

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

**MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LIGAS Al-Si
HIPOEUTÉTICAS CONFORMADAS POR SPRAY**

Cleyton Fernandes Ferrarini

São Carlos
2005

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

**CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LIGAS Al-Si
HIPOEUTÉTICAS CONFORMADAS POR SPRAY**

Cleyton Fernandes Ferrarini

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

Orientador: Dr. Claudemiro Bolfarini

São Carlos
2005

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

F375mp

Ferrarini, Cleyton Fernandes.

Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray / Cleyton Fernandes Ferrarini. -- São Carlos : UFSCar, 2006.

109 p.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2005.

1. Alumínio. 2. Conformação por spray. 3. Ligas de alumínio. 4. Microestrutura. 5. Propriedades mecânicas I. Título.

CDD: 669.722 (20^a)

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à Patrícia e Maria.

VITAE DO CANDIDATO

Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela EESC-USP (1998),
Engenheiro Mecânico pela EESC-USP (1992).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA TESE DE DOUTORADO DE

CLEYTON FERNANDES FERRARINI

APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS, EM 29 DE JUNHO DE 2005.

BANCA EXAMINADORA:

Dr. CLAUDEMIRO BOLFARINI
Orientador – PPG/CEM/DEMa/UFSCar

Dr. THOMAZ TOSHIMI ISHIKAWA
PPG/CEM/DEMa/UFSCar

Dr. WALTER JOSÉ BOTTA FILHO
PPG/CEM/DEMa/UFSCar

Dr. JOÃO BATISTA FOGAGNOLO
PPGECM/ Universidade São Francisco - USF

Dr. RUBENS CARAN JUNIOR
FEM/UNICAMP

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini, pela orientação, compreensão e amizade;

Ao Prof. D. Cláudio Shyinti Kiminami, pelo apoio e incentivo;

Aos amigos Bereta e Kasama pelo apoio e, principalmente, pelo exemplo de companheirismo;

Aos antigos alunos de IC e atuais amigos, Marquinho, Paçoca, Lais, Cássia e Kaká pelo auxílio na etapa experimental;

Ao amigo Zuba pelo incentivo e apoio técnico;

Aos amigos, Arthur, Régis, Tânia, Estéfano, Maurício, Conrado, Rodrigo, Carlos e Aroldo pelo convívio;

Aos técnicos Heitor, Beto e Tico (EESC) pelo auxílio na etapa experimental;

Ao CNPQ pela concessão da bolsa;

Aos professores e funcionários do PPGCEM;

À minha família pelo incentivo e apoio.

RESUMO

O presente trabalho teve por objetivo a caracterização microestrutural e a determinação das propriedades mecânicas das ligas de Al-Si 319 e 380 conformadas por spray. O processamento foi realizado através da fusão das ligas em forno de indução, da atomização com nitrogênio e da deposição do spray sobre um substrato de cobre. Foi utilizada, para comparação microestrutural e de propriedades mecânicas, a liga de alumínio 380 processada por fundição em areia. A conformação por spray resultou em depósitos com uma microestrutura mais refinada e homogênea sendo composta basicamente por grãos equiaxiais de Al- α , partículas de silício, Al₂Cu e agulhas da fase β -AlFeSi. Foi investigada a influência dos parâmetros de processo de conformação por spray da liga 380, constatando-se um aumento da porosidade e uma redução do rendimento com a elevação da temperatura de superaquecimento e da vazão mássica de metal. A porosidade dos depósitos foi minimizada através de processo de extrusão, o qual, também, proporcionou o refinamento de grão através recristalização da matriz. Ensaio de tração a temperatura ambiente, em amostras da liga 380 conformada por spray, apresentaram um aumento relativo nos valores de limite de escoamento e de resistência e um aumento muito significativo no 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 das agulhas da fase β -AlFeSi presentes no material conformado por spray. Quando conformada por spray e extrudada, a liga 319 apresenta valores de limite de resistência e de ductilidade superiores aos apresentados pela liga 380 depositada sob as mesmas condições de processamento, devido às menores porcentagens de silício e de porosidade.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF SPRAY FORMED HYPOEUTECTIC AL-SI ALLOYS

ABSTRACT

The aims of this work were the microstructural and tensile properties characterization of the hypoeutectic spray formed Al-Si 319 and 380 alloys. The alloys were melted by induction furnace, gas atomized with nitrogen and deposited onto a copper substrate. The results were compared with conventionally sand cast Al-Si 380 alloy samples.

Spray formed material showed fine and homogeneous microstructure, composed by equiaxial α -Al matrix, silicon particles, Al_2Cu and β -AlFeSi intermetallics phases. Higher porosity and lower yield process were obtained increasing the superheating temperature and liquid metal mass flow rate. The extrusion promoted grain refinement by a partial recrystallization process and strong decrease of the porosity.

Room temperature tensile tests of the spray formed Al-Si 380 alloy showed both increased 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. Due to the lower silicon content as well as lower porosity in spray formed and extruded Al-Si 319 alloy, this material showed higher values for the ultimate tensile strength and ductility when compared to Al-Si 380 alloy deposits processed by same parameters.

PUBLICAÇÕES

FERRARINI, C. F.; BERETA, L. A ; KIMINAMI, C. S. ; BOLFARINI, C. ;; BOTTA FILHO, W. J. . Microstructural Characterization of Rapidly Solidified Al-6.5%Si-4%Cu Alloy Powders Produced by Gas Atomization. **Journal of metastable and nanocrystalline materials**, v. 24-25, p. 519-522, 2005.

FERRARINI, C. F.; BOLFARINI, C.; KIMINAMI, C. S.. **Microstructure and mechanical properties of spray deposited hypoeutectic Al-Si alloy**. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, v. 375, p. 577-580, 2004.

FERRARINI, C. F., RIOS, C.T., BOTTA, W. J., KIMINAMI, C. S., BOLFARINI, C.. **Microstructures of rapidly solidified Al-9Si-3Cu alloy**. Journal Of Metastable and Nanocrystalline Materials, v.15-16, p.421 - 426, 2003.

SUMÁRIO

	Pág.
BANCA EXAMINADORA	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES	ix
ÍNDICE DE ASSUNTOS.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Considerações Gerais	1
1.2 Objetivo.....	3
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 Alumínio e suas ligas.....	5
2.1.1 Considerações gerais.....	5
2.1.2 Classificação das ligas de alumínio	6
2.1.3 Elementos de liga.....	8
2.1.4 Sistemas mais importantes de ligas de alumínio	12
2.1.5 O sistema Al-Si.....	13
2.1.6 Solidificação das ligas binárias Al-Si em processos de fundição.....	15
2.1.7 Tratamentos usuais em ligas Al-Si.....	16
2.1.8 Influência do cobre nas ligas Al-Si fundidas.....	18
2.1.9 Influência do Fe nas ligas Al-Si	20
2.2 Conformação por spray.....	23
2.2.1 O processo de conformação por spray.....	23
2.2.2 Desenvolvimento da microestrutura durante a conformação por spray	25
2.2.3 Principais parâmetros de processo que influenciam na microestrutura do depósito.....	29
2.2.4 Vantagens da conformação por spray.....	30

2.3 Ligas de alumínio conformadas por spray.....	31
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	35
3.1 Materiais.....	35
3.2 Metodologia.....	36
3.3 Processamento.....	38
3.4 Extrusão.....	42
3.5 Caracterização microestrutural.....	42
3.6. Ensaio de Tração.....	45
4. RESULTADOS	47
4.1 Caracterização microestrutural da liga 380	47
4.1.1 Microestrutura da liga 380 fundida.....	47
4.1.2 Microestrutura da liga 380 conformada por spray.....	50
4.2 Influência dos parâmetros de processo na microestrutura da liga 380 conformada por spray.....	62
4.2.1 Influência da pressão de atomização	62
4.2.2 Influência da distância entre o bocal atomizador e o substrato.....	65
4.2.3 Influência da temperatura de superaquecimento e da vazão mássica de metal.....	68
4.3 Influência do processo de extrusão na microestrutura dos depósitos da liga 380.....	75
4.4 Propriedades mecânicas da liga 380 fundida, conformada por spray e extrudada	81
4.5 Microestrutura e propriedades mecânicas da liga 319 conformada por spray e extrudada	89
5 CONCLUSÕES.....	97
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	99
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	101

LISTA DE TABELAS

	Pág.
Tabela 2.1 Grupos de ligas fundidas em alumínio.....	7
Tabela 3.1 Composição química das ligas utilizadas.....	35
Tabela 3.2 Parâmetros de processo utilizados e designações das conformações por spray.....	41
Tabela 4.1 Resultados de rendimento de deposição e de porosidade média obtidos com as conformações P0,5, P0,8 e P1,0.....	62
Tabela 4.2 Resultados de rendimento de deposição e de porosidade média obtidos com as conformações T645V6, D365 e D410..	66
Tabela 4.3 Resultados de rendimento de deposição, de porosidade média e de tamanho de grão obtidos com as conformações T715V6, T645V6, T715V4 e T645V4.....	69
Tabela 4.4 Porosidade média dos depósitos antes e após a extrusão.....	75
Tabela 4.5 Propriedades mecânicas da liga 380 fundida, depositada por spray e extrudada.....	82
Tabela 4.6 Resultados de rendimento de deposição, de porosidade média e de tamanho de grão obtidos com as conformações T715V6 da liga 380 e 319.....	90
Tabela 4.7 Parâmetros de processo das conformações T715V6 da liga 380 e 319.....	90
Tabela 4.8 Propriedades mecânicas e porosidade dos depósitos T715V6 / 380 e T715V6 / 319.....	92

LISTA DE FIGURAS

	Pág.
Figura 2.1 Diagrama de equilíbrio de fases Al-Si.....	14
Figura 2.2 Influência do teor de Si nas propriedades das ligas de alumínio.....	15
Figura 2.3 Morfologia do silício pertencente a uma liga hipoeutética de Al-Si: a) sem tratamento de modificação, b) com tratamento de modificação.....	17
Figura 2.4 Corte do diagrama de equilíbrio de fases ternário Al-Cu-Si..	19
Figura 2.5 Corte do diagrama de equilíbrio de fases Al-Si-Fe.....	21
Figura 2.6 Ilustração esquemática do processo de conformação por spray.....	24
Figura 2.7 Tipos de substrato e depósitos.....	25
Figura 2.8 Esquema da deposição na conformação por spray.....	26
Figura 3.1 Fluxograma do procedimento experimental.....	36
Figura 3.2 Equipamento de conformação por spray : a) vista geral, b) interior da câmara de atomização, c) detalhe do bocal atomizador.....	39
Figura 3.3 Esquema da seção transversal do depósito e de seu volume útil.....	42
Figura 3.4 Localizações das amostras para caracterização microestrutural.....	43
Figura 4.1 Micrografias da liga 380 fundida em areia, obtidas por: a) microscopia ótica e b) microscopia eletrônica de varredura.	47
Figura 4.2 Micrografia da liga 380 fundida destacando o silício eutético e as fases intermetálicas.....	48
Figura 4.3 Micrografias da liga 380 fundida destacando a fase intermetálica Al ₂ Cu : a) morfologia eutética e b) morfologia irregular.....	49
Figura 4.4 Micrografias da liga 380 fundida destacando as fases	

	intermetálicas Al_2Cu e $\beta\text{-AlFeSi}$	49
Figura 4.5	Micrografias da liga 380 fundida destacando as fases intermetálicas: a) $\alpha\text{-AlFeSi}$ e b) $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$	50
Figura 4.6	Localização das amostras no depósito	51
Figura 4.7	Micrografias do depósito da liga 380	52
Figura 4.8	Microestrutura do "overspray" da liga 380 com tamanho: a) maior que $100\mu\text{m}$ e b) menor que 45	54
Figura 4.9	a) micrografia do depósito da liga 380 obtida por MEV e b) mapeamento por EDS do silício.....	55
Figura 4.10	Micrografias do depósito da liga 380: a) obtida por MEV e b) obtida por MO.....	55
Figura 4.11	Micrografia do depósito da liga de Al-Si eutética.....	56
Figura 4.12	Micrografia do depósito da liga 380 destacando diferentes morfologias do silício.....	57
Figura 4.13	a) Micrografias do depósito da liga 380 destacando $\beta\text{-AlFeSi}$ e Al_2Cu , b) espectro de análise por EDS da fase $\beta\text{-AlFeSi}$, c) micrografias do depósito da liga 380 destacando Al_2Cu e d) espectro de análise por EDS da fase Al_2Cu	58
Figura 4.14	Micrografias da liga 380: a) obtida por conformação por spray e b) processada por fundição.....	59
Figura 4.15	a) micrografia de partícula de "overspray" da liga 380 b) ampliação da micrografia (a) destacando as partículas de Si e fase $\beta\text{-AlFeSi}$	60
Figura 4.16	a) esquema indicando valores de porosidade média em diferentes regiões do depósito da liga 380, b) micrografia referente ao centro do depósito, c) micrografia referente à localização próxima ao substrato.....	61
Figura 4.17	Esquema ilustrando a forma do de spray para: a) menor pressão de atomização e b) maior pressão de atomização..	63
Figura 4.18	a) e c) micrografias do depósito P0,5 e b) e d) micrografias do depósito P1,0.....	65
Figura 4.19	Esquema ilustrando a forma do de spray para: a) menor	

"distância bocal/substrato" e b) maior "distância bocal/substrato".....	67
Figura 4.20 a) micrografia do depósito referente à "distância bocal/substrato" de: a) 325mm, b) 365mm, c) e d) 410mm..	68
Figura 4.21 Micrografias do depósito T715V6 apresentando: a) diferentes tamanhos de poros e b) coalescimento de poros.	71
Figura 4.22 Micrografias dos depósitos: a) T645V6 e b) T715V6.....	72
Figura 4.23 Micrografias do depósito: a) T715V6 referente à localização A, b) T645V6 referente à localização A, c) T715V6 referente à localização B, d) T645V6 referente à localização B, e) T715V6 referente à localização C, e) T645V6 referente à localização C.	73
Figura 4.24 Micrografias de amostras depósito T645V6: a) e c) sem extrusão, b) e d) após a extrusão.....	76
Figura 4.25 a) e c) micrografias de depósito da liga 380 obtidas por microscopia eletrônica de transmissão, b) e d) espectros das microanálises por EDS.....	79
Figura 4.26 Micrografias do depósito apresentando recristalização parcial.....	80
Figura 4.27 Gráfico "tensão versus deformação" de corpos-de-prova da liga 380 fundida, conformada por spray e extrudada.....	81
Figura 4.28 Micrografias obtidas por MEV exibindo a superfície de fratura da liga 380: a) e c) fundida em areia, b) e d) conformadas por spray.....	84
Figura 4.29 Micrografias obtidas por MEV exibindo a superfície de fratura da liga 380 conformadas por spray: a) silício fraturado e b) fase rica em cobre fraturada.....	85
Figura 4.30 Micrografias obtidas por MEV exibindo superfícies de fratura de corpos-de-prova de tração do depósito da liga 380 sem extrusão (a e c) e extrudado (b e d).....	87
Figura 4.31 Micrografias das ligas conformadas por spray: a) liga 380 e	

b) liga 319.....	89
Figura 4.32 a) e c) microestruturas do depósito T715V6 da liga 380, b) e d) microestruturas do depósito T715V6 da liga 319.....	91
Figura 4.33 Microestrutura da liga 319 extrudada.....	92
Figura 4.34 Difratoogramas de amostras dos depósitos T715V6/380 e T715V6/319.....	93
Figura 4.35 Micrografias obtidas por MEV exibindo superfícies de fratura de corpos-de-prova de tração do depósito extrudado da liga 319.....	94

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações gerais

Apesar das ligas Al-Si formarem o sistema de ligas de alumínio mais utilizado em fundição, suas estruturas brutas de fusão são constituídas por grãos grosseiros, altos níveis de segregação, silício eutético em forma de grandes placas e compostos intermetálicos fragilizantes [1]. Estas características microestruturais limitam severamente o campo de aplicação destas ligas, restringindo, por exemplo, suas utilizações em componentes estruturais, devido às propriedades mecânicas inadequadas [2].

Para alterar as propriedades destas ligas existem alguns tratamentos tradicionais que são utilizados em rotas de fundição. O refinamento de grão é obtido com a adição de inoculantes a base de titânio ao banho, o que provoca a nucleação heterogênea da fase alumínio- α . O nível de segregação é amenizado com tratamentos térmicos de homogeneização e quanto à forma do silício, é comumente utilizado o tratamento de modificação que, através da adição de elementos como sódio e estrôncio, promove a transformação das placas de silício em formas fibrosas e, conseqüentemente, o aumento de ductilidade.

Por outro lado, quanto às fases intermetálicas indesejáveis nas ligas Al-Si comerciais, estudos sobre a influência da taxa de resfriamento e da adição de elementos de liga na formação das mesmas, não apresentam um consenso quanto aos procedimentos adequados para amenizar seus efeitos deletérios. Dentre estas fases, a fase Al_5FeSi , conhecida como $\beta-AlFeSi$, é a mais preocupante devido à sua forma de agulha que age como concentrador de tensão, reduzindo drasticamente a ductilidade destas ligas [3].

Alternativamente à fundição e seus tratamentos complementares, os processos que envolvem solidificação rápida são capazes de produzir um considerável refinamento e homogeneidade microestrutural em um grande número de ligas, melhorando, significativamente, suas propriedades [4]. Além

disso, propiciam o aumento da solubilidade sólida de impurezas na matriz e a formação de fases intermetálicas metaestáveis.

Entre estes processos alternativos, a conformação por spray se destaca por produzir, em uma única etapa de processamento, a partir de uma carga líquida, produtos semi-acabados caracterizados por matrizes homogêneas de finos grãos equiaxiais com distribuição uniforme de segundas fases e livres de macrosegregação [5, 6]. Este processo consiste, basicamente, na atomização por gás inerte de um fluxo de metal líquido em gotas de vários tamanhos, as quais são impulsionadas pelo gás em direção a um substrato onde se consolidam e solidificam formando um depósito coerente.

Apesar de existirem várias pesquisas sobre conformação por spray de ligas de alumínio, as composições investigadas até o momento, se limitam às ligas para trabalho mecânico e às ligas de Al-Si hipereutéticas, como o caso da liga A390 utilizada na produção de camisas de cilindros [7].

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

Assim, o possível aumento do campo de aplicação das ligas de Al-Si secundárias ocasionaria reflexos importantes quanto à economia de energia e à preservação do meio ambiente, uma vez que estas substituiriam ligas que são elaboradas a partir do alumínio primário, o qual é produzido através da extração da bauxita e do processo de eletrólise.

Portanto, o estudo sobre a conformação por spray de ligas de alumínio-silício hipoeutéticas secundárias pode contribuir para preencher uma lacuna importante no conhecimento científico da influência deste processamento não convencional nas propriedades de ligas de alumínio. Além disso, o domínio do processo da conformação por spray de ligas de alumínio gera novas

possibilidades de pesquisas e avanços científicos aos pesquisadores do laboratório de fundição do DEMa/UFSCar.

1.2 Objetivo

Este trabalho teve por objetivo:

- Investigar a microestrutura e as propriedades mecânicas das ligas de alumínio-silício 319 e 380 conformadas por spray e determinar parâmetros de processo que viabilizassem a combinação entre baixa porosidade do depósito e alto rendimento de deposição;
- Investigar a influência do processo de extrusão na microestrutura e nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio-silício 319 e 380 conformadas por spray.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Alumínio e suas ligas

2.1.1 Considerações gerais

As combinações singulares de propriedades providas pelas ligas de alumínio tornam esses materiais metálicos muito versáteis, econômicos e atrativos, permitindo sua aplicação em uma ampla gama de produtos, desde folhas maleáveis e altamente dúcteis até produtos sob os mais rígidos controles de qualidade como, por exemplo, os da indústria aeroespacial.

As baixas densidades e altas resistências específicas (razão resistência/peso) das ligas de alumínio são as características mais notáveis e permitem às mesmas, aplicações em estruturas resistentes e leves, as quais são particularmente vantajosas para qualquer equipamento de transporte, como automóveis e aeronaves.

As ligas de alumínio apresentam alta resistência à corrosão e características atóxicas o que possibilita o emprego em utensílios de cozinha e embalagens para indústria alimentícia e de bebidas. A excelente condutividade elétrica propicia às ligas de alumínio fundidas a aplicação em acessórios de linhas de transmissão de energia elétrica, tendo também, largo emprego em produtos mais simples como em trabalhos arquitetônicos e ornamentais devido à sua estética [8,9].

A maioria das ligas de alumínio pode ser trabalhada mecanicamente até a forma desejada e também pode ser fundida por todas as técnicas existentes, podendo o rendimento destes processos, variar conforme a composição das ligas.

Atualmente, outra notável característica das ligas de alumínio sendo muito explorada é sua reciclabilidade. 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 em franca expansão.

Dentre os setores que utilizam o alumínio e suas ligas, o de transporte vem se destacando devido ao significativo aumento de consumo, o qual atingiu 20,3 % do consumo total brasileiro em 2002 [10].

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 seus pesos e, conseqüentemente, da economia no consumo de combustível e da redução de emissão de poluentes.

Outro fator seria aumento do consumo pela indústria aeronáutica que tem sido responsável por grande parte das pesquisas nesta área [10].

Quanto à variedade das ligas de alumínio, a tecnologia mundial desenvolveu, até hoje, quase um milhão de ligas de alumínio, muitas das quais permanecem em uso por suas características excepcionais. Outras, com pequenas alterações na composição ou pela adição de novos elementos, cresceram de importância, enquanto que muitas se tornaram obsoletas ante as modernas ligas desenvolvidas.

2.1.2 Classificação das ligas de alumínio

Dentre as várias tentativas de ordenar as centenas de ligas de alumínio, as classificações feitas pela ASTM (American Society for Testing Materials) e pela "Aluminium Association", são as que alcançaram uma racionalidade satisfatória [11].

Convencionalmente as ligas foram divididas em duas categorias, as composições para fundição e aquelas trabalhadas mecanicamente, devido à diferenciação que cada categoria oferece em relação à composição química e ao mecanismo que leva às propriedades desenvolvidas [8].

As ligas de alumínio para fundição são classificadas segundo seus elementos de liga majoritários, através de um sistema numérico de quatro dígitos que pode ser visto na tabela 2.1 abaixo.

Tabela 2.1 - Grupos de ligas fundidas em alumínio [11].

Ligas	Elementos Majoritários
1XX.X	Mínimo de 99% de Alumínio (em peso)
2XX.X	Cobre (Cu)
3XX.X	Silício (Si), com adições de Cu e/ou Mg
4XX.X	Silício (Si)
5XX.X	Magnésio (Mg)
7XX.X	Zinco (Zn)
8XX.X	Estanho (Sn)
9XX.X	Outros elementos majoritários

Neste sistema numérico, o primeiro dígito diz respeito ao elemento de liga majoritário, o segundo e terceiro dígito são atribuídos para a identificação de uma liga em particular, ou seja, representam a família à qual pertence a liga. O quarto dígito indica a natureza da liga, com XXX.0 representando os limites de composição para os fundidos.

Muitas vezes se usam letras maiúsculas antes desses quatro dígitos para distinguir as ligas com uma composição genérica, normalmente restringindo a tolerância de alguma(s) impureza(s). As letras mais utilizadas são A e B, por exemplo, as ligas 380, A380 e B380, que diferem entre si pela tolerância dos elementos ferro e zinco.

As ligas de Alumínio para a fundição possuem propriedades importantes como ótima fluidez, baixo ponto de fusão, baixa solubilidade para gases (com exceção do hidrogênio), são quimicamente estáveis e possuem uma ótima aparência [12].

Dentro da categoria das ligas de alumínio para fundição, as ligas de alumínio-silício são as mais importantes, devido às suas excelentes características de fundição resultante da ação do silício que melhora a fluidez,

diminui a retração térmica e aumenta a resistência à abrasão. Outro fato a ser considerado é que o silício é um dos poucos elementos que podem ser adicionados ao alumínio sem provocar aumentos na densidade da liga pois sua densidade é um pouco menor que a do alumínio, $2,3 \text{ g/cm}^3$ e $2,7 \text{ g/cm}^3$, respectivamente [12].

2.1.3 Elementos de liga

Os elementos de liga podem melhorar a resistência mecânica do alumínio de duas maneiras diferentes: formando soluções sólidas ou segundas fases. Para os 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 formados pelos elementos de liga.

Os elementos mais comumente encontrados nas ligas comerciais de alumínio são silício, cobre, magnésio e zinco. Todos esses elementos, com exceção do Si apresentam valores significativos de solubilidade sólida no alumínio, e em todos os casos a solubilidade aumenta com o aumento da temperatura [13].

As adições de elementos de liga são importantes nas ligas de fundição devido à melhoria das características de fundição, tais como aumento da fluidez e redução da fragilidade à quente e, também, devido à melhoria da resistência à corrosão, usinabilidade e soldabilidade. A busca por aprimoramentos de propriedades culminou no desenvolvimento de inúmeras ligas com as mais diversas combinações de elementos, sendo que as principais adições e seus efeitos serão a seguir considerados [8, 12, 14]:

a) **Silício** - utilizado em até 13%, é o elemento mais usado comercialmente nas ligas para fundição. Aumenta a fluidez do alumínio líquido permitindo que ele

flua através de delgadas paredes na cavidade do molde reproduzindo detalhes mais delicados. Diminui a porosidade e o coeficiente de expansão térmica e em teores altos, torna difícil a usinagem. Quando combinado com o magnésio pode melhorar muito a resistência mecânica, por tornar a liga tratável termicamente. As ligas de alumínio com silício apresentam um eutético com cristais de silício em forma de placas finas que contribuem fortemente para o decréscimo da ductilidade da liga. Por esse motivo o silício eutético deve ser modificado, como será visto adiante.

b) **Cobre** - foi um dos primeiros elementos de liga utilizados e tem ainda grande utilização. Utilizado na faixa de 4% a 10% aumenta consideravelmente a resistência mecânica e a dureza do fundido, tanto antes como depois do tratamento térmico. É bastante solúvel no alumínio em altas temperaturas (5% a 524° C) e, apenas ligeiramente solúvel à temperatura ambiente. O cobre ainda torna a liga termicamente tratável permitindo um grande aumento da resistência mecânica. Diminui a contração interna de solidificação e melhora a usinabilidade. Todavia, em comparação com a fundibilidade obtida com o silício, o cobre é inferior por proporcionar fragilidade à quente e redução da fluidez.

c) **Magnésio** - com as mesmas características de solubilidade do cobre, o magnésio é a base para o aumento de resistência mecânica e dureza após tratamento térmico das ligas Al-Si, devido à formação de precipitados endurecedores como o Mg_2Si . Esses precipitados têm efeito contrário na ductilidade da liga. A presença do magnésio torna difícil a fundição devido à tendência a oxidação e conseqüente formação de escória, o que também faz cair os teores de silício, cobre e outros elementos. Para melhores resultados são recomendados cuidados especiais na manipulação dessas ligas, como a utilização de atmosfera inerte ou mesmo o tratamento da liga líquida com cloro gasoso para remover gases e os óxidos dissolvidos.

d) **Zinco** - tanto pode ser um elemento de liga como uma impureza dependendo da liga. Aumenta a resistência mecânica mas com decréscimo da ductilidade. Quando adicionado em quantidades superiores a 10%, torna a liga susceptível ao trincamento durante a solidificação e produz elevada contração na solidificação. Em combinação com o magnésio produz boa resistência ao impacto e excelente ductilidade.

e) **Níquel** - melhora a estabilidade dimensional e a resistência em temperaturas elevadas. Tem particular emprego em ligas para cabeçote de cilindros de motores de aeronaves com refrigeração a ar e em pistões de motores de combustão interna de automóveis. As ligas comuns empregam o níquel na faixa de 0,5 a 3,0%.

f) **Cromo** - é primariamente, um refinador de grão, utilizado em conjunto às adições de titânio. Em algumas ligas é utilizado para melhorar a resistência em temperaturas elevadas de uso .

g) **Manganês** - atua também como refinador de grão e é capaz de reduzir a contração durante a solidificação. Deve, no entanto ser controlado quando em combinação com o ferro, pois juntos dão origem a grandes partículas intermetálicas que reduzem a resistência da liga. Em teores de até 0,5 % diminui o efeito fragilizante do ferro através da formação de precipitados globulares de Fe-Mn. Em ligas contendo cobre a sua maior contribuição é a formação de compostos que ancoram os contornos de grão.

h) **Ferro** - algumas vezes é adicionado para reduzir a contração. Age também como refinador de grão, com exceção nas ligas à base de silício fundidas em areia. Nas fundidas sob pressão diminui o agarramento ao molde. O teor de ferro, nestes casos, deve estar sempre entre 0,15 e 1,2%. Nas ligas de alta resistência à base de cobre ou lítio, esse elemento diminui sensivelmente a ductilidade e deve permanecer abaixo de 0,3%.

i) **Titânio** - é usualmente adicionado em teores de 0,05 a 0,2% como refinador de grão para todas as ligas de fundição em areia e molde permanente, e dispensável na fundição sob pressão pois a microestrutura já é fina devido ao resfriamento rápido.

j) **Boro** - empregado em teores de no máximo 0,01% juntamente com o titânio, tornando mais duradouro o efeito deste em refusões.

k) **Fósforo** - a estrutura acicular do eutético de silício é normal em ligas hipoeutéticas, devido à presença de fósforo entre 2 e 10 ppm, que favorece a nucleação de silício primário em sítios de fosfatos de alumínio. A ausência da impureza nucleante de AIP previne a formação desses cristais de silício primário e proporciona o aparecimento de um eutético finamente dividido. O fósforo até 1,5 ppm dá origem a um eutético com estrutura lamelar com propriedades mecânicas intermediárias entre as duas estruturas anteriores.

l) **Sódio e estrôncio** - a adição de sódio e estrôncio em traços de 0,002 a 0,2% modificam a estrutura do eutético da liga hipoeutética de silício através da presença de compostos como NaSi_2 e Al-Si-Sr que incorporam o fósforo em sua estrutura via solução sólida, tornando-o inativo como impureza nucleante dos cristais de silício em forma lamelar.

2.1.4 Sistemas mais importantes de ligas de alumínio

Dentre a diversidade de ligas de alumínio, os sistemas mais comuns são apresentados a seguir [13]:

Al-Si – por se tratar do sistema de maior interesse neste trabalho, ele será descrito com maiores detalhes no próximo item.

Al-Cu - possuem ótima resistência mecânica final por serem passíveis de tratamento térmico em teores de cobre de até 5,5%. Podem ser trabalhadas mecanicamente para incremento de suas propriedades.

Al-Mg - apresentam ótima combinação de propriedades mecânicas, usinabilidade e resistência à corrosão. Convencionalmente são as mais leves e podem atingir boa resistência a tração na condição bruta de fusão quando associado ao cobre porém, apresentam péssima fundibilidade.

Al-Li – oferecem interessantes combinações de baixa densidade e elevado módulo de elasticidade. O lítio tem solubilidade significativa no alumínio e provoca apreciável endurecimento por precipitação.

Al-Cu-Si - são ligas essencialmente para fundição, possuindo excelente moldabilidade, fluidez e melhores propriedades mecânicas após tratamento térmico que as ligas binárias. Apresentam boa estanqueidade (baixo nível de porosidade) e boa resistência à corrosão.

Al-Si-Mg – apresentam excelentes características de fundibilidade, soldabilidade e resistência à corrosão. Elas são tratáveis termicamente, o que lhes confere excelentes propriedades mecânicas, tornando-as atrativas para muitas aplicações que incluem peças automotivas e aeroespaciais.

Al-Cu-Sn-Ni - são ligas antifricção, onde o estanho fica livre na matriz, melhorando as propriedades antifricção, enquanto o níquel e o cobre formam precipitados endurecedores.

2.1.5 O sistema Al-Si

Atualmente a Aluminium Association têm em seus registros cerca de 238 composições diferentes de ligas de alumínio para fundição (HATCH, 1984).

Dentro desse universo, as ligas de alumínio-silício respondem por 50% das ligas de alumínio utilizadas na indústria de fundição [14].

Estas apresentam características excelentes 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 quando adicionado ao alumínio diminui a densidade da liga [8].

Este sistema binário, cujo diagrama de equilíbrio de fases pode ser visto na figura 2.1, apresenta um eutético simples que ocorre a 577°C em uma composição correspondente a 12,6% Si. Nesta temperatura eutética, o alumínio e o silício formam soluções sólidas com 1,65% de Si e 0,5% de Alumínio, respectivamente [13].

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. As microestruturas obtidas por fundição destes três grupos de liga podem ser vistas na 2.1.

Ligas binárias Al-Si combinam alta resistência à corrosão, boa soldabilidade e baixa densidade [13] além de apresentarem uma grande gama de propriedades físicas e mecânicas que dependem da microestrutura e do teor de silício. A figura 2.2 apresenta a influência do teor de silício em algumas propriedades destas ligas.

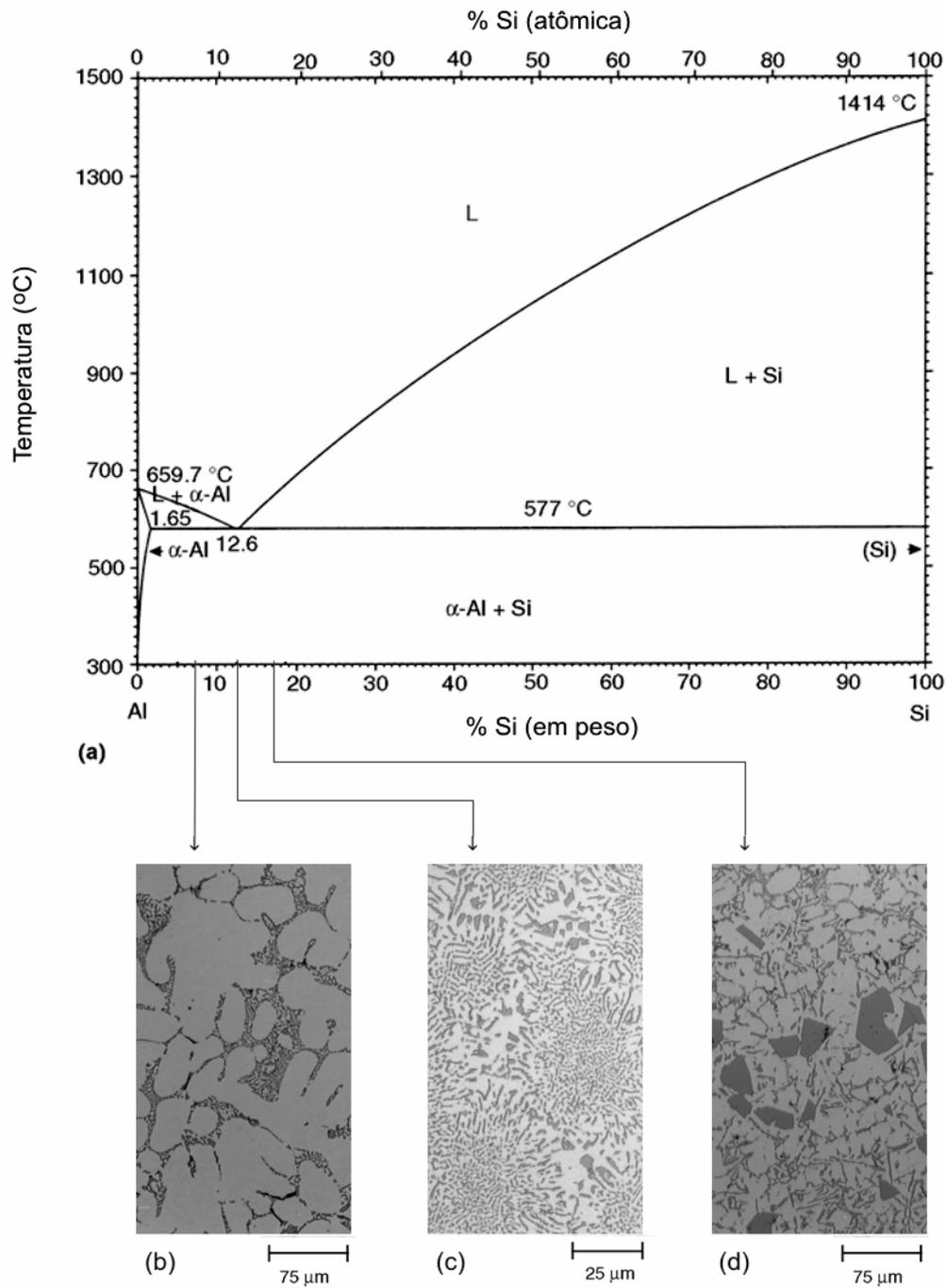


Figura 2.1– a) Diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Si; b) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si hipoeutética; c) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si eutética; d) microestrutura bruta de fusão de uma liga Al-Si hipereutética.

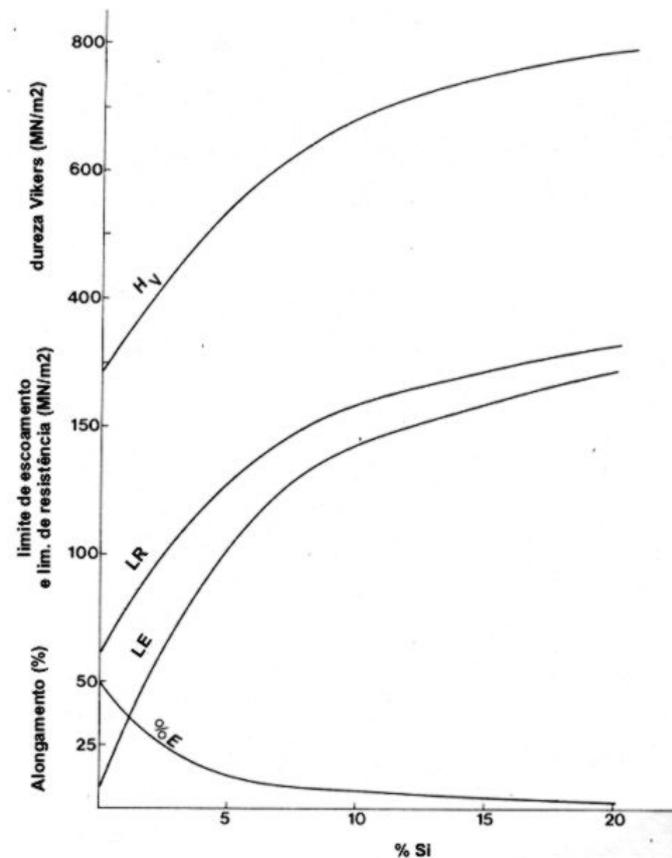


Figura 2.2 – Influência do teor de Si nas propriedades das ligas de alumínio [15].

2.1.6 Solidificação das ligas binárias Al-Si em processos de fundição

O processo de solidificação das ligas metálicas envolve essencialmente fenômenos de nucleação e crescimento, redistribuição de soluto, fluxo de material 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 instabilidades 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: surgimento da 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 as 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 .

2.1.7 Tratamentos usuais em ligas Al-Si

Segundo MOHANTY [16], as ligas de alumínio fundidas geralmente apresentam dois tipos de grãos: colunares e equiaxiais. Ambos são relativamente grosseiros e por isso são responsáveis por limitações quanto às propriedades mecânicas resultantes das ligas. Por este motivo, o tratamento de refino de grão é comum às ligas de alumínio-silício fundidas e é efetuado através da introdução, no banho metálico, de germes ativos, finamente divididos, que provoquem uma nucleação heterogênea e eficiente da fase alumínio- α . Geralmente, o inoculante utilizado é uma liga-mãe de Al-Ti ou Al-Ti-B que além de ser eficiente no refinamento, torna a microestrutura mais homogênea.

O efeito de refinamento de grão também pode ser provocado aumentando-se a taxa de solidificação da liga ou o gradiente de temperatura no banho, contudo a prática mais comum é a adição de elementos que provoquem a nucleação necessária.

As ligas de alumínio-silício hipoeutéticas e eutéticas têm uma larga faixa de utilização e suas propriedades dependem da microestrutura resultante do processamento, especialmente, da morfologia do silício eutético que, geralmente, se apresenta na forma de grandes placas paralelas.

O eutético modificado é caracterizado por uma estrutura fibrosa fina do silício eutético e é exigido em muitas aplicações devido às melhores propriedades mecânicas da liga fundida, especialmente a ductilidade. A figura 2.3 apresenta micrografias da liga de alumínio 356 antes e depois do tratamento de modificação do silício eutético.

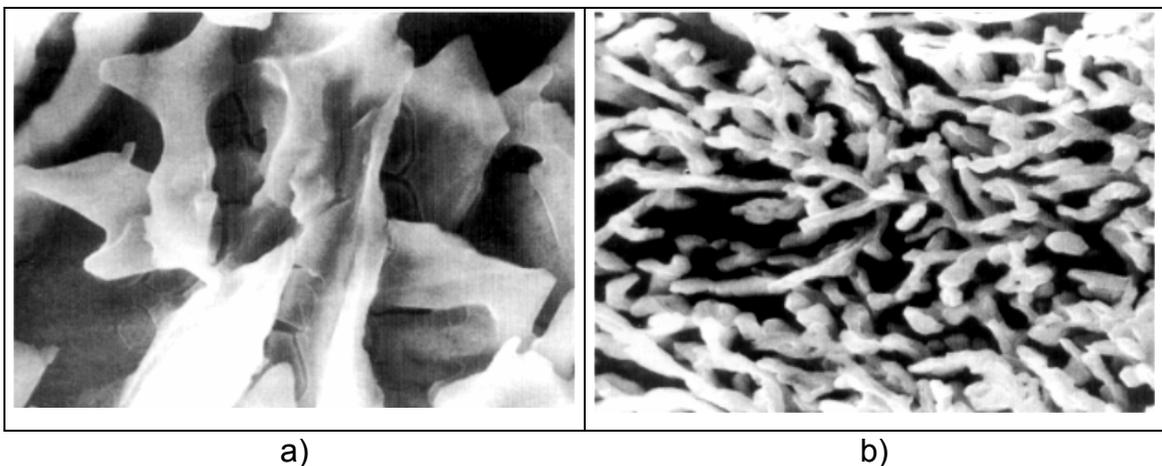


Figura 2.3 – Morfologia do silício pertencente a uma liga hipoeutética de Al-Si: a) sem tratamento de modificação, b) com tratamento de modificação [17].

A formação do silício eutético pode ser ajustada com a adição de uma pequena quantidade de sódio ou estrôncio, o que pode causar a transição da estrutura granular não-modificada para uma estrutura fina modificada.

Dentre as explicações existentes na literatura, uma com boa aceitação seria a que relata que os átomos dos elementos modificadores são adsorvidos nas superfícies de crescimento dos cristais de silício, impedindo este crescimento e restringindo a intensificação da germinação, de modo a originar cristais de silício com estrutura fina e múltiplas ramificações. Outra argumentação diz respeito à alteração na tensão superficial entre o alumínio e o silício causada pela adição de agentes modificadores.

As ligas Al-Si hipereutéticas, apesar de apresentarem excelente resistência ao desgaste, baixos coeficientes de expansão térmica e ótimas características de fundição, são menos utilizadas que as hipoeutéticas devido à exigência de maior controle da microestrutura e da sanidade das peças fundidas e a menor usinabilidade devido a grande quantidade de partículas de Si primário [13].

O controle do número e tamanho das partículas de Si primário de ligas Al-Si hipereutéticas é realizado através de tratamento de refinamento, que consiste na adição ao banho de partículas que facilitem a nucleação do Si como as do composto AIP, considerado um dos mais eficientes substratos pois basta apenas a adição de poucos ppm para se obter ótimos resultados de refino do Si. As partículas de Si resultantes do tratamento, geralmente apresentam de 8 a 10% do tamanho das partículas não refinadas [13]. A remoção do sódio, antes do tratamento com fósforo é necessária, pois este forma fosfeto de sódio no banho, consumindo o fósforo necessário ao tratamento.

Quando as hipereutéticas são utilizadas em fundição sob pressão, o tratamento de refinamento não se faz necessário devido a algumas características do processo como a turbulência gerada durante a alimentação do molde e a maior taxa de resfriamento.

2.1.8 Influência do cobre nas ligas Al-Si fundidas

O cobre é adicionado às ligas de alumínio-silício em quantidades entre 2 a 4,5% com a finalidade de aumentar 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% (6-10%) quando a resistência mecânica é, sobretudo, o principal aspecto tecnológico da liga, no entanto, estas perdem muito em fundibilidade por aumentarem o seu intervalo de solidificação. Fora de solução sólida o cobre pode formar blocos de Al_2Cu que são prejudiciais para as propriedades mecânicas.

Em ligas Al-Si hipoeutéticas, a presença de cobre está relacionada a um aumento no intervalo de solidificação e a formação do eutético ternário Al-Si- Al_2Cu . A figura 2.4 mostra uma corte no diagrama de equilíbrio ternário Al-Cu-Si, para uma liga com 6% em peso de Si. A seta vertical mostra a seqüência de solidificação segundo um teor de 3,5% em peso de cobre. Para essa composição (6%Si e 3,5%Cu) a linha atinge a T_{Liquidus} em 590°C formando a fase de alumínio α e, em 522°C ocorre a formação da fase Al_2Cu no eutético ternário (Al_2Cu -Si-Al).

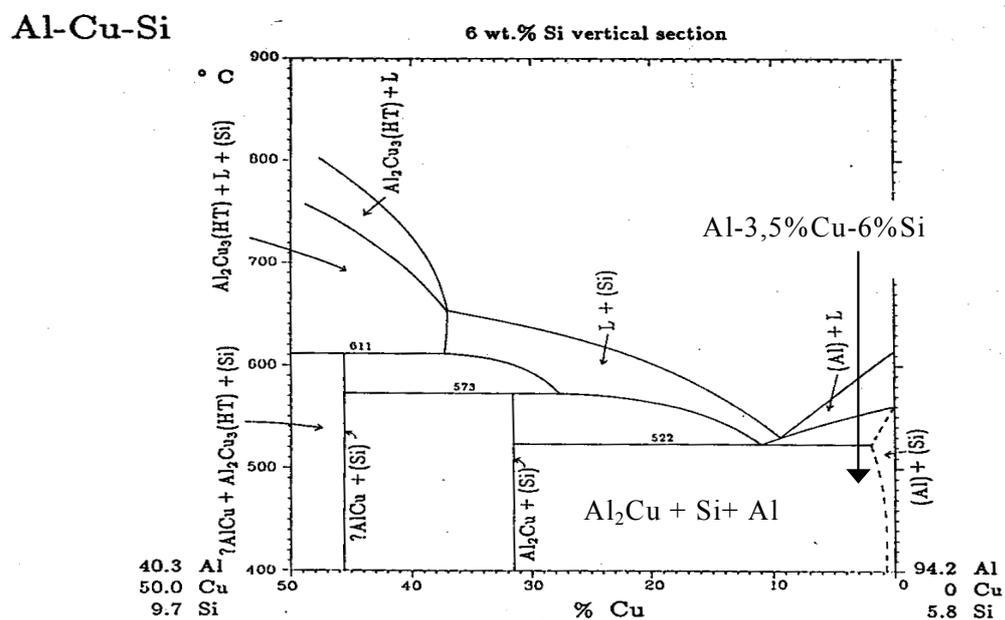


Figura 2.4 - Corte do diagrama de equilíbrio de fases ternário Al-Cu-Si (Mondolfo,1976).

Nas ligas onde o cobre não é permitido 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 [18]. Como conseqüência, as ligas com alto teor de cobre são mais susceptíveis à formação de porosidade.

Segundo SAMUEL & SAMUEL [3], além da forma eutética de Al-Si- Al_2Cu e da forma de blocos de Al_2Cu , o cobre na presença de Mg em teores acima de 0,1%, forma plaquetas de $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ e reduz ainda mais a temperatura "solidus" da liga.

2.1.9 Influência do Fe nas ligas Al-Si

Uma grande preocupação quanto ao emprego de ligas de alumínio em componentes estruturais é a presença dos compostos intermetálicos que podem ter uma morfologia prejudicial às propriedades mecânicas da peça fundida [19]. Estes compostos intermetálicos são fases estáveis e, portanto não se dissolvem com os tratamentos térmicos de homogeneização e de solubilização.

O Fe, 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 [16, 20].

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

Segundo Hatch [13], no sistema Al-Fe-Si existem duas fases ternárias que podem estar em equilíbrio com o alumínio, são elas: Fe_2SiAl_8 , conhecida como fase $\alpha\text{-FeAlSi}$ e FeSiAl_5 , conhecida como fase $\beta\text{-FeSiAl}$. Outras duas fases também podem se formar em condições adversas de alto teor de silício (>14%) ou alto teor de ferro (>2%), são elas: FeSi_2Al_4 e AlFeSi_3 , respectivamente. A partir do corte do diagrama de equilíbrio ternário Al-Fe-Si em 0,7% Fe, mostrado na figura 2.5, é possível traçar um paralelo entre a formação dos intermetálicos de ferro em uma liga Al-6%Si e a seqüência de solidificação de um sistema Al-Fe-Si .

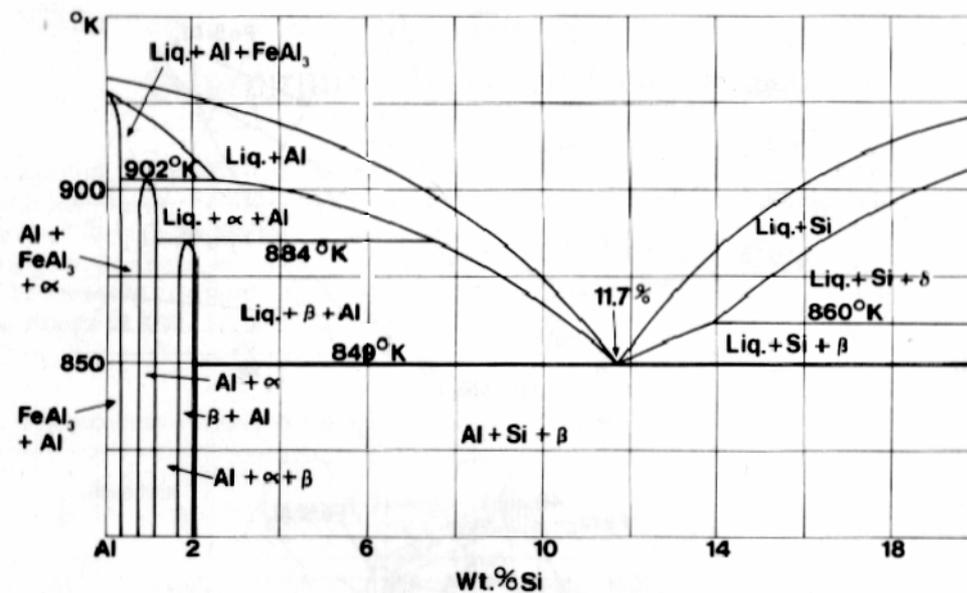


Figura 2.5 - Corte do Diagrama de Equilíbrio Al-Si-Fe (MONDOLFO,1976).

Do diagrama exibido pela figura 2.5, uma composição inicial de 6% em peso de silício, começa a solidificação em 650° C com a formação da fase α de alumínio e termina em 576° C com a formação do eutético ternário Al-Si-FeSiAl₅. Entre estas duas reações estão a formação dos intermetálicos Fe₂SiAl₈ a 616°C e FeSiAl₅ a 611°C. Na prática, dificilmente se alcançam as condições de equilíbrio impostas pelo diagrama e por isso é muito comum que nas ligas comerciais apareçam as fases FeAl₆, FeAl₃, Fe₂SiAl₈, FeSi₂Al₄ e FeSiAl₅ coexistindo entre si.

Na presença de magnésio (0,2-0,5%) ou de cobre, o ferro deve formar as fases FeMg₃Si₆Al₈ ou Cu₂FeAl₇, mas estas fases não estabelecem equilíbrio com a fase Al₅Mg₈Cu₂Si₆, citada anteriormente, cuja presença tem sido freqüentemente observada nas ligas de alumínio-silício que contenham cobre e magnésio.

O conhecido efeito prejudicial da fase β -Al₅FeSi nas propriedades mecânicas das ligas está associado a sua morfologia, pois se apresenta em forma de agulhas, o que resulta em um eficiente concentrador de tensões. Segundo SAMUEL [3], o comprimento médio das agulhas de β -Al₅FeSi está diretamente ligado à depreciação das propriedades mecânicas da liga.

A morfologia e o tamanho das fases ricas em Fe nas ligas de alumínio dependem da composição da liga e das condições de solidificação.

Quanto à influência da composição química, o exemplo mais clássico é efeito da adição de Mn à liga Al-Si-Fe. A adição de Mn em teores que somados ao teor do Fe não excedam 0,8%, pode evitar a fase β -Al₅FeSi em forma de agulhas, promovendo a formação da fase Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ e, conseqüentemente, evitando a fragilização do material [21].

Allen et al. [22] descrevem os fatores que governam a seleção de fases em ligas de alumínio da série 1XXX durante o processamento de chapas por fundição semicontínua. Neste trabalho, é relatada a existência de uma taxa de resfriamento crítica que determina qual fase se manterá estável após um crescimento competitivo. Na solidificação de uma liga do sistema Al-Si-Fe, a uma taxa de resfriamento superior àquela crítica, a fase metaestável Fe₂SiAl₈ necessita de um superesfriamento térmico menor que fase estável FeSiAl₅ devido à diferença entre os mecanismos de crescimento dos intermetálicos que compõe os eutéticos, ou seja, o crescimento da fase Fe₂SiAl₈ que possui uma interface difusa é muito mais fácil que o crescimento da interface facetada da fase FeSiAl₅.

Backerud et al. [17] relatam que na liga Al-Si 380, a fase α -AlFeSi (Fe₂SiAl₈) 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. Esta fase α -Fe₂SiAl₈ em forma de escrita chinesa não é prejudicial às propriedades mecânicas da liga devido, principalmente, à complexidade de sua morfologia que dificulta a propagação de trincas.

Outro benefício, descrito na literatura, a respeito do aumento da taxa de resfriamento é que este, quando não ocasionar a formação de fases metaestáveis ao invés da fase β -FeSiAl₅, ainda poderá resultar em uma diminuição do tamanho desta última fase [21].

Assim, com os processamentos que envolvam taxas de resfriamento mais rápidas que os processos convencionais de fundição e lingotamento,

como por exemplo, a conformação por spray, há chances de se amenizar, ou mesmo, evitar os efeitos prejudiciais da fase β - FeSiAl₅ em ligas Al-Si com altos teores de Fe.

2.2 CONFORMAÇÃO POR SPRAY

2.2.1 O processo de conformação por spray

No processo de conformação por spray, ilustrado pela figura 2.6, uma carga metálica é fundida por indução em um cadinho localizado no topo da câmara de deposição, ao ar ou à atmosfera inerte, e elevada a uma temperatura acima da temperatura “liquidus” da liga [23]. Um tampão com haste atravessa o banho metálico e localiza-se na extremidade superior do tubo de vazamento localizado na base do cadinho, funcionando como uma válvula. Um termopar posicionado no centro da haste do tampão permite medida contínua da temperatura do banho metálico. Quando uma temperatura predeterminada é alcançada, tipicamente 50 a 200°C acima da temperatura “liquidus”, é iniciado o fluxo de gás inerte a alta pressão através do atomizador e neste momento o tampão é elevado e o metal fundido flui através do bocal de vazamento. Alternativamente um cadinho basculante é usado para vazar o metal fundido dentro de um “tundish” localizado no topo da câmara de deposição. Usualmente o tubo de vazamento de metal fundido é de cerâmica (por exemplo grafite, sílica, alumina e zircônio) ou de metal refratário, como o tungstênio [5]. O fluxo de metal líquido entra na câmara de deposição e ao chegar à zona de atomização é desintegrado em um spray de pequenas gotículas³ pelo gás de atomização em uma pressão na faixa de 0,7 a 1,0 MPa [24].

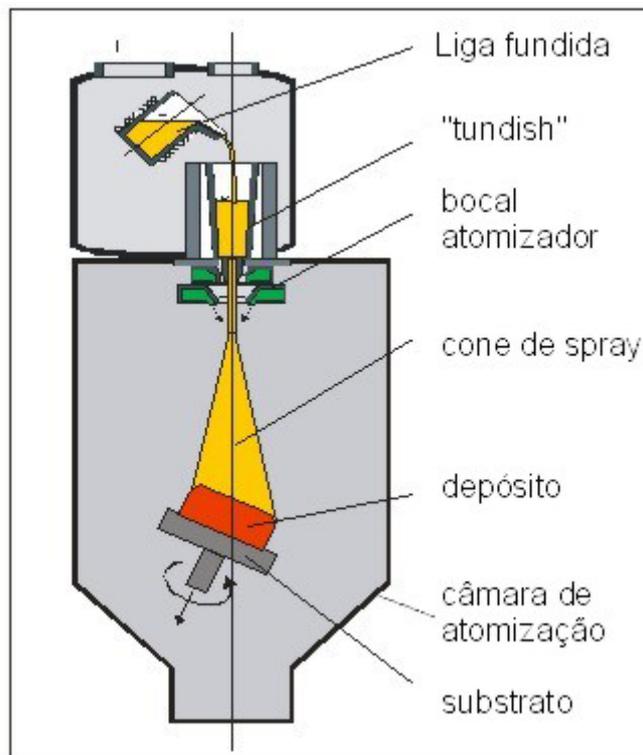


Figura 2.6 - Ilustração esquemática do processo de conformação por spray.

As gotas atomizadas são resfriadas e aceleradas pelo gás de atomização para o substrato, o qual é posicionado abaixo da zona de atomização. As gotas colidem e consolidam no substrato para formar um depósito, cuja configuração geométrica depende do movimento relativo entre o substrato e o cone de atomização [25]. 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 figura 2.7 ilustra as três morfologias de depósitos documentadas pela literatura especializada: tubo, tarugo e chapa.



Figura 2.7 – Ilustração dos diferentes tipos de substrato e as possíveis formas de depósitos: a) tubo; b) tarugo e c) chapa.

2.2.2 Desenvolvimento da microestrutura durante a conformação por spray

O “spray” obtido com a atomização tem formato cônico e é composto por gotas, cujas velocidades aumentam radialmente. Geralmente, os ângulos formados entre os eixos longitudinais do cone e do substrato estão entre 10 e 25° enquanto os raios dos depósitos atingem de 100 a 300 mm [26].

Durante a atomização, uma violenta extração de calor causada pelo gás de atomização, proporciona às gotas que solidificam em vôo, uma microestrutura altamente refinada e típica de processos de solidificação rápida. Por outro lado, as condições de solidificação na superfície do depósito após a chegada das gotas, são governadas por taxas de resfriamentos muito mais lentas [1].

O spray apresenta uma ampla distribuição de tamanhos de gota, o que fará com que elas atinjam à superfície do depósito em diferentes estágios de solidificação pois, o resfriamento durante o vôo depende de seus tamanhos, de suas velocidades e trajetórias. Pequenas gotas resfriam e solidificam mais rapidamente devido à maior razão área superficial/volume enquanto que gotas grandes resfriam mais lentamente, ocorrendo no depósito uma mistura de gotas pequenas e completamente solidificadas, gotas semi-sólidas com tamanhos intermediários e grandes gotas líquidas [26]. Uma ilustração destas diferentes gotas atingindo o depósito pode ser vista na figura 2.8.

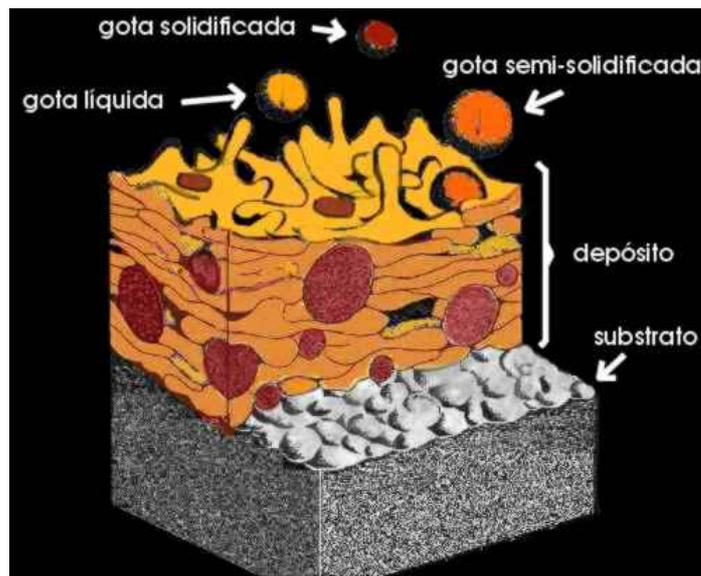


Figura 2.8 – Esquema da deposição na conformação por spray

Determinações do histórico térmico do depósito mostram que há diferenças significativas de temperatura no depósito durante a conformação por spray. O balanço térmico ocorre entre o calor fornecido ao depósito pela massa de gotas que chegam e pelo calor extraído por convecção, através do fluxo de gás atomizador que entra em contato com o depósito, e por condução da superfície em direção ao substrato. Um estado constante de temperaturas ocorre quando o aquecimento causado pela deposição se iguala ao calor removido pela convecção do gás atomizador sobre a superfície do depósito e pela condução que ocorre na interface depósito/substrato.

De acordo com este balanço térmico, é de se esperar um aumento da temperatura da superfície do depósito com a elevação da temperatura do spray e a diminuição da velocidade de afastamento do substrato em relação ao bocal atomizador.

Metalurgicamente os depósitos, ou melhor, os produtos resultantes da conformação por spray são caracterizados por uma distribuição uniforme de grãos equiaxiais, livres de macrosegregação, com distribuição uniforme de segunda fase e baixo conteúdo de óxido.

Entretanto, independentemente da liga, uma das características inerentes aos depósitos produzidos por conformação por spray é a porosidade. Vários trabalhos sobre conformação por spray de ligas de alumínio

apresentam, como médias volumétricas, valores que variam entre 1 e 10% [27].

Os níveis de porosidade, muitas vezes, tornam necessária a efetuação de processos secundários de conformação mecânica como laminação, extrusão ou forjamento para minimização da porosidade e aproveitamento do material conformado por spray [7, 27].

Conseqüentemente, várias pesquisas foram realizadas visando um maior esclarecimento quanto os mecanismos de formação e a influência de parâmetros de processo na porosidade nos depósitos [5, 24, 28, 29]. Entre estes trabalhos, pode-se dizer que existam considerações comuns quanto à existência de três mecanismos para a formação de porosidade: insuficiência de líquido para preencher cavidades entre partículas solidificadas; contração devido à solidificação e aprisionamento de gás. O primeiro mecanismo ocorre devido ao número excessivo de gotas sólidas no spray que ao atingirem a superfície do depósito se soldam formando um volume de poros irregulares e interconectados maior que o volume de líquido disponível para seu preenchimento. Outro mecanismo relacionado à carência de fração líquida é a deficiência na alimentação de fase líquida para suprir a contração durante a solidificação das sucessivas camadas que formam o depósito. Este mecanismo é caracterizado pela formação de poros pequenos e não esféricos distribuídos em linha entre as camadas depositadas. Já a excessiva fração líquida na superfície do depósito e sua agitação devido à colisão das gotas do spray podem levar a um aprisionamento de gás no depósito e, conseqüentemente, a presença de porosidade caracterizada por poros grandes e esféricos. Assim, de acordo com as pesquisas referenciadas, a quantidade de porosidade e as características dos poros dependem da fração líquida presente nas gotas atomizadas e na superfície do depósito, ou seja, o controle da taxa de extração de calor das gotas do spray durante o voo e da superfície do depósito durante a deposição é essencial para a minimização da porosidade na conformação por spray.

O tamanho de grão que será obtido no depósito também é fortemente influenciado pela temperatura da superfície do mesmo durante a deposição, pois aumentando-se esta temperatura aumenta-se a fração de fase líquida na

superfície e conseqüentemente, o tempo de solidificação. Tamanhos típicos de grãos equiaxiais de ligas de alumínio e de níquel conformadas por spray estão entre 20 e 30 μm [30-32].

Os tamanhos de grãos dos depósitos são, geralmente, pequenos devido ao efeito nucleante de gotas sólidas que atingem a superfície do substrato. A taxa de crescimento dos grãos diminui com o abaixamento da temperatura da superfície do depósito e, é mínima para uma fração sólida de 0,7 na superfície [33].

O efeito nucleante é seguido por uma complexa cinética de crescimento durante o resfriamento do depósito, onde a taxa de crescimento dependerá, principalmente, da composição da liga, do coeficiente de difusão do soluto, da tensão superficial entre o sólido e o líquido e da temperatura do depósito. O crescimento dos grãos também pode ser afetado ou interrompido devido à presença de fases secundárias [32].

Devido ao movimento relativo entre o substrato e o cone de atomização, a deposição pode ser considerada como oriunda da sobreposição de várias camadas de gotas que atingem o depósito. Sempre, a camada que está superposta por outra, resfria e solidifica previamente à camada sobreposta, ou seja, há um gradiente térmico positivo do substrato para a superfície do depósito. Quando uma camada de gotas atinge a superfície do depósito que se encontra no estado semi-sólido, ocorre a formação de uma microestrutura homogênea de grãos finos e equiaxiais. Porém, quando a superfície do depósito se encontra completamente solidificada, a conformação resulta em uma microestrutura com bandas de grãos achatados facilmente identificável [26].

Durante a deposição, pode ocorrer uma transição entre esta estrutura homogênea e a bandeada, existindo para tanto, um intervalo crítico de sobreposições de gotas. Quando o tempo entre uma sobreposição e outra é menor que um valor crítico, ocorre a estrutura homogênea e se for maior, ocorrerá uma estrutura bandeada. Este tempo crítico de sobreposições aumenta linearmente com a taxa de deposição e inversamente, com a velocidade de afastamento do substrato.

Nos estágios iniciais da deposição sobre o substrato frio, o gradiente térmico é alto e o tempo crítico de sobreposição é muito baixo o que leva a estrutura bandada. Com o decorrer da deposição, ocorre a diminuição do gradiente térmico devido ao aquecimento do substrato e do depósito formado, e, conseqüentemente, um aumento do tempo crítico de sobreposição o que ocasiona a transição para a microestrutura homogênea de grãos equiaxiais.

2.2.3 Principais parâmetros de processo que influenciam na microestrutura do depósito

O estudo detalhado dos mecanismos de solidificação que governam a microestrutura do depósito é demasiadamente complexo devido à sobreposição de efeitos causados pelas diferentes interações térmicas que ocorrem durante a atomização e a deposição.

Portanto, a atenção deve ser dada às características do spray no momento da deposição e às características da superfície de deposição neste mesmo momento. Como características do spray pode-se considerar a fração de gotas no estado líquido, distribuição de tamanho, velocidade e trajetória das gotas. E com referência à superfície do depósito tem-se a fração líquida presente, a espessura da camada semi-sólida, os saltos das gotas e o movimento do substrato.

Dentre os parâmetros de processo que influenciam na evolução microestrutural do depósito destacam-se a temperatura de superaquecimento do banho, a vazão mássica de gás e de metal e a distância entre o bocal atomizador e o substrato. Outra variável muito utilizada para em discussões sobre solidificação de depósitos é a razão gás/metál, conhecida por "RGM", que corresponde a razão entre a vazão mássica de gás e a vazão mássica de metal ocorrida durante a deposição.

Segundo LAWLEY et al. [34], a distribuição de tamanho das gotas é, principalmente, influenciada pela RGM e, para maiores RGM tem-se gotas com menores diâmetros no spray e, conseqüentemente, maior fração sólida na

superfície do depósito. Em pesquisa com conformação por spray da liga Cu-Ti, os autores obtiveram uma diminuição do diâmetro médio das gotas de 189 μm para 134 μm com o aumento da RGM de 1,1 para 2,2.

A RGM, por sua vez, pode ser alterada por diferentes combinações de pressão do gás atomizador, diâmetro do tubo cerâmico que liga o “tundish” à câmara de atomização, pressão metalostática devido à carga no “tundish” e/ou diâmetro dos orifícios do bocal atomizador.

O superaquecimento do banho afeta a quantidade de calor que terá que ser removido das gotas líquidas resultantes da desintegração do filete de metal líquido e assim, quanto maior o superaquecimento, maior será a fração de gotas líquidas que chegam ao depósito.

A distância entre o bocal atomizador e o substrato traduz a distância a ser percorridas pelas gotas do spray e portanto, menores distâncias correspondem a intervalos de tempo menores para as gotas solidificarem, o que significa que uma maior fração de gotas no estado líquido chegam à superfície do substrato. Por outro lado, o impacto destas gotas sobre a superfície do depósito será mais significativo, causando uma maior agitação da fração semi-sólida.

2.2.4 Vantagens da conformação por spray

A importância do processo de conformação por spray reside na sua habilidade e flexibilidade em processar, em uma única etapa a partir do metal líquido, depósitos com microestruturas refinadas e diferentes formas geométricas para uma ampla gama de composições [22, 26, 35].

Os materiais produzidos por conformação por spray apresentam uma distribuição uniforme de finos grãos equiaxiais e de fases secundárias, nenhuma segregação macroscópica de elementos de liga e baixos teores de óxidos. Estas características microestruturais são responsáveis por propriedades isotrópicas que, geralmente, são superiores às dos materiais

produzidos por processos convencionais como fundição e Metalurgia do Pó [22, 26, 35].

2.3 Ligas de alumínio conformadas por spray

SRIVASTAVA et al. [36] caracterizaram a microestrutura de duas ligas binárias, Al-6,5Si e Al-18Si conformadas por spray. A microestrutura da liga hipoeutética é descrita como sendo formada por grãos esféricos de Al- α circundados pelo silício eutético na forma globular. Já para a liga hipereutética, é destacado o tamanho reduzido das partículas de Si primário (3 a 7 μm) dispersos na matriz de Al- α . Esta última descrição microestrutural coincide com a realizada por HA et al. [37] em referência à liga Al-25Si conformada por spray.

O estudo realizado por BAIQING et al. [38] sobre a formação do Si primário na liga Al-20Si-5Fe conformada por spray mostra 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.

Segundo Leathan [7], 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. Um exemplo de aplicação industrial destas ligas é o caso da Al-Si 390 empregada nas camisas de cilindros de motores de combustão de veículos da Mercedes Benz.

Em um estudo sobre a conformação por spray da liga Al-20%Si-5%Fe, OGILVY [39] relata que a solidificação tem início com a formação de intermetálicos de Al(Si,Fe) durante o voo das gotas atomizadas e que 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 da microestrutura apresentada foi relacionada à alta taxa de crescimento das fases intermetálicas e das partículas de Si durante a deposição. Para ilustrar uma microestrutura heterogênea, o mesmo autor apresentou a microestrutura de uma liga Al-V-Si-Fe conformada por spray, onde é possível identificar gotas que solidificaram durante a atomização e que se destacam por apresentarem uma microestrutura mais refinada que o material que as circundam.

O refinamento e a uniformidade microestrutural obtidos com a conformação por spray também são descritos por HARIPRASAD et al. [40]. Estes autores afirmam que estas características são fortemente influenciadas por parâmetros como a temperatura de superaquecimento, a distância entre o bocal atomizador e a razão gás/metálico (RGM) e que seriam responsáveis pela ótima combinação de resistência e ductilidade alcançada com a conformação por spray da liga Al-8,5Fe-1,3V-1,7Si.

LEATHAN [7] afirma que problemas de macrosegregação oriundos 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.

Anand et al. [1] desenvolveram um estudo sobre a evolução microestrutural da liga hipereutética Al-17Si-4,5Cu-0,6Mg conformada por spray. Neste trabalho, os autores apresentam a hipótese de que a microestrutura apresenta finas partículas de Si primário uniformemente distribuídas devido ao forte efeito nucleante de fragmentos de partículas de Si resultantes da colisão das gotas atomizadas. A agitação na superfície semi-sólida do depósito é dada como causa da formação de grãos equiaxiais a partir de fragmentos de braços dendríticos.

As alterações microestruturais obtidas com a conformação por spray das ligas LM25 e 6061 propiciaram, segundo SATYANARAYANA et al. [41], uma diminuição do tempo de tratamento térmico destas ligas, tanto para o tratamento de solubilização quanto para o de envelhecimento.

Um exemplo de estudo que vai além da caracterização microestrutural, é o realizado por SHEN et al. [42] com as ligas de alumínio 2024 e 7075. Como

resultados de ensaios de tração, os autores destacam o aumento entre 15% e 23% do limite de resistência observado para as ligas conformadas por spray quando comparadas às mesmas fundidas de forma convencional.

WANG et al. [43] relatam 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.

Segundo a generalização realizada por Leatham [7], 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 quando o processamento por spray for em grande escala. Além disso, propriedades críticas como vida em fadiga e tenacidade à fratura são sempre superiores quando comparadas à metalurgia do pó, principalmente devido à ausência de contaminação por óxidos. Quando comparadas à fundição convencional, as ligas conformadas por spray apresentam maiores resistências e utilidades devido ao refinamento microestrutural resultante da conformação por spray.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Foram utilizadas duas ligas do sistema Al-Si-Cu cujas composições químicas se enquadram nos limites determinados pela “Aluminium Association-AA” (EUA) para as séries 380 e 319 das ligas comerciais de alumínio para fundição. Assim, no decorrer do texto, serão utilizadas as nomenclaturas 380 e 319 como referências a estas duas ligas.

As composições das mesmas, determinadas por espectroscopia de absorção atômica, podem ser observadas na tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química das ligas utilizadas.

<i>Liga</i>	(Porcentagem em massa)								
	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Ti	Outros
380	Bal.	8,94	0,93	3,84	0,18	0,03	0,12	0,04	0,50
319	Bal.	6,76	0,95	3,97	0,29	0,03	0,16	0,13	0,50
Al	>99,7	0,06	0,12	≤0,005	≤0,005	≤0,005	≤0,005	0,007	-

A liga 380, fornecida pela empresa Metallur Ltda. na forma de lingotes de 7,5 Kg, foi utilizada para o estudo do processamento de conformação por spray e para comparação de microestruturas, propriedades mecânicas e resistência ao desgaste com a mesma liga fundida. O alumínio de pureza comercial foi empregado na elaboração de uma liga Al-Si eutética para ser conformada por spray e aumentar os subsídios para a discussão sobre a formação da microestrutura dos depósitos. Já a liga 319, adquirida na forma de caixas de sistema de transmissão automotivo, foi utilizada para investigar a influência do silício na microestrutura e propriedades mecânicas das ligas Al-Si-Cu conformadas por spray.

Dentre os motivos que levaram a adoção das ligas 380 e 319 como objeto de estudo pode-se destacar: i) a grande aplicação das duas ligas na fabricação

de componentes automotivos como cabeçotes de motores de combustão e caixas de transmissão; ii) o fato de estarem relacionadas à economia de energia e à preservação ambiental uma vez que se trata de ligas secundárias oriundas de processos de fabricação que não utilizam alumínio primário; iii) a inexistência de publicações sobre conformação por spray de ligas do sistema Al-Si-Cu.

3.2 Metodologia

A etapa experimental deste trabalho foi realizada segundo o fluxograma de atividades representado na figura 3.1.

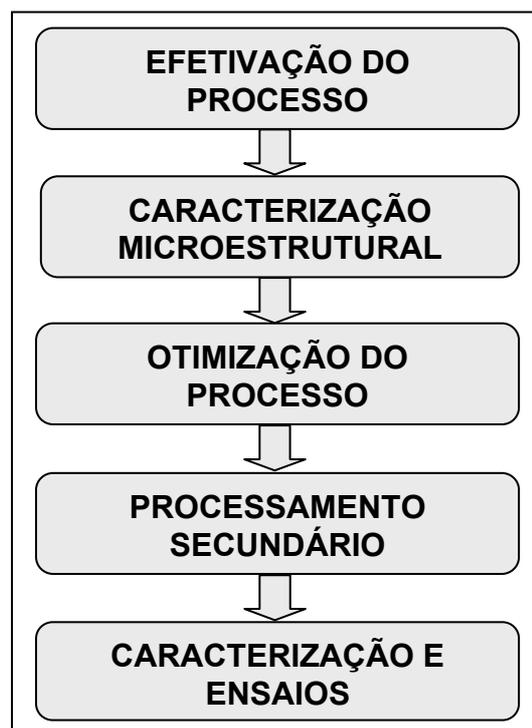


Figura 3.1 – Fluxograma do procedimento experimental.

A etapa denominada “efetivação do processo” buscou a determinação de procedimentos e de parâmetros de processo que viabilizassem a conformação por spray de uma liga Al-Si 380 uma vez que, até aquele momento, não havia trabalhos de referência sobre conformações por spray de

ligas de alumínio com o equipamento pertencente ao laboratório de fundição do Depto. de Engenharia de Materiais (DEMa-UFSCar). Quanto aos procedimentos determinados pode-se citar a montagem do tubo de vazamento no “tundish”, o acompanhamento e controle da temperatura do metal líquido no “tundish” e liberação do mesmo para início da atomização. Já quanto aos parâmetros, testou-se combinações entre a temperatura de superaquecimento, a pressão de atomização, a vazão mássica de metal e a distância entre o bocal atomizador e o substrato. Para definição de uma combinação satisfatória, realizaram-se comparações entre as características geométricas e porosidade dos depósitos.

Concretizada a etapa de processamento, passou-se à fase de caracterização metalográfica dos depósitos da liga 380 e de ensaios de tração com intuito de se efetuar uma análise comparativa com as características microestruturais e propriedades da mesma liga processada por fundição.

A terceira etapa experimental do trabalho correspondeu ao estudo da influência dos parâmetros de processo na conformação por spray com intuito de otimizar o processo. Por haver um grande número de combinações de parâmetros de processo, esta etapa foi dividida em duas fases distintas quanto aos critérios de comparação para análise das influências dos parâmetros. Em uma primeira fase, procurou-se definir dois parâmetros, pressão de atomização e distância entre o bocal atomizador e o substrato, que proporcionassem um alto rendimento de deposição e uma baixa porosidade dos depósitos. O rendimento de deposição, calculado através do produto entre a massa do depósito e a massa total atomizada (massa do depósito somada à massa do overspray), foi escolhido como critério comparativo por estar relacionado à eficiência do processo e ao custo de produção, enquanto que a porosidade, por influenciar nas propriedades e ser um indicativo de qualidade do material depositado. Assim, selecionada a pressão de atomização e a distância entre o bocal atomizador e o substrato (“distância bocal/substrato”), avaliou-se a influência da temperatura de superaquecimento e da vazão mássica de metal nas características microestruturais dos depósitos (porosidade, tamanho de

grão e de fases intermetálicas), na formação do overspray e no rendimento das deposições.

Posteriormente, foram realizados processos de extrusão a quente das amostras dos depósitos da liga 380 buscando a minimização da porosidade. O material extrudado foi caracterizado microestruturalmente e teve suas propriedades medidas através de ensaio de tração.

Para finalizar o trabalho, analisou-se a influência do teor de silício nas características microestruturais e nas propriedades dos depósitos extrudados através da conformação por spray da liga 319.

3.3 Processamento

A fusão das cargas, tanto para o vazamento em molde de areia quanto para a conformação por spray, foi realizada por aquecimento indutivo em um cadinho de grafite 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 3,2Khz. Para todas atomizações, procurou-se utilizar carga de aproximadamente 3kg e desgaseificar os banhos metálicos através da adição de pastilhas de hexacloretano.

Os moldes para fundição foram produzidos utilizando areia quartzosa com granulometria na faixa AFS 50-70 misturada à resina fenol-uretânica “pep-set” e catalizador do tipo amina. O modelo utilizado foi confeccionado em madeira de tal forma que a cada vazamento se obtivesse a fundição de 6 barras de 25 mm de diâmetro e 100mm de comprimento.

O equipamento de conformação por spray utilizado neste trabalho pertence ao Laboratório de Fundição do Departamento de Engenharia de Materiais e é, basicamente, constituído por 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 (figura 3.2).

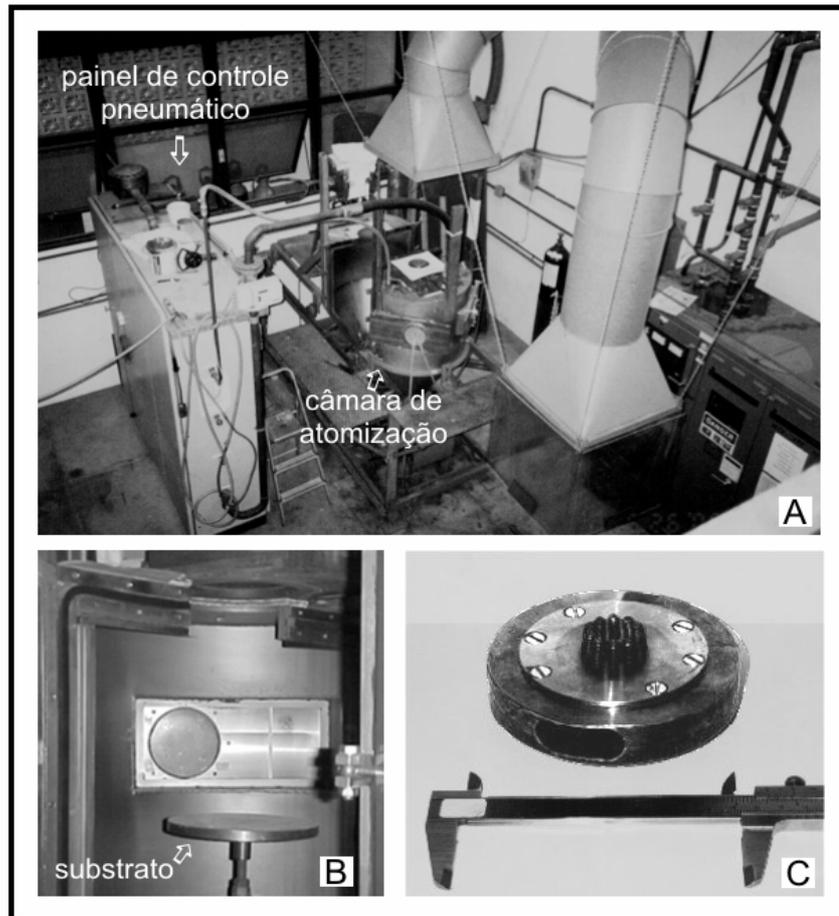


Figura 3.2 - Equipamento de conformação por spray : a) vista geral, b) interior da câmara de atomização, c) detalhe do bocal atomizador.

Após a fusão, o líquido era superaquecido até a temperatura desejada e vertido no “tundish” pré-aquecido. A temperatura do banho pode ser acompanhada através da utilização de um pirômetro de imersão e o início da atomização se dava com o acionamento da válvula pneumática para liberação do gás de atomização e o levantamento manual da haste cilíndrica que obstruía o orifício do fundo do “tundish”.

Antecedendo o início de cada atomização, foram realizadas purgas na câmara de atomização com nitrogênio para se eliminar o ar presente em seu interior e evitar a oxidação das gotas pertencentes ao spray.

O bocal atomizador utilizado 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 e, conseqüentemente, a formação do spray em forma de cone.

O gás de atomização utilizado 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. As vazões mássicas do nitrogênio utilizadas nas conformações por spray foram 0,035 kg/s e 0,080 kg/s correspondentes, de acordo com o trabalho de LEAL [28], às pressões de atomização 0,5 a 1,0 MPa.

A passagem do metal líquido contido no “tundish” para o bocal de atomização foi realizada através do tubo cilíndrico de vazamento, confeccionado em quartzo, cujo diâmetro interno utilizado em algumas atomizações foi de 6 mm e em outras de 4 mm.

Já a vazão mássica de metal líquido foi calculada através da razão entre a massa atomizada (massa do depósito somada à do “overspray”) e tempo de atomização cronometrado durante cada corrida de conformação por spray.

Utilizou-se um cilindro de cobre com 15 mm de altura e 250 mm de diâmetro como substrato para as deposições e a distâncias entre o mesmo e o bocal atomizador foi variada de 260 mm a 500 mm.

Para determinar o histórico térmico de alguns depósitos, termopares “tipo K”, devidamente calibrados e associados a um sistema de aquisição de dados, “AqDados”, foram transpassados por furos do substrato de modo a possibilitar a obtenção de curvas de resfriamento para diferentes pontos do depósito durante a deposição.

Após várias deposições, as partículas de “overspray” contidas na câmara de deposição foram coletadas e submetidas a uma separação granulométrica através do peneiramento em equipamento vibratório. A massa de cada faixa granulométrica (425, 250, 180, 150, 106, 75 e 45 μm) foi medida, obtendo assim, a distribuição granulométrica do “overspray” formado.

Os parâmetros utilizados para as conformações por spray investigadas neste trabalho podem ser vistos na tabela 3.

Tabela 3.2 - Parâmetros de processo utilizados e designações das conformações por spray.

Designação da deposição/ depósito	Temperatura de superaquecimento (°C)	Pressão de atomização (MPa)	Diâm. do tubo de vazamento de metal (mm)	Distância bocal/ substrato (mm)
P0,5	680	0,5	6	365
P0,8	680	0,8	6	365
P1,0	680	1,0	6	365
D365	645	0,5	6	365
D410	645	0,5	6	410
T645V4	645	0,5	4	325
T645V6	645	0,5	6	325
T715V4	715	0,5	4	325
T715V6	715	0,5	6	325

Os depósitos foram seccionados, de acordo com a simetria em relação ao eixo longitudinal, utilizando-se equipamento do tipo “serra de fita” com sistema de refrigeração. As primeiras operações de corte tiveram por objetivo separar o volume útil de cada depósito, ou seja, o volume do depósito com homogeneidade microestrutural e que tem sua seção transversal representada pela figura 3.3. Assim, o depósito era reduzido a um paralelepípedo que então, era seccionado longitudinalmente em quatro volumes iguais, sendo um destinado à caracterização metalográfica e três à preparação de amostras para extrusão.

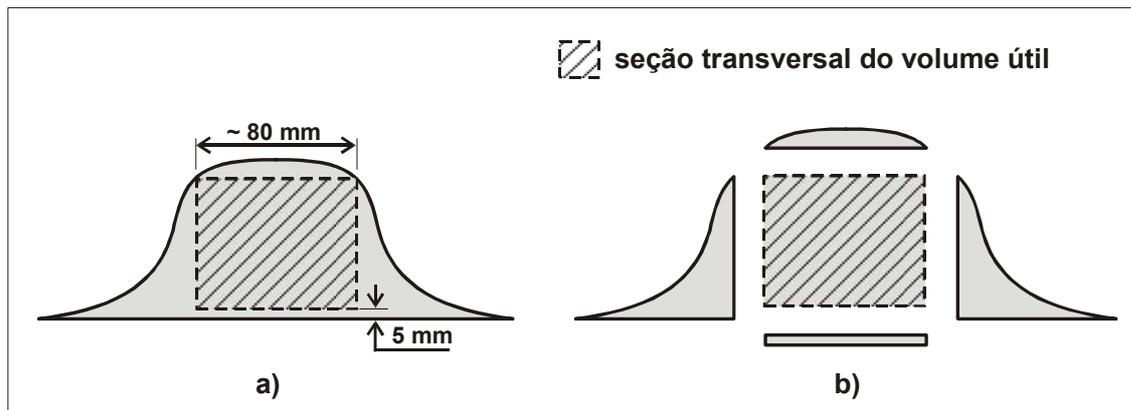


Figura 3.3 - Esquema da seção transversal do depósito e de seu volume útil.

3.4 Extrusão

Para o processamento secundário através de extrusão, as amostras do material conformado por spray foram torneadas nas dimensões limitadas pela matriz de extrusão, ou seja, em cilindros de 25 mm de diâmetro e 55 mm de altura. O equipamento empregado foi uma prensa EMIC com interface para aquisição de dados, controlador do forno Fly-Ever FE-50RP e limite de carga de 60 toneladas. Utilizou-se temperatura de extrusão de 350 °C e 400°C, velocidade do travessão de 14 mm/min e uma matriz com redução de 5:1 em área.

3.5 Caracterização microestrutural

Para a caracterização microestrutural dos depósitos, amostras foram retiradas de diferentes regiões de acordo com as posições representadas na figura 3.4.

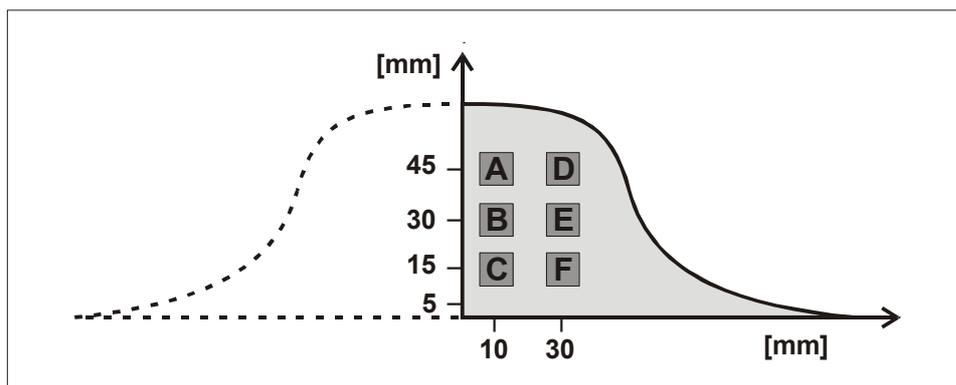


Figura 3.4 – Localizações das amostras para caracterização microestrutural

Amostras dos depósitos extrudados e dos “oversprays” também foram caracterizadas microestruturalmente.

A preparação metalográfica das amostras ocorreu segundo procedimento tradicional, ou seja, as amostras, tanto de depósitos como de “overspray”, foram embutidas em resina de poliéster, lixamento com lixas de SiC (180#, 240#, 320#, 400#, 600#, 1200#, 2000#), polimento com pasta de diamante de 3, 1 e 0,25 μ m, e finalmente, atacadas quimicamente com HF e/ou reagente 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 PC 486 de 66Mhz, e dotado de um sistema de aquisição de imagens Image-Pro Plus, versão 1.3, com o objetivo de se analisar qualitativamente a microestrutura do depósito.

O tamanho de grão das amostras foi determinado através da técnica de microscopia ótica usando o método de interceptos lineares descrito na norma ASTM E 112-84.

Análises por microscopia eletrônica de varredura em equipamento Zeiss DSM 940-A foram realizadas para exame e documentação das fases microestruturais enquanto que suas características químicas foram feitas por microanálises qualitativas através de espectrometria de dispersão de energia de raios-X-EDS no mesmo equipamento. A técnica de EDS também foi utilizada para identificação de possíveis segregações através da análise em forma de mapeamento ao longo das amostras.

A microscopia eletrônica de varredura também foi empregada para a caracterização das superfícies de fratura das amostras tracionadas.

O método utilizado para 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.

As amostras foram primeiramente 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 [44]:

$$\rho_s = \frac{m_a}{m_a - m_L}$$

Onde ρ_s e ρ_L são as densidades reais do sólido (amostra) e do líquido (água destilada) e m_a e m_L são as massas do sólido no ar e no líquido, respectivamente.

Para o cálculo da porosidade, considerou-se a densidade nominal da liga Al-Si-Cu 380, 2,76 g/cm³ [13], como a densidade teórica, ρ_t , e o valor da densidade do gás de atomização, ρ_g , foi desconsiderado devido sua inferioridade em relação a densidade da liga [45]. A porosidade foi calculada através da seguinte equação [44]:

$$P = \left(\frac{\rho_t - \rho_s}{\rho_t - \rho_g} \right) \times 100$$

Amostras dos depósitos com área superficial de 1cm² e de diferentes faixas granulométricas de “overspray” foram analisadas por difração de raios-X (DRX). Para tanto, utilizou-se, em um difratômetro da marca Siemens D5000, a radiação K α do Cu e uma variação do ângulo “2 θ ” de 20 a 70° sob uma velocidade de 2°/min. Os difratogramas foram analisados através da comparação dos ângulos dos picos de difração com a base de dados do “Joint Committee on Powder Diffraction Standards” (JCPDS), utilizando o software do difratômetro.

3.6. Ensaio de Tração

Ensaio de tração foram realizados em corpos-de-prova torneados a partir de amostras fundidas, conformadas por spray e extrudadas. Os ensaios a temperatura ambiente foram efetuados segundo a norma ASTM E8M-91 em um equipamento da marca INSTRON, modelo 5500 R utilizando-se a velocidade do travessão de 2mm/min. Realizou-se o número mínimo de sete ensaios para representar cada amostragem.

4 RESULTADOS

4.1 Caracterização microestrutural da liga 380

4.1.1 Microestrutura da liga 380 fundida

A figura 4.1 mostra a microestrutura da liga fundida em molde de areia, apresentando as características típicas de ligas Al-Si fundidas: dendritas de Al- α e silício eutético em forma de placas.

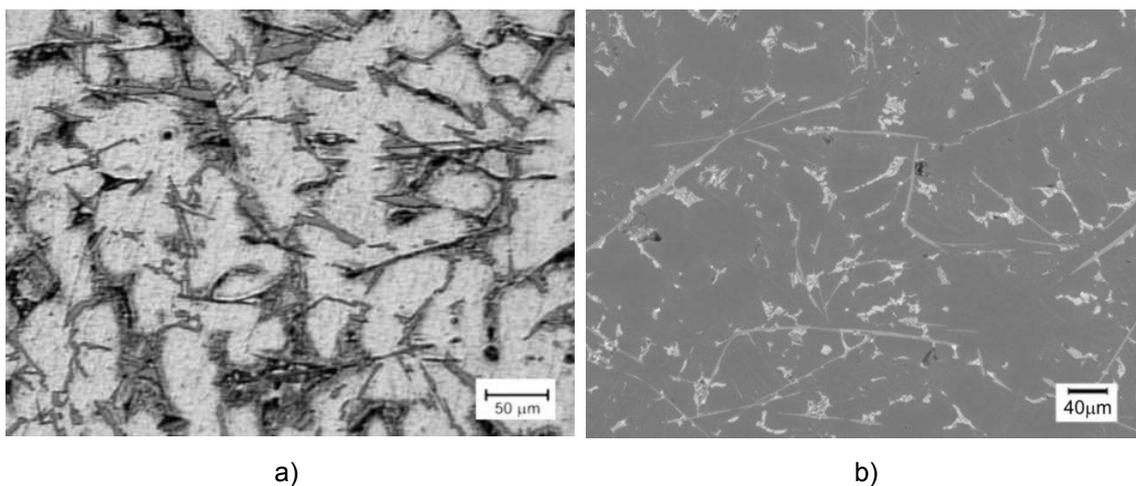


Figura 4.1 - Micrografias da liga 380 fundida em areia obtidas por: a) microscopia ótica e b) microscopia eletrônica de varredura.

A baixa taxa de resfriamento associada ao processo de fundição em molde de areia, proporcionou uma estrutura dendrítica e a formação predominante de duas fases intermetálicas, Al_2Cu e $\beta-AlFeSi$, nas regiões interdendríticas. Estas duas fases estão bem caracterizadas na micrografia obtida por MEV exibida pela figura 4.2.

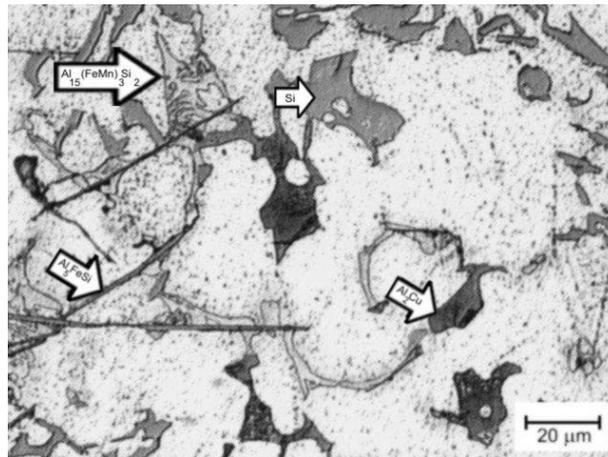


Figura 4.2 – Micrografia da liga 380 fundida destacando o silício eutético e as fases intermetálicas.

A fase Al_2Cu foi identificada em duas formas distintas, como se pode observar na figura 4.3. Uma delas semelhante à forma encontrada em ligas do sistema Al-Si-Cu fundidas e descrita por SAMUEL et al. [3] e Backerud et al [17] como sendo a fase pós-eutética pertencente ao complexo ternário Al-Si- Al_2Cu (figura 4.3a). Esta fase sempre foi observada em contato com a fase β - $AlFeSi$, o que indica que a última pode ter agido como sítio de nucleação, uma vez que a formação da fase β - $AlFeSi$ antecede à da fase Al_2Cu . E a outra morfologia apresentada pela fase Al_2Cu (figura 4.3b) foi em forma de blocos que também foi descrita por outros autores em caracterizações de ligas da série 380 [17].

A fase β - $AlFeSi$ apresentou-se na forma de agulhas, com comprimento médio de $48 \mu m$ e, em alguns casos como o ilustrado na figura 4.4, com comprimento alcançando a medida de $100 \mu m$.

Outra característica importante observada da fase β - $AlFeSi$ foi a grande razão de aspecto apresentada. Esta característica morfológica, que correspondente 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.

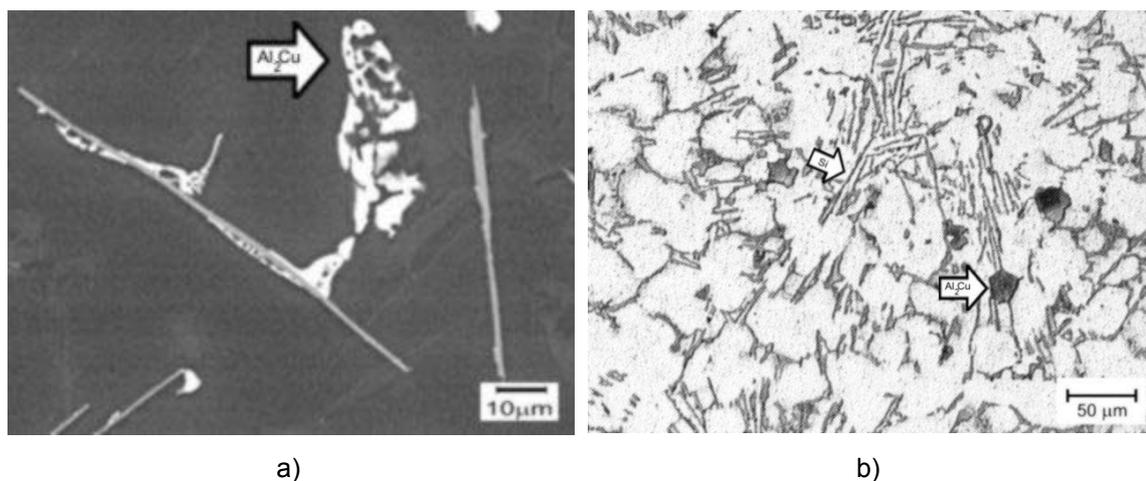


Figura 4.3 - Micrografias da liga 380 fundida destacando a fase intermetálica Al_2Cu : a) morfologia eutética e b) morfologia irregular.

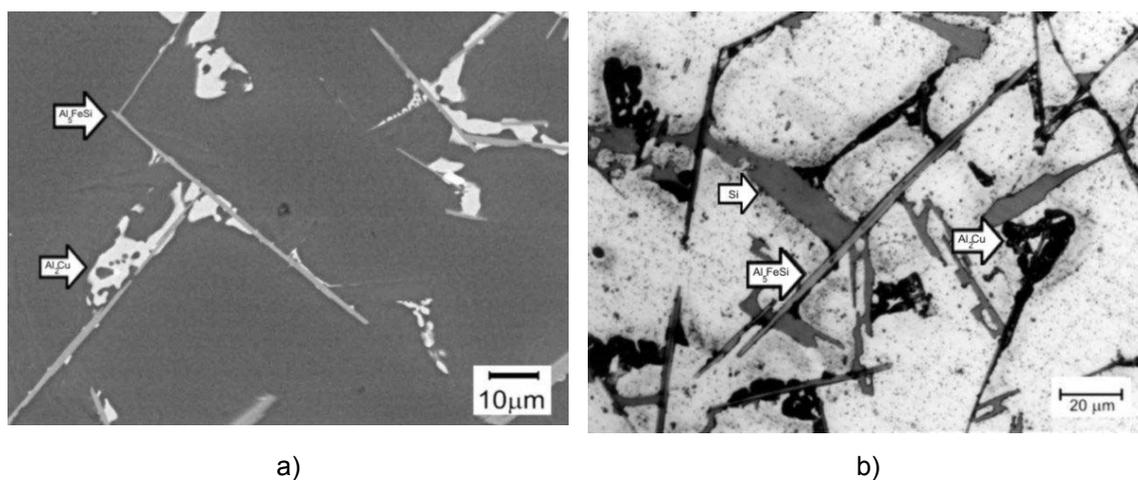


Figura 4.4 - Liga 380 fundida destacando as fases intermetálicas Al_2Cu e $\beta\text{-AlFeSi}$: a) micrografia obtida por MEV; b) micrografia obtida por MO.

As outras fases intermetálicas ricas em ferro, $\alpha\text{-AlFeSi}$ e $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, comumente encontradas em ligas AlSiCu comerciais [3, 17], foram observadas em uma quantidade insignificante quando comparadas a presença da fase $\beta\text{-AlFeSi}$. Este resultado está de acordo com o trabalho de Gowri et al. [46], onde é relatado que apenas as composições que possuem proporções, em peso, entre Fe e Mn de aproximadamente 2/1, favorecem a formação de outras fases intermetálicas ao invés de $\beta\text{-AlFeSi}$, o que não é o caso da liga investigada,

que possui uma proporção de 5/1. A figura 4.5a apresenta a fase α -AlFeSi na forma conhecida como “escrita chinesa” e a fase β -AlFeSi na sua morfologia tradicional de agulhas.

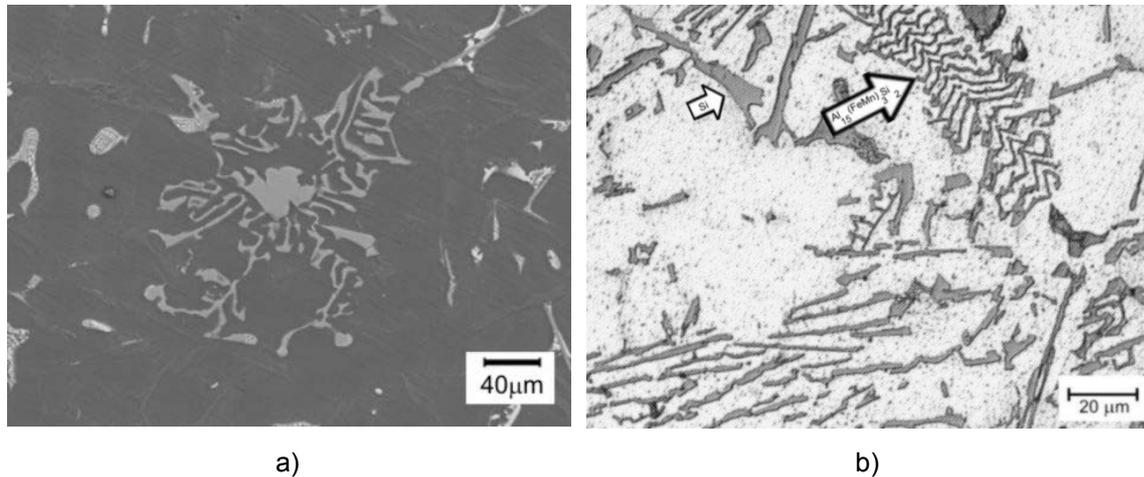


Figura 4.5 - Micrografias da liga 380 fundida destacando as fases intermetálicas: a) α -AlFeSi e b) $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$.

O cálculo da porosidade média das amostras liga 380 processada por fundição, através das medidas de densidade do princípio de Arquimedes, resultou em um valor de 1,16 % .

4.1.2 Microestrutura da liga 380 conformada por spray

As micrografias da liga 380 depositada, que serão apresentadas neste item, correspondem a conformação por spray designada por “P1,0”, porém para a discussão sobre a formação da microestrutura durante a deposição será muito representativa, pois, de uma forma geral, as características microestruturais foram muito semelhantes entre todos os depósitos, com exceção das pequenas variações, que serão descritas no item sobre influência dos parâmetros de processo.

A figura 4.6 exibe um esquema que representa as regiões do depósito cujas microestruturas foram caracterizadas e estão exibidas pela figura 4.7.

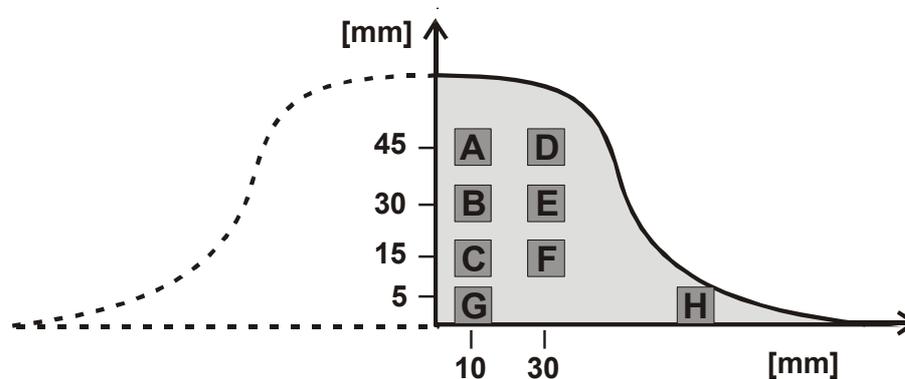


Figura 4.6 – Localização das amostras no depósito.

Apesar das diferenças significativas em relação à microestrutura da mesma liga fundida, é possível reconhecer nas microestruturas apresentadas pela figura 4.7, 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. É evidente também, a diferença entre o tamanho de grão e de porosidade das amostras localizadas próximas ao substrato, “G” e “H”, e o restante do depósito.

Para compreensão da distribuição de tamanho de grão através da seção transversal do depósito é necessária uma descrição do comportamento térmico do depósito durante a deposição.

Alguns trabalhos sobre conformação por spray [26, 47] descrevem a formação microestrutural do depósito em três etapas com taxas de resfriamento distintas. Na primeira, correspondente ao início da deposição, ocorreria uma alta taxa de resfriamento devido ao contato das gotas do spray com o substrato frio. Esta extração de calor por condução seria capaz de formar uma camada de grãos equiaxiais muito finos como aqueles observados nas figuras 4.7 g e 4.7 f.

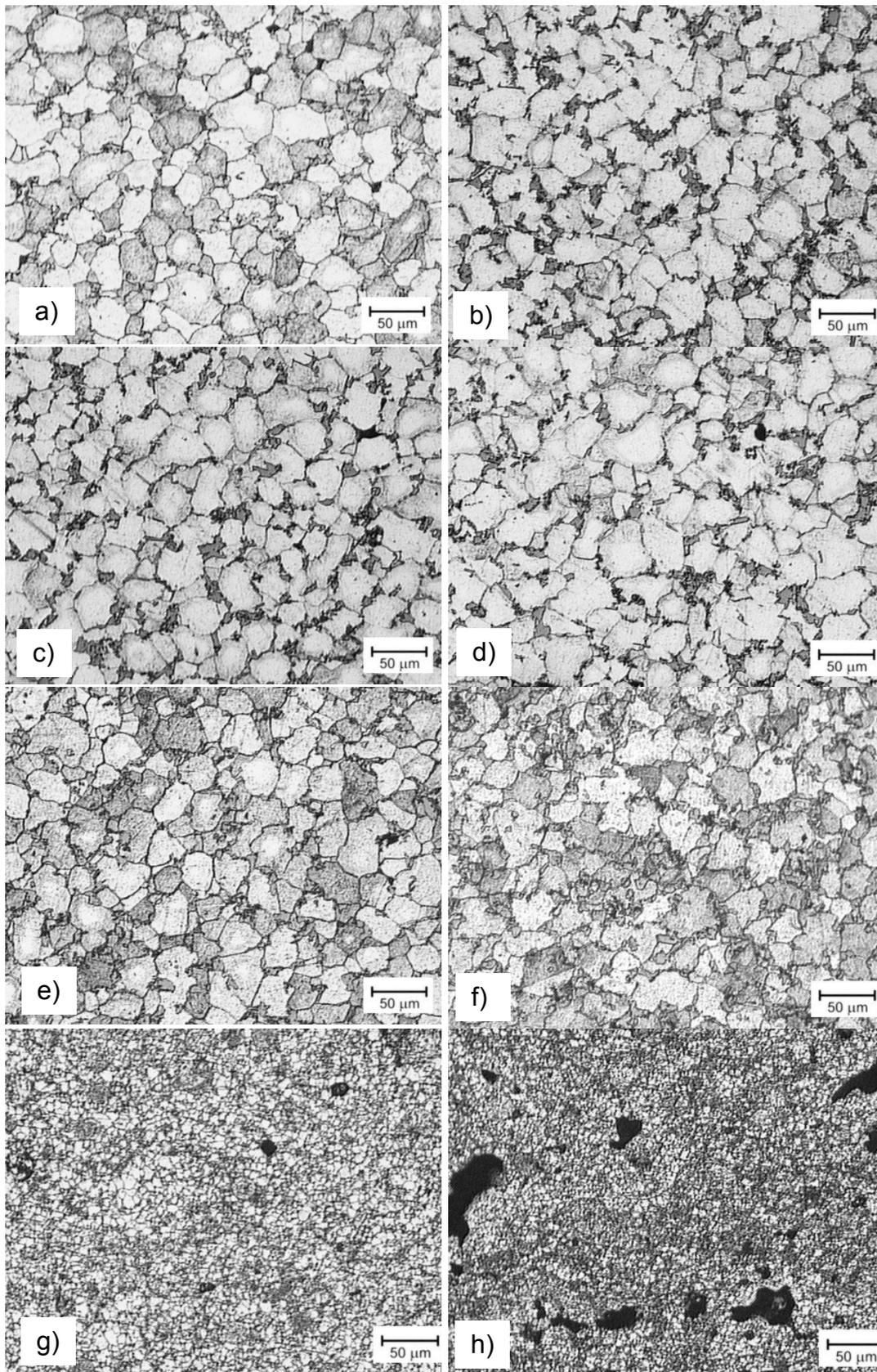


Figura 4.7 – Micrografias do depósito da liga 380 correspondentes às localizações indicadas na figura 4.6.

Prosseguindo a deposição, tem-se uma elevação constante da temperatura da superfície do depósito com o aumento da espessura do mesmo, devido à diminuição da extração de calor pelo substrato. Então, ao se exceder a temperatura “solidus” da liga, ocorreria a chamada “camada de refusão” onde parte das gotas incidentes no depósito se solidificaria parcialmente até a chegada de novas gotas do spray.

A última camada, correspondente ao restante do depósito, seria composta por grão equiaxiais oriundos da solidificação sob uma taxa de resfriamento baixa. Este estágio da deposição estaria muito próximo a um equilíbrio térmico entre o calor fornecido pelas gotas do spray e o calor extraído por convecção entre a superfície do depósito e o gás atomizador. Como referência a esta etapa de deposição, tem-se a homogeneidade de tamanho de grão apresentada pelas amostras A, B, C, D, E e F na figura 4.7.

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 atomização ou presentes na superfície do depósito, o que origina uma grande quantidade de fragmentos na camada superficial do mesmo [26].

Para se ter uma referência das fases solidificadas durante a atomização, pode-se analisar a microestrutura do “overspray” mas com a ressalva de que este foi coletado na câmara de atomização e foi originado de gotas que tiveram uma distância de vôo muito superior à daquelas que foram depositadas. A figura 4.8 apresenta micrografias obtidas por MEV da microestrutura do “overspray” com diferentes tamanhos.

Pode-se observar que, apesar da taxa de resfriamento ter sido alta durante a atomização, as partículas de “overspray” apresentam estruturas dendríticas de alumínio. Assim, os fragmentos destas dendritas certamente serviram como sítios efetivos para a nucleação heterogênea da matriz, reduzindo substancialmente a barreira energética para a nucleação da mesma [47].

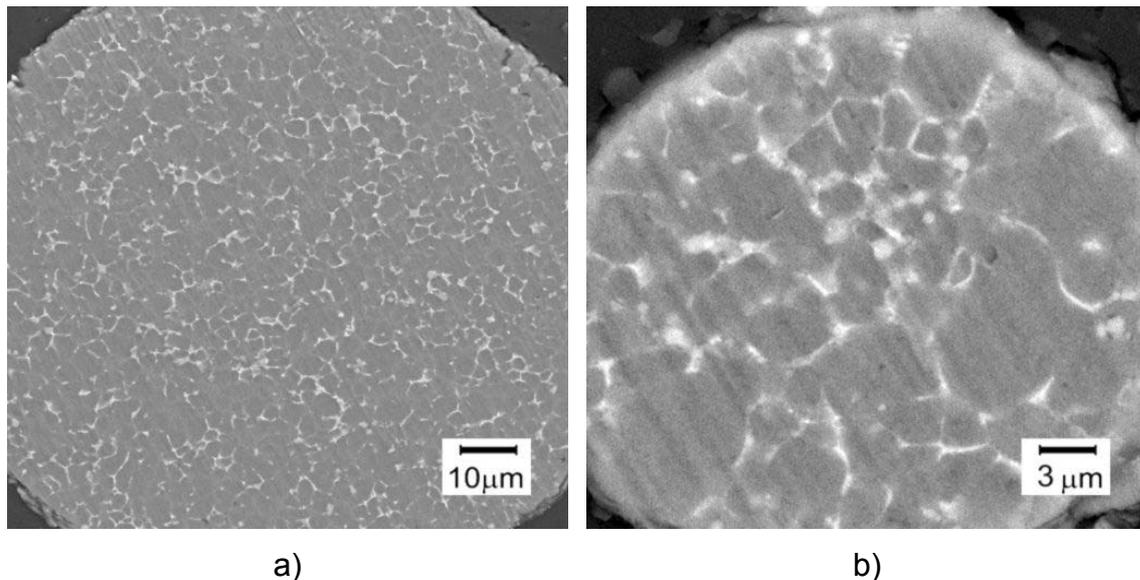


Figura 4.8 – Micrografias obtidas por MEV de partículas de "overspray" da liga 380 com diferentes tamanhos: a) maior que 100 μm e b) menor que 45 μm .

Concomitantemente à etapa de crescimento dos núcleos, houve a agitação mecânica na superfície do depósito, o que ocasionou a formação de grãos equiaxiais de alumínio- α com tamanho médio de grão de aproximadamente 35 μm .

Com relação às fases presentes nas regiões intergranulares dos depósitos, identificou-se que as partículas com maior dimensão e em maior quantidade se tratavam de partículas de silício. A figura 4.9 apresenta uma micrografia do depósito da liga 380 e o mapeamento de elemento químico realizado através de EDS.

Diferentemente da morfologia de placas encontrada nas ligas Al-Si hipoeutéticas fundidas (figura 4.2), o silício obtido com a conformação por spray, apresenta-se em forma de partículas isoladas distribuídas de forma homogênea, como pode ser melhor observado nas figuras 4.10a e b.

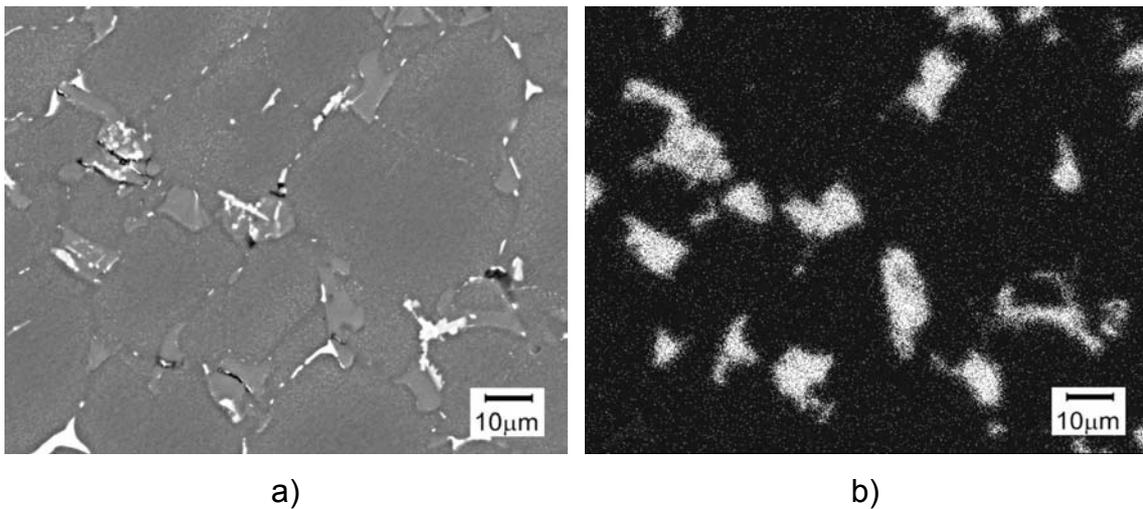


Figura 4.9 – a) micrografia do depósito da liga 380 obtida por MEV e b) mapeamento de silício através de EDS da amostra da fig 4.9a.

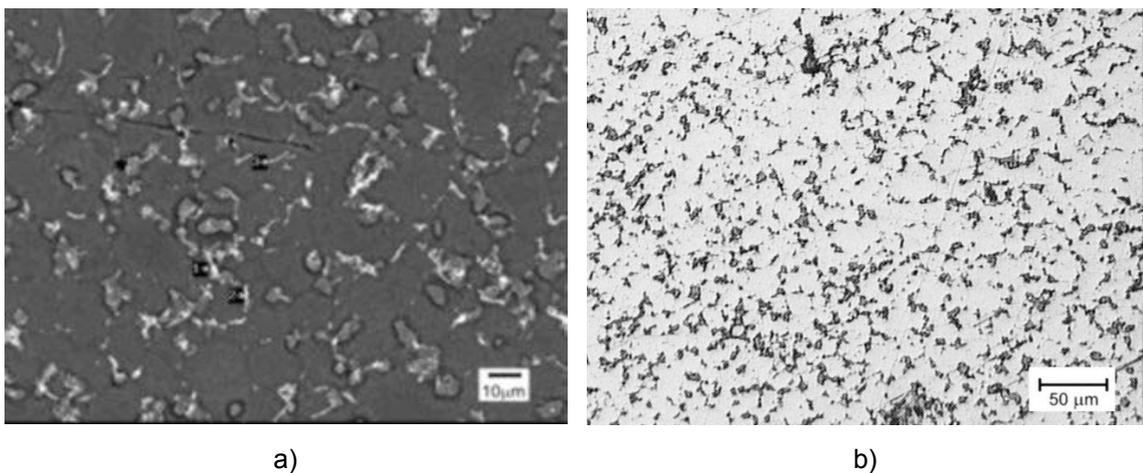


Figura 4.10 – Micrografias do depósito da liga 380: a) obtida por MEV e b) obtida por MO.

Uma outra característica a ser realçada é estas partículas de silício não apresentam interconexões como, por exemplo, as que ocorrem nas ligas de Al-Si hipoeutéticas que sofrem tratamento de modificação (figura 2.3).

A alteração morfológica do silício vem a confirmar o caráter complexo do processo de solidificação que ocorre na conformação por spray, o que dificulta sua interpretação por teorias clássicas da solidificação, uma vez que envolve

solidificação rápida na etapa de atomização e solidificação a partir do estado semi-sólido na deposição.

Em alguns trabalhos [23, 48] é feita a correlação entre a conformação por spray e a refundição, pois em ambos os processos, ocorre agitação do material no estado semi-sólido. Porém, esta correlação não é completamente satisfatória porque, se por um lado, as ligas de alumínio hipoeutéticas produzidas por estes dois processos apresentam grãos equiaxiais de alumínio devido ao crescimento e à agitação no estado semi-sólido, por outro, apenas a liga refundida apresenta estrutura eutética similar àquela do material fundido convencionalmente.

Com intuito de elucidar a discussão sobre a morfologia do silício nos depósitos da liga 380, foi obtido um depósito de uma liga binária com composição eutética. A microestrutura deste depósito pode ser observada na micrografia apresentada pela figura 4.11.

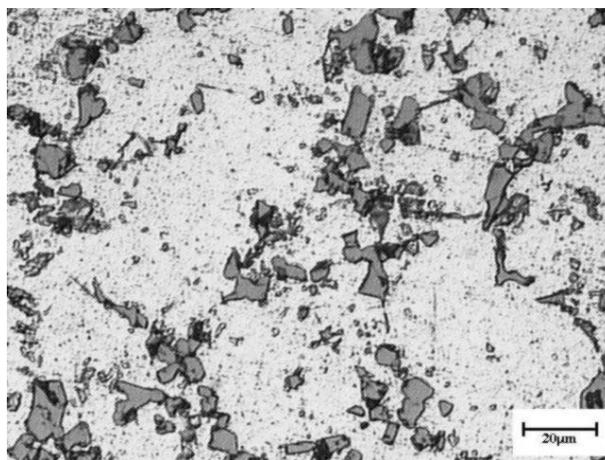


Figura 4.11 – Micrografia do depósito da liga de Al-Si eutética.

A morfologia apresentada pelo silício da liga eutética conformada por spray foi praticamente a mesma da liga hipoeutética, 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 fato pode-se elaborar uma hipótese para a formação microestrutural da liga 380 depositada. Durante a deposição, as fases sólidas

oriundas de gotas do spray e da fragmentação na superfície do depósito têm suas estabilidades determinadas por suas composições e pelas condições térmicas a que são submetidas, ou seja, partículas sólidas menores que um dado tamanho crítico são refundidas e partículas maiores se tornaram núcleos estáveis e crescem progressivamente.

A maior parte da fase sólida sobrevivente é composta por fragmentos da fase alumínio- α , uma vez que esta é a fase primária da liga hipoeutética. Portanto, durante o crescimento desta 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, o que causa sua fragmentação e impede o crescimento em forma de placa. O resultado final é a presença de partículas de silício com morfologia irregular, exibindo coalescimento e tendência ao arredondamento (figura 4.12). 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 .

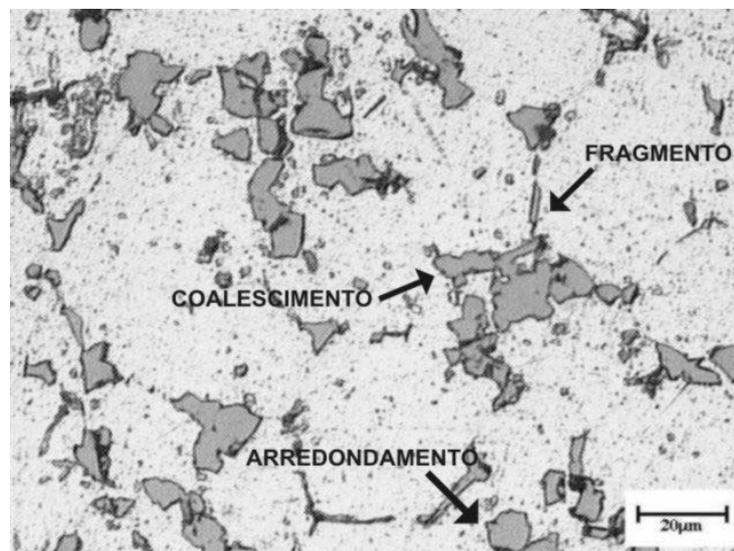


Figura 4.12 – Micrografia do depósito da liga 380 destacando diferentes morfologias do silício.

Quanto às fases intermetálicas da liga conformada por spray, suas identificações foram muito mais dificultosas que as realizadas nas amostras da liga fundida devido ao grande refinamento microestrutural ocorrido.

Foi possível identificar, como indicado na figura 4.13, as fases β -AlFeSi e Al_2Cu através de MEV com o auxílio de análise por EDS. Diferentemente das amostras da liga 380 fundida, nos depósitos não foi encontrada a fase α -AlFeSi e nenhuma outra fase rica em ferro além da fase β -AlFeSi.

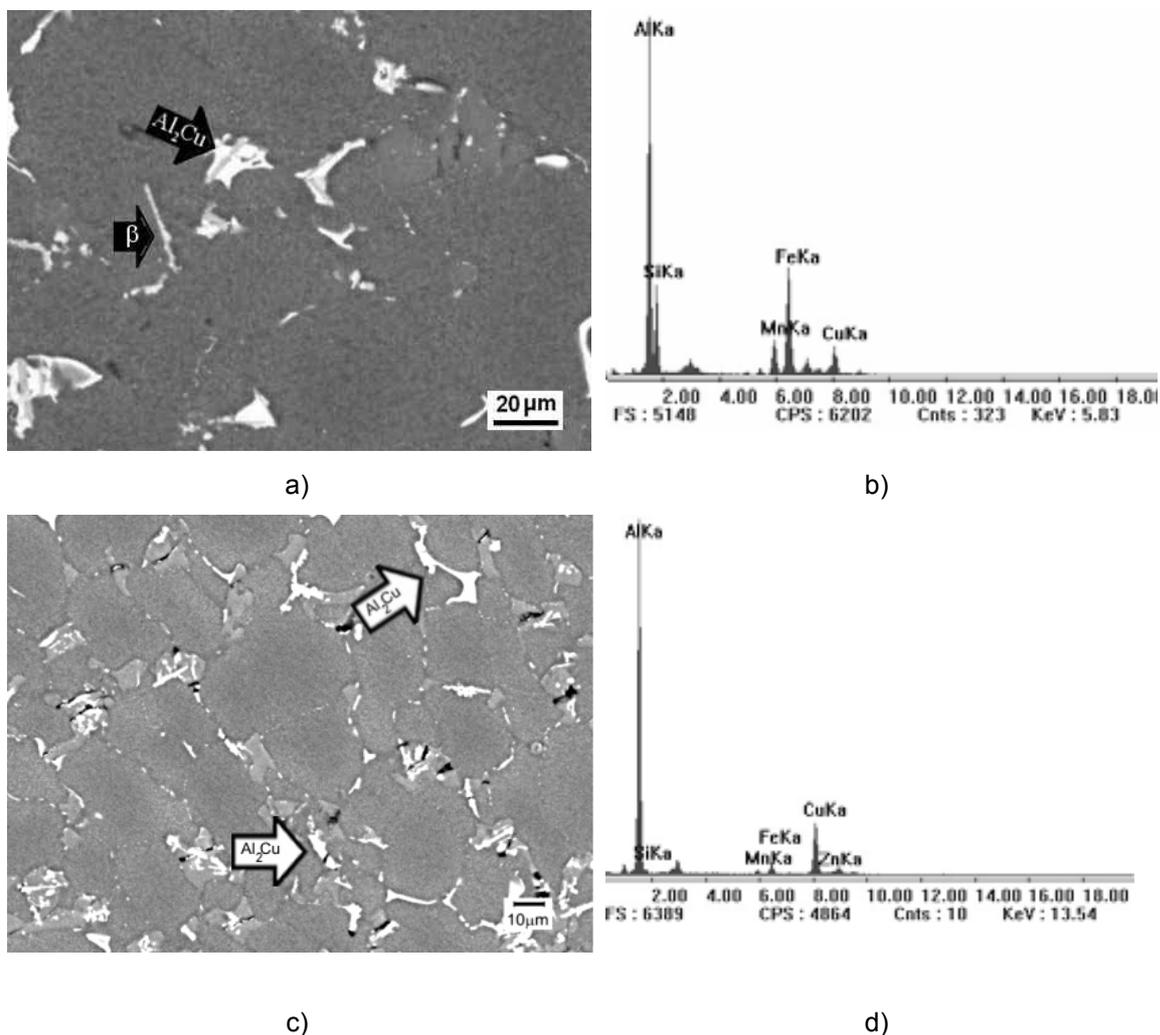


Figura 4.13 – (a) Micrografias do depósito da liga 380 destacando β -AlFeSi e Al_2Cu , b) espectro de análise por EDS da fase β -AlFeSi, c) micrografias do depósito da liga 380 destacando Al_2Cu e d) espectro de análise por EDS da fase Al_2Cu .

A redução nas dimensões e na razão de aspecto das agulhas da fase β -AlFeSi resultantes da conformação por spray foram significativas quando comparadas àquelas observadas nas amostras da liga processada por fundição. Nas amostras do depósito, o comprimento médio das agulhas ficou em torno de $7,2 \mu\text{m}$, ou seja, cerca de sete vezes menor que o determinado para a liga 380 fundida (figura 4.14).

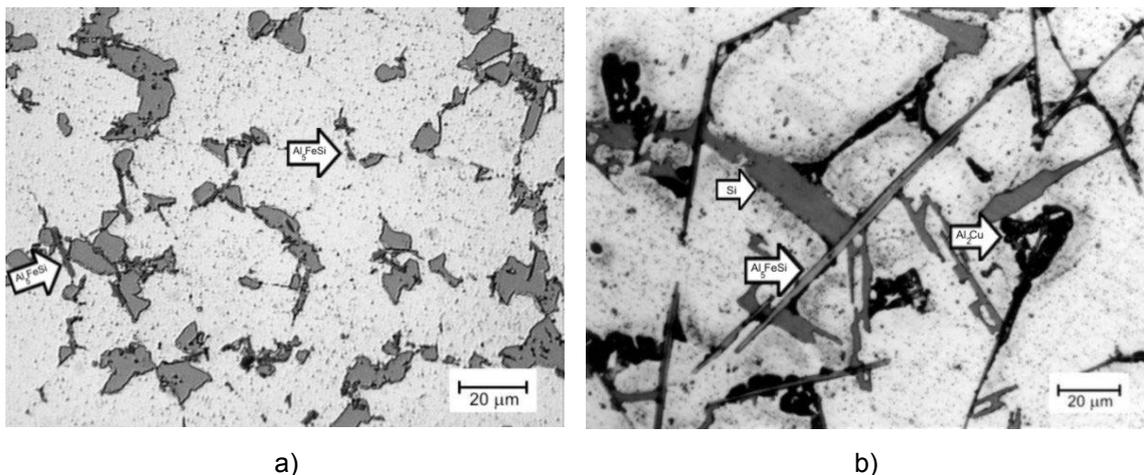


Figura 4.14 – Micrografias da liga 380: a) obtida por conformação por spray e b) processada por fundição.

Assim, os comprimentos reduzidos da fase β -AlFeSi encontrados nos depósitos da liga 380 são resultado da alta taxa de resfriamento imposta pela atomização uma vez que esta fase estava contida em gotas sólidas do "overspray", como visto na figura 4.15. Este resultado sobre a redução do tamanho da fase β -AlFeSi devido ao aumento da taxa de esfriamento está de acordo com o trabalho de Samuel & Samuel onde foi investigada a solidificação de cunhas da liga de alumínio 319.

Outra observação a ser feita com relação à fase β -AlFeSi, é que se trata de uma fase muito frágil [3] e as agulhas podem ter tido seus comprimentos reduzidos durante a deposição a partir de fraturas ocasionadas pelos impactos de gotas na superfície do depósito durante a deposição, como no caso das partículas de silício.

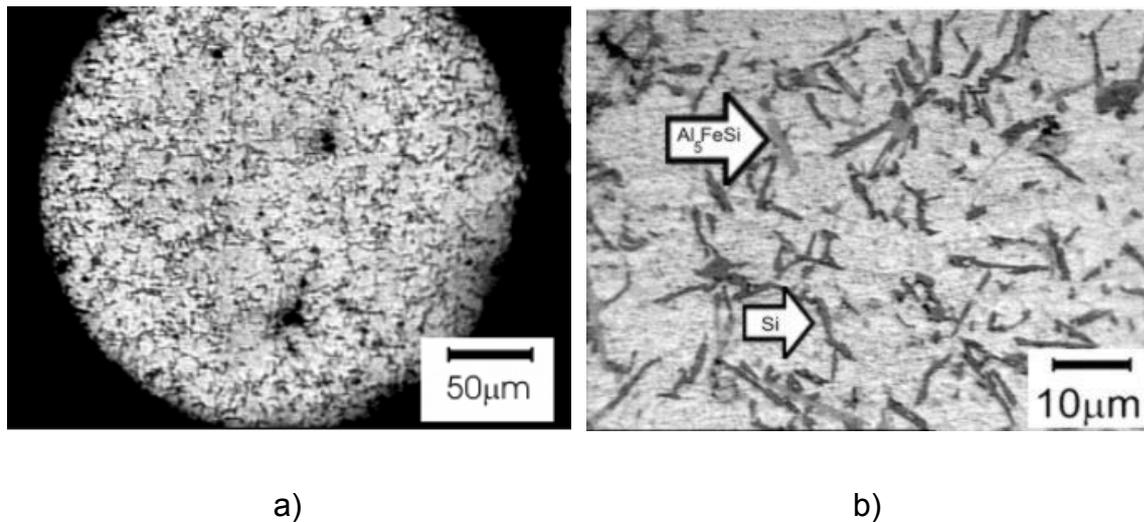


Figura 4.15 – a) micrografia de partícula de "overspray" da liga 380 b) ampliação da micrografia (a) destacando as partículas de Si e fase β -AlFeSi .

Quanto à fase Al_2Cu , apresentou uma distribuição homogênea e dimensão muito reduzida quando comparada à liga fundida. Porém, não foi observada aquela descrita como eutética e sim, a forma irregular cuja localização, mais uma vez, esteve vinculada à da fase β -AlFeSi (figura 4.13).

Assim, resumindo a caracterização quanto às fases que compõem a microestrutura da liga 380 conformada por spray, pode-se dizer que a matriz é composta por grãos equiaxiais e as fases possuem dimensões muito inferiores às presentes na liga processada por fundição 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 superfície semi-sólida do depósito a durante a deposição.

Além das fases, a porosidade e a morfologia dos poros encontrados nos depósitos também estão relacionados ao balanço térmico na superfície do depósito durante a deposição. A figura 4.16 apresenta os valores de porosidade média para diferentes regiões do depósito e micrografias de amostras exibindo morfologias distintas de poros.

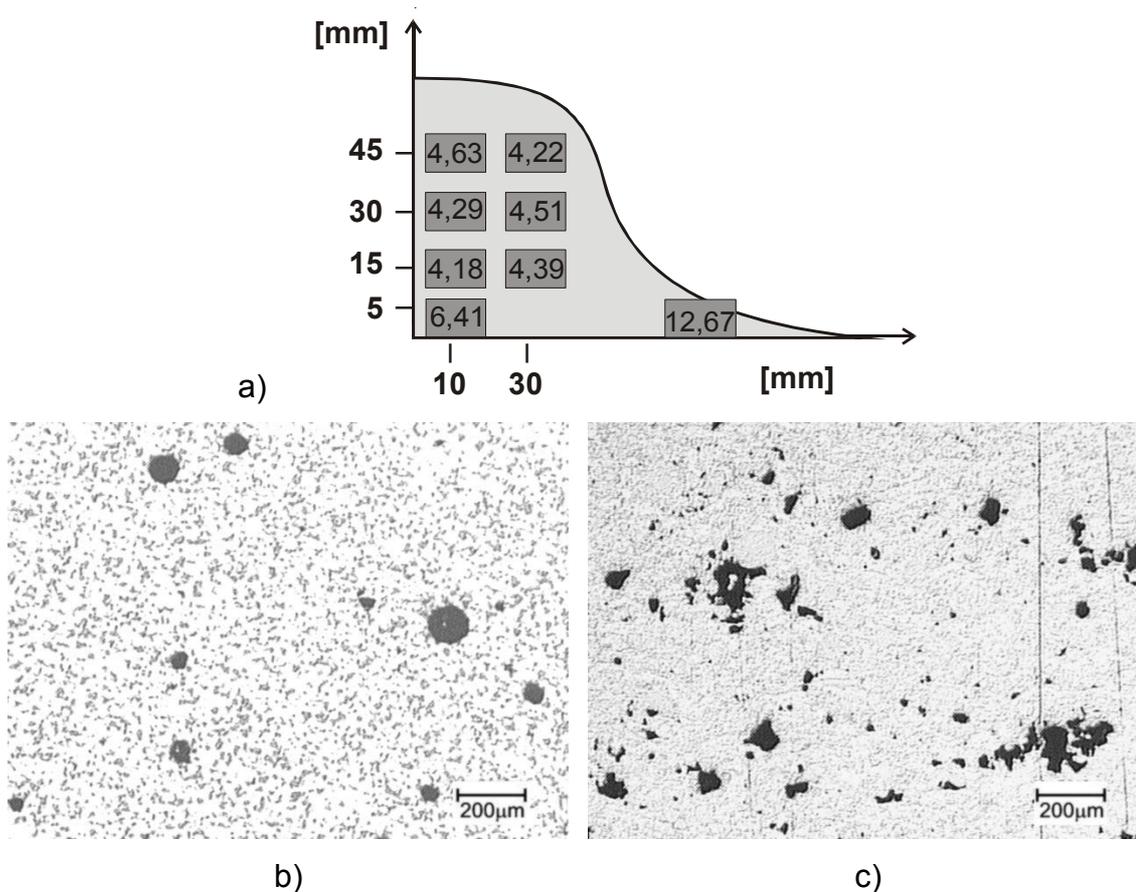


Figura 4.16– (a) esquema indicando valores de porosidade média em diferentes regiões do depósito da liga 380, b) micrografia referente ao centro do depósito c) micrografia referente à localização próxima ao substrato.

Com exceção das posições próximas ao substrato, a porosidade apresentada pelos depósitos foi distribuída uniformemente e composta por poros esféricos. O depósito caracterizado na figura 4.7 apresentou uma porosidade média de 4,34% no volume considerado útil.

A morfologia esférica do poro está associada, de acordo com a literatura [26, 32], ao mecanismo de aprisionamento do gás de atomização durante a deposição. Vários pesquisadores [7, 29] correlacionam este tipo de porosidade a uma fração de líquido excessiva na superfície do depósito. No entanto, os poros esféricos foram encontrados em todos depósitos da liga 380 investigados neste trabalho independentemente dos parâmetros de processo utilizados. As amostras localizadas nas proximidades do substrato, como a correspondente a posição G e H, apresentaram poros irregulares devido a alta taxa de

resfriamento ocorrida no início da deposição. A grande extração de calor por condução através do substrato frio faz com que a fração líquida na superfície do depósito seja insuficiente para alimentar os vazios entre as gotas sólidas que se sobrepõem constantemente no início da deposição.

A porosidade foi uma característica inerente a todos os depósitos analisados e, apesar dos valores médios encontrados estarem entre 3,15 a 7,29 %, que corresponde a uma faixa de valores que está de acordo com a porosidade registrada em outros trabalhos de conformação por spray de ligas de alumínio [27], procurou-se minimizar a porosidade das amostras dos depósitos através de processo de extrusão, como será visto posteriormente.

4.2 Influência dos parâmetros de processo na microestrutura da liga 380 conformada por spray

4.2.1 Influência da pressão de atomização

O emprego de três pressões de atomização, 0,5, 0,8 e 1,0 MPa e a manutenção da temperatura de superaquecimento e da "distância bocal/substrato" em, respectivamente, 680°C e 365 mm, resultaram nos valores de rendimento de deposição e de porosidade média do depósito apresentados na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Resultados de rendimento de deposição e de porosidade média obtidos com as conformações P0,5, P0,8 e P1,0.

Designação da deposição/ depósito	Pressão de atomização (MPa)	Rendimento da deposição (%)	Porosidade média do depósito (%)
P0,5	0,5	87,65	5,11
P0,8	0,8	80,23	5,42
P1,0	1,0	78,13	6,38

De acordo com os resultados apresentados, o aumento de pressão de atomização de 0,5 MPa para 1,0 MPa ocasionou uma redução de aproximadamente 10% no rendimento das deposições realizadas. Este resultado está associado à mudança ocorrida nas dimensões geométricas do spray com a alteração de pressão. Segundo BEWLAY & CANTOR [49], 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 da base do cone, como representado na figura 4.17, e gerar uma quantidade maior de “overspray”, reduzindo o rendimento da deposição.

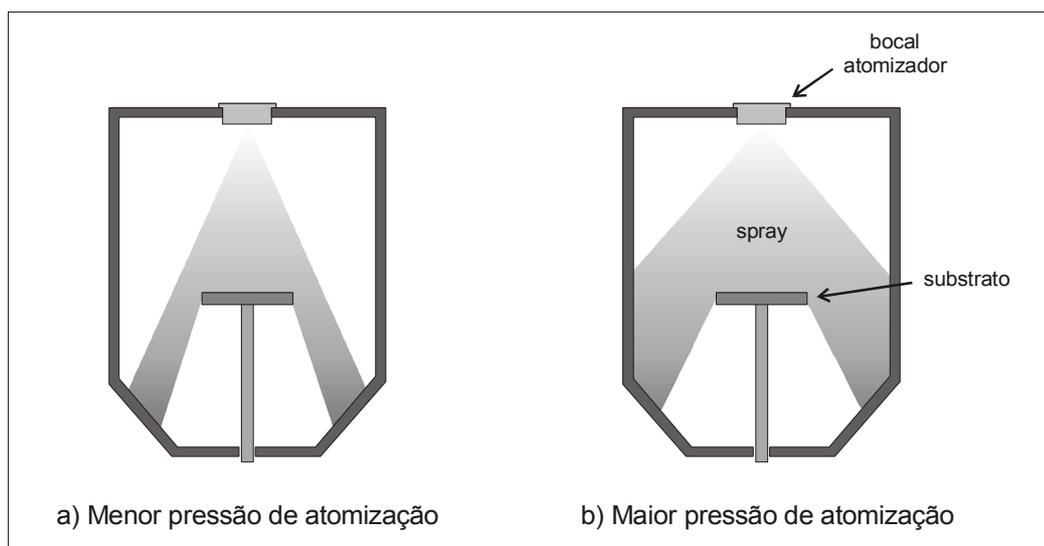


Figura 4.17 – Esquema ilustrando a forma do de spray para: a) menor pressão de atomização e b) maior pressão de atomização

Outra observação que evidencia a alteração no cone de spray, foi o aumento da quantidade formada de “splats” com a elevação da pressão de atomização. Este tipo de material resultante da atomização corresponde a grandes gotas líquidas que são deformadas e solidificadas rapidamente ao entrar em contato com superfícies frias como as paredes internas da câmara de atomização.

Segundo LEAL [28], 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, uma vez que as gotas do spray são submetidas a maiores velocidades e, conseqüentemente, são resfriadas mais rapidamente durante o vôo em direção ao depósito. Outro fato relativo à utilização de uma maior pressão de atomização seria a capacidade do gás, sob maior vazão mássica, em resfriar mais rapidamente a superfície do depósito por convecção [50].

Diante destes fatos relatados, era de se esperar que houvessem alterações microestruturais significativas nos depósitos investigados. Porém, não foram observadas diferenças significativas quanto a tamanho de grão e de partículas de silício nos depósitos que pudessem estar relacionadas a diferentes frações sólidas durante as deposições. As únicas diferenças microestruturais observadas foram quanto à porosidade, havendo um pequeno aumento da mesma como resultado do aumento de pressão. A influência da pressão de atomização na microestrutura, decorrente do aumento de 0,5 para 1,0 MPa, pode ser vista na figura 4.18 que exhibe as micrografias de amostras retiradas do volume central dos depósitos, mais precisamente, das localidades indicadas pela letra "B" no item referente à metodologia.

Nas figuras 4.18 a e b, pode-se observar que os dois depósitos apresentaram poros esféricos os quais estão relacionados ao aprisionamento de gás durante a deposição devido à incidência do mesmo sobre a superfície líquida do depósito [5, 24, 25, 29]. Quanto ao aumento da porosidade, pode estar relacionado a maiores agitações mecânicas obtidas na superfície semi-sólida do depósito com o impacto de gotas do spray com maiores velocidades.

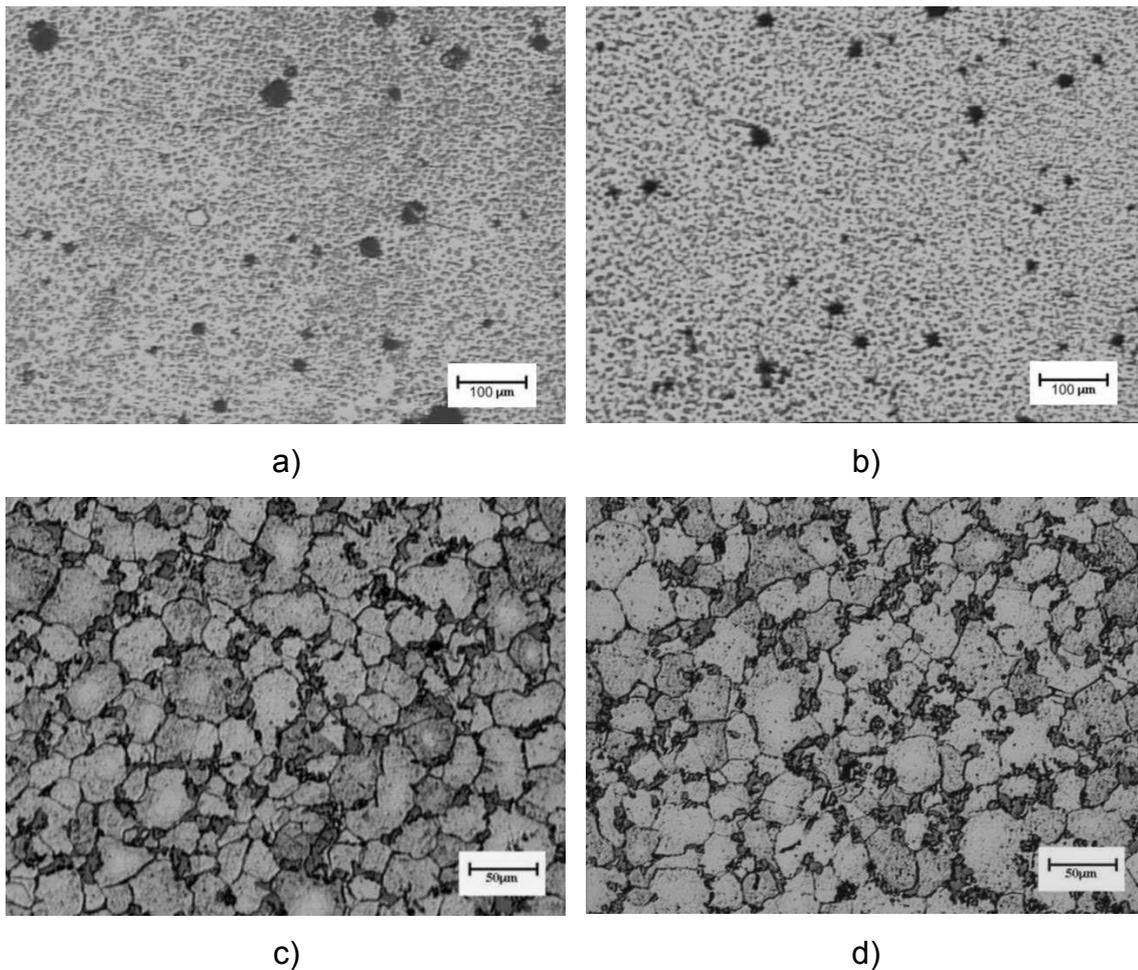


Figura 4.18 –Micrografias dos depósitos: a) e c) P0,5 e b) e d) P1,0.

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

4.2.2 Influência da distância entre o bocal atomizador e o substrato

A tabela 4.2 apresenta os valores de rendimento e de porosidades dos depósitos resultantes de três deposições nas quais foi utilizado tubo para

vazamento de metal com diâmetro de 6mm, temperatura de superaquecimento de 645°C, pressão de atomização de 0,5 MPa e diferentes distâncias entre o bocal atomizador e o substrato (“distâncias bocal/substrato”).

Tabela 4.2 - Resultados de rendimento de deposição e de porosidade média obtidos com as conformações T645V6, D365 e D410.

Designação da deposição/depósito	Distância bocal/substrato (mm)	Rendimento da deposição (%)	Porosidade média do depósito (%)
T645V6	325	92,12	4,72
D365	365	87,65	5,11
D410	410	75,92	6,27

Pode-se observar que houve uma redução considerável do rendimento da deposição com o aumento da "distância bocal/substrato". Para compreensão deste resultado deve-se lembrar que a "distância bocal/substrato" 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. A interceptação das gotas do spray para diferentes distâncias entre o bocal e o substrato está representada pela figura 4.19.

Apesar de não interferir na formação do spray, a variação da "distância bocal/substrato" é capaz de interferir nas características microestruturais dos depósitos, pois altera a fração líquida na superfície dos mesmos durante a deposição. Pôde-se constatar esta influência através das diferenças de morfologia dos poros formados nos depósitos.

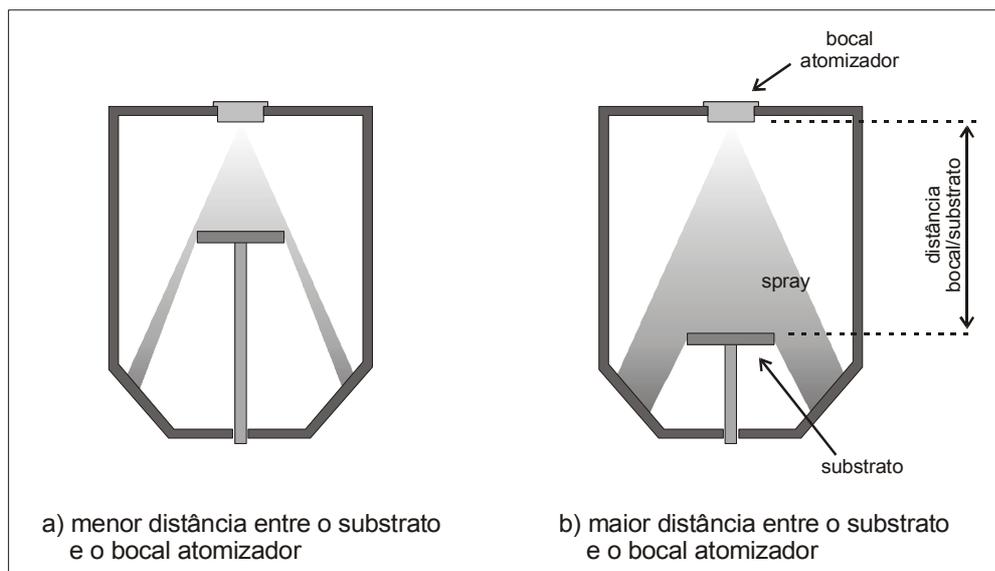


Figura 4.19 – Esquema ilustrando a forma do de spray para: a) menor "distância bocal/substrato" e b) maior "distância bocal/substrato".

A figura 4.20 apresenta micrografias de amostras retiradas das regiões centrais dos depósitos conformados a diferentes distâncias entre o bocal e substrato. É possível notar que as deposições cujas distâncias utilizadas foram de 325 e 365 mm resultaram em poros esféricos (fig. 4.20a e b) enquanto que para o depósito correspondente à distância de 410 mm (fig. 4.20c e d) houve a formação de poros com formas irregulares.

A existência de fração líquida responsável pelos poros esféricos nos casos das deposições com "distâncias bocal/substrato" menores se deve à chegada de uma quantidade maior de gotas com maiores frações líquidas à superfície dos depósitos uma vez que a distância de vôo imposta pelo substrato não possibilitou o tempo suficiente para solidificá-las. Por outro lado, a distância de 410mm permitiu que uma grande quantidade de gotas atomizadas se solidificasse antes que atingissem a superfície do depósito, ocasionando uma fração líquida insuficiente para preencher lacunas entre partículas sólidas sobrepostas durante a deposição. Além da forma irregular dos poros gerados nesta deposição, observou-se também, a interconexão entre os mesmos (fig.4.20c e d).

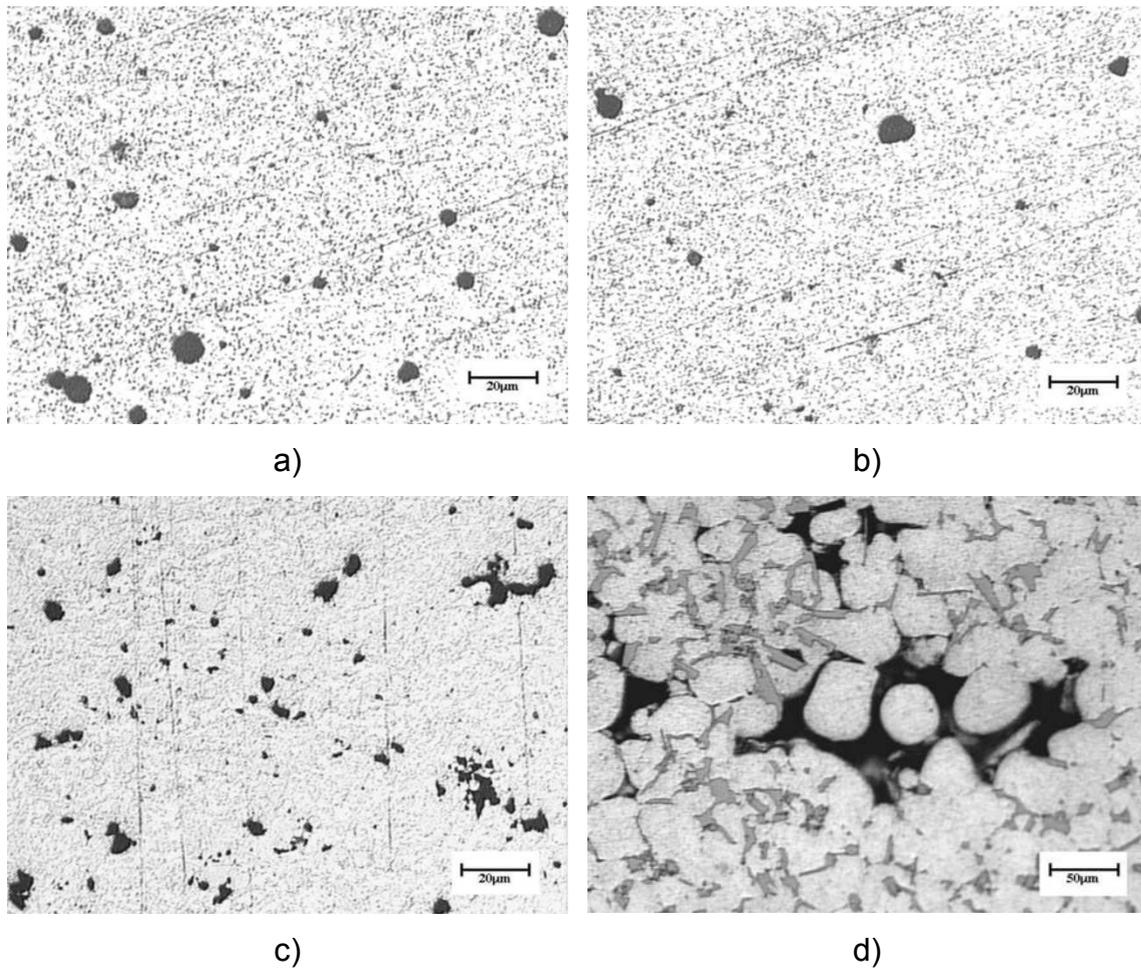


Figura 4.20 – a) micrografia do depósito referente à "distância bocal/substrato" de: a) 325mm, b) 365mm, c) e d) 410mm.

Quanto à quantidade da porosidade, pode-se notar na tabela 4.2, que o aumento da "distância bocal/substrato" de 325 para 365 mm resultou em um aumento de aproximadamente 8% na porosidade média, entretanto a variação de 365 para 410 mm ocasionou uma variação de mais de 23%. Resultados semelhantes quanto à variação da porosidade com a diminuição da "distância bocal/substrato" foram obtidos por outros pesquisadores [51, 52].

4.2.3 Influência da temperatura de superaquecimento e da vazão mássica de metal

Os resultados sobre a influência da temperatura de superaquecimento do metal líquido no rendimento de deposição e em algumas características

microestruturais dos depósitos podem ser vistos na tabela 4.3. Cabe lembrar que a pressão de atomização e a "distância bocal/substrato" foram mantidas, respectivamente, em 0,5 MPa e 325 mm para todas as corridas, enquanto que os efeitos das temperaturas de 645°C e 715°C foram investigados utilizando-se tubo de vazamento de metal líquido com diâmetro de 6 e 4 mm.

Tabela 4.3 - Resultados de rendimento de deposição, de porosidade média e de tamanho de grão obtidos com as conformações T715V6, T645V6, T715V4 e T645V4.

Parâmetros de processo e resultados				
Designação da deposição/depósito	T715V6	T645V6	T715V4	T645V4
Diâm. do tubo de vazamento [mm]	6	6	4	4
Temperatura de superaquecimento [°C]	715	645	715	645
Vazão mássica de metal [kg/s]	0,063	0,058	0,034	0,029
RAZÃO GÁS/METAL (RGM)	0,56	0,59	1,02	1,22
Porosidade média [%]	7,29	4,72	3,72	3,15
Tamanho médio de grão [μm]	38	34	33	31
Rendimento de deposição [%]	91,88	92,12	94,09	97,77

Na tabela 4.3, pode-se observar que a utilização da temperatura de superaquecimento maior, 715°C, em conformações com tubo de vazamento de 6mm de diâmetro, resultou em valores superiores de porosidade média e de tamanho médio de grão. Por outro lado, as diferenças obtidas quando se utilizou o tubo de 4mm, não foram tão acentuadas, indicando que a taxa de vazão de metal líquido também influi nestas características e por isso, estas diferenças, também serão discutidas no próximo item.

Como em todo processamento que envolve transformação líquido/sólido, as características microestruturais do depósito estão relacionadas às condições

de solidificação a que este é submetido. Estas por sua vez, dependem diretamente da fração líquida que será formada na superfície do depósito durante a deposição.

A fração líquida na superfície do depósito é resultado do balanço térmico entre o calor fornecido pelas gotas do spray que chegam durante a deposição e o calor extraído por convecção, através do contato entre o fluxo de gás atomizador e o depósito, e por condução da superfície em direção ao substrato [26, 47, 53]. Assim, considerando que a "distância bocal/substrato" e a pressão de atomização foram iguais, pode-se dizer que as condições de extração de calor foram a mesma quando se utilizou o mesmo tubo de vazamento, porém a quantidade de calor fornecida foi distinta uma vez que a temperatura de superaquecimento variou. Conseqüentemente, a temperatura de 715°C proporcionou gotas mais quentes e com maior fração líquida e, portanto, uma maior fração líquida no depósito que foi capaz de aprisionar um maior volume de gás de atomização, resultando em uma maior porosidade média.

Resultado semelhante, ou seja, aumento da porosidade devido a elevação da temperatura de superaquecimento, foi encontrado por ZHANG et al. [45] em trabalho de caracterização da liga de alumínio 6061 conformada por spray.

Ainda quanto aos poros, foi possível observar que depósitos conformados a temperaturas mais elevadas apresentam uma maior ocorrência de coalescimento dos poros, o que possivelmente contribuiu para um aumento do tamanho médio dos poros. A figura 4.21 ilustra este fato apresentando a microestrutura do depósito conformado a 715°C utilizando-se tubo de 6 mm.

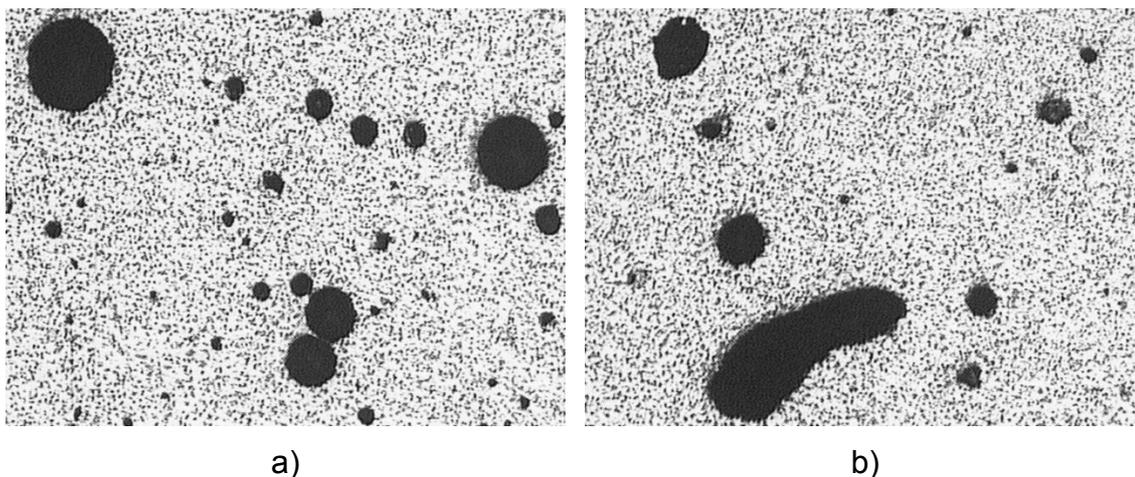


Figura 4.21 – Micrografias do depósito T715V6 apresentando: a) diferentes tamanhos de poros e b) coalescimento de poros.

A ocorrência de uma maior fração de fase líquida na superfície do depósito quando se utiliza uma maior temperatura de superaquecimento também foi relatada por outros autores. Srivastava et al. [54], por exemplo, modelaram matematicamente o comportamento térmico de gotas atomizadas de uma liga Al-Fe-V-Si e verificaram que a fração sólida oriunda do spray diminui com o aumento da temperatura de superaquecimento do metal líquido, para uma "distância bocal/substrato" fixa.

Quanto à análise da influência da temperatura de superaquecimento no tamanho de grão e das fases do depósito, deve ser considerado, além da maior fração líquida formada na superfície, outros dois fatores. Primeiro, a utilização de uma temperatura maior implica na diminuição da taxa de resfriamento do depósito e, conseqüentemente, no prolongamento do tempo de solidificação. Assim, fases intermetálicas e partículas de silício podem crescer epitaxialmente e/ou coalescer durante a solidificação da superfície do depósito. Nos depósitos investigados, não foram observadas alterações quanto ao comprimento da fase β -AlFeSi apenas, alterações quanto à forma e tamanho das partículas de silício. A figura 4.22 exhibe microestruturas dos depósitos conformados a 645°C e 715°C utilizando o tubo de vazamento de 6mm. Pode ser observado na figura 4.22b, o coalescimento de partículas de silício.

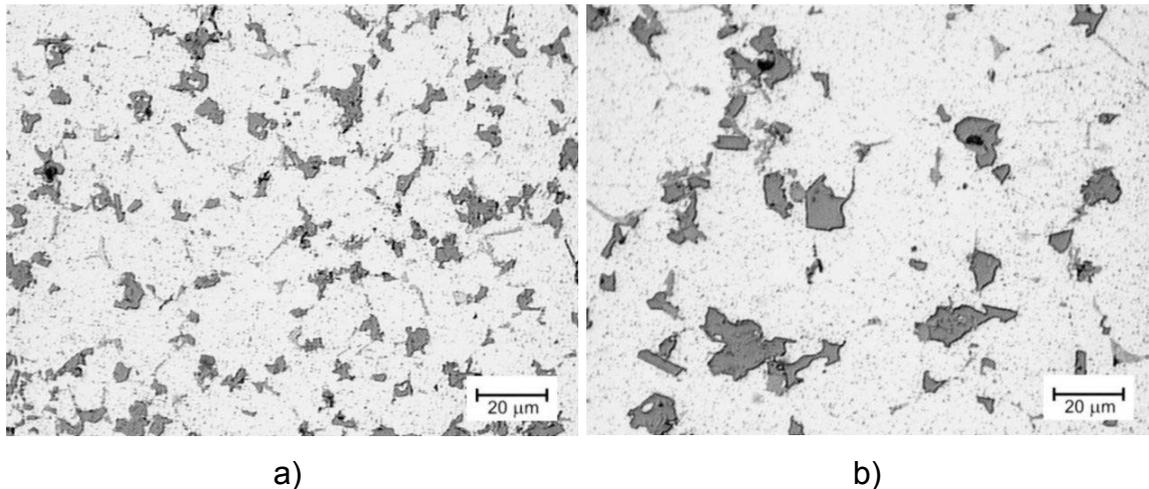


Figura 4.22 – Micrografias dos depósitos: a) T645V6 e b) T715V6.

Outro fator a ser considerado é o número de núcleos estáveis oriundos do spray, ou seja, quanto maior a temperatura de superaquecimento, menor será o número de gotas solidificadas que chegará ao depósito, diminuindo-se assim a quantidade de fases sólidas disponíveis para a nucleação heterogênea na superfície do depósito. Portanto, considerando que cada grão é resultado do crescimento de um núcleo estável, pode-se dizer a taxa de nucleação no depósito é reduzida com o aumento da temperatura de superaquecimento do metal líquido e, conseqüentemente, se obtém uma microestrutura com grãos maiores.

A figura 4.23 exhibe micrografias dos depósitos T715V6 e T645V6 referentes às diferentes regiões dos depósitos descritas na figura 3.4. Nesta figura é possível observar que o depósito conformado a 715°C apresenta grãos e partículas de silício maiores que os obtidos no depósito conformado a 645°C. Outra observação importante a ser feita quanto ao depósito conformado a 715°C é a existência de um gradiente de tamanho de grão crescente no sentido da base para o topo do depósito.

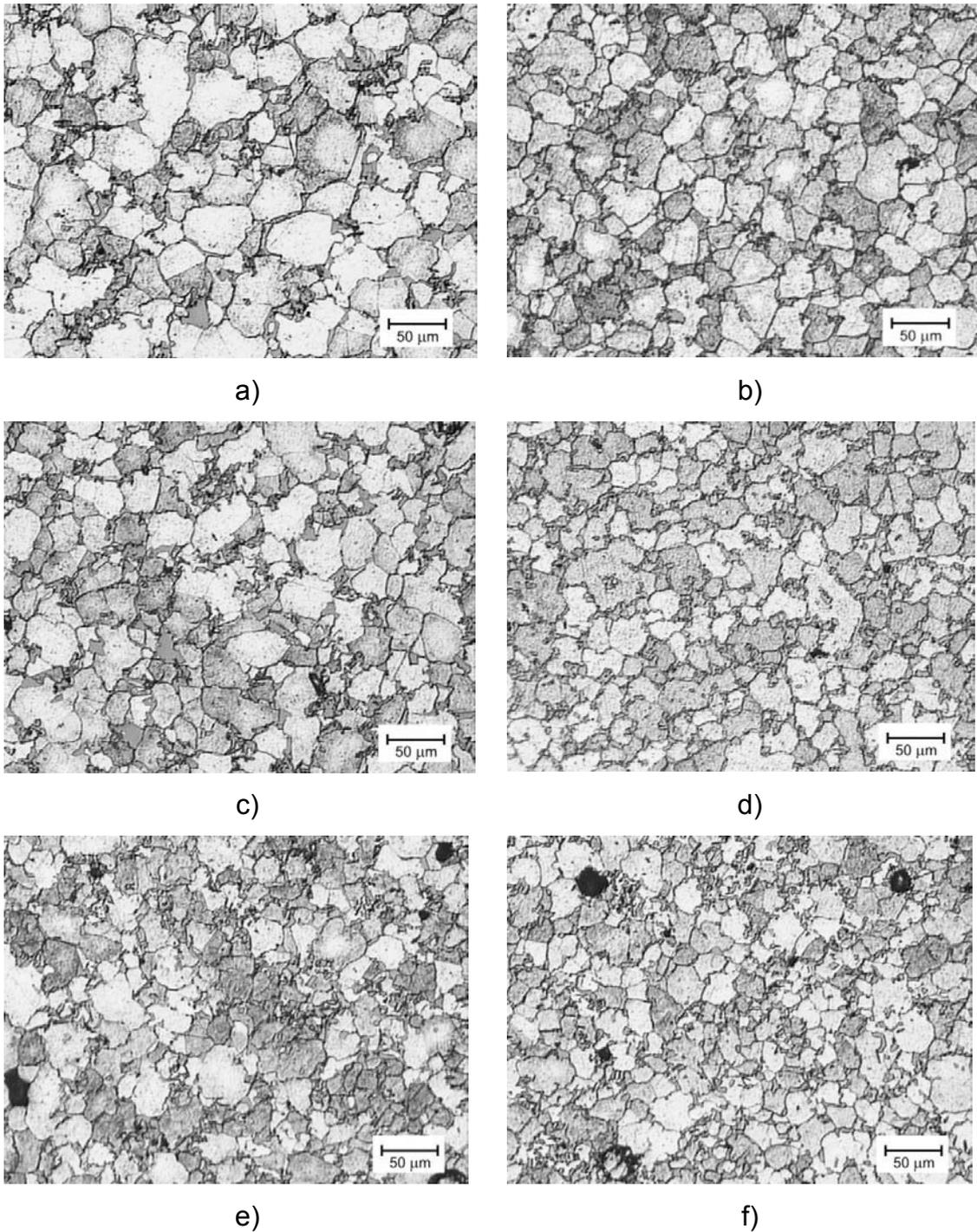


Figura 4.23 – Micrografias de amostras de depósitos conformados a temperaturas diferentes: a) amostra A do depósito T715V6; b) amostra A do depósito T645V6; c) amostra B do depósito T715V6; d) amostra B do depósito T645V6, e) amostra C do depósito; e) amostra C do depósito T645V6.

Tal resultado prova que não houve uma extração de calor constante durante a deposição, ou seja, a taxa de resfriamento foi reduzida gradativamente com o aumento da espessura do depósito. Com isso, proporcionalmente ao aumento crescente de temperatura na superfície do depósito, houve a redução do número de núcleos aptos ao crescimento, uma vez que o raio crítico para estabilidade dos mesmos depende da temperatura [55], o que resultou em um aumento gradativo do tamanho de grão.

Além das características microestruturais, o rendimento das deposições também foi influenciado pela variação da temperatura de superaquecimento. Conforme os resultados apresentados na tabela 4.3, pode-se dizer que o aumento da temperatura de superaquecimento, independentemente do diâmetro do tubo de vazamento de metal, ocasionou uma redução do rendimento. Este resultado, possivelmente, está relacionado à viscosidade e a tensão superficial do metal líquido, ou seja, sob maior temperatura o metal líquido é mais facilmente atomizado pelo fluxo de gás e por consequência se tem um cone de spray maior que resulta na maior produção de "overspray". A diferença entre a quantidade de "overspray" formado nas duas deposições está associada ao fato da temperatura de superaquecimento influenciar na viscosidade e na tensão superficial do metal líquido [27].

Além de ser a fonte de calor, o spray representa a fonte de massa para a formação do depósito durante a conformação por spray. A forma mais adequada para se controlar este fornecimento de massa é através da seleção do diâmetro do tubo de vazamento de metal líquido.

Os parâmetros e os resultados das deposições que servirão para a análise da vazão mássica de metal estão contidos na tabela 4.3.

Como descrito anteriormente no item 4.3, o desenvolvimento da microestrutura de solidificação do depósito depende da espessura do material depositado ou, em outras palavras, o balanço térmico no depósito depende da massa depositada. Assim, para uma mesma temperatura de superaquecimento e num mesmo intervalo de tempo, a conformação por spray com maior vazão mássica de metal proporciona uma superfície mais quente e com maior fração de fase líquida que outra com menor vazão mássica de metal. Como

conseqüência da maior fração de fase líquida se tem uma maior porosidade devido ao aprisionamento de gás atomizador e resultante da menor taxa de resfriamento se tem maiores tamanhos de grão da matriz de alumínio- α e das fases constituintes do material. De acordo com os resultados da tabela 4.3, a utilização de um tubo de vazamento de metal com diâmetro de 6 mm ao invés de um de 4mm, ocasionou um aumento aproximado de 10% no tamanho médio de grão e de 50% na porosidade quando a temperatura de superaquecimento foi de 645°C. Já para a temperatura de 715°C, a utilização de um maior diâmetro de tubo de vazamento de metal resultou em um aumento de 15% no tamanho médio de grão e 96% na porosidade. Este aumento pronunciado de porosidade se deve à sobreposição do efeito da temperatura de superaquecimento, como descrito no item anterior.

4.3 Influência do processo de extrusão na microestrutura dos depósitos da liga 380

O processo de extrusão, realizado em amostras dos depósitos da liga 380, reduziu significativamente a porosidade das mesmas. Esta redução dos valores médios de porosidade de depósitos obtida com o processamento secundário pode ser vista na tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Porosidade média dos depósitos antes e após a extrusão

Designação da deposição/depósito	Porosidade média (%)	
	Depósito	Depósito extrudado
T645V4	3,25	0,32
T645V6	4,72	0,44
T715V4	3,72	0,41
T715V6	7,29	0,56

Além de ter proporcionado a redução da porosidade dos depósitos como desejado, a extrusão resultou em modificações microestruturais muito

significativas. A figura 4.24 apresenta micrografias de um mesmo depósito da liga 380 na condição anterior e posterior à extrusão.

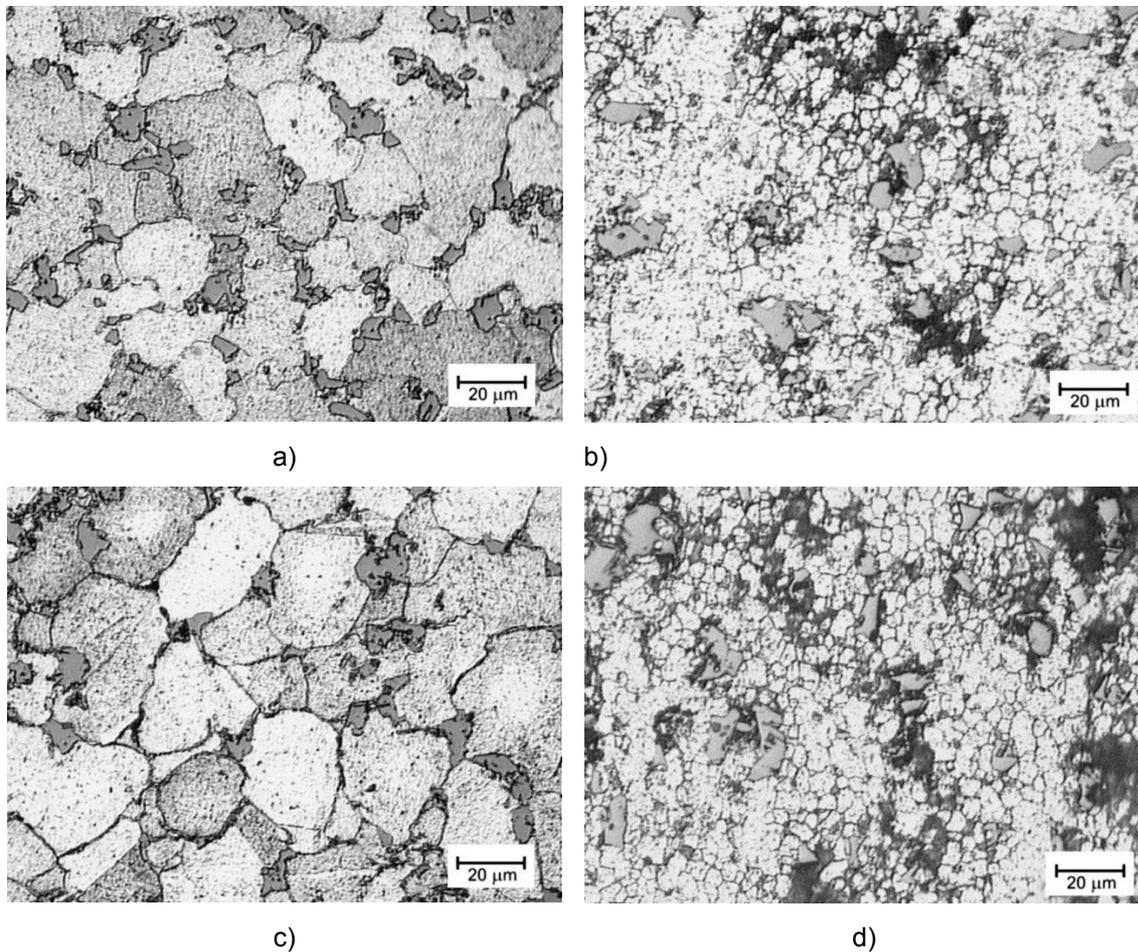


Figura 4.24 – Micrografias de amostras depósito T645V6: a) e c) sem extrusão, b) e d) após a extrusão.

Como pode ser observado, a extrusão proporcionou uma redução grande no tamanho de grão, ocorrendo recristalização da matriz de alumínio- α . Apesar do alumínio possuir alta energia de falha de empilhamento e por isso ser esperado uma recuperação dinâmica durante o processo de extrusão [56], acredita-se que a recristalização ocorrida esteja relacionada à influência dos elementos de liga e das partículas presentes na matriz de alumínio- α .

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.

As ligas destinadas à fundição, como a liga 319 e 380, apresentam porcentagens de elementos de liga muito superiores às ligas para trabalho mecânico e, conseqüentemente, uma quantidade e uma diversidade muito maior de partículas de fases secundárias que as impossibilitam de serem conformadas mecanicamente e, por isso, raramente são encontradas referências sobre este assunto para tais ligas.

Estudos sobre a recristalização de ligas para trabalho mecânico resultaram em modelos que buscam explicar qualitativamente este fenômeno. Os modelos de NES & WERT [57] se baseiam na influência de partículas divididas em duas categorias, de acordo com seus tamanhos. Partículas micrométricas seriam necessárias à nucleação da recristalização enquanto que partículas submicrométricas se prestariam a inibir e controlar o crescimento dos novos grãos. Este tipo de combinação de partículas, conhecido como distribuição bimodal de tamanho de partícula [58], é empregado em ligas de alumínio para controle de tamanho de grão através de processamento termomecânico.

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”) [59].

Neste mecanismo, regiões com alta densidade de discordâncias, chamadas de zonas de deformação, são criadas ao redor das partículas devido à incompatibilidade plástica entre elas e a matriz, ou seja, as partículas não apresentam sistemas de planos de escorregamento ativos como a matriz de alumínio.

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 \mathbf{dr} Burger [58].

Segundo WERT & AUSTIN [60], o tamanho crítico para algumas ligas de alumínio é de aproximadamente $1\mu\text{m}$. Este valor também foi o tamanho crítico encontrado por ESCHBACH et al. [58] para partículas de Al_2Cu causarem a nucleação da recristalização de ligas do sistema Al-Cu-Mg-Ag.

CHAN & HUMPHREYS [61] estudaram o mecanismo de recristalização oriundo da laminação e tratamento térmico de ligas Al-Si com distribuição bimodal de tamanho de partícula. Para tanto elaboram ligas contendo uma matriz de alumínio com uma dispersão de partículas com aproximadamente $6\mu\text{m}$ e dispersóides de silício com tamanhos inferiores a $0,3\mu\text{m}$. 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.

Portanto, com base nas referências citadas acima e na identificação de dispersóides no depósito da liga 380 realizada através de microscopia eletrônica de transmissão (MET) e microanálise por EDS, vide figura 4.25, foi proposta uma hipótese para a recristalização da liga 380.

Durante a extrusão, são criadas regiões com alta densidade de discordâncias ao redor de partículas de silício e de fases intermetálicas com dimensões micrométricas, como as presentes nas microestruturas dos depósitos. Embora possa ter havido alguma recuperação dinâmica esta não foi suficiente para eliminar completamente a energia armazenada ao redor das partículas, o que proporcionou o potencial termodinâmico necessário à nucleação da recristalização.

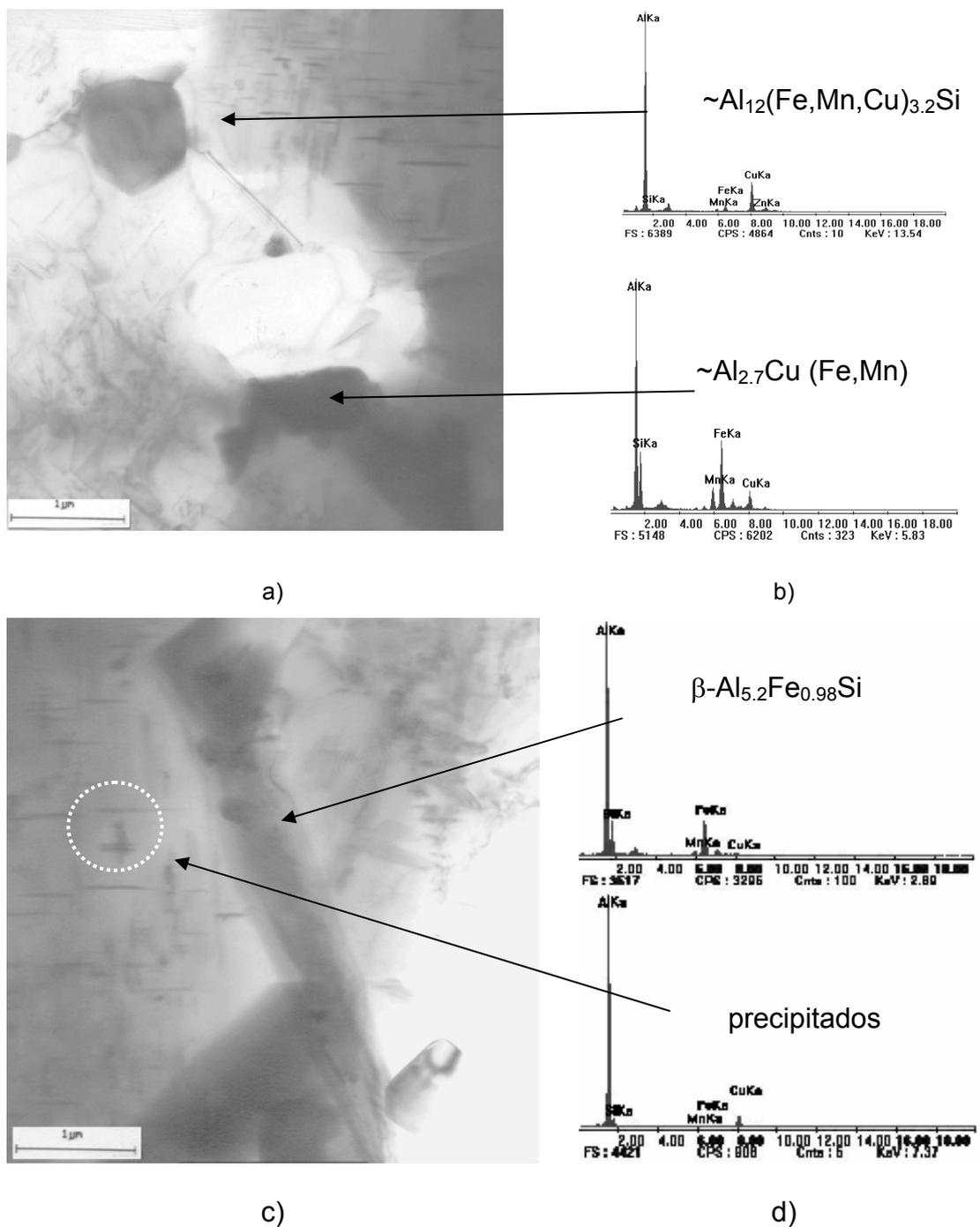


Figura 4.25 – a) e c) micrografias de depósito da liga 380 obtidas por microscopia eletrônica de transmissão, b) e d) espectros das microanálises por EDS [62].

Assim, evidenciou-se que, em algumas regiões, a soma dos efeitos de recuperação e de forças de restrição referentes à presença de dispersóides

(figura 4.25) foram superiores à ao efeito causado pelo acúmulo de discordâncias.

A recristalização parcial dos depósitos extrudados apenas pôde ser caracterizada por microscopia ótica após ataques químicos severos o que, por outro lado, ocasionou o escurecimento excessivo das partículas de silício, como pode ser observado na figura 4.26.

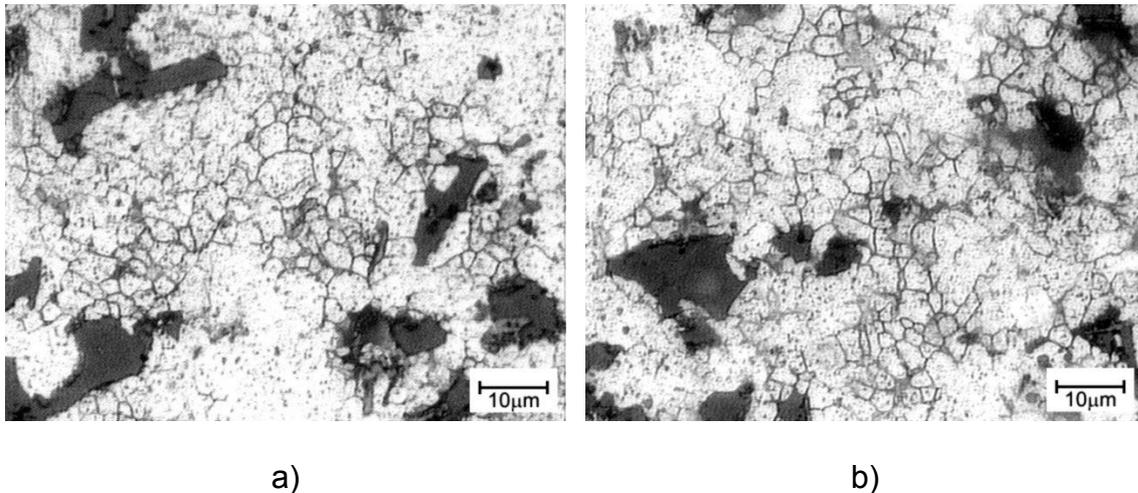


Figura 4.26 – Micrografias do depósito apresentando recristalização parcial.

A redução do tamanho de grão dos depósitos extrudados não pode ser apropriadamente quantificada por não ter ocorrido de forma completa, porém, foi realizada uma estimativa durante as observações e documentações por microscopia eletrônica de varredura (MEV) obtendo-se medidas inferiores a 10 μm para os novos grãos, ou seja, aproximadamente 1/3 do tamanho médio de grão pertencente aos depósitos anteriormente à extrusão.

Esta redução teve um efeito significativo nas propriedades das ligas conformadas por spray quando determinadas pelos ensaios de tração, como será visto no próximo item.

4.4 Propriedades mecânicas da liga 380 fundida, conformada por spray e extrudada

A figura 4.27 apresenta o gráfico “tensão x deformação” obtido através de ensaio de tração para três corpos-de-prova da liga 380 submetida a diferentes processamentos, ou seja, um deles confeccionado da amostra fundida, outro da amostra conformada por spray e o último da amostra conformada por spray e extrudada.

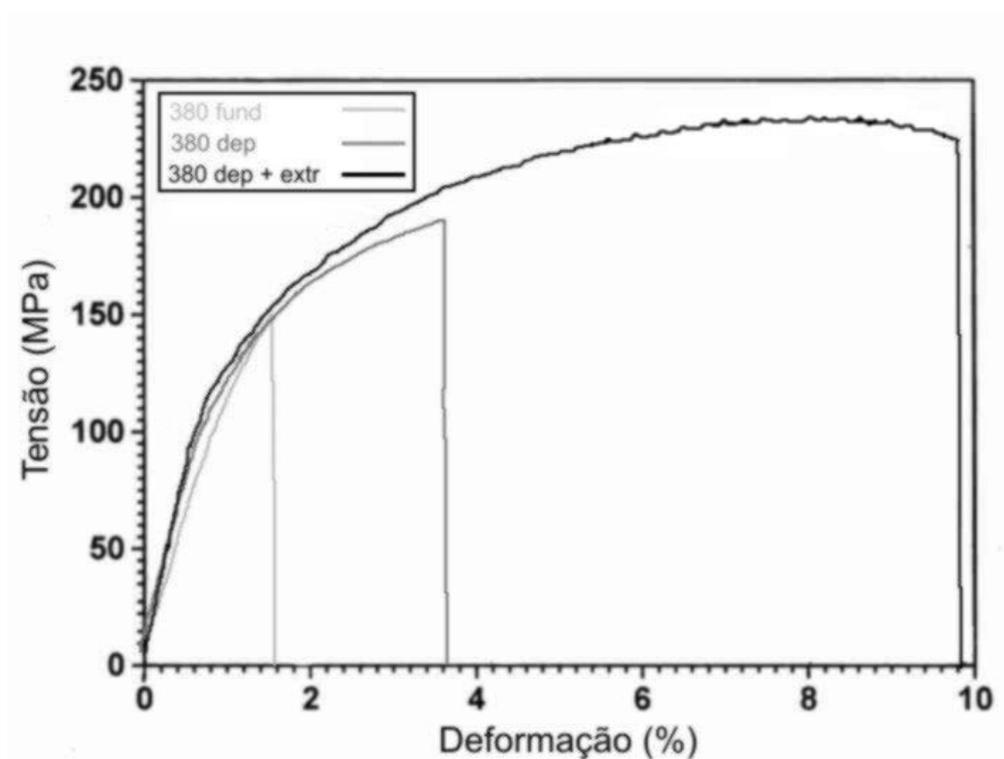


Figura 4.27 - Gráfico tensão versus deformação de três amostras da liga 380: fundida; depositada por spray e depositada por spray / extrudada.

A tabela 4.5 apresenta os valores médios de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento para cada condição de processamento da liga 380.

Tabela 4.5 - Propriedades mecânicas da liga 380 fundida, depositada por spray e extrudada

Processamento	Limite de	Limite de	Alongamento
---------------	-----------	-----------	-------------

	Escoamento (MPa)	Resistência (MPa)	(%)
380 fundida	114,23	134,93	1,52
380 depositada	121,19	178,64	3,74
T715V6 + EXTR	130,68	212,87	9,44
T715V4 + EXTR	134,57	227,91	10,35
T645V6 + EXTR	136,12	226,52	9,81
T645V4 + EXTR	141,28	233,73	10,47

Observa-se que a liga 380 conformada por spray apresentou valores maiores de limites de escoamento, de resistência e de alongamento comparados aos da liga fundida em areia. Considerando que ambos os materiais possuem a mesma composição química, pode-se atribuir as melhores propriedades mecânicas da liga conformada por spray às diferenças microestruturais que ocorreram entre ela e a liga processada por fundição.

Sabe-se que as propriedades mecânicas de materiais polifásicos, como a liga 380, dependem da quantidade e das propriedades individuais das fases constituintes assim como do tamanho e da morfologia das mesmas.

Assim, uma das mudanças mais notáveis que ocorreu com a conformação por spray da liga 380 e que, certamente está relacionada às diferenças nas propriedades, foi a alteração da morfologia do silício. Como descrito no item 4.1, o silício da liga processada por conformação por spray deixou de ter morfologia de placas, observada nas ligas fundidas sem tratamento de modificação, e passou a ser particulado e homogeneamente disperso nas regiões intergranulares.

O silício eutético em forma de grandes placas causa depreciações 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 da adição de Sr ou Na.

A discussão sobre a influência do silício nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio hipoeutéticas pode ser auxiliada pela análise da fratura do material. Geralmente, nestas ligas, o processo de fratura é iniciado pelo

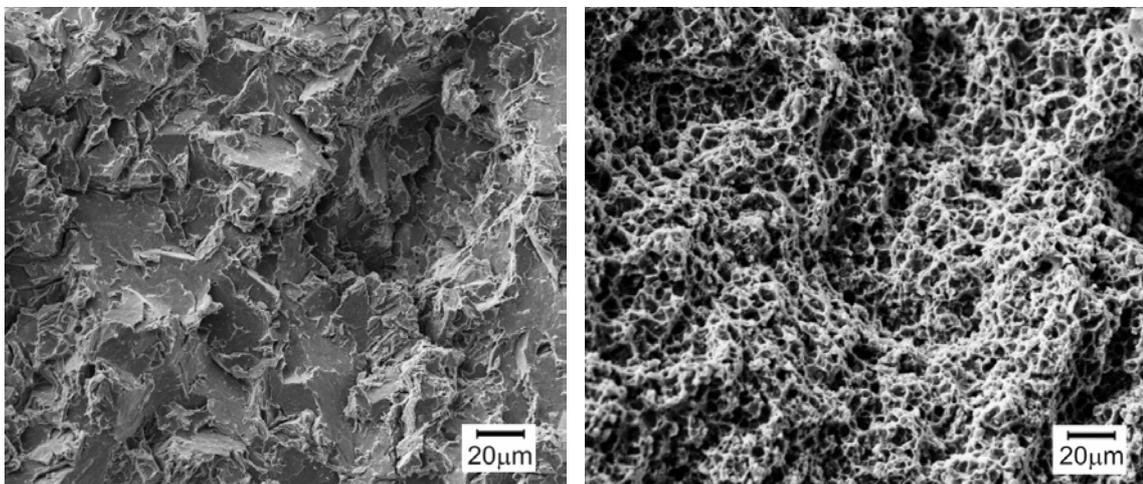
trincamento de partículas de silício ou de fases intermetálicas que agem como concentradoras de tensão devido à falta de sistemas de escorregamento ativos em suas estruturas.

Nucleada a trinca, ela se propaga por regiões interdendríticas e por fim, pela matriz [3]. A tensão crítica para a nucleação da trinca depende, principalmente, do tamanho e/ou da razão de aspecto (comprimento/largura) das partículas de silício e de intermetálicos. Um aumento do tamanho ou da razão de aspecto é capaz de reduzir tanto a resistência quanto a ductilidade da liga [63].

Em caso de ligas que não possuem estrutura de solidificação dendrítica, como no caso da liga 319 processada por tixofundição, o silício também é o principal responsável pela nucleação de trincas, as quais se propagam através de regiões eutéticas entre os glóbulos de alumínio [64].

Dada a importância do mecanismo de fratura, apresenta-se a seguir, a figura 4.28 onde são exibidas micrografias obtidas por MEV das superfícies de fratura de corpos-de-prova da liga 380 processada por fundição e conformada por spray.

Comparando-se as micrografias da figura 4.28, fica evidente que os mecanismos de fratura foram distintos para os dois conjuntos de amostras. Enquanto a superfície do corpo-de-prova da liga fundida apresentou o aspecto microscópico de fratura frágil (clivagem), a da liga depositada exibiu características de fratura dútil (“dimples”).



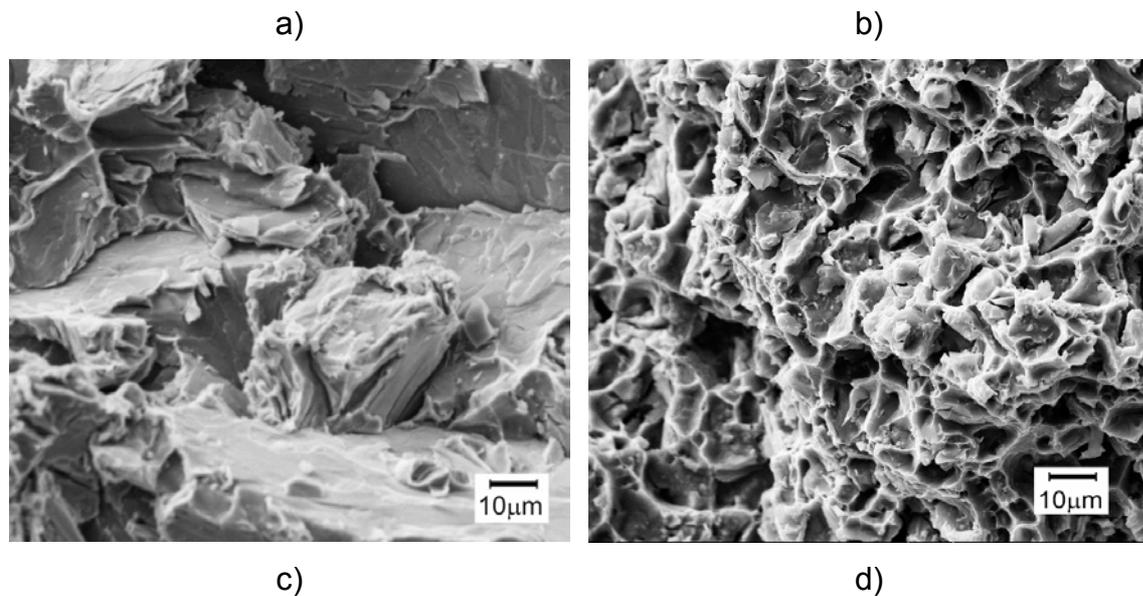


Figura 4.28 – Micrografias obtidas por MEV exibindo a superfície de fratura da liga 380: a) e c) fundida em areia, b) e d) conformadas por spray.

A micrografia da figura 4.28c, relativa a liga 380 fundida, apresenta planos de clivagem das placas de silício como aquelas apresentadas nas micrografias da figura 2.3. 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, não pôde ser evidenciada pela análise da superfície de fratura se ocorreu a partir do silício eutético ou de alguma fase intermetálica. Porém, 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 380, conformada por spray, exibem numerosas depressões em forma convexa, conhecidas 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 o progressivo aumento de tensão durante o ensaio.

A origem das trincas na fratura da liga conformada por spray, possivelmente, está associada ao silício particulado uma vez que, como descrito

no item sobre caracterização microestrutural, a fase β -AlFeSi teve seu tamanho muito reduzido e, conseqüentemente, seu poder de concentrar tensão.

Com auxílio de micro-análises por EDS realizadas nas regiões indicadas nas micrografias, foi possível identificar partículas de silício fraturadas, figura 4.29a, e regiões fraturadas de fases ricas em cobre, figura 4.29b.

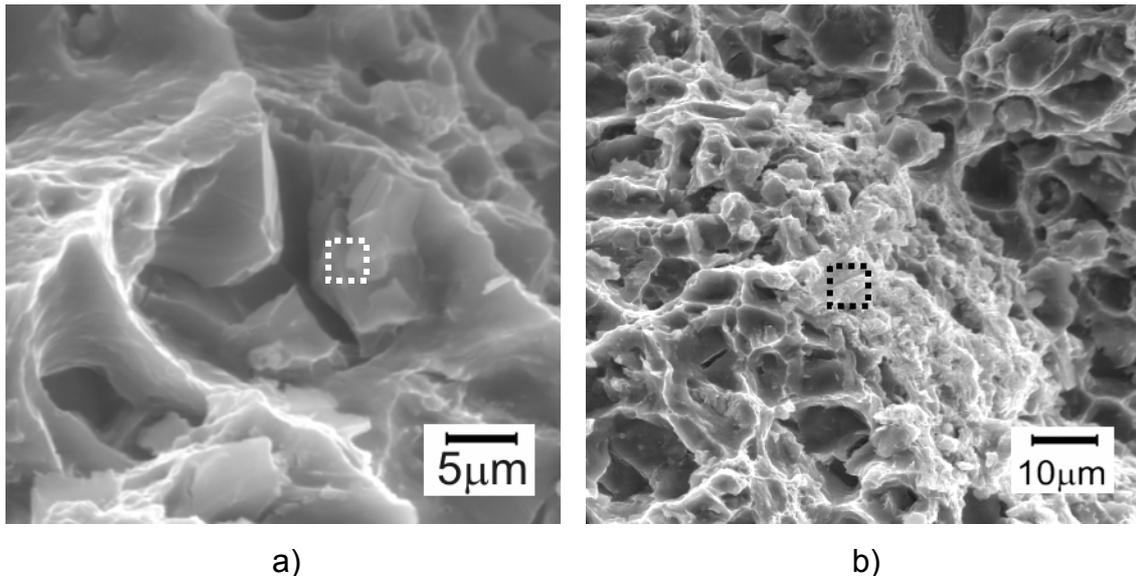


Figura 4.29 - Micrografias obtidas por MEV exibindo a superfície de fratura da liga 380 conformadas por spray : a) silício fraturado e b) fase rica em cobre fraturada

Já a coalescência destas microcavidades ocorreu através da deformação da matriz de alumínio até o instante em que as espessuras das paredes entre elas se tornaram tão finas a ponto de não suportar a tensão e levar a fratura do corpo-de-prova.

Quanto à pequena diferença entre os limites de escoamento apresentados pela liga 380 processada por fundição e conformação por spray se deve ao fato de ambas apresentar, praticamente, a mesma matriz, ou seja, a conformação por spray não causou nenhuma mudança na solução sólida alumínio- α e nem mesmo de precipitação que pudessem alterar significativamente o comportamento da matriz durante o aumento de tensão aplicado no ensaio de tração.

Resumindo a comparação entre as microestruturas da liga 380 fundida e da conformada por spray, pode-se dizer que este último processo reduziu drasticamente o potencial de concentração de tensão através da modificação morfológica 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 380.

Com relação à influência do processo de extrusão nas propriedades dos depósitos da liga 380, pode-se dizer que as alterações microestruturais causadas pela extrusão resultaram no aumento moderado do limite de escoamento e em aumentos mais significativos quanto ao limite de resistência e ao alongamento.

Quanto à diferença entre os limites de escoamento do depósito e do depósito extrudado, sabe-se que há relação com 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 parcialmente por grãos mais refinados, possui um número maior de contornos e, conseqüentemente, um número maior de obstáculos a ser vencido 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 da liga 380 extrudado se devem, principalmente, à grande redução da 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. A figura 4.30 apresenta as superfícies de fratura de corpos-de-prova de tração do depósito sem extrusão e do depósito extrudado da liga 380.

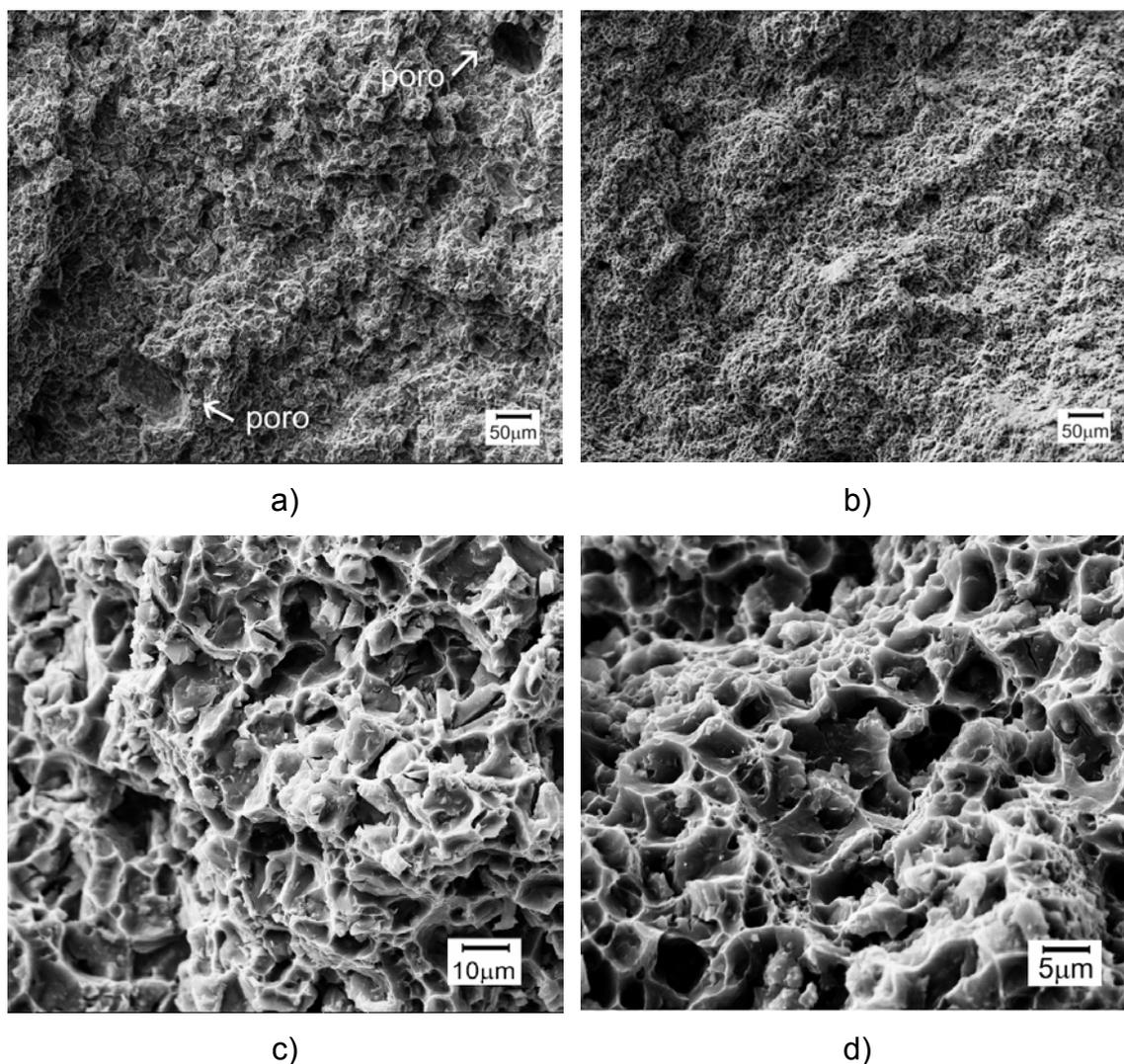


Figura 4.30 – Micrografias obtidas por MEV exibindo superfícies de fratura de corpos-de-prova de tração do depósito da liga 380 sem extrusão (a e c) e extrudado (b e d).

Apenas na micrografia (figura 4.30a) referente ao depósito sem ser extrudado, pôde se observar a presença de poros e outra diferença encontrada foi que os "dimples" formados na superfície de fratura da amostra extrudada foram mais profundos o que está de acordo com os maiores valores de alongamento.

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 380 conformada por spray, propriedades mecânicas que ampliam as possibilidades de aplicação desta

liga, dentre estas propriedades, destaca-se o alongamento obtido em torno de 10%, o que é muito superior ao valor de 2% que, raramente é alcançado quando esta liga é processada por fundição [65].

Por fim, quanto à comparação entre as propriedades dos depósitos extrudados que haviam sido conformados sob diferentes parâmetros de processo, pode-se dizer que o processo de extrusão amenizou a influência das diferenças microestruturais existentes entre os depósitos.

Para contextualizar tal fato, pode-se comparar as características e propriedades dos depósitos T715V6 e T645V4. O primeiro apresentava um tamanho médio de grão de $38\mu\text{m}$ e uma porosidade média de 7,29% enquanto que o segundo depósito possuía tamanho médio de grão de $31\mu\text{m}$ e 3,15% de porosidade. Apesar do depósito T715V6 apresentar, anteriormente à extrusão, mais que o dobro da porosidade do outro depósito, após o processamento secundário, os valores de suas propriedades mecânicas foram por volta de 10% inferiores aos valores apresentados pelo depósito T645V4.

Este fato tem uma importância fundamental quanto ao controle do processo de conformação por spray, pois, indica que existe uma faixa de variação de parâmetros tolerável para a obtenção de determinadas propriedades mecânicas após a extrusão.

4.5 Microestrutura e propriedades mecânicas da liga 319 conformada por spray e extrudada

A conformação por spray da liga 319 através da utilização dos mesmos parâmetros de processo anteriormente empregados para a conformação da liga 380, designada por T715V6, resultou em algumas alterações microestruturais que serão descritas a seguir.

A figura 4.31 apresenta micrografias que permitem a comparação entre as microestruturas das ligas 380 e 319 conformadas por spray.

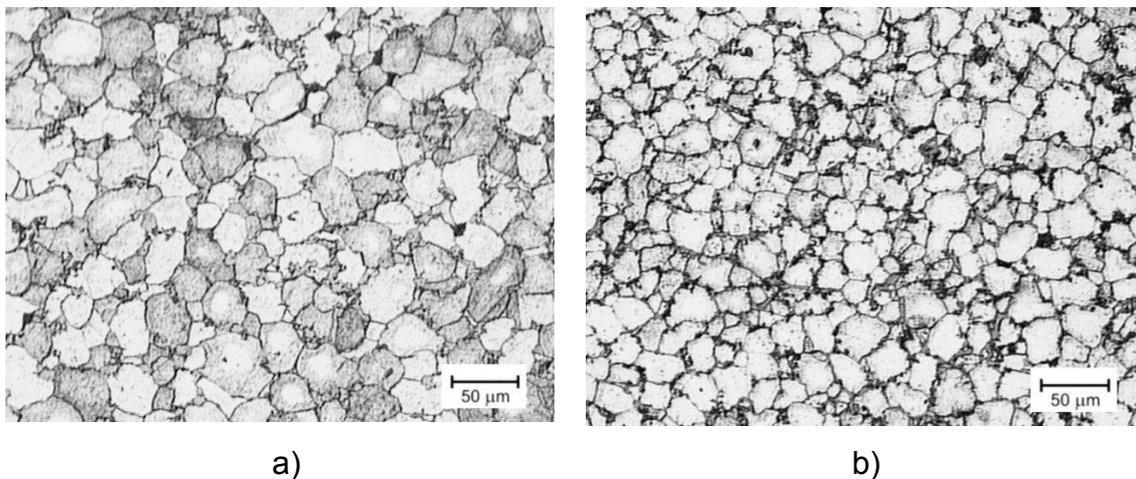


Figura 4.31 – Micrografias das ligas conformadas por spray: a) liga 380 e b) liga 319

Assim como na microestrutura da liga 380, pode-se observar que o depósito da 319 apresentou uma matriz de alumínio- α composta por grãos equiaxiais e a uma distribuição de partículas de silício em regiões intergranulares. Apesar da semelhança morfológica da matriz, houve uma diferença significativa quanto ao tamanho de grão apresentado pelas duas ligas, como pode ser observado na tabela 4.6.

Tabela 4.6 - Resultados de rendimento de deposição, de porosidade média e de tamanho de grão obtidos com as conformações T715V6 da liga 380 e 319

Resultados	380	319
Tamanho de grão [μm]	38	29
Porosidade [%]	7,29	4,22
Rendimento de deposição [%]	91,88	95,21

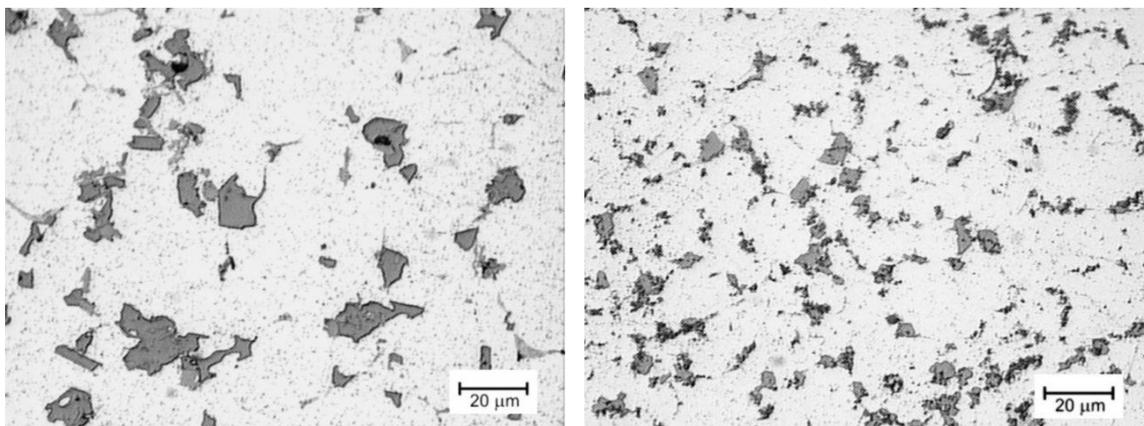
Adicionalmente ao menor tamanho de grão, a liga 319 também apresentou menor porosidade quando comparado aos resultados da conformação por spray da liga 380. Ambos resultados estão relacionados aos

comportamentos térmicos distintos desenvolvidos durante a deposição e que, por sua vez, estão relacionados à diferença entre as vazões mássicas das duas ligas. As vazões mássicas e outras variáveis de processo pertinentes à discussão podem ser vistas na figura 4.7.

Tabela 4.7 – Parâmetros de processo das conformações T715V6 da liga 380 e 319

Parâmetros de processo	Liga 380	Liga 319
Temperatura de superaquecimento [°C]	715	715
Superaquecimento [°C]	125	110
Vazão mássica de metal [kg/s]	0,063	0,035
RAZÃO GÁS/METAL (RGM)	0,56	0,99

A liga 380, sob mesma temperatura de superaquecimento (715°C), apresentou uma maior fluidez que a liga 319 devido ao seu maior teor de silício e à sua menor temperatura “liquidus”, o que ocasionou a maior vazão mássica e, conseqüente, a menor razão gás/metálico (RGM). Assim, obteve-se, durante a deposição da liga 380, uma superfície do depósito mais quente e com maior fração líquida, resultando em um maior aprisionamento de gás e maiores tamanhos de grão, como pode ser visto na figura 4.32.



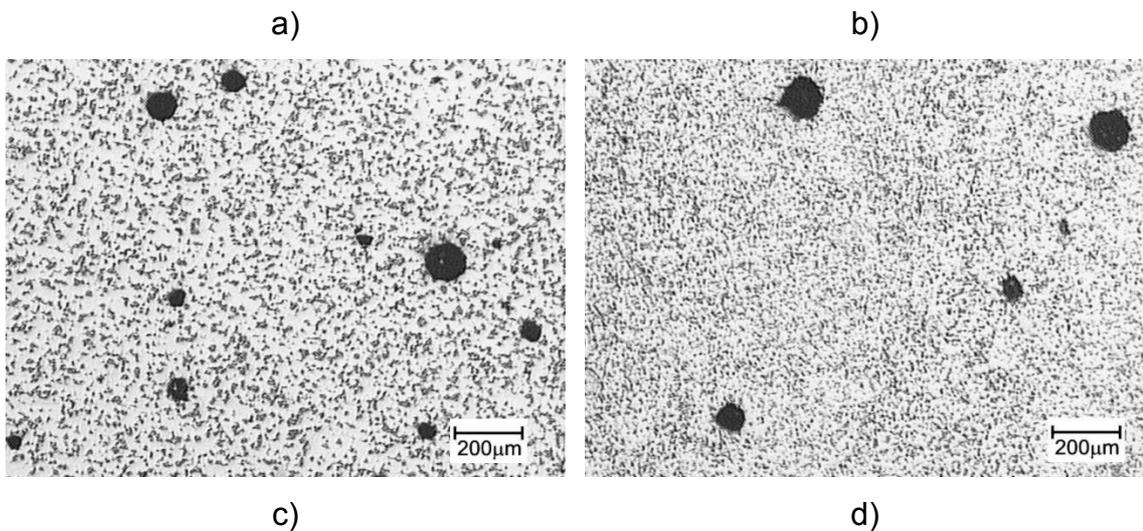


Figura 4.32 – a) e c) microestruturas do depósito T715V6 da liga 380, b) e d) microestruturas do depósito T715V6 da liga 319.

Outra diferença que pode ser observada na figura 4.3, diz respeito ao tamanho das partículas de silício. A maior fração líquida na superfície do depósito da liga 380 possibilitou um maior coalescimento e, conseqüente, um aumento do tamanho destas partículas.

Quanto à influência do processo de extrusão na microestrutura da liga 319, verificou-se resultados semelhantes aos ocorridos com a liga 380, ou seja, grande redução de porosidade e recristalização parcial, como pode ser observado na figura 4.33.

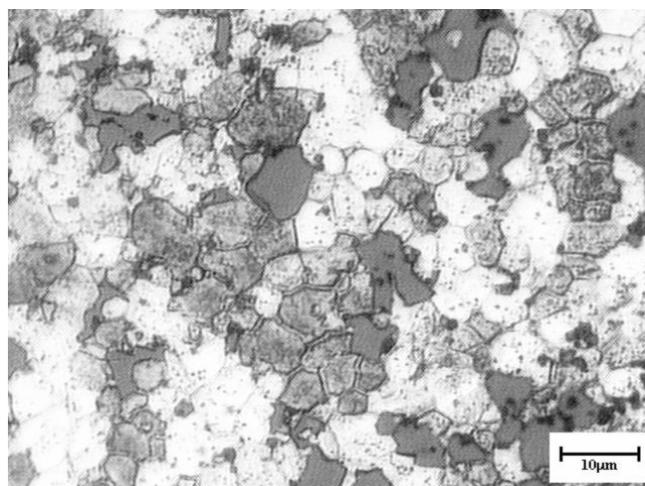


Figura 4.33 – Microestrutura da liga 319 extrudada

Após a extrusão, corpos-de-prova das amostras da liga 319 foram usinados e submetidos às mesmas condições de ensaio de tração que as amostras da liga 380. Os resultados das propriedades mecânicas e da porosidade após a extrusão podem ser vistos na tabela 4.8.

Tabela 4.8 – Propriedades mecânicas e porosidade dos depósitos T715V6/380 e T715V6/319.

Liga / Processa/o	Porosidade média (%)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
380 / T715V6 + EXTR	0,56	130,68	212,87	9,44
319 / T715V6 + EXTR	0,33	126,61	248,45	2,26

Apesar de conter uma menor quantidade de silício, o comportamento mecânico apresentado pelas amostras da liga 319, durante o ensaio de tração, foi semelhante ao da liga 380, apresentando curvas de “tensão/deformação” semelhantes e modo de fratura dútil. A superfície do fratura de um corpo-de-prova de ensaio de tração do depósito extrudado da liga 319 pode ser observada na figura 4.34.

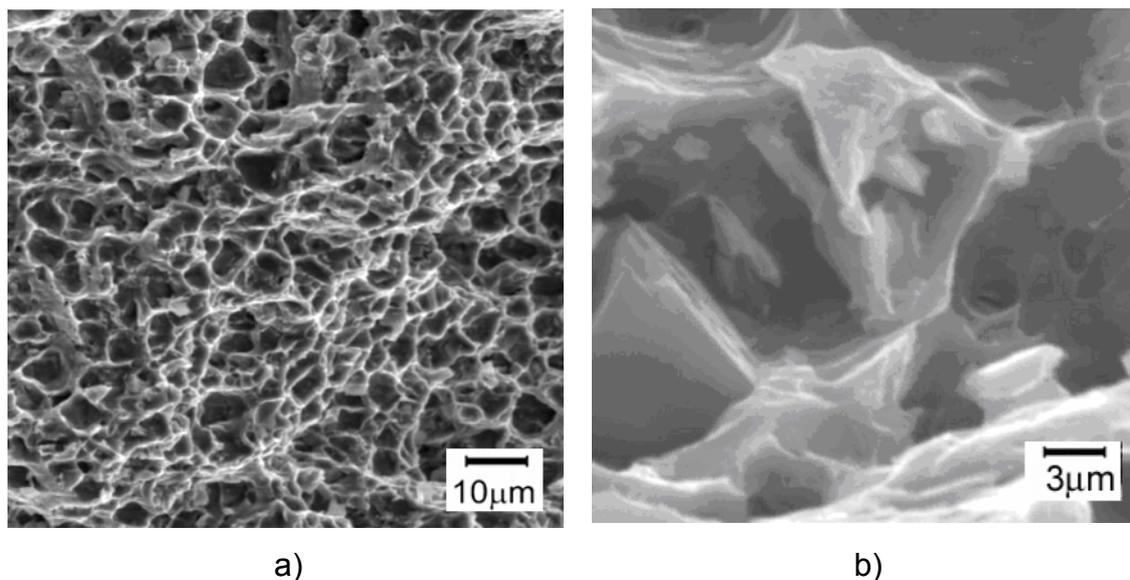


Figura 4.34 – a) Micrografia obtida por MEV exibindo superfícies de fratura de corpos-de-prova de tração do depósito extrudado da liga 319; b) detalhe da mesma amostra.

A superfície de fratura da liga 319 é caracterizada por “dimples” e, também, apresentou partículas de silício fraturadas, como pode ser visto na figura 4.34b.

Quanto às propriedades mecânicas, a influência do silício foi marcante. Os maiores valores de limite de resistência e de alongamentos apresentados pela liga 319 se devem ao fato desta apresentar, concomitantemente, menores porcentagens de porosidade e menores tamanhos e quantidades de silício. Quanto aos limites de escoamento das duas ligas, pode se dizer que não houve uma diferença tão pronunciada, pois ambas apresentam matrizes de alumínio- α praticamente sem distinções quanto a estrutura cristalina e ao tamanho de grão após a extrusão, o que é comprovado pelos resultados de difração de raio-X apresentados pela figura 4.35.

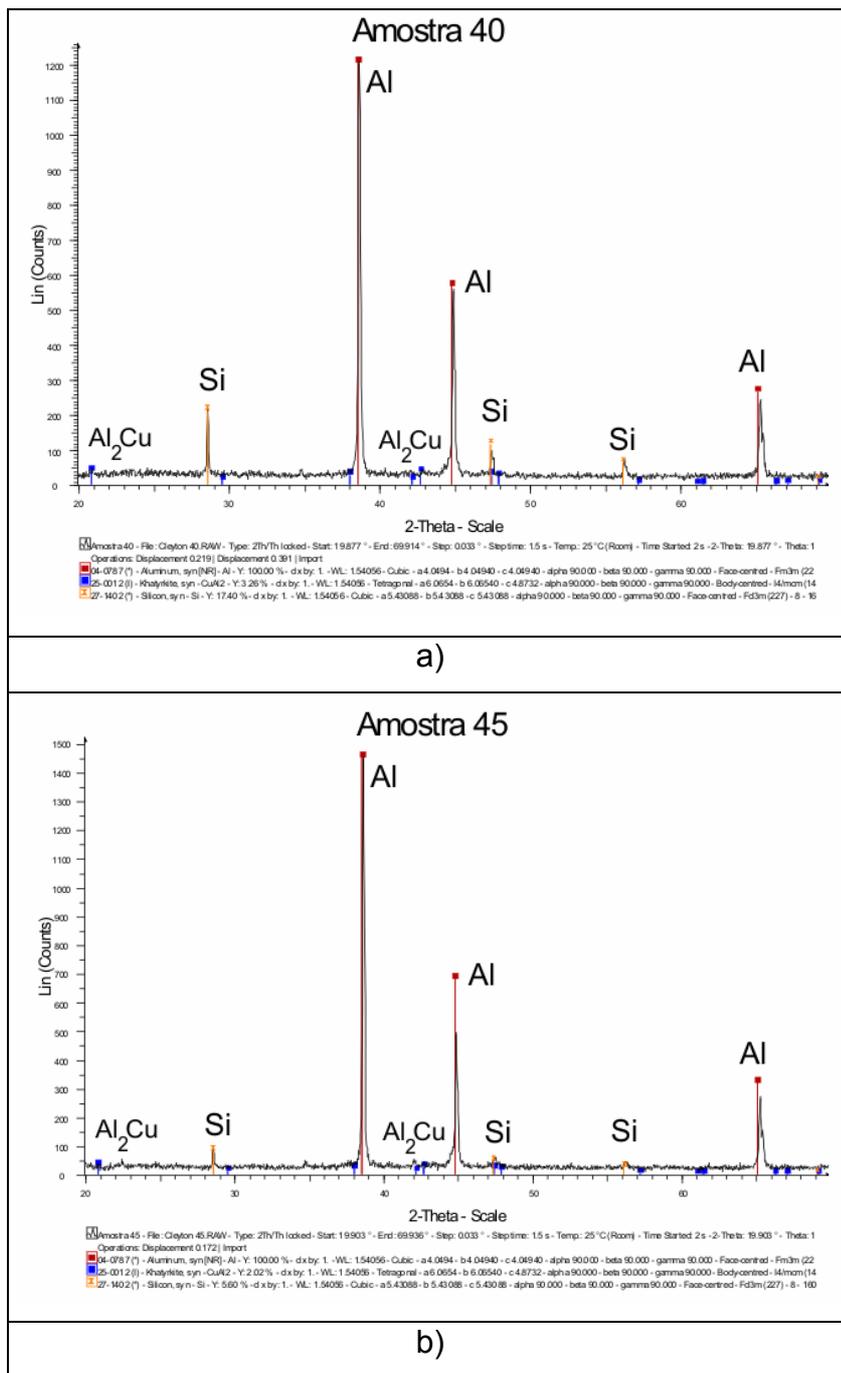


Figura 4.35 – Difratoformas de raio-X das amostras dos depósitos T715V6/380 e T715V6/319.

A comparação entre os resultados apresentados pela liga 319 e 380 conformadas por spray e extrudadas vêm a confirmar a importância do teor de silício nas propriedades mecânicas das ligas hipoeutéticas, pois, mesmo não

se tratando de uma rota convencional de processamento, a liga conformada por spray com menor teor de silício, 319, apresentou uma ductilidade superior à da liga 380. Este fato enfatiza a possibilidade do processo de conformação por spray ser uma rota alternativa para ampliação do campo de aplicação destas ligas hipoeutéticas recicladas.

5. Conclusões

- As ligas de alumínio-silício 319 e 380 conformadas por spray apresentaram matriz de alumínio composta por grãos equiaxiais, silício particulado e fases intermetálicas, Al_2Cu e $\beta\text{-AlFeSi}$.

- A conformação por spray ocasionou um refinamento microestrutural da liga 380 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 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 de alongamento para a liga 380 conformada por spray quando comparados aos apresentados por esta liga no estado bruto de fusão;

- 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 e uma redução do rendimento com a elevação da temperatura de superaquecimento e da vazão mássica de metal;

- O processo de extrusão é capaz de minimizar a porosidade e reduzir o tamanho de grão dos depósitos das ligas 380 e 319, através de recristalização dinâmica e, conseqüentemente, aumentar a resistência e a ductilidade destas ligas;

- Quando conformada por spray, a liga 319 apresenta valores de limite de resistência e alongamento superiores aos apresentados pela liga 380 depositada sob as mesmas condições de processamento, devido às menores porcentagens de silício e de porosidade.

6. Sugestões para trabalhos futuros

- Estudo da influência de tratamentos térmicos nas propriedades das ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray e extrudadas;

- Estudo da resistência ao desgaste das ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray e extrudadas;

- Estudo da influência dos parâmetros de processo de extrusão na recristalização dinâmica das ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray;

- Estudo da viabilidade em transformar a conformação por spray e a extrusão em processo contínuo.

7 Referências

[1] ANAND, S.; SRIVATSAN, T. S., WU, Y.; LAVERNIA, E. J. Processing, microstructure and fracture behaviour of a spray atomized and deposited aluminium-silicon alloy. **Journal of Material Science**, v.32, p. 2835-48, 1997.

[2] FATAHALLA, N., HAFIZ, M., ABDULKHALEK, M. Effect of microstructure on the mechanical properties and fracture of commercial hypoeutectic Al-Si alloy modified with Na, Sb and Sr. **Journal of Material Science**, v. 34, p. 3555, 1999.

[3] SAMUEL, A. M., SAMUEL, F.H., DOTY, H. W. Observations on the formation of β -AlFeSi phase in 319 type AlSi alloys. **Journal of Materials Science**, v. 31, p.5529-39, 1996.

[4] UZUN, O., KARAASLAN, T. and KESKIN, M. Production and structure of rapidified Al-Si alloys. **Turkish Journal of Physics**, v. 25, n. 5, p.455-66, 2001.

[5] GRANT, P. S. Spray forming. **Progress In Materials Science**, v.39, n. 4, p.497-545, 1995.

[6] LEATHAN, A. G., OGILVY, A. J. W., CHESNEY P. F., METELMANN, O., **Production of advanced materials by means of the Osprey Process**, Proceedings of 1988 International Powder Metallurgie Conference, Orlando (USA), (1988), 475-488.

[7] LEATHAM, A. Spray Forming: Alloys, products, and markets. **JOM**, v. 51,1999.

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

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

[10] ABAL. **Informativo e estatísticas da Associação Brasileira de Alumínio**. Disponível em: <<http://www.abal.org.br>>. Acesso em out. 2004.

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

[12] ROOY, E.L.; Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys & Aluminum Foundry Products. In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS, **Metals Handbook**, 19th ed. Ohio, 1988 v. 9.

[13] HATCH, J.E.. **Aluminum Properties and Physical Metallurgy**. American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1984.

[14] GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Campinas, SP: Ed. Unicamp, 2001.

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

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

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

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

- [19] KULUNK, B.; GRUZLESK, J.; ZULIANI, J.. O efeito do estrôncio nos fundidos sob pressão, na liga GD AlSi₉Cu₃. **Fundição e Serviços**, n. 89, p.32-41, 2000.
- [20] LANGSRUD, Y. Silicon in commercial aluminium alloys –what becomes of it during DC-casting?. **Key Engineering Materials**, v. 44, p. 95-116, 1990.
- [21] WANG, L., MAKHLOUF, M. and APELIAN, D. Aluminium die casting alloys: alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships. **International Materials Review**, v. 40, n. 6, p. 221-37,1995.
- [22] 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, n.2, p.89-170, 1998.
- [23] ANNAVARAPU, S.; DOHERTY, R.D.. Evolution of microstructure in spray casting. **International Journal Of Powder Metallurgy**, v.29, n.4, p.331-343, 1993.
- [24] MATHUR, PC, APELIAN, D. and LAWLEY, A.. Analysis of the Spray Deposition Process. **Acta Metallurgica**, v.37, n.2, p. 429, 1989.
- [25] MATHUR, P.; ANNAVARAPU, S.; APELIAN, D.; LAWLEY, A.. Spray Casting: An Integral Model for Process Understanding and Control. **Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing**. v.142, n.2, p.261-276, 1991.
- [26] CANTOR, B. **Microstructure development during rapid solidification** - 22 Riso int. symposium on mat.sc.: science of metastable and nanoc. Alloys, p.483-93, 2001.

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

[28] LEAL, V. S. **Conformação por spray da liga Fe-6%Si: estudo do processo e da microestrutura**.1999. 205p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, 1999.

[29] CAI, W. D., SMUGERESKY, J.; LAVERNIA, E.J. Low-pressure spray forming of 2024 aluminium alloy. **Materials Science and Engineering**, A241, p. 60-71,1998.

[30] GRANT, P. S., UNDERHILL, R.P., KIM, W.T., MINGARD, K.P., CANTOR, B., **Grain growth in spray formed Al alloys** in: Second International Conference on Spray Forming, ed. J.V.Wood, p.45, Cambridge, 1993.

[31] UNDERHILL, R. P, GRANT, P.S., BRYANT, D.J., CANTOR, B. Grain growth in spray formed nickel superalloys. **Journal of Materials Synthesis and Processing**, v. 3, n. 3, p. 171-179, 1995.

[32] MINGARD, K. P., ALEXANDER, P.W, LANDRIDGE, S.J., TOMLINSON. G.A.,and CANTOR, B. Direct measurement of sprayform temperatures and the effect of liquid fraction on microstructure. **Acta Materialia**, v. 46, n. 10, p. 3511-3521, 1998.

[33] Manson-Whitton, E. D. et al. Isothermal grain coarsening of spray formed alloys in the semi-solid state. **Acta Materialia**, v. 50, p. 2517-35, 2002.

- [34] LAWLEY, A., MATHUR, P.; Process Control Strategies in Powder Metallurgy. **International Journal of Powder Metallurgy**, v. 28, n. 2, p. 121,1992.
- [35] LEATHAM, A.. Spray Forming Technology. **Advanced Materials & Processes**, v.150, n. 2, p.31-34, 1996.
- [36] SRIVASTAVA, A. K. et al. Effect of thermal conditions on microstructural features during spray forming. **Materials Science and Engineering**, **A304**, p.6587-91, 2001.
- [37] HA, T.K., PARK, W.J., AHN, S., CHANG, Y.W.. Fabrication of spray-formed hypereutectic Al-25Si alloy and its deformation behavior. **Journal of Materials Processing Technology**,v. 130-31, p.691-95, 2002.
- [38] BAIQING, X., YONGAN, Z., QIANG, W., LIKAI, S. 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.
- [39] OGILVY, A. J. W.. **The Metallurgy Of The Osprey Process**. in: **Spray Forming: Science, Technology & Applications**. Princeton, New Jersey, USA, 1992.
- [40] HARIPRASAD, S. et al. Deformation behaviour of a rapidly solidified fine grained Al-8.5%Fe-1.2%V-1.7%Si alloy. **Acta Materialia**, v. 44(1), p. 383-9, 1996.
- [41] SATYANARAYANA, K. G. et al. Studies on spray casting of Al-alloys and their composites. **Materials Science and Engineering**, **A304-6**, p.627-31, 2001.

[42] SHEN, J. et al. Microstructure and tensile properties of spray-deposited high-strength aluminium alloys. **Journal of Materials Science**, v. 32, p.829-832, 1997.

[43] WANG, F., YANG, B., DUAN, X.J., XIONG, B.Q., ZHANG, J.S. The microstructure and mechanical properties of spray-deposited hypereutectic Al-Si-Fe. **Journal of Materials Processing Technology**, 137, p.191-94, 2003.

[44] LEATHAM, A. G.; OGILVY, A. J. W. Commercial-scale application of spray-formed materials. **Journal of Materials Synthesis and Process**, v. 5, n. 1, p. 5-10, 1997.

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

[46] GOWRI, S.; SAMUEL, F.H.; Effect of Alloying Elements on the Solidification Characteristics and Microstructure of Al-Si-Cu-Mg-Fe 380 Alloy; **Metallurgical and Materials Transactions A - Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 25A, p.437-448, 1994.

[47] XU, Q., GUPTA, V.V., LAVERNIA, E.J. Thermal behavior during droplet-based deposition. **Acta Materialia**, v.48, p.835-49, 2000.

[48] FUXIAO, Y., JIANZHONG, C., RANGANATHAN, S., DWARAKADASA, E.S. Fundamental differences between spray forming and other semisolid process. **Materials Science and Engineering**, A304-306, p.621, 2001.

[49] BEWLAY, B. P. and CANTOR, B. Modeling of spray deposition: measurements of particle size, gas velocity, particle velocity, and spray temperature in gas-atomized sprays. **Metallurgical Transactions**, v. 21B, p.899-912, 1990.

- [50] FANG, Z. et al. Analysis of on-deposition solidification during the Osprey spray-deposition process. **Journal of Materials Science**, v. 27, p.4511-14, 1992.
- [51] THAM, L.M. et al. Influence of processing parameters 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.
- [52] ANNAVARAPU, S.; DOHERTY, R.D.. Evolution of microstructure in spray casting. **International Journal Of Powder Metallurgy**, v.29 (4), p.331-343, 1993.
- [53] SALAMCI, E., COCHRANE, R. F. Microstructure and mechanical properties of spray deposited and extruded 7000 series aluminium alloys. **Materials Science and Technology**, v.19, p.1130, 2003.
- [54] SRIVASTAVA, A.K., OJHA, S.N., RANGANATHAN, S. Microstructural features and heat flow analysis of atomized and spray-formed Al-Fe-V-Si alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29A, n. 8, p. 2205-2219, 1998.
- [55] KURZ, W., FISHER, D.J. **Fundamentals of solidification**. Switzerland: TransTech Publications, 1986.
- [56] SHEPPARD, T., ZAID, M.A., TUTCHER, M.G., PARSON,N,C. **Dynamic recrystallisation in aluminium alloys**. Microstructural Control in Aluminium Alloys: deformation, recovery and recrystallization, NewYork: The Metallurgical Society-TMS, 1985.
- [57] 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.

- [58] ESCHBACH, L., UGGOWITZER, P.J., SPEIDEL, M.O. Effect of recrystallization and grain size on mechanical properties of spray formed AlCuMgAg-alloys. **Materials Science and Engineering**, A248, p.1-8, 1998.
- [59] MARTHINSEN, K., DAALAND, O., FURU, T., NES, E. The spatial distribution of nucleation sites and its effect on recrystallization kinetics in commercial aluminum alloys. **Metallurgical and Materials Transactions**, 34A, p.2705, 2003.
- [60] WERT, J.A., AUSTIN, L.K. Modeling of thermomechanical processing of heat-treatable aluminium alloys. **Metallurgical Transactions**, 19A, p.617, 1988.
- [61] CHAN, H.M., HUMPHREYS, F.J. The recrystallization of aluminium-silicon alloys containing a bimodal particle distribution. **Acta Metallurgica**, v. 32, p.2343, 1984.
- [62] RIOS, C. T. ; KIMINAMI, C. S. ; SOKI, C. A. ; BOTTA FILHO, W. J. . Microstructural Characterization of Spray Formed A380 Alloy. **Journal of metastable and nanocrystalline materials**, v. 20-21, p. 588-593, 2004.
- [63] SAIGAL, A., FULLER JR, E. R. Analysis of stresses in aluminum- silicon alloys. **Journal Computational Materials Science**, V. 21, p. 149-158, 2001.
- [64] CERRI, E. et al. Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties in a thixocast 319 aluminium alloy. **Materials Science and Engineering**, A284, p.254-60, 2000.
- [65] BRONDINO, O. C. **Processamento, caracterização e propriedades mecânicas das ligas de alumínio 359.0 e A380.0**. 2003. 214p. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, 2003.