praticamente, a mesma matriz, ou seja, a conformação por spray não causou nenhuma mudança na solução sólida alumínio- α e nem mesmo precipitação que pudessem alterar significativamente o comportamento na matriz durante o aumento de tensão aplicado no ensaio de tração.

Com relação à influência do processo de extrusão nas propriedades dos depósitos da liga 356, pode-se dizer que as alterações microestruturais causadas pela extrusão a quente resultaram em aumentos significativos do limite de escoamento, limite de resistência e alongamentos.

Quanto ao aumento entre os limites de escoamento do depósito e do depósito extrudado, sabe-se que há relação com o tamanho de grão, pois a deformação plástica é baseada na influência dos contornos de grão sobre o movimento das discordâncias. Assim, o depósito extrudado, composto por grãos refinados, possui um número maior de contornos e, conseqüentemente, um número maior de obstáculos a serem vencidos pelas discordâncias. Portanto, a tensão necessária para provocar a deformação plástica do depósito extrudado é maior, sendo este depósito mais resistente mecanicamente.

Por outro lado, os aumentos do limite de resistência e do alongamento alcançados pelo depósito extrudado se devem, principalmente, à grande redução na porosidade obtida com a extrusão. A influência da porosidade nas propriedades mecânicas é muito abordada em trabalhos de fundição e sabe-se que o efeito deletério da mesma diz respeito à concentração de tensão causada pelos poros quando o material é submetido a solicitações mecânicas.

6.6.2 Liga 356 contaminada.

A figura 6.18 apresenta os gráficos “tensão x deformação” para cinco condições da liga 356 contaminada, submetidos a diferentes processamentos, ou seja, um deles confeccionado da amostra conformada por spray, outro da amostra conformada por spray/extrudada e os três últimos são amostras conformada por spray/extrudada que foram tratadas termicamente (tratamento de solubilização/precipitação) em diferentes tempos de precipitação.

A tabela 6.10 apresenta os valores médios de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento para cada condição de processamento da liga 356 contaminada com 1,0% de ferro.

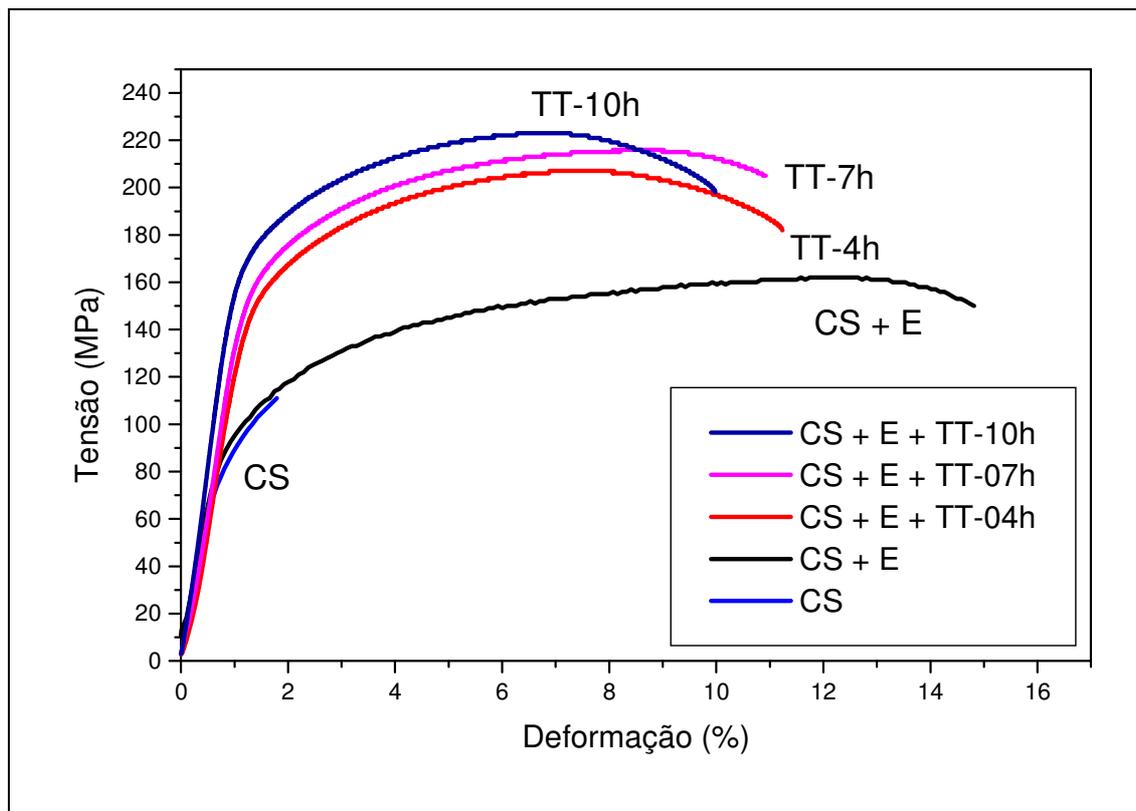


Figura 6.18 - Gráfico tensão versus deformação de cinco amostras com 1,0% de ferro: conformada por spray (CS); conformada por spray/extrudada (CS + E) e conformada por spray/extrudada tratada termicamente por 4 (TT-4h), 7 (TT-7h) e 10h (TT10h).

Tabela 6.10 – Propriedades mecânicas da liga 356 contaminada com 1,0% Fe.

Processamento	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
356* (CS)	81,60	107,86	1,85
356* (CS + E)	110,50	160,62	15,25
356* (CS + E + TT-4h)	152,93	205,64	11,32
356* (CS + E + TT-7h)	156,58	213,72	10,78
356* (CS + E + TT-10h)	164,67	224,72	10,44

Observa-se que a liga 356, com teor de ferro de 1,0%, apresenta um aumento significativo nas propriedades mecânicas. A liga 356 é utilizada pela indústria tratada termicamente, como no caso das rodas e em outras aplicações.

Como pode ser observado os limites de escoamento, de resistência e o alongamento sofreram uma aumento significativo após o tratamento de solubilização e precipitação e, embora, apresente perdas de alongamento quando comparadas com a liga conformada por spray/extrudada, esse alongamento, que foi de aproximadamente 10,7%, se manteve acima dos valores comuns para essa liga que ficam em torno de 3-3,5%, segundo a norma ASTM para produtos fundidos.

Como visto nos itens anteriores o aumento do teor de Fe provoca alterações nas propriedades mecânicas das ligas Al-Si 356. Porém, com a utilização de processamentos que proporcionam uma solidificação rápida e refinamento microestrutural, esses efeitos nocivos, como diminuição do alongamento, que inviabiliza o processamento mecânico dessas ligas, podem ser minimizados. Isso pode ser observado comparando as amostras sem contaminação e contaminadas, onde as amostras apresentaram alongamentos semelhantes e aumentos nos limites de escoamento e limites de resistência.

O gráfico “tensão x deformação” da figura 6.19 apresenta os resultados obtidos para a liga Al-Si 356 com contaminação de 1,25% de ferro através de ensaio de tração para três condições de processamento: conformada por spray, conformada por spray/extrudada e o último conformada por spray/extrudada e tratada termicamente (solubilização/precipitação) pelo tempo de 7h. A tabela 6.11 apresenta os valores médios de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento para cada condição de processamento da liga 356 contaminada com 1,25% de ferro.

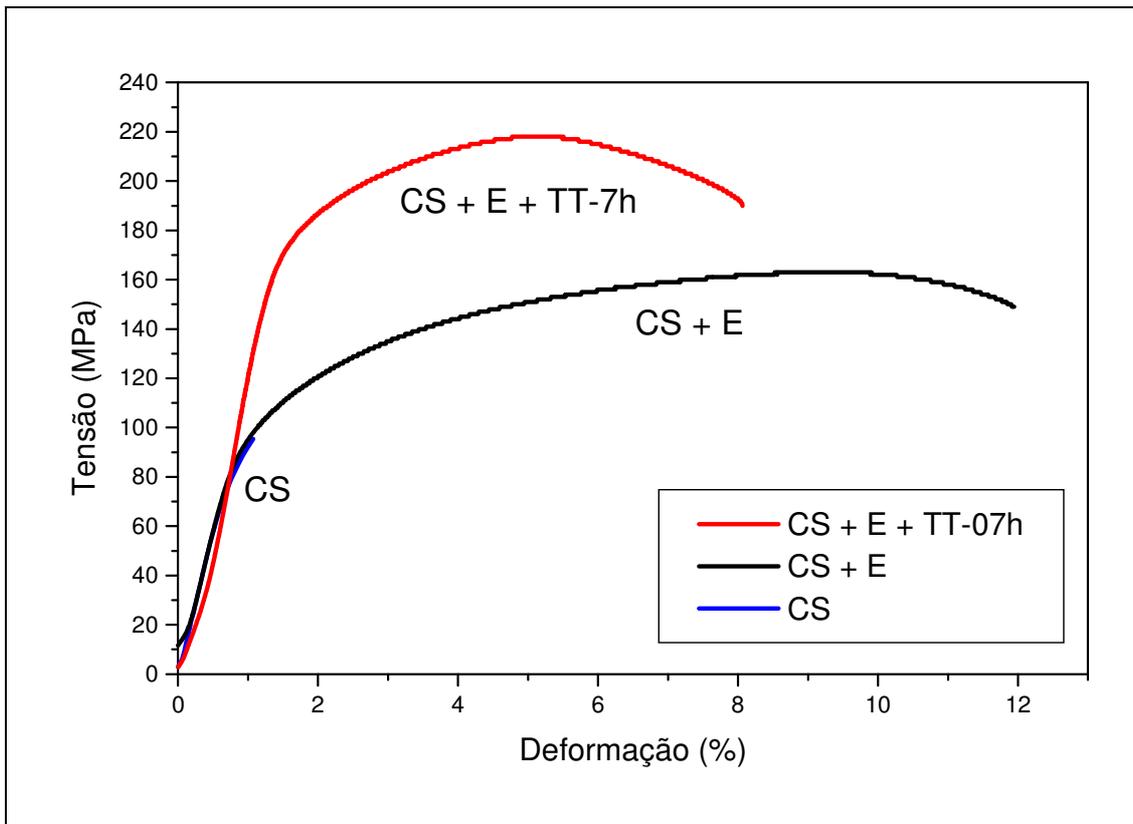


Figura 6.19 - Gráfico tensão versus deformação de cinco amostras com 1,25% de ferro: conformada por spray (CS); conformada por spray/extrudada (CS + E) e conformada por spray/extrudada tratada termicamente por 7h (TT-7h).

Tabela 6.11 – Propriedades mecânicas da liga 356 contaminada com 1,25% Fe.

Processamento	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Alongamento (%)
356* (CS)	81,60	107,86	1,85
356* (CS + E)	103,73	160,85	11,60
356* (CS + E + TT-7h)	177,27	219,61	7,93

Observa-se que a liga 356, com teor de ferro de 1,25%, apresenta um aumento significativo nas suas propriedades mecânicas. Como pode ser observado, os limites de escoamento, de resistência e o alongamento sofreram um aumento significativo após o tratamento de solubilização e precipitação e, embora, haja perdas de alongamento quando comparadas com a liga conformada por spray/extrudada, esse alongamento, que foi de 7,9%, se manteve acima dos

valores comuns para essa liga, que ficam em torno de 3-3,5% segunda a norma ASTM para produtos fundidos.

Comparando-se esses resultados com os da liga Al-Si contaminada com 1,0% de ferro, verificamos uma diminuição no alongamento; porém, os valores de limite de resistência e limites de escoamento são semelhantes. Embora os efeitos deletérios do ferro nas ligas Al-Si possam ser minimizados através dos processamentos descritos no presente trabalho, pode-se verificar com base nos resultados obtidos pela liga contaminada com 1,25% que, para elevados teores de ferro, esses processamentos podem perder a sua viabilidade.

Conforme foi dito no item anterior, os materiais analisados possuem a mesma composição química, podendo se atribuir as melhores propriedades mecânicas das duas composições de ligas conformadas por spray às diferenças microestruturais.

As mudanças que ocorreram nas ligas Al-Si 356 contaminadas na fundição, na conformação por spray e na extrusão foi a alteração da morfologia do silício como descritos nos itens 6.3.1, 6.3.2 e 6.3.3. O silício da liga processada por conformação por spray deixou de ter morfologia de placas, observado nas ligas fundidas sem tratamento de modificação, e passou a ser particulado e homogeneamente disperso nas regiões intergranulares. Já nas ligas processadas por extrusão o silício teve uma diminuição de tamanho e uma maior dispersão do que no processo de conformação por spray, melhorando ainda mais as propriedades.

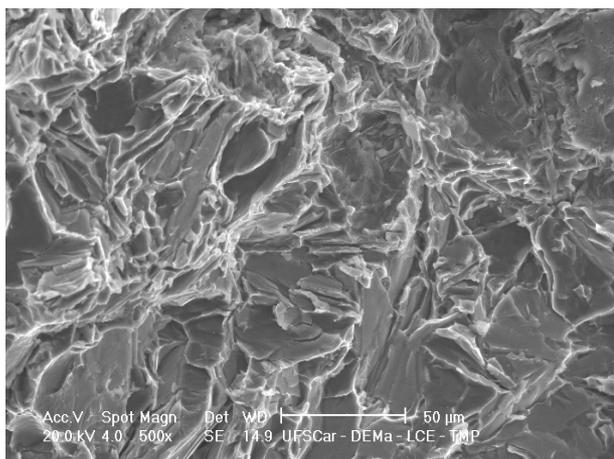
Também podem ser observadas diferenças de tamanho e morfologia dos intermetálicos do tipo β -AlFeSi presentes na liga 356* contaminada. Nas ligas fundidas temos esses intermetálicos ricos em ferro presentes em forma de agulhas em todas as amostras. Esses intermetálicos sofreram uma diminuição de tamanho através da conformação por spray. Isso ocorre devido ao fenômeno da solidificação rápida promovendo esse refinamento microestrutural. Após a extrusão a quente, esses intermetálicos, de característica frágil, foram fraturados e com isso sofreram redução de sua razão de aspecto, diminuindo os seus efeitos deletérios nas propriedades.

Seguindo a linha de raciocínio apresentada no item anterior sobre a nucleação e propagação de trincas, a figura 6.20 apresenta micrografias obtidas via MEV das superfícies de fratura de corpos-de-prova da liga 356*, contaminada com 1% de ferro, processada por fundição, conformada por spray e extrudada.

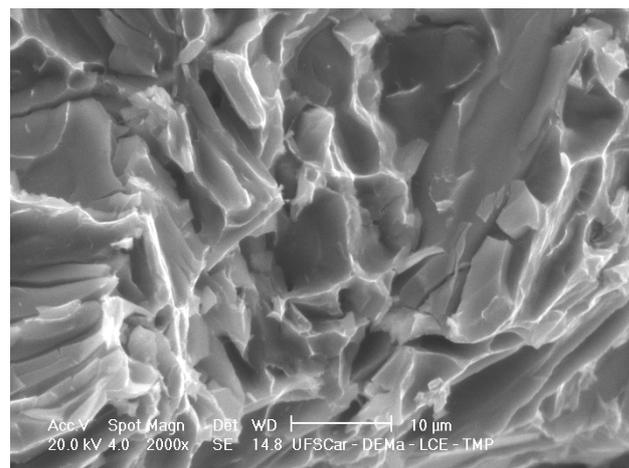
Comparando-se as micrografias da figura 6.20a e 6.20c e 6.20d, fica evidente que os mecanismos de fratura foram distintos para os conjuntos de amostras: fundidas, conformadas por spray e extrudada. Enquanto a superfície do corpo-de-prova da liga fundida (6.20a e 6.20b) apresentou aspecto microscópico de fratura frágil (clivagem), a liga depositada exibiu características intermediárias entre fratura frágil e dúctil e a liga depositada/extrudada apresentou características de fratura dúctil (“dimples”).

A micrografia da figura 6.20b, relativa à liga 356 fundida, apresenta planos de clivagem das placas de silício, o que indica que a propagação das trincas ocorreu através da região eutética.

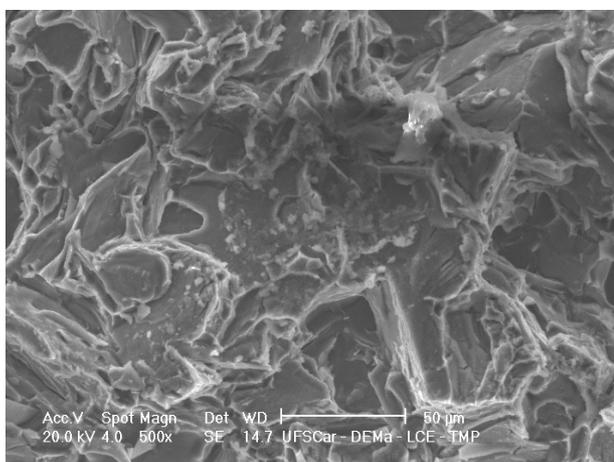
Quanto à nucleação das trincas, e baseado na natureza frágil da fratura, pode-se dizer que a baixa ductilidade apresentada pela amostra fundida sofreu grande influência da morfologia acicular do silício eutético. Por outro lado, as superfícies das amostras fraturadas da liga 356* contaminada, depositada/extrudada, exibem numerosas depressões em forma convexa, conhecida como “dimples”. Como descrito anteriormente, as microcavidades nuclearam em locais onde houve descontinuidade de tensão e coalesceram através da extensa deformação plástica da matriz de alumínio- α com aumento de tensão durante o ensaio. As amostras conformadas por spray, apresentaram as duas características, uma mistura entre os dois processos de fratura citados acima, indicando uma modificação do silício, porém não suficiente para amenizar sua influência prejudicial.



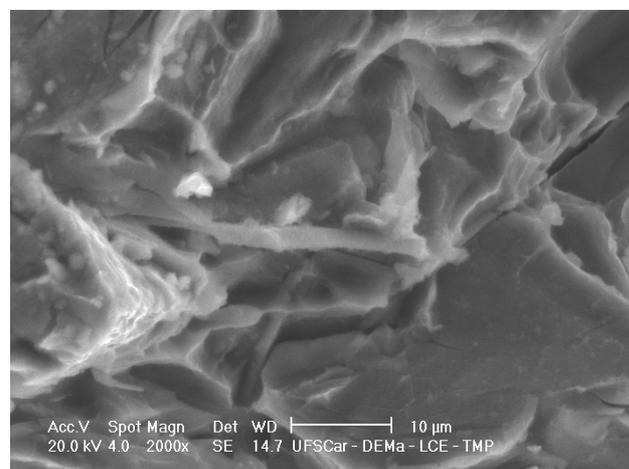
a)



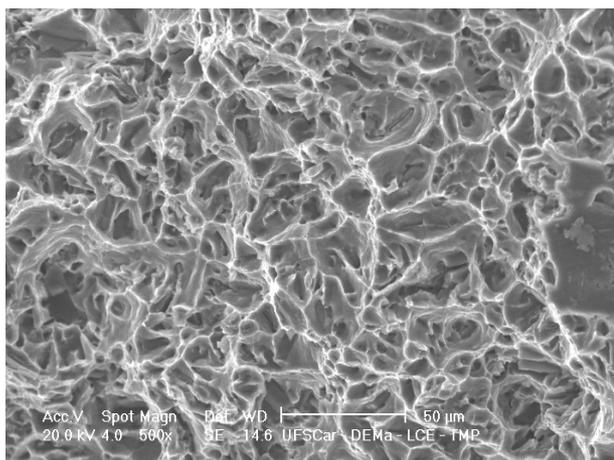
b)



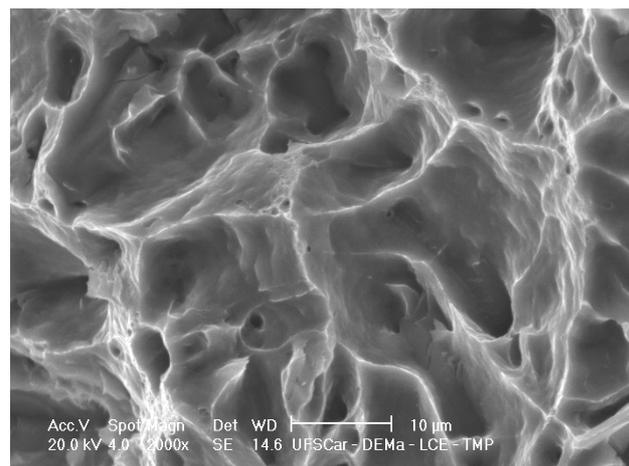
c)



d)



e)



f)

Figura 6.20 - Micrografias das Fraturas da Liga 356 com contaminação (1,0% Fe): a) e b) Fundição em areia; c) e d) Conformada por spray; e) e f) Conformada por spray/extrusão.

Com relação à influência do processo de extrusão nas propriedades dos depósitos da liga 356, pode-se dizer que as alterações microestruturais causadas pela extrusão a quente resultaram em aumentos significativos do limite de escoamento, limite de resistência e alongamentos quando comparados com o processamento por conformação por spray.

Quanto ao aumento entre os limites de escoamento, limites de resistência e o alongamento da liga conformada por spray e conformada por spray/extrudada, sabe-se que há relação com o tamanho de grão, pois a deformação plástica é baseada na influência dos contornos de grão sobre o movimento das discordâncias. Assim, a liga conformada por spray/extrudada, composto por grãos refinados, possui um número maior de contornos e, conseqüentemente, um número maior de obstáculos a ser vencidos pelas discordâncias. Portanto, a tensão necessária para provocar a deformação plástica do depósito extrudado é maior, sendo este depósito mais resistente mecanicamente. Por outro lado, os aumentos do limite de resistência e do alongamento alcançados pelo depósito extrudado se devem, principalmente, à grande redução na porosidade obtida com a extrusão. A influência da porosidade nas propriedades mecânicas é muito abordada em trabalhos de fundição e sabe-se que o efeito deletério da mesma diz respeito à concentração de tensão causada pelos poros quando o material é submetido a solicitações mecânicas.

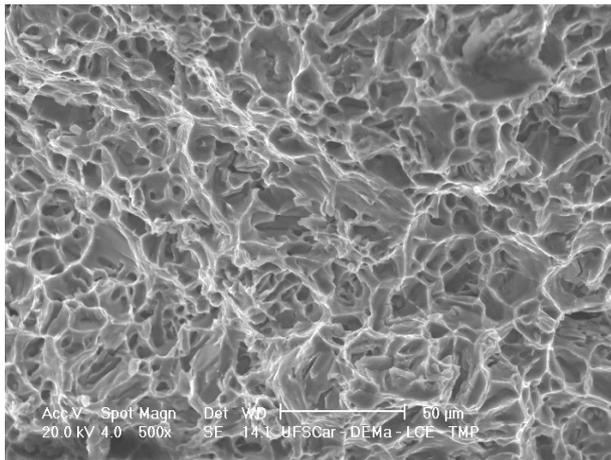
Resumindo a comparação entre as microestruturas da liga 356 fundida, conformada por spray e conformada por spray/extrudada, pode-se dizer que o penúltimo e o último processo reduziu drasticamente o potencial de concentração de tensão através da modificação do silício e da redução da razão de aspecto da fase β -AlFeSi, o que resultou em aumento significativo do limite de resistência e do alongamento da liga.

Os aumentos significativos que ocorreram devido aos tratamentos térmicos de solubilização/precipitação são devidos à formação de finos precipitados dispersos pela matriz do tipo Mg₂Si. Esses precipitados atuam como barreiras para a movimentação de discordâncias aumentando os limites de escoamento e limites de resistência promovendo uma diminuição no alongamento do material.

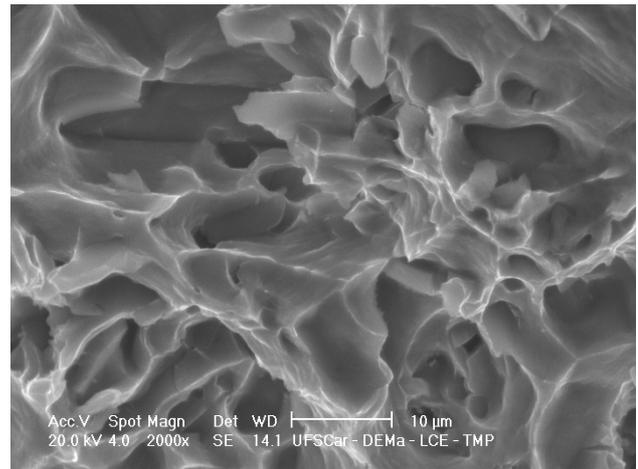
As figura 6.21 apresentam micrografias obtidas via MEV das superfícies de fratura de corpos-de-prova da liga 356*, contaminada com 1% de ferro, depositadas/extrudadas e tratadas termicamente por tempos diferentes.

Comparando-se as micrografias da figura 6.21 com as micrografias da figura 6.20e e 6.20f, verifica-se as mesmas características de fratura dúctil, com a presença de “dimples”. Porém, os tamanhos dos “dimples” formados na superfície de fratura da amostra tratadas variaram com os tempos de tratamento de precipitação. Como poder ser observado comparando-se os três tratamentos, o tamanho e profundidade dos “dimples” aumentaram quando comparados os tempos de 4h e 7h, sofrendo uma diminuição quando comparado 7h e 10h.

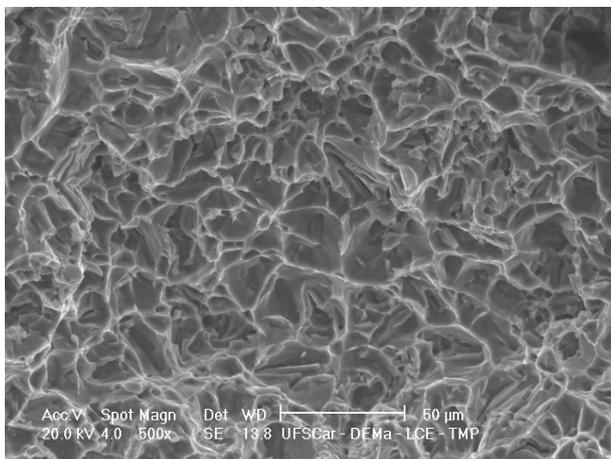
Diante dos resultados apresentados, evidencia-se que o processo de extrusão é capaz de reduzir a porosidade e o tamanho de grão, e, conseqüentemente, proporcionar à liga 356* contaminada e conformada por spray, propriedades mecânicas que ampliam as possibilidades de aplicação desta liga, dentre estas propriedades, destaca-se o alongamento obtido em torno de 15% para ligas extrudadas, e, em torno de 10% para ligas tratadas termicamente, que são muito superiores ao valor de 3% que pode ser atingido quando esta liga é processada por fundição.



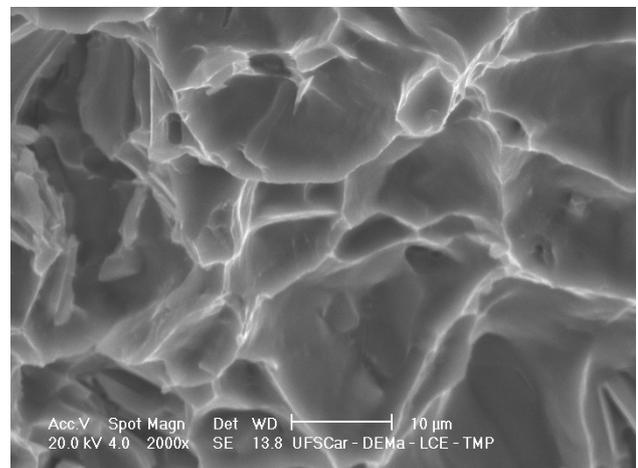
a)



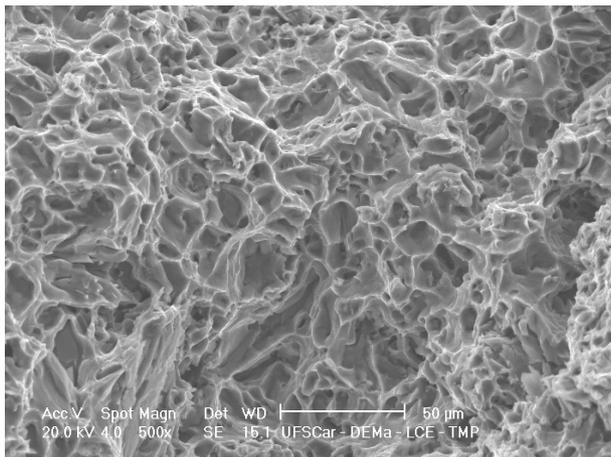
b)



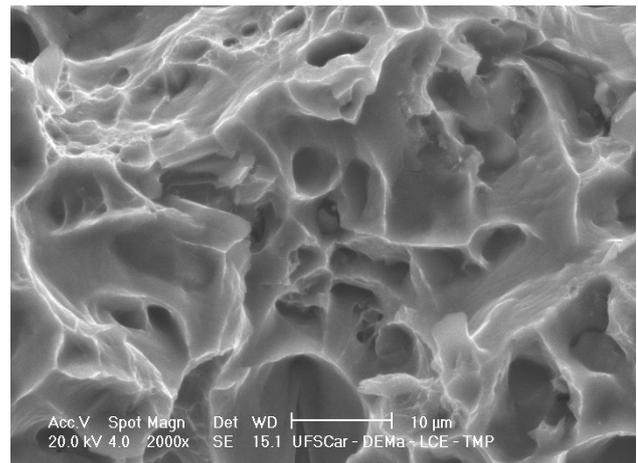
c)



d)



e)



f)

Figura 6.21 - Micrografias das fraturas da Liga 356 com contaminação (1,0% de Fe) conformada por spray/extrudada: a) e b) Tratada termicamente por 4h; c) e d) Tratada termicamente por 7h; e) e f) Tratada termicamente por 10h.

7 Conclusões

- As influências mais significativas dos parâmetros de processo ocorreram na porcentagem de porosidade do depósito e no rendimento de deposição, havendo um aumento da porosidade com o aumento da pressão de atomização, temperatura de superaquecimento e distância de vôo. Já o rendimento diminuiu com o aumento da pressão de atomização e distancia de vôo, e aumentou com aumento da temperatura de superaquecimento.

- As ligas de alumínio-silício 356 sem contaminação conformadas por spray apresentaram matriz de alumínio composta por grãos equiaxiais e silício particulado. As ligas 356 contaminadas conformada por spray apresentaram matriz de alumínio composta por grãos equiaxiais, silício particulado e fase intermetálica β -AlFeSi;

- A conformação por spray ocasionou um refinamento microestrutural da liga 356 quando comparada à mesma processada por fundição devido à forte incidência de fases sólidas sobre a superfície semi-sólida do depósito durante a deposição. Estas fases atuaram como sítios efetivos para a nucleação e causaram uma agitação mecânica capaz de alterar a morfologia e reduzir o tamanho das fases;

- Tal refinamento microestrutural proporcionou maiores valores de limite de resistência e alongamento para a liga conformada por spray quando comparados aos apresentados por esta liga no estado bruto de fusão.

- O processo de extrusão é capaz de minimizar a porosidade e reduzir o tamanho de grãos dos depósitos da liga 356, através de recristalização e consequentemente, aumentar significativamente a resistência e a ductilidade desta liga, tanto para as ligas com e sem contaminação, quando comparados com as ligas fundidas e conformadas por spray.

- O tratamento térmico de solubilização e precipitação promoveram aumentos significativos no limite de escoamento e de resistência quando comparados com os resultados das ligas conformadas por spray/extrusão e uma diminuição no alongamento, porem sendo superior aos alongamentos das ligas fundidas e conformadas por spray.

8 Bibliografia

ABAL, Informativo e estatísticas da Associação Brasileira de Alumínio, disponível em: <<http://www.abal.org.br>>. Acesso em 2006.

ABAL, Associação Brasileira de Alumínio. **Fundamentos do alumínio e suas aplicações**. Jan. 2004.

AKIO, C.. **Estudo da microestrutura de solidificação da liga A380 em função da composição química e da taxa de resfriamento**. Relatório de iniciação científica, DEMa/UFSCar, 1999.

ALLEN C.M.; O'REILLY K.A.Q.; CANTOR B.; EVANS P.V.. **Intermetallic phase selection in 1XXX Al alloys**. *Progress in Materials Science*, v.43 (2), p.89-170, 1998.

ANNAVARAPU, S., DOHERTY, R.D.. **Evolution of microstructure in spray casting**. *International Journal of Power Metallurgy*, v.29 (4), p.331-343, 1993.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Material**. v.2, 1990.

BACKERUD, L.; CHAI, G.; TAMMINEN, J.. **Solidification Characteristics of Aluminium Alloys**. Stockholm: AFS/SKANALUMINIUM, v. 2, 1990.

BAIQING, X., et al. **The study of primary Si phase in spray forming hypereutectic Al-Si alloy**. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 137, n.1, p. 183-186, 2003.

BERETA, L.A.; **Formação de Intermetálicos Contendo Ferro em Ligas Hipoeutéticas de Al-Si-Cu Conformadas por Spray**. (Tese de Mestrado). DEMa/UFSCar, 2003.

BERETA, L.A., et al. **Microstructure and mechanical properties of spray deposited and extruded/heat treated hypoeutectic Al-Si Alloy.** Materials Science & Engineering, Article In Press, 2006.

CAHN, R. W., P. HAASEN; **Physical Metallurgy**, 4ª edição, Universidade de Cambridge e Universidade de Gottingen, volumes I e II, 1996

CAI, W., LAVERNIA, E.J. **Modeling of porosity during spray forming: Part I. Effects of processing Modeling of porosity during spray forming: part II. Effect parameters.** Metallurgical and Materials Transactions, v.29B, p.1085-96, 1998.

CANTOR, B. **Microstruture development during rapid solidification** – 22 Riso int symposium on mat.sc.: science of metastable and nanoc. Alloys, p. 483-93, 2001

CHAN, H.M., HUMPHREYES, F.J. **The recrystallization of aluminium-silicon alloys containing a bimodal particle distribution.** Acta Metallurgia, v. 32, p.2343, 1984

COUTINHO, T. A.. **Metalografia de não ferrosos – Análise e prática.** Ed. Edgard Blücher Ltda, p.80-83, 1980.

FERRARINI, C. F. **Microestruturas e propriedades mecânicas das ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray.** (Tese de Doutorado). DEMa/UFSCar, 2005.

FERRO, R.; SACCONI, A.. in **Physical Metallurgy**, Eds. R.W.Cahn and P. Haasen, Part 1, Ch. 4, Fourth Ed., North Holland, Elsevir Science., 1996.

ESCHBACH, L. et al. **Effect of recrystallization and grain size on mechanical properties of spray formed AlCuMgAg-alloys**. Material Science and Engeneering, A248, p. 1-8, 1998.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Ed. Unicamp, 2001.

GOMES, M.R.; BRESCIANI, E.F.. **Propriedades e usos de metais não ferrosos**. ABM, 2ª edição, 1976.

GRANT, P. S.. **Spray forming**. Progress In Materials Science. V.39 (4-5) p.497-545, 1995. PEGAR

HATCH, J.E.. **Aluminum Properties and Physical Metallurgy**. American Society for Metals, Metals Park, Ohio, caps. 1, 2, 8; 1984.

IAI, Intenational Aluminium Institute. **Global Aluminuim Recycling: A Cornerstone of Sustainable Development**, 2006

KULUNK, B.; GRUZLESK, J.; ZULIANI, J.. **O efeito do estrôncio nos fundidos sob pressão, na liga GD AlSi9Cu3**. Fundação e Serviços, n. 89, p.32-41, 2000.

LEAL, V. S.. **Conformação por spray da liga Fe-6%Si: estudo do processo e da microestrutura**. São Carlos, 1999. 214p. Tese (Doutorado) - Departamento de Engenharia de Materiais, UFSCar, 1999.

LEATHAM, A.. Spray Forming Technology. **Advanced Materials & Processes**, v.150 (2), p.31-34, 1996.

LEATHAM, A.; OGILVY, A. **Comercial-scale application of spray-formed materials**. Journal of Materials Synthesys and Process, v.5, n.a, p 5-10, 1997

LEATHAN, A. **Spray Forming: Alloys, products, and markets.** JOM, v. 51, 1999.

MARTHINSEN, K. et al. **The spatial distribution of nucleation sites and its effect on recrystallization kinetics in commercial aluminum alloys.** Metallurgical and Materials Transactions, 34A, p.2705, 2003.

MASSALSKI, T.B.; OKAMOTO, H.; SUBRAMANIAM, P.R.; KACPRZAK, L.. **ASM International – The Materials Information Society.** Publisher – William W. Scott Jr., 2001.

MATHUR, P.; ANNAVAPU, S.; APELIAN, D.; LAWLEY, A.. **Process-Control, Modeling And Applications of Spray Casting.** JOM-Journal Of The Minerals Metals & Materials Society. v.41 (10), p.23-28, 1989.

MOHANTY, P.S.; GRUZLESKI, J.E.. **Grain Refinement Mechanisms of Hypoeutectic Al-Si Alloys.** Acta Materialia. v.44 (9), p.3749-3760, 1996.

MONDOLFO, L. F.. **Aluminium Alloys: Structure and Properties.** London, Butterworth & Co, 1976.

NES, E.; WERT, J.A. **Modeling of recrystallization in alloys with a bimodal particle size distribution.** Scripta Metallurgica, v. 18, n.12, p. 1433-38, 1984.

PEREIRA, G.S.. **Fundição de Ligas de Alumínio para a Indústria Automobilística: O Papel da Composição Química e dos Parâmetros Técnicos na Formação da Microestrutura e na Redução de Rejeitos.** Relatório de iniciação científica, DEMa/UFSCar, 2001.

OGILVY, A. **The Metallurgy of osprey process.** Spray Forming: Science, Technology & Applications. Princeton, New Jersey, USA, 1992.

ROOY, E. L.; **Aluminum and Aluminum Alloys – Metals Handbook – Casting**, vol. 9, 9th Edition, p. 743, 1988

SAIGAL, A., FULLER JR, E.R. **Analysis of stresses in aluminium-silicon alloys**. Journal Computational Materials Science, v.21, p.149-158, 2001.

SAMUEL, A.M.; SAMUEL, F.H.; DOTY, H.W.. **Observations on the Formation of beta-Al₅FeSi Phase in 319 Type Al-Si Alloys**. Journal of Materials Science. v.31 (20), p.5529-5539, 1996.

SANTIAGO, V. R.; PEREIRA, L. R.. **Metais não Ferrosos e suas Ligas**. EESC-USP, São Carlos, Cap. 1, p.1-25, 1975.

SRIVASTAVA, A.K. et al. **Effect of thermal conditions on microstructural features during spray forming**. Materials Science and Engineering. A304, p6587-91, 2001.

STONEBROOK, E. E.;SICHA, W. E.. **Correlation of Cooling Curve Data with Casting Characteristics of Aluminun Alloys**. Casting Characteristics of Aluminun Alloys, p. 489-496, 1979.

THAM, L.M. et al. **Influence of processing parameter on the near-net shape synthesis of aluminium-based metal matrix composites**. Journal of Materials processing and technology, v.89-90, p.128-134, 1999.

VERRAN, G.O., ROSSI, V.L. VERRI, A.A., PESCADOR, W.A. **Corrosão intergranular em ligas de Fundição AlSiMg- influência dos elementos residuais e do acabamento superficial**. Revista Matéria. v.9, n.4, pp. 334-343, 2004.

WANG, L.; MAKHLOUF, M.; APELIAN, D.; "**Aluminum Die Casting Alloys: Alloy Composition, Microstructure and Properties Performance Relationships**", International Materials Reviews, vol. 40, nº 6, (1995);

WANG, F. et al. **The microstructure and mechanical properties of spray-deposited hypereutectic Al-Si-Fe**. Journal of Materials Processing Tchnology, 137, p.191-94, 2003.

WERT, J.A. AUSTIN, L.K. **Modeling of thermomechanical processing of heat-treatable aluminum alloys**. Metallurgical Transactions, 19A, p.617, 1988.

ZHANG, J. et al. **The effect of porosity on the microestrutural damping response of 6061 aluminium alloy**. Journal of Materials Science, v.28, p.1515-24, 1993.

<http://www.world-aluminium.org/iai/stats/guidelines.html>

<http://www.eaa.net/eaa/index.jsp>

<http://www.aluinfo.de/en/index.html>

<http://www.oea-alurecycling.org/en/verband/publikationen.php>