

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

MODIFICAÇÃO MICROESTRUTURAL DA LIGA Al-Si 380 CONFORMADA
POR SPRAY COM A CO-INJEÇÃO DE PARTÍCULAS CONTENDO FASES
INTERMETÁLICAS.

Luiz Antonio Bereta

São Carlos
2007

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

**MODIFICAÇÃO MICROESTRUTURAL DA LIGA Al-Si 380 CONFORMADA
POR SPRAY COM A CO-INJEÇÃO DE PARTÍCULAS CONTENDO FASES
INTERMETÁLICAS.**

Luiz Antonio Bereta

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

Agência Financiadora: CNPq

São Carlos

2007

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

B492mm

Bereta, Luiz Antonio.

Modificação microestrutural da liga Al-Si 380 conformada por spray com a co-injeção de partículas contendo fases intermetálicas / Luiz Antonio Bereta. -- São Carlos : UFSCar, 2012.

106 f.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2007.

1. Ligas de alumínio. 2. Conformação por spray. 3. Co-injeção. 4. Microestrutura. 5. Compostos intermetálicos. I. Título.

CDD: 620.112 (20^a)

DEDICATÓRIA

À Priscila, esposa dedicada, pelos cuidados, carinhos, conforto e compreensão em todos os momentos.

Aos meus pais, Luiz Carlos e Márcia Helena por muito mais que o apoio, a dedicação, os cuidados e ensinamentos ao longo de toda minha vida.

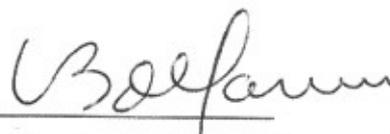
VITAE DO CANDIDATO

Mestre em Engenharia de Materiais pelo PPGCEM/UFSCar (2003)

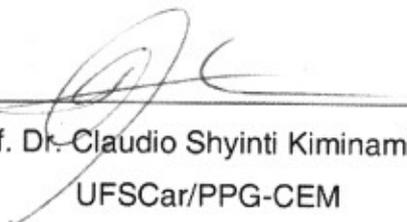
Engenheiro de Materiais pela UFSCar (2002)

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA TESE DE DOUTORADO DE
LUIZ ANTONIO BERETA
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 19 DE DEZEMBRO DE 2007.

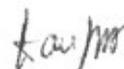
BANCA EXAMINADORA:



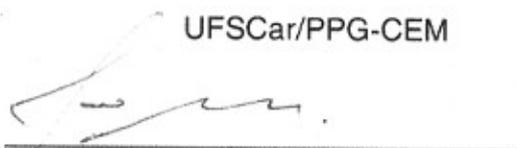
Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini
Orientador/PPG-CEM



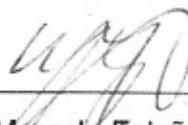
Prof. Dr. Claudio Shyinti Kiminami
UFSCar/PPG-CEM



Prof. Dr. Walter José Botta Filho
UFSCar/PPG-CEM



Prof. Dr. João Manuel Domingos de Almeida Rollo
USP/EESC



Prof. Dr. Marcelo Falcão de Oliveira
USP/EESC

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini pela orientação, incentivo, ensinamentos, discussões e acima de tudo pela amizade.

Ao Prof. Dr. Claudio Shyinti Kiminami pelo valioso apoio e incentivo.

Ao DEMa e à UFSCar pela oportunidade e suporte para a realização do doutorado.

Ao CNPq pela concessão da bolsa.

Aos técnicos da fundição Heitor, Marcos e Beto, e da microscopia eletrônica Helena e Militão, pela prontidão e disposição em ajudar.

Aos alunos de IC Cássia, Thiago, Kaká e Carol, pelo valioso auxílio na preparação de amostras e caracterização metalográfica.

À dois amigos sempre presentes durante a realização desta tese, Kasama e Cleyton.

RESUMO

Este trabalho teve por objetivo determinar a microestrutura e as propriedades mecânicas da liga Al-Si 380 processada via conformação por spray, em diferentes condições, a saber: co-injeção de partículas contendo fases intermetálicas, extrusão dos depósitos e tratamento térmico. Foi avaliada também a resistência ao desgaste. A microestrutura foi determinada em função de duas composições diferentes que foram empregadas para co-injeção, duas condições de processamento (conformado por spray com e sem extrusão) e duas condições de tratamento térmico (presente/ausente). A composição das partículas co-injetadas foi projetada objetivando a formação da fase intermetálica α -Al(Fe,Mn)Si em detrimento a β -Al(Fe,Mn)Si, com emprego do programa ThermoCalc. Os depósitos da liga Al-Si 380 foram caracterizados por MEV/EDS e as fases com morfologia de agulha (β -Al(Fe,Mn)Si) foram mensuradas. A condição com menor comprimento médio das partículas da fase β -Al(Fe,Mn)Si foi extrudada e tratada termicamente, além de sofrer adição de Mg em uma das condições. O ensaio de tração foi realizado à temperatura ambiente, 100 °C, 200 °C e 300 °C. O ensaio de desgaste foi realizado a uma velocidade de 0,48m/s, sendo aplicadas três cargas diferentes: 500g, 800g e 1000g, em um corpo de prova de 2,5 mm de diâmetro. A co-injeção das partículas da fase α -Al(Fe,Mn)Si foi efetiva em diminuir o comprimento da fase β -Al(Fe,Mn)Si no depósito e levou ao aumento do alongamento até a fratura do material obtido. O tratamento térmico de envelhecimento artificial aplicado foi efetivo em aumentar os limites de resistência e escoamento sem, entretanto, implicar em diminuição significativa do alongamento até a fratura. A adição de Mg aumentou ainda mais os limites de resistência e escoamento. Os ensaios de desgastes evidenciaram que não existem, estatisticamente, diferenças significativas dentre as amostras avaliadas, segundo os parâmetros do ensaio empregado.

MICROSTRUCTURE MODIFICATION OF SPRAY FORMED AL-SI 380 ALLOY WITH THE CO-INJECTION OF PARTICLES CONTAINING INTERMETALLIC PHASES

ABSTRACT

The aim of this work was to determine the microstructure and the mechanical properties of a spray formed Al-Si 380 alloy in different conditions as follow: co-injection of particles containing intermetallic phases, extrusion and heat treatment in the deposits. The wear resistance was also evaluated. The microstructure was determined as a function of two different composition applied in the co-injection, two processing routes (spray formed with or without extrusion) and two heat treatment condition (present or not). The composition of the co-injection particles was selected aiming to improve the formation of α -Al(Fe,Mn)Si instead of β -Al(Fe,Mn)Si intermetallic, with Thermocalc program. The microstructure of the deposit was characterized by scanning electron microscopy (SEM) coupled with microanalysis (EDS) and the length of the needle-like phases (β -Al(Fe,Mn)Si) was measured. The processing condition that formed the smallest average length of the β -Al(Fe,Mn)Si was extruded and heat treated. An extra heat was processed with Mg addition in order to improve the precipitation hardening. The samples were tested in tension at room temperature, 100 °C, 200 °C e 300 °C. The wear tests were carried out at a sliding speed of 0,48 m/s and at the load of 500g, 800g and 1000g, in a 2,5 mm diameter samples. The co-injection of the particles containing the α -Al(Fe,Mn)Si phase was effective in decreasing the β -Al(Fe,Mn)Si phase length and promote the increase of the elongation values. The artificial aging heat treatment was effective in increase the yield and ultimate tensile strengths without decrease significantly the elongation. The Mg addition promoted an additional increase of the yield and ultimate tensile strengths. The wear tests show that no statistical difference was observed among the evaluated samples, according to test parameters selected.

PUBLICAÇÕES

BERETA, L. A.; FERRARINI, C. F.; BOTTA FILHO, W. J.; KIMINAMI, C. S.; BOLFARINI, C. Microstructure and Mechanical Properties of Spray Co-Deposited Al-8.9wt%Si-3.2wt.%Cu-0.9wt.%Fe + (Al-3wt.%Mn-4wt.%Si)p composite. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 434, p. 371-374, 2007.

BERETA, L. A.; FERRARINI, C. F.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA FILHO, W. J.; BOLFARINI, C. Microstructure and mechanical properties of spray deposited and extruded/heat treated hypoeutectic Al-Si alloy. **Materials Science & Engineering. A**, v. 450, p. 850-853, 2007.

BERETA, L. A.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA FILHO, W. J.; BOLFARINI, C.. Microstructural Characterization of Spray Formed Al-9Si-3Cu-1Fe and Al-9Si-3Cu-1Fe + Al-4Si-4Fe co-Deposited Alloy. **Journal of metastable and nanocrystalline materials**, v. 24-25, p. 627-630, 2005.

FERRARINI, C. F.; BERETA, L. A.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA FILHO, W. J.; BOLFARINI, C. 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.

BERETA, L. A.; KASAMA, A. H.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA FILHO, W. J.; BOLFARINI, C. Conformação por spray de ligas metálicas. **M & M - Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 60, n. 547, p. 477-479, 2004.

BERETA, L. A.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA FILHO, W. J.; BOLFARINI, C. Microstructural Characterization of Gas Atomized Al-10%Si-4%Fe Alloy Powder. **Journal of metastable and nanocrystalline materials**, Suíça, v. 22, p. 100-103, 2004.

BORBA, E.; BERETA, L. A.; RIOS, C. T.; KIMINAMI, C. S.; BOLFARINI, C.; BOTTA FILHO, W. J. Comportamento da Solidificação e Comparação com as Fases de Equilíbrio Calculadas na Liga Alx-Fe4-Si4-10. In: **59. Congresso Anual da ABM, 2004**, São Paulo. Anais do 59 Congresso Anual da ABM. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, p. 993-998, 2004.

SUMÁRIO

	Pag.
BANCA EXAMINADORA.....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS.....	xv
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xvii
1 INTRODUÇÃO/OBJETIVO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	7
2.1 Conformação por Spray.....	7
2.1.1 Vantagens da Conformação por Spray.....	7
2.1.2 Descrição do Processo.....	8
2.2 Co-Injeção.....	13
2.3 Alumínio e suas Ligas.....	16
2.3.1 Classificação das Ligas de Alumínio.....	18
2.3.2 Ligas Al-Si.....	20
2.3.3 Ligas Al-Si-Cu.....	22
2.3.4 Liga 380.....	23
2.4 Intermetálicos.....	25
2.4.1 Adição de Manganês às ligas Al-Si recicladas.....	29
2.4.2 Adição de Estrôncio às ligas Al-Si recicladas.....	31
2.4.3 Formação dos intermetálicos nas ligas Al-Si.....	32
2.5 Endurecimento em Ligas de Alumínio.....	35
2.5.1 Endurecimento por trabalho mecânico.....	35
2.5.2 Endurecimento por Dispersão.....	35
2.5.3 Endurecimento por solução sólida.....	36
2.5.4 Endurecimento por precipitação.....	36
2.5.4.1 Sistema Al-Si e endurecimento por precipitação.....	39

2.6	Desgaste.....	40
2.6.1	Mecanismos de desgaste.....	41
2.6.2	Desgaste por deslizamento.....	42
2.6.2.1	Mecanismo de Adesão.....	43
2.6.2.2	Mecanismo de Fadiga superficial.....	44
2.6.2.3	Mecanismo de Reações Triboquímicas.....	45
2.6.2.4	Mecanismo de abrasão.....	45
2.6.3	Influência das Características do Material no Desgaste por Deslizamento.....	47
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	51
3.1	Materiais.....	51
3.2	Métodos.....	51
3.2.1	Fluxograma do procedimento Experimental.....	53
3.2.2	Atomização para obtenção das partículas contendo as fases intermetálicas.....	54
3.2.3	Separação granulométrica.....	54
3.2.4	Difratometria de raios-X.....	55
3.2.5	Atomizações e co-injeções das partículas intermetálicas na liga.....	55
3.2.6	Caracterização Microestrutural.....	56
3.2.6.1	Preparação Metalográfica.....	56
3.2.6.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	56
3.2.6.3	Medidas de comprimento e razão de aspecto (RA)	57
3.2.7	Análise das propriedades mecânicas.....	57
3.2.7.1	Extrusão dos depósitos.....	58
3.2.7.2	Porosidade.....	58
3.2.7.3	Tratamento térmico de envelhecimento.....	59
3.2.7.4	Ensaio de tração.....	59
3.2.7.5	Ensaio de desgaste.....	60
3.2.7.6	Caracterização da superfície de fratura e superfície e fragmentos de desgaste.....	61

4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	63
4.1	Caracterização das partículas contendo as fases intermetálicas.....	63
4.2	Comprimento e RA dos depósitos com co-injeção das partículas intermetálicas e do depósito adicionado de Sr.....	65
4.3	Resultados de porosidade e extrusão.....	69
4.4	Resultados do tratamento térmico de envelhecimento e análise microestrutural.....	70
4.5	Resultados do ensaio de tração.....	74
4.6	Resultados do ensaio de desgaste.....	81
5	CONCLUSÕES.....	93
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	95
7	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	97

ÍNDICE DE TABELAS

	Pag.	
Tabela 2.1	Grupos de ligas fundidas em alumínio.....	19
Tabela 2.2	Limites de composição da liga 380 para peças fundidas segundo registros da AA.....	23
Tabela 3.1	Composição química da liga 380 utilizada neste trabalho.....	51
Tabela 4.2.1	Comprimento e razão de aspectos das fases agulhas no depósito da liga 380 (medidas em μm)...	66
Tabela 4.2.2	Comprimento e razão de aspectos das fases agulhas no depósito da liga 380 co-injetada e adicionada de Sr (medidas em μm).....	67
Tabela 4.3.1	Porosidade dos depósitos e das varetas extrudadas.....	70
Tabela 4.5.1	Resultados do ensaio de tração da liga 380 em diferentes condições.....	75

ÍNDICE DE FIGURAS

		Pag.
Figura 2.1	Esquema do processo de CS e produtos que podem ser obtidos.....	10
Figura 2.2	Esquema da deposição das partículas durante a conformação por spray.....	11
Figura 2.3	Esquema do formato das partículas após o impacto.....	12
Figura 2.4	Distribuição do consumo de alumínio no Brasil por setor industrial.....	18
Figura 2.5	Diagrama de equilíbrio de fases Al-Si.....	21
Figura 2.6	Corte no Diagrama de Equilíbrio Al-Cu-6%Si.....	23
Figura 2.7	Corte no Diagrama de Equilíbrio Al-Si-0.7%Fe. Formação de intermetálicos em uma liga Al-6%Si (319) e a seqüência de solidificação de um sistema Al-Fe-Si. Foi acrescentada ao diagrama a composição da liga 380 (Al-9%Si) em cinza.....	27
Figura 2.8	Morfologia do intermetálico β -AlFeSi de uma liga Al-Si 380 obtida por fundição convencional. MO sem ataque.....	28
Figura 2.9	Projeção de temperatura liquidus e as regiões de fases de equilíbrio associadas do canto enriquecido em alumínio de um diagrama de fase ternário (Al-Fe-Si)	34
Figura 2.10	Diagrama do sistema binário Al-Cu e esquema do tratamento térmico de solubilização e precipitação.....	38
Figura 2.11	Mecanismos de desgaste durante o contato por deslizamento.....	42
Figura 2.12	Mecanismos de desgaste abrasivo.....	46
Figura 3.1	Fluxograma da metodologia adotada para análise da microestrutura.....	53
Figura 3.2	Fluxograma da metodologia adotada para análise das propriedades mecânicas.....	54

Figura 4.1.1	Microestrutura das partículas atomizadas das ligas Al-4%Fe-4%Si-4%Mn (A) e Al-4%Si-3%Mn (B). A micrografia <u>A</u> foi obtida com elétrons BSE e a <u>B</u> com SE.....	63
Figura 4.1.2	Difratograma das partículas obtidas na atomização da composição 1.....	64
Figura 4.1.3	Difratograma das partículas obtidas na atomização da composição 2.....	64
Figura 4.2.1	Microestrutura do depósito da liga 380 co-injetada com partículas obtidas da liga Al-4%Fe-4%Si-4%Mn (<u>A</u> e <u>B</u>) e Al-4%Si-3%Mn (<u>C</u> e <u>D</u>). As micrografias foram obtidas com elétrons BSE.....	66
Figura 4.3.1	Cilindro usinado a partir do depósito, vareta extrudada e corpos de prova de tração.....	69
Figura 4.4.1	Curva de tempo de envelhecimento X dureza Brinell de amostras da liga 380 e liga 380 adicionada de Mg.....	71
Figura 4.4.2	Microestrutura do depósito da liga 380 + Mg + Co em A e B; após extrusão corte transversal em C e longitudinal em D e após tratamento térmico corte trasnversal em E e longitudinal em F. Microscopia ótica.Aumento original de 200X.....	73
Figura 4.4.3	Microestrutura do depósito da liga 380 co-injetada sem tratamento térmico em A e com tratamento térmico em B. As micrografias foram obtidas com elétrons SE.....	74
Figura 4.5.1	Limite de resistência e limite de escoamento da liga 380 em diferentes condições.....	76
Figura 4.5.2	Alongamento até a fratura da liga 380 em diferentes condições.....	76

Figura 4.5.3	Em A tem-se imagem de MET da liga 380TT mostrando zonas de GP rica em Cu ou fases de transição e em B imagem de MET da liga 380TT + Mg mostrando zonas de GP rica em Mg ou fases de transição.....	79
Figura 4.5.4	Micrografia da superfície de fratura da liga 380 + CO + Mg TT em A e 380 em B. Obtidas com elétrons SE.....	80
Figura 4.5.5	Limite de resistência, limite de escoamento e alongamento até a fratura da liga 380 e 380 + Co ensaiadas a 100, 200 e 300 °C.....	80
Figura 4.6.1	Micrografia da superfície de desgaste da liga 380. Obtidas com elétrons SE.....	82
Figura 4.6.2	Desgaste em função da carga aplicada para as diversas ligas.....	85
Figura 4.6.3	Micrografias obtidas com SE de superfícies desgastadas da liga Al-Si 380 conformada por spray com co-injeção (A e B) e sem co-injeção (C,D,E, e F) para uma carga de 1000g.....	86
Figura 4.6.4	Micrografia dos detritos do desgaste da liga Al-Si 380 sem co-injeção e da liga Al-Si 380 com co-injeção para uma carga de 1000g.....	87
Figura 4.6.5	Micrografias obtidas com SE (exceto D obtida com BSE) de superfícies desgastadas da liga Al-Si 380 + CO + Mg TT (A,B,C e D) e 380 +Mg TT (E e F) para uma carga de 500g.....	90
Figura 4.6.6	Micrografias obtidas com SE (exceto D obtida com BSE) de superfícies desgastadas da liga S260 (A,B,C e D) e S220 (E e F) para uma carga de 500g.....	91

1 INTRODUÇÃO/OBJETIVO

Uma grande preocupação quanto ao emprego de ligas de alumínio em componentes estruturais é a presença dos compostos intermetálicos que, dependendo da composição química e das condições de solidificação da liga, podem ter uma morfologia prejudicial às propriedades mecânicas da peça fundida [1]. Estes compostos intermetálicos são fases estáveis e, portanto, não se dissolvem com os tratamentos térmicos de homogeneização e de solubilização.

Em lingotes de ligas para trabalho mecânico, uma grande gama de intermetálicos estáveis e metaestáveis pode estar presente como, por exemplo, os binários do sistema Al-Fe e ternários do sistema Al-Fe-Si [2]. No caso binário o intermetálico de equilíbrio é o Al_3Fe , na forma de longas agulhas que aumentam a dureza, mas fragilizam, diminuindo a conformabilidade mecânica e a vida em fadiga. Esta fase de equilíbrio é típica na microestrutura dos produtos fabricados de forma convencional.

No caso das ligas de fundição, o ferro permanece como a principal impureza, mas, devido à intensa reciclagem, outros "contaminantes" estão presentes: os elementos de liga dos materiais processados mecanicamente, a saber, Cu, Mn, Mg, Zn, Ti, Ni e Sn.

Segundo Mondolfo [3], a solubilidade máxima do ferro no alumínio é de aproximadamente 0,05% em massa a 928 K (655 °C) e, por isso, quantidades de ferro acima deste valor aparecem na forma de intermetálicos normalmente grosseiros e associados à redução da ductilidade da liga. Para o caso do silício, a máxima solubilidade é maior e chega a até 1,6% em massa a 848K (575 °C). Dependendo das condições de solidificação, mesmo mantendo-se o teor de silício abaixo do limite de solubilidade, pode haver a formação de intermetálicos contendo ferro e silício.

Nas ligas com baixos teores de silício (abaixo de 0,1% em massa), as fases intermetálicas formadas são os aluminetos de ferro, contendo ou não silício dissolvido. Os intermetálicos ternários Al-Fe-Si formam-se para maiores

teores de silício, acima de 0,1% em ligas com menos de 0,2% de ferro, ou acima de 0,2% para ligas com teores de ferro próximo a 0,3-0,4% [2].

As fases intermetálicas de interesse podem ser formadas a partir de três reações distintas em ligas diluídas de alumínio, em condições de solidificação em equilíbrio: $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, chamada de fase $\alpha\text{-AlFeSi}$, a partir de uma reação peritética; Al_5FeSi , chamada de fase $\beta\text{-AlFeSi}$, a partir de uma reação peritética e novamente a fase $\beta\text{-AlFeSi}$, a partir do eutético ternário $\text{Al(cfc)} + \text{Si} + \text{Al}_5\text{FeSi}$ [2,4].

Os fatores que governam a formação de uma ou outra fase intermetálica estão relacionados com as condições de solidificação, o nível de impurezas e sua natureza, os teores dos principais elementos de liga e a própria estrutura da interface de crescimento da fase.

Assim, para o estudo e compreensão da presença de intermetálicos nas ligas de alumínio, a comunidade científica tem feito a abordagem através de duas rotas complementares: i) entendimento básico da metalurgia física envolvida na formação destes intermetálicos [4-6] e ii) utilização conseqüente de processos avançados de fabricação que tenham características de solidificação rápida ou semi-rápida, com intuito de aumentar campos de solubilidade de elementos como o ferro, de formar fases metaestáveis, de mudar a morfologia dos intermetálicos estáveis [7]. Exemplos destes processos são a conformação por spray (CS), a fundição reológica e o "squeeze casting" [8].

A liga Al-Si-Cu 380 tem se tornado cada vez mais importante na indústria automobilística ao longo dos últimos anos devido ao aumento do volume de ligas de alumínio empregados na produção de um veículo [9]. Toda a família da série 3XX, incluindo a liga 380, tem como característica uma boa combinação de custo, resistência mecânica e à corrosão, em adição a uma alta fluidez e a uma baixa tendência ao trincamento a quente. A liga 380 geralmente é produzida por processo de fundição sob pressão [10], que, inerentemente, apresenta porosidade devido ao aprisionamento de gás durante a injeção à alta velocidade do metal fundido na cavidade do molde. A porosidade formada, particularmente quando localizada próxima à superfície do fundido, tende a

aumentar seu volume levando a ocorrência de bolhas (empolamento) na superfície do fundido durante o tratamento térmico, impossibilitando tal procedimento. Portanto, as aplicações dessas ligas de alumínio fundidas sob pressão são normalmente limitadas a componentes não estruturais, que não requerem tal tratamento térmico [11].

O processo de conformação por spray de ligas de alumínio vem sendo utilizado com sucesso na fabricação de insertos resistentes ao desgaste para blocos de motores a combustão interna, sendo aplicados na parte em contato com o pistão em movimento. Tais insertos são produzidos em ligas hipereutéticas Al-Si na forma de um lingote cilíndrico que, posteriormente, é extrudado na forma de um tubo e usinado nas dimensões finais. Os insertos são posicionados no interior da matriz/molde e dessa maneira o bloco final injetado/fundido já contém o inserto na posição correta para funcionamento do motor. Estes insertos substituem os de ferro fundido, normalmente utilizados.

A porosidade também é uma característica inerente ao processo de CS [12], entretanto, devido uma microestrutura homogênea e muito refinada, também característica, o lingote obtido por CS pode ser extrudado, diminuindo assim a porosidade.

A utilização da CS em ligas convencionais recicladas de larga utilização em fundição, como por exemplo, Al- ~9 % Si- ~3 % Cu- ~1 % Fe + impurezas (liga 380), provoca uma alteração de sua microestrutura no sentido de refiná-la e altera as fases presentes, tornando-as conformáveis plasticamente. **A microestrutura refinada e a baixa porosidade abrem novas perspectivas de ganho de propriedades mecânicas pela viabilidade de tratamento térmico de endurecimento deste material, ampliando seu campo de aplicações para peças estruturais.** A utilização de uma liga reciclável, de faixa de composição bastante tolerável a impurezas, pode influenciar o mercado de ligas de alumínio, permitindo que as mesmas sejam utilizadas em aplicações onde somente ligas de alta pureza (alta conformabilidade) o são. A consequência direta disso seria o menor emprego de alumínio primário, elemento altamente consumidor de energia para sua obtenção, que está associado a uma política ambiental correta.

Além do emprego da CS, a utilização de co-injeção também tem se mostrado efetiva na alteração dos intermetálicos de AlFeSi na liga 380 conformada por spray. A co-injeção de partículas contendo fases intermetálicas criteriosamente escolhidas, agindo como substrato para crescimento da fase α -em relação a fase β -, melhora ainda mais as propriedades da liga reciclada. Os intermetálicos são fases duras e, devido a isso, pressupõe-se que ocorra alteração na resistência ao desgaste do material co-injetado. A alta porcentagem de Si da liga 380, adicionalmente aos intermetálicos co-injetados e promovidos durante a conformação, justifica a avaliação da resistência ao desgaste do material reforçado com as partículas e a comparação com o material obtido pelo mesmo processo sem o reforço.

As alterações nas dimensões e morfologia das fases intermetálicas influenciam diretamente nas propriedades mecânicas, principalmente no alongamento. Somando-se a isso, a possibilidade de tratamento térmico de endurecimento do material processado pela rota CS – extrusão, aumento no limite de resistência e de escoamento são esperados.

Assim, este trabalho teve por objetivo controlar racionalmente a microestrutura da liga reciclada Al-Si-Cu 380 de maneira a torná-la conformável plasticamente e avaliar as propriedades mecânicas resultantes. Como este controle envolve aumento da fração de fases duras, devido à co-injeção de intermetálicos, espera-se além do melhor desempenho com relação às propriedades mecânicas, também melhora na resistência ao desgaste por deslizamento. Dentre os estudos realizados, a eficiência do estrôncio como elemento redutor do tamanho médio das agulhas fragilizantes será avaliada por meio de conformação de depósitos conformados por spray da liga Al-Si-Cu 380 com e sem adição deste elemento e, subsequente comparação das caracterizações microestruturais e mensurações da fase em questão. Com apoio do software ThermoCalc e do banco de dados Cost2000 e de experiências preliminares, foram simulados sistemas multicomponentes que fornecerão fases desejadas para o processo de co-injeção. Novamente a caracterização microestrutural e a mensuração da fase β -AlFeSi

sustentará a eficiência ou não do processo de co-injeção em alterar o tamanho e morfologia desta fase.

Após definido o melhor procedimento para obtenção da microestrutura promissora, os depósitos com e sem co-injeção de partículas foram:

- caracterizados microestruturalmente;
- extrudados;
- tratados termicamente;
- ensaiados em tração e em desgaste por deslizamento a temperatura ambiente;
- ensaiados em tração a quente;

Para avaliar a capacidade de resposta ao tratamento térmico foram fabricados depósitos com adição de magnésio, que foram, da mesma forma, caracterizados, extrudados, tratados termicamente e ensaiados em tração e em desgaste por deslizamento.

Os resultados foram criteriosamente analisados e comparados a resultados existentes no grupo de pesquisa e em periódicos, quando existentes.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Será apresentada revisão sobre o processo de CS e sua derivação, a co-injeção, que foram empregados neste trabalho. Também será abordado o alumínio e suas ligas, intermetálicos, tratamentos térmicos em ligas de alumínio e desgaste e seus mecanismos.

2.1 Conformação por Spray

A concepção do processo de deposição por spray é atribuída a Singer [13], que no final dos anos 60 trabalhou com esse processo para a produção de fitas metálicas num processo contínuo utilizando gases inertes para atomizar ligas de Al, resultando em partículas sólidas com diâmetro médio de 100 μ m solidificadas somente ao alcançar o substrato. No início dos anos 70, Brooks, Leatham e Coombs desenvolveram o processo OspreyTM a partir das idéias de Singer [13]. O conceito original foi para a produção de pequenas peças de formas simples através do movimento de rotação e translação de um coletor sob o spray (substrato) e o forjamento subsequente do depósito para a consolidação na forma final. No final de 1975, fundaram a Osprey Metals Ltda e em 1978 o processo já tinha alcançado um avançado estágio de evolução, que o tornava apto a gerar produtos de seções espessas em diversas formas, a partir de ligas de diferentes composições [12].

2.1.1 Vantagens da Conformação por Spray

A conformação por spray (CS) apresenta como grande vantagem, quando comparada ao lingotamento, a expressiva redução de microsegregações e também tem como característica uma grande facilidade de

proporcionar um refinamento microestrutural do material, enquanto que em relação à metalurgia do pó, sua vantagem reside no fato de eliminar algumas etapas de processamento e na diminuição de contaminação por óxidos formados na superfície durante a solidificação [13,14].

Rudrakshi *et al* [15] obtiveram resultados interessantes de menor taxa de desgaste e coeficiente de fricção em liga do sistema Al-Si-Cu quando adicionadas de Pb. Tal liga só foi possível de ser obtida graças ao processo de CS, já que este sistema apresenta imiscibilidade na fase líquida para ampla faixa de temperatura e composição, além de apresentar também grande diferença de densidade nas fases constituintes, o que torna inviável a obtenção de grande volume deste material por meios convencionais de fundição.

Markus *et al* [16], mostrando a versatilidade do processo, simularam a geometria do depósito obtida em um processo de CS onde dois bocais atomizadores justapostos seriam empregados. A grande vantagem em se utilizar multi-atomizadores reside no aumento de velocidade de processamento e na obtenção de lingotes de maiores dimensões. Os resultados experimentais se encaixaram bem na simulação prévia realizada, evidenciando que é possível um controle total das variáveis envolvidas.

2.1.2 Descrição do Processo

No processo de conformação por spray, ilustrado pela figura 2.1, uma carga metálica é fundida, por indução em um cadinho localizado no topo da câmara de deposição [17], ao ar ou à atmosfera inerte, e elevada a uma temperatura acima da temperatura liquidus da liga. Um tampão com haste atravessa o banho metálico e localiza-se na extremidade superior do tubo de vazamento situado 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 vaziar 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, grafita, sílica, alumina e zircônia) ou de metal refratário (W) [14]. O fluxo de metal líquido entra na câmara de deposição e ao chegar à zona de atomização é desintegrado em um spray de pequenas gotículas pelo gás de atomização, com uma pressão na faixa de 0,7 a 1,0 MPa [17].

As gotas atomizadas são resfriadas e aceleradas pelo gás de atomização em direção ao 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. O substrato é usualmente movimentado por rotação ou por retirada lateral, abrangendo toda a região do cone de atomização, para evitar variação na quantidade de massa ao longo da superfície do produto. A deposição é finalizada quando o metal no cadinho chega ao fim. O processo está esquematizado na figura 2.1.

A eficiência de conversão do metal líquido em material depositado irá depender de vários parâmetros, principalmente do movimento relativo entre o bocal e o substrato. O material que não é depositado é chamado “overspray”. A maior parte do overspray é constituída de partículas de tamanho reduzido que se afastam do centro do spray em direção à periferia, não atingindo o substrato; o restante do overspray tem sua origem em partículas que atingem o substrato já plenamente solidificadas e nele não permanecem [14,17]. O overspray é continuamente recolhido da câmara por um ciclone. A análise de sua microestrutura é de extrema importância para o estudo da influência de taxas de resfriamento rápidas no material atomizado.

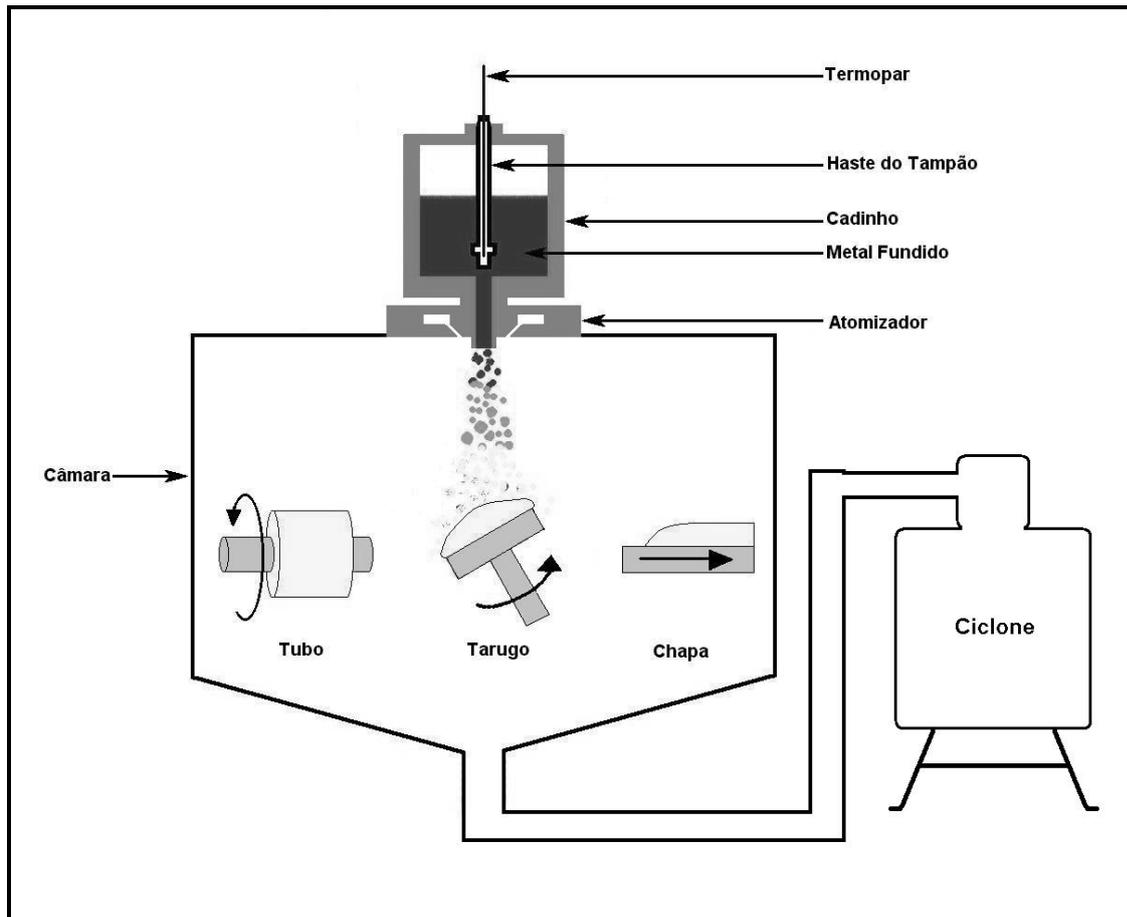


Figura 2.1 Esquema do processo de CS e produtos que podem ser obtidos [14,18].

Para se obter uma microestrutura homogênea no depósito é necessário que, de 70 a 85% das gotas já estejam sólidas no momento do impacto, segundo modelamentos matemáticos para ligas de alumínio [17]. O comportamento das partículas ao se chocarem com o substrato varia com o estado em que estas se encontram: partículas completamente sólidas não se deformam com o impacto; as partículas semi-sólidas podem se refundir ou se deformar, formando placas; já as partículas líquidas se espalham sobre o depósito. As figuras 2.2 e 2.3 ilustram estes comportamentos durante a deposição.

As partículas grandes são importantes para a homogeneidade do depósito, pois formam placas de líquido sobre o substrato, colaborando com o preenchimento de poros entre partículas esféricas solidificadas antes da

colisão e no refinamento da microestrutura através da quebra de braços dendríticos [19].

A estrutura do depósito depende da consolidação das gotas na superfície de deposição. Gotas pequenas depositam-se num estado completamente solidificado, a uma temperatura próxima àquela do gás de atomização; gotas grandes depositam-se totalmente líquidas, enquanto gotas de tamanho intermediário depositam-se parcialmente sólidas ou num estado super-resfriado [12]. A superfície do depósito também pode se encontrar completamente líquida, sólida ou parcialmente sólida, sendo que a fração sólida na superfície do depósito é sempre igual ou maior que a das gotas [17,18].

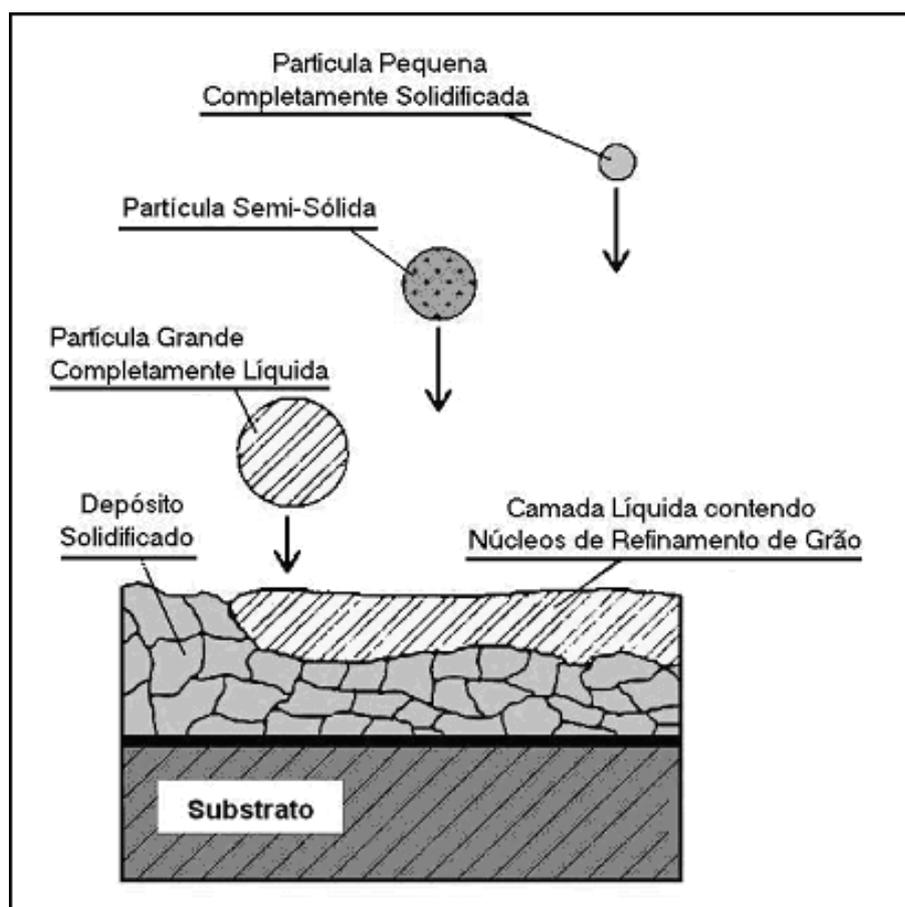


Figura 2.2 Esquema da deposição das partículas durante a conformação por spray [17].

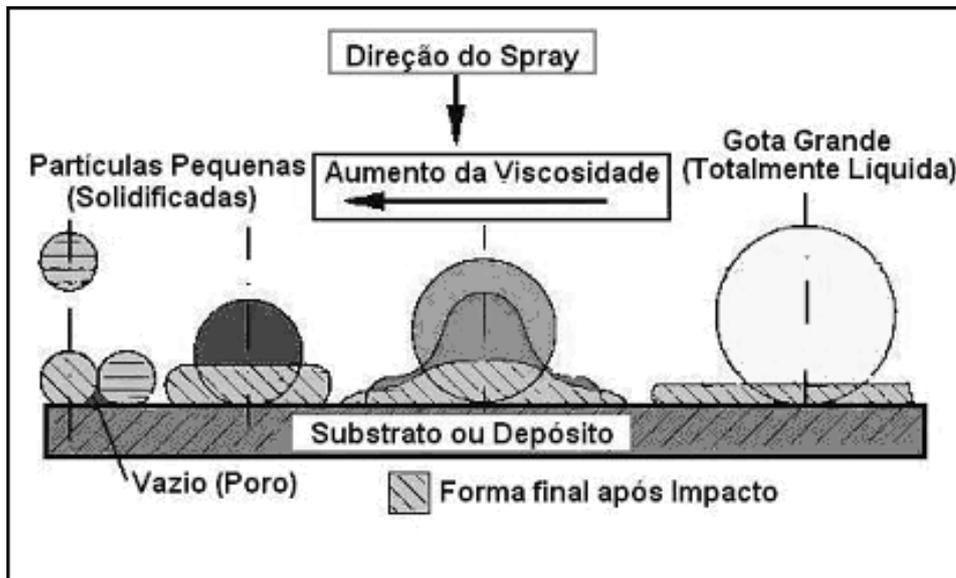


Figura 2.3 Esquema do formato das partículas após o impacto [17].

Uma característica microestrutural indesejável do processo de conformação por spray é a porosidade, podendo chegar a 20% do volume [12], o que é extremamente prejudicial às propriedades do material [18,20] e, portanto, tornam-se necessários trabalhos secundários como laminação, extrusão ou forjamento para se elevar sua densidade, descaracterizando o fator de obtenção de produtos “near net shape” do processo. Com a otimização dos parâmetros do processo estes valores podem ficar abaixo de 1% [18].

Para controlar-se a porosidade em níveis aceitáveis várias pesquisas têm sido feitas para entender os mecanismos de sua formação e encontrar a melhor forma de diminuir seus níveis, modificando os parâmetros do processo, utilizando modelos matemáticos ou outros meios [18]. Foram então propostos três mecanismos para a formação de porosidade [14,17,20,21]: quantidade insuficiente de líquido para preencher os poros; aprisionamento de gás e contração de solidificação. O primeiro mecanismo relaciona-se à solidificação de uma camada do spray na superfície de deposição antes que a próxima camada chegue, gerando poros irregulares e interconectados próximo ao substrato ou entre camadas, podendo ser evitado pela utilização de um substrato refratário ou aquecido [19]. O segundo mecanismo é inerente à utilização de gases insolúveis na liga, podendo ser apenas evitado com a utilização de um gás de atomização que se dissolva na mesma e reaja com

elementos desta [18]. O terceiro mecanismo é característico de processos de solidificação lenta, podendo, no entanto, ser significativo no processo de conformação por spray se houver uma fração muito elevada de líquido na superfície de deposição. O excesso de líquido na superfície do depósito também acarreta uma diminuição na viscosidade e flutuações locais de pressão, facilitando a penetração de gases e, portanto, a formação de porosidade pelo segundo mecanismo [18].

O processo CS gera produtos com grãos equiaxiais refinados de 10-100 μ m, com baixos níveis de segregação e refinamento de segunda fase. Além disso, possibilita também uma solubilidade estendida ou fases metaestáveis devido às altas taxas de resfriamento ($10^3 - 10^5$ K/s) [22].

2.2 Co-Injeção

Co-injeção ou co-deposição por spray (CDS) é uma derivação da deposição por spray. Este processo é bastante utilizado na produção de compósitos de matriz metálica através da introdução do material particulado no gás de atomização, com o intuito de incorporá-lo posteriormente ao metal atomizado e em seguida depositado no substrato [23].

O fenômeno de nucleação associado à co-injeção de partículas na região do cone de gotas metálicas já foi estudado utilizando-se diferenças finitas [23] e também de forma numérica e experimental em um outro trabalho do mesmo grupo [24]. Em ambos os trabalhos, as partículas co-injetadas eram materiais cerâmicos, sendo que, no primeiro, de posse das teorias clássicas de nucleação e conhecendo as interações térmicas entre as partículas e as gotas, conclui-se que o ângulo de molhamento e o choque térmico (partícula com temperatura diferente da gota líquida de metal) são dois fatores importantes que influenciam a nucleação do sólido na superfície da partícula. Zhang *et al* [23] observaram que partículas cerâmicas em ligas de alumínio, tal como ocorre em fundição convencional, raramente iniciam a nucleação da fase

primária Al- α , devido ao alto ângulo de molhamento sendo, portanto, essas partículas freqüentemente encontradas em regiões interdendríticas ou empurradas para as últimas regiões a serem solidificadas. No entanto, quando estas partículas se encontram em temperatura muito abaixo da temperatura do metal líquido, o choque térmico pode sobrepor o efeito do ângulo de molhamento e induzir a nucleação. O efeito do choque térmico é localizado na interface e, no instante em que a temperatura da interface é baixa o suficiente para que ocorra a nucleação, a média da temperatura da gota, que é dominada principalmente por transferência de calor com o gás que a envolve, pode ser muito diferente da temperatura da interface. Por isso, a nucleação pode ocorrer, mesmo estando a temperatura média da gota relativamente alta.

Lawrynowicz *et al* [24] co-injetaram partículas de alumina de 3 μ m de diâmetro médio em matriz de Ni₃Al + B. Neste trabalho, os pesquisadores utilizaram sempre o gás nitrogênio a uma pressão de co-injeção da ordem de 10% da pressão de atomização, que foi de 2,41 MPa. Os autores concluíram que a pressão de co-injeção é um parâmetro importante e que, para aumentar a fração de partículas dentro das gotas totalmente e parcialmente líquidas, seria necessário diminuir a pressão de co-injeção, pois cálculos teóricos mostraram que a partícula teria energia cinética suficiente para atravessar a gota. Concluiu-se, ainda, que a pressão de atomização também deve ser diminuída com o objetivo de minimizar a fração de gotas totalmente sólidas, pois estas últimas se deformam com o choque de partículas co-injetadas, mas não permitem sua penetração.

O objetivo do trabalho de Lawrynowicz *et al* [24] foi estudar a viabilidade da incorporação de um reforço (Al₂O₃) em uma matriz de Ni₃Al + B, utilizando-se a conformação por spray junto à co-injeção. A CS seria uma rota de processamento bastante interessante para este caso específico, com vantagens em relação às técnicas utilizadas até então - metalurgia do pó, infiltração metálica, formação de compósito *in situ* – de propiciar uma distribuição homogênea do reforço e formando uma microestrutura fina e não segregada. Ao final de seu trabalho, os autores observaram que as partículas

de Al_2O_3 tinham facilitado a nucleação e, conseqüentemente, gerado uma microestrutura ainda mais refinada.

A superfície das partículas envolvidas na co-injeção deve ser bem observada, visto que a presença de umidade, a formação de óxidos e a existência de óleos ou outras substâncias estranhas à partícula irão interferir na reação superficial que ocorrerá. Mohanty & Gruzleski [25], em um estudo para entendimento do mecanismo de refino de grão em ligas de alumínio, onde os autores introduziram partículas de TiB_2 em alumínio comercialmente puro e em liga Al-6Ti fundidas convencionalmente, e Lawrynowicz *et al* [24] com a co-injeção de partículas cerâmicas (Al_2O_3) em matriz de $\text{Ni}_3\text{Al} + \text{B}$, trabalhando independentemente, desenvolveram acessórios semelhantes para diminuir os efeitos que as alterações superficiais poderiam acarretar ao estudo.

Tanto o pó cerâmico como os cristais de TiB_2 , antes de serem utilizados, ficaram acondicionados dentro de um recipiente aquecido em torno de 200-250°C com um fluxo de argônio passante por 2-3 horas. Este processo, além de retirar a umidade existente na superfície das partículas, evita a formação de aglomerados, o que é indesejável para o processo de co-injeção.

No trabalho de Mohanty & Gruzleski [25], os autores observaram que os cristais de TiB_2 , introduzidos propositalmente, nucleavam a fase TiAl_3 em sua superfície e esta última fase era a responsável por nuclear o Al- α no material fundido convencional.

A co-injeção também pode ser utilizada para introduzir partículas contendo determinadas fases que em contato com a gota metálica e, posteriormente, o substrato, será sítio de nucleação. Bereta *et al* [26] mostraram que a co-injeção de partículas contendo fases intermetálicas do tipo $\beta\text{-AlFeSi}$ na CS da liga Al-Si-Cu 380 levou a um aumento no comprimento médio e na razão de aspecto desta fase.

No processo de CS, geralmente, a taxa de material depositado no substrato varia de 60-80%, sendo que o restante é o “overspray”. O rendimento do depósito pode diminuir ou aumentar se a razão gás metal (RGM) aumentar ou diminuir respectivamente. A injeção do “overspray” gerado na atomização do próprio material mostrou-se bastante promissora conforme trabalho de

Schneider *et al* [27] com a liga Cu-13,5%Sn. Seus resultados apontam na diminuição de consumo de gás de atomização, diminuição na microsegregação e significativo resfriamento devido à massa de material frio que entra no balanço energético total.

Pode ser observado que a co-injeção, como um acessório à conformação por spray, tem sido empregada com objetivos diversos, entretanto, os resultados alcançados têm sido bastante positivos.

2.3 Alumínio e suas Ligas

As ligas de alumínio possuem propriedades singulares que as tornam muito versáteis, econômicas e atrativas. São usadas em uma ampla gama de aplicações, desde folhas maleáveis e altamente dúcteis até produtos sob os mais rígidos controles de qualidade como os da indústria aeroespacial.

A baixa densidade e alta resistência específica (razão resistência/peso) das ligas de alumínio são as características mais notáveis e permitem aplicações em estruturas resistentes e leves, as quais são particularmente vantajosas para quaisquer equipamentos de transporte, tais 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 [28,29].

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. A principal diferença entre as ligas de alumínio fundidas e as trabalhadas

mecanicamente é a maior tolerância de elementos nas ligas para fundição, como por exemplo, altos teores de silício, que aumenta bastante a fluidez da liga além de diminuir a temperatura de fusão [30].

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

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 2000 e, apresentando o maior incremento de consumo percentual nos últimos anos atingiu 22,2% em 2003 e 26,1% em 2005, como se pode ver na figura 2.4 [31-33].

Este fato é decorrente, principalmente, da alta demanda do setor automobilístico que vem substituindo ferros fundidos e aços com o intuito de otimizar o desempenho dos veículos através da diminuição de seu peso e, conseqüentemente, da economia no consumo de combustível e da redução de emissão de poluentes. A redução de 1 kg no peso de um automóvel típico de classe média representa uma economia de 3 a 5 litros de combustível durante toda a vida útil do veículo. Para um veículo de mesma potência, o motor, a transmissão, o mecanismo de direção e o tanque de combustível podem ter projetos menores, mais leves e mais baratos [34].

Outro fator para o destaque do setor de transportes seria o aumento do consumo pela indústria aeronáutica, que tem sido responsável por grande parte das pesquisas nesta área.

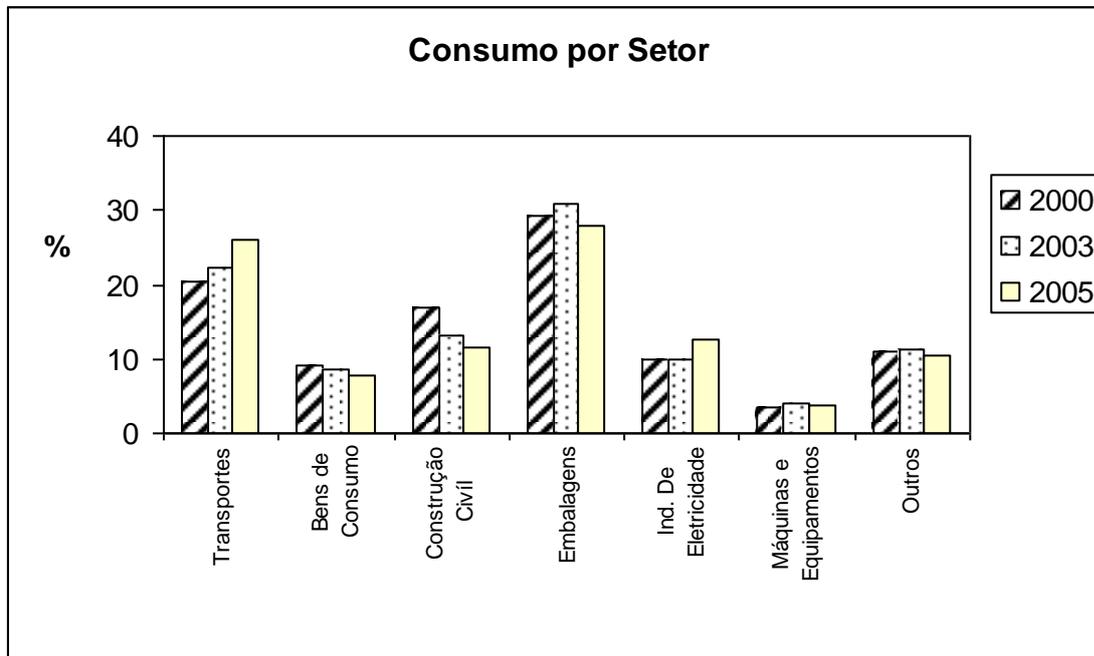


Figura 2.4 Distribuição do consumo de alumínio no Brasil por setor industrial [31-33].

2.3.1 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 [35].

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 ao mecanismo que leva às propriedades desenvolvidas [28].

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

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.

Tabela 2.1 Grupos de ligas fundidas em alumínio [35].

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)
6XX.X	não utilizada
7XX.X	Zinco (Zn)
8XX.X	Estanho (Sn)
9XX.X	Outros elementos majoritários

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 apresentam uma ótima aparência [28].

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.

2.3.2 Ligas Al-Si

Atualmente a Aluminium Association tem em seus registros cerca de 250 diferentes composições de ligas de alumínio para fundição. Dentro desse universo, as ligas de alumínio-silício são as mais importantes e respondem por mais de 45% destas composições e são responsáveis por cerca de 90% da manufatura de peças fundidas.

Isso ocorre porque o silício confere às ligas características excelentes para fundição, principalmente, a alta fluidez e a baixa contração. Como a densidade do silício é de apenas $2,3\text{g/cm}^3$, ele é um dos poucos elementos que podem ser adicionados ao alumínio, sem provocar grandes variações na densidade da liga resultante [28].

Este sistema binário, cujo diagrama de equilíbrio de fases pode ser observado na figura 2.5, apresenta um eutético simples que ocorre a 577°C em uma composição correspondente a 12,6% Si em massa. Nesta temperatura eutética, o alumínio e o silício formam soluções sólidas com 1,65% de Si e 0,5% de alumínio, respectivamente.

Assim, as ligas Al-Si são divididas em três grupos segundo o teor de Si presente: ligas hipoeutéticas com 5-10% em peso de silício, ligas eutéticas com 11-13% em peso de silício e ligas hipereutéticas com 14-20% de silício.

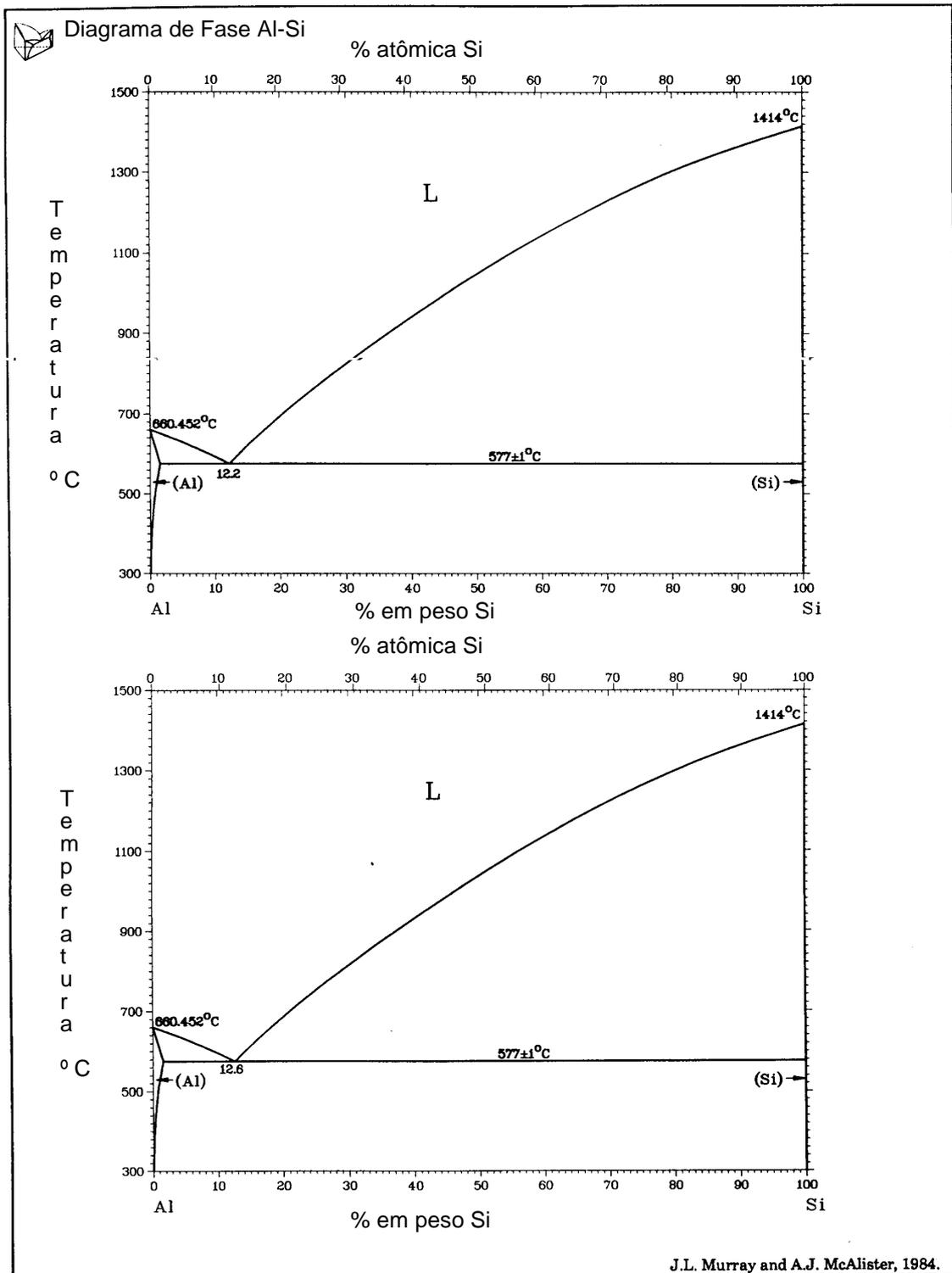


Figura 2.5 Diagrama de equilíbrio de fases Al-Si (MURRAY & McALISTER, citados em Massalski, [36]).

2.3.3 Ligas Al-Si-Cu

O cobre é adicionado às ligas de alumínio-silício em quantidades entre 2 a 4,5% com a finalidade de melhorar a resistência mecânica da liga e a resistência à fadiga sem a perda das boas características de fundibilidade das mesmas. É adicionado em quantidades superiores a 4,5% quando a resistência mecânica é, sobretudo, o principal aspecto tecnológico da liga. No entanto, estas perdem muito em fundibilidade por aumentar o seu intervalo de solidificação. Não estando em solução sólida o cobre pode formar blocos de Al_2Cu , que são prejudiciais para as propriedades mecânicas das ligas.

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 2.6 mostra um 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).

Nas ligas onde o cobre não é permitido acima de 0,3% em peso, como na 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 [37]. Como conseqüência, as ligas com alto teor de cobre são mais susceptíveis à formação de porosidade.

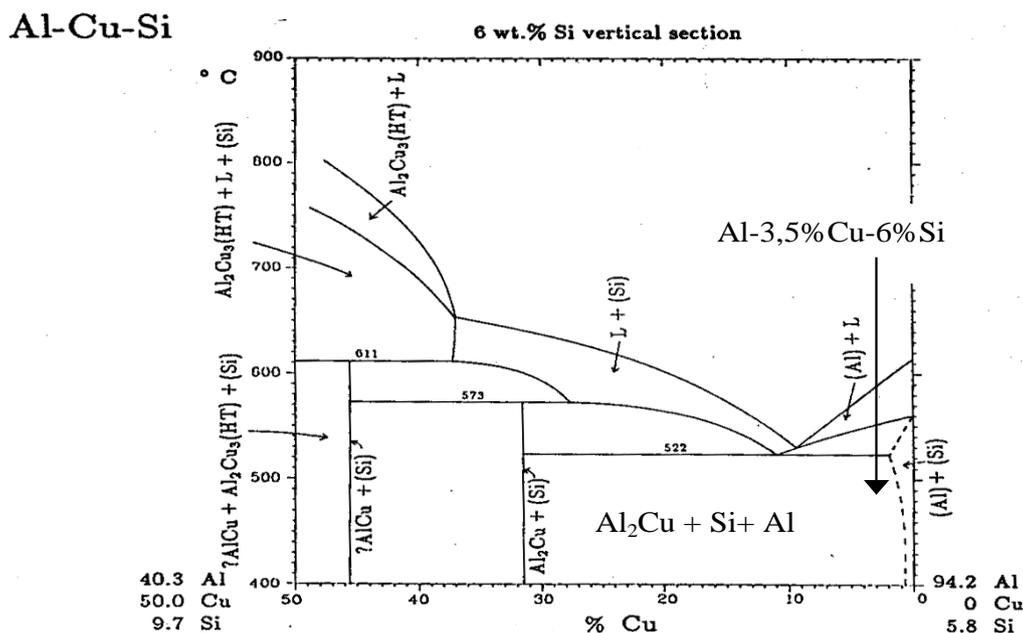


Figura 2.6 Corte no Diagrama de Equilíbrio Al-Cu-6%Si [3].

2.3.4 Liga 380

A liga de alumínio designada como 380 pertence à classe 3XX.X da “Aluminium Association”, que tem como principal elemento de liga o Si, contendo ainda adição de Cu e/ou Mg. Sua composição química é dada na tabela 2.2 [38].

Tabela 2.2 Limites de composição da liga 380 para peças fundidas segundo registros da AA.

Composição	Al	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	Ni	Sn	Ti	outros
380 *	balanço	7,5-9,5	3,0-4,0	≤ 2,0	≤ 0,10	≤ 0,50	≤ 3,0	≤ 0,50	≤ 0,35		≤ 0,50

*valores dados em percentual em massa

As ligas de alumínio do tipo AlSi9Cu3 são as mais utilizadas pelas indústrias de fundição sobre pressão. Enquadram-se neste caso as ligas ternárias 380, 383, 384, que compreendem a família 380 e tem como

característica uma boa combinação de custo, resistência mecânica e à corrosão, em adição a uma alta fluidez e a uma baixa tendência ao trincamento a quente. A maior concentração de silício na liga 380 em relação a 319 (liga da mesma família 3XX) leva a uma melhora na fundibilidade, pois este elemento provoca um aumento significativo na fluidez. O maior teor de Si promove o aumento da resistência à formação de trincas à quente, além de melhorar a estanqueidade no produto fundido e também sua soldabilidade, porém, dificulta a usinabilidade [37].

Em termos econômicos, o fato deste material tratar-se de liga secundária (obtida por refusão), que admite flutuações de seus constituintes em uma larga faixa, o torna economicamente vantajoso, sem contar a economia energética e ambiental.

Segundo Stonebrook & Sicha [37], a maneira como a solidificação de uma liga se relaciona com sua composição química segue determinados padrões preestabelecidos pelo diagrama de cada sistema. Os efeitos da adição progressiva de um ou mais elementos comuns às ligas de alumínio geralmente são os de abaixar as temperaturas liquidus e solidus (T_{liquidus} e T_{solidus}), até que se alcance a temperatura eutética. Sob estas condições, as linhas verticais que representam a composição de cada sistema irão interceptar a T_{liquidus} e a T_{solidus} a temperaturas progressivamente menores à medida que a composição se afasta do canto rico em alumínio em direção ao ponto de máxima solubilidade. Neste ponto, adições progressivas irão diminuir a T_{liquidus} e aumentar a quantidade de eutético formado a uma temperatura constante.

Em ligas complexas, a formação da fase primária ocorre da mesma maneira que em ligas binárias, exceto que o líquido se encontra enriquecido de outros elementos químicos. Quando o líquido se tornar saturado com duas fases, a sua composição terá alcançado uma das linhas que unem a formação de um eutético binário a um ternário no diagrama. A partir desse ponto, a solidificação prossegue com a cristalização dessas duas fases, sendo que ambas têm composição diferente do líquido. Na seqüência, a composição e a temperatura do líquido mudam constantemente enquanto ocorre a cristalização

das duas fases, representadas por um ponto que se move ao longo de um vale binário em direção ao ponto eutético do sistema.

A existência de diversos elementos na liga provoca a formação de complexos ternários e quaternários no lugar de eutéticos binários, o que dificulta bastante a elucidação da seqüência de solidificação da liga 380 no equilíbrio, cobrindo a ampla faixa de composição dos seus elementos químicos.

Concorrente à difícil compreensão do papel dos elementos de liga e, principalmente das impurezas, na solidificação das ligas em questão, sabe-se também, que as características de solidificação das ligas não estão sujeitas apenas à suas composições químicas, mas ainda são influenciadas pelas diversas condições de processamento e diferentes taxas de resfriamento. Mais especificamente neste trabalho, a utilização de conformação por spray, caracterizada como um processo de solidificação semi-rápida levaria a formação microestrutural que não pode ser prevista com precisão utilizando-se diagramas de equilíbrio.

2.4 Intermetálicos

Os compostos intermetálicos ocupam posição intermediária entre os compostos metálicos de um lado, baseados em soluções sólidas ou soluções sólidas endurecidas com segundas fases, e no outro extremo os compostos cerâmicos. São fases ordenadas que ocorrem na parte central dos diagramas de equilíbrio, entre dois ou mais metais, com estrutura cristalina característica, podendo ter uma composição definida ou uma faixa de composição, mas neste último caso, se tratando de uma faixa geralmente bastante estreita. Uma fase é dita ordenada se são necessárias duas ou mais sub-redes para descrever sua estrutura atômica. Cada sub-rede usualmente é ocupada por somente um tipo de átomo e são habitualmente mantidas juntas por fortes ligações atômicas.

Estas fortes ligações atômicas entre diferentes tipos de átomos resultam nas atrativas propriedades dos intermetálicos, como reduzida mobilidade

atômica e de discordâncias em elevadas temperaturas e aumento de resistência à deformação plástica com a temperatura. Entretanto, estas mesmas fortes ligações aliadas aos arranjos ordenados de diferentes espécies atômicas tornam as estruturas cristalinas destes compostos de baixa simetria, causando a sua fragilidade à temperatura ambiente [39].

Estes compostos são característicos de sistemas que possuem desvio negativo da idealidade, isto é, sistema com $\Delta G_{\text{excesso}} < 0$, em que os átomos preferem por vizinhos mais próximos, átomos de natureza diferente.

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 solubilidade máxima no alumínio, forma intermetálicos que podem fragilizar severamente o material [8].

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 [38], no sistema Al-Fe-Si existem duas fases ternárias que podem estar em equilíbrio com o alumínio. São elas: $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, conhecida como fase $\alpha\text{-AlFeSi}$ e Al_5FeSi , conhecida como fase $\beta\text{-AlFeSi}$. Outras duas fases também podem se formar em condições de alto teor de silício (>14%) ou alto teor de ferro (>2%). São elas: Al_4FeSi_2 e AlFeSi_3 , respectivamente.

Para o presente trabalho, o mais importante em relação aos compostos intermetálicos é a observação da evolução microestrutural, principalmente da formação dos intermetálicos $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ e $\beta\text{-AlFeSi}$, que são os mais comumente presentes nas ligas hipoeutéticas Al-Si recicladas.

A partir do corte do diagrama de equilíbrio ternário Al-Fe-Si, mostrado na figura 2.7, 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. Neste corte do diagrama de equilíbrio é possível a observação das composições das ligas 319 e 380 e a influência dos teores de silício e ferro na formação de intermetálicos.

Devido ao maior teor de silício, a liga 380 é mais suscetível à formação de intermetálicos β -AlFeSi. Observando a figura 2.7, verifica-se que o campo de formação da fase α -AlFeSi é muito afastado de sua composição, o que dificulta a sua obtenção nestas ligas.

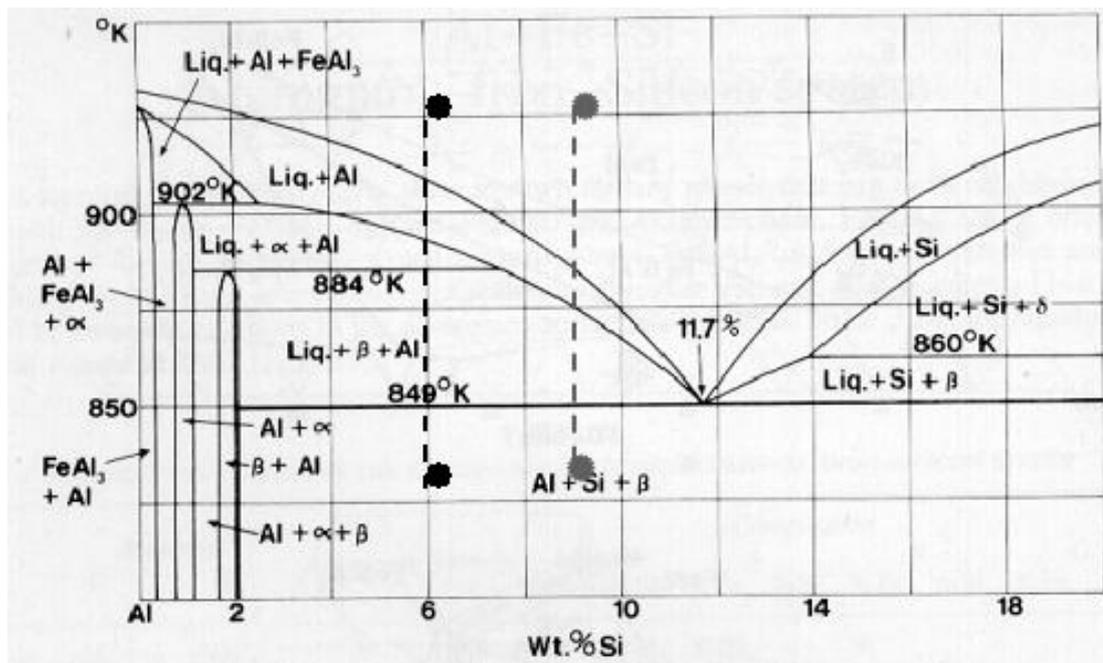


Figura 2.7 Corte no Diagrama de Equilíbrio Al-Si-0.7%Fe. Formação de intermetálicos em uma liga Al-6%Si (319) e a seqüência de solidificação de um sistema Al-Fe-Si [3]. Foi acrescida ao diagrama a composição da liga 380 (Al-9%Si) em cinza.

Do diagrama exibido pela figura 2.7, 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- Al_5FeSi . Entre estas duas reações estão a formação dos intermetálicos $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ a 616°C e Al_5FeSi 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 Al_6Fe , Al_3Fe , $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ e Al_4FeSi_2 coexistindo entre si.

O conhecido efeito prejudicial da fase β -AlFeSi nas propriedades mecânicas das ligas está associado à sua morfologia, pois se apresenta em forma de agulhas (figura 2.8), resultando em um eficiente concentrador de tensões. Segundo Samuel *et al* [40], o comprimento médio das agulhas de β -AlFeSi está diretamente ligado à depreciação das propriedades mecânicas da liga.

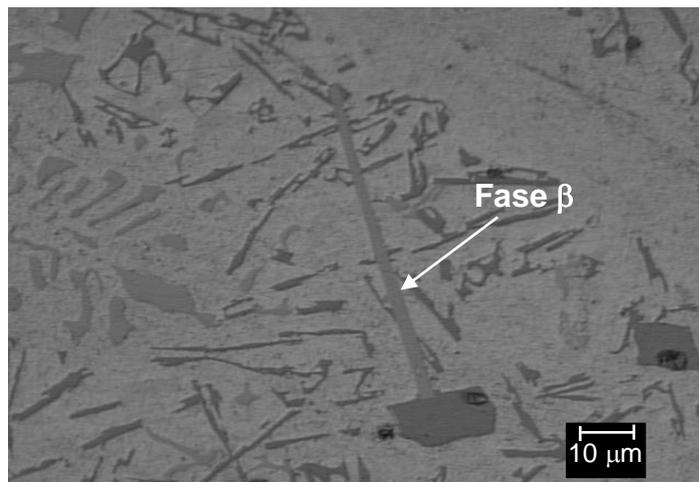


Figura 2.8 Morfologia do intermetálico β -AlFeSi de uma liga Al-Si 380 obtida por fundição convencional. MO sem ataque [41].

Allen *et al* [2] descrevem os fatores que governam a seleção de fases em ligas de alumínio da série 1XXX durante o processamento de chapas por fundição semicontínua (“direct chill casting”). Neste trabalho são citados Griger *et al* (1989) por relatarem a existência de uma taxa de resfriamento crítica, que determina qual fase do eutético se manterá estável após um crescimento competitivo. Na solidificação de uma liga do sistema Al-Fe-Si, a uma taxa de resfriamento superior àquela crítica, na formação do eutético a fase metaestável α -Al₈Fe₂Si necessita de um superesfriamento térmico menor que a estável β -Al₅FeSi, devido à diferença entre os mecanismos de crescimento desses intermetálicos, ou seja, o crescimento da fase Al₈Fe₂Si, que possui uma

interface difusa, é muito mais fácil que o crescimento da interface facetada da fase Al_5FeSi .

Backerud *et al* [42] relatam que na liga Al-Si 380, a fase $\alpha\text{-Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ ($\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$), normalmente com uma morfologia denominada de escrita chinesa, pode solidificar à 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 $\alpha\text{-Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ 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.

2.4.1 Adição de Manganês às ligas Al-Si recicladas

Quando o silício, o cobre e o ferro participam simultaneamente da solidificação e, somados a eles estão os efeitos da adição de manganês e da presença inerente de magnésio nas ligas para reciclagem, uma grande quantidade de intermetálicos ou fases podem ser formados a temperaturas acima ou abaixo das principais temperaturas de reações de formação dos eutéticos de Al-Si e Al-Cu. A adição de Mn às ligas da série 3XX, com intenção de diminuir o efeito prejudicial que as fases enriquecidas em Fe com morfologia de agulhas apresentam, é um assunto bastante discutido na literatura. Alguns autores somente mencionam que a adição de Mn melhora as propriedades, enquanto outros são mais específicos e fornecem a quantidade de Mn necessária para “neutralizar” uma quantidade conhecida de Fe. Em ambos os casos, a “neutralização” do Fe consiste na alteração da morfologia do composto rico em Fe formado de: uma morfologia frágil para uma de menor fragilidade, isto é, de placas e agulhas para glóbulos ou até mesmo para a morfologia de escrita chinesa [43].

Quando adicionado à liga, este elemento químico forma com o ferro a fase α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, que retira ferro e silício do líquido e impede a formação da fase β - AlFeSi . Entretanto, a adição deliberada deste elemento pode causar engrossamento da fase α - AlFeSi e perda de resistência mecânica [44].

Munson [45] e Sun & Mondolfo [46], são referenciados por Allen *et al* [2], por terem determinado que a fase α - AlFeSi hexagonal é termodinamicamente estável somente em ligas de Al-Fe-Si de alta pureza. Adição de Mn, V, Cr, Cu, Mo e W promovem a estrutura cúbica de corpo centrado da fase α - AlFeSi .

Para se atingir a neutralização do ferro, segundo Couture [43], deve ser adicionado manganês até que seu teor seja de 50% do teor em peso do ferro presente na liga.

Mesmo mantendo os teores de manganês indicados, a quantidade de α - $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ na microestrutura pode não ser significativamente aumentada e a fase β - AlFeSi pode continuar sendo um constituinte majoritário. Isto porque o manganês forma com ferro e cromo uma fase primária na forma de “sludge” ou “lama”, que consiste em compostos intermetálicos duros que afetam as propriedades mecânicas das ligas fundidas. Estes compostos possuem uma alta densidade, superior à da liga e tendem a se depositar no fundo do molde. Uma vez formados, eles são quase impossíveis de serem dissolvidos durante um reaquecimento ou tratamento térmico, devido aos seus altos pontos de fusão. A formação desta “lama” depende da temperatura em combinação com os teores de ferro e manganês. Quanto mais alta a temperatura do banho líquido, maior a quantidade destas impurezas que podem ser toleradas sem a formação desta “lama” [47]. O aumento do teor de manganês também não resulta necessariamente no aumento da fase α - $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$, pois agulhas da fase β - AlFeSi podem aparecer na microestrutura, provavelmente devido ao fato do manganês ser consumido na formação da “lama”, como já citado, não restando o suficiente para a formação da fase α - $\text{Al}(\text{Fe},\text{Mn})\text{Si}$ [48].

2.4.2 Adição de Estrôncio às ligas Al-Si recicladas

O tratamento de modificação das ligas de alumínio-silício nas fundições é uma prática tão comum como o refino de grão. A principal razão para isso é que as partículas de silício que se formam durante o resfriamento destas ligas se solidificam no formato de agulhas e placas heterogeneamente distribuídas e interconectadas nas ligas hipoeutéticas. Essas morfologias são conhecidas como extremamente prejudiciais para as propriedades mecânicas das peças, causando fragilização nas mesmas e dificuldades de usinagem. O silício do eutético pode apresentar-se de forma granular, lamelar ou modificada. Com a utilização de modificadores, a estrutura do silício transforma-se numa distribuição fina e homogênea de partículas ligeiramente arredondadas [49,50].

Os resultados da modificação estão relacionados a melhores propriedades mecânicas e de usinagem e melhor distribuição de poros formados na contração do metal durante a solidificação, apesar da porosidade da liga tratada tanto com estrôncio como com sódio apresentar aumento [51].

O tratamento de modificação consiste basicamente na adição de elementos químicos que, dissolvidos no banho de metal líquido, alterem a morfologia do eutético. O sódio e o estrôncio provocam uma eficiente modificação, mesmo em baixas quantidades, que são requeridas para aplicações comerciais. Como a adição de sódio encontra dificuldades práticas de uso, o estrôncio ganhou espaço em muitas aplicações [44].

Os mecanismos de ação dos modificadores ainda são bastante discutidos na literatura, entretanto, é bastante aceita a teoria que eles dificultam o crescimento do silício do eutético, agindo na tensão interfacial, promovendo a formação de partículas deste elemento em forma de lamelas ou fibras finamente distribuídas junto ao eutético [30,52].

O estrôncio é adicionado normalmente na forma de ligas mãe, como por exemplo, a binária Al – 10% Sr em peso, ou na forma metálica quando lacrado em tubos de alumínio. Os níveis de Sr normalmente adicionados estão entre 0,01 e 0,02 % em peso e vão depender da composição química da liga e das condições de solidificação, podendo chegar a 0,03%.

A adição de estrôncio em ligas trabalhadas mecanicamente vem sendo estudada por transformar uma grande porção do intermetálico β -Al₅FeSi contido nos lingotes em fases α -Al₈Fe₂Si [53].

Aparentemente, durante a solidificação, a adição de estrôncio leva a uma segregação local de ferro em certas áreas, nas quais a razão Fe/Si é maior que 1, o que favorece a precipitação de intermetálicos na forma da fase compacta α -Al₈Fe₂Si. A modificação de estrôncio em ligas 319, na ordem de 400 ppm Sr, reduz a precipitação de β -AlFeSi, indicando um processo de dissolução desta fase e/ou sua quebra em fragmentos menores. Além disso, a adição de estrôncio resulta num abaixamento da temperatura de formação da fase α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂, sem qualquer alteração na fase β -AlFeSi [53].

Samuel *et al* [40] observaram a formação da fase β -AlFeSi na liga de alumínio 319 fundida em molde com base de cobre refrigerada à água e diferentes adições de estrôncio. Para as porções mais distantes da base refrigerada (menor taxa de resfriamento), a maior adição de estrôncio (250-310 ppm) levava a menor comprimento médio da fase β -AlFeSi. Na região próxima à base refrigerada (maior taxa de resfriamento) o teor de estrôncio presente na liga não interferiu no comprimento médio da fase β -AlFeSi, evidenciando que o estrôncio é bastante efetivo quando a taxa de resfriamento é menor. Quando comparadas as amostras em diferentes condições de resfriamento fica claro que quanto maior a taxa imposta, menor o tamanho médio da fase β -AlFeSi.

2.4.3 Formação dos intermetálicos nas ligas Al-Si

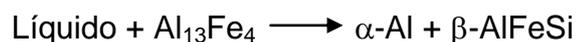
Em um estudo da liga Al-20%Si-5%Fe conformada por spray, Ogilvy [54] relata que finos intermetálicos de AlFeSi nucleiam a partir do líquido presente em gotas atomizadas durante o vôo e com o choque das mesmas sobre o depósito ocorre um espalhamento de ótimos nucleantes de fases intermetálicas, que irão crescer durante a solidificação eutética. A microestrutura final do depósito é descrita como uma dispersão de

intermetálicos AlFeSi em forma de agulhas e de partículas de Si em uma matriz de alumínio.

Allen *et al* [2], citando Mondolfo [3], expressam que em ligas de alumínio da série 1XXX, durante o processamento de chapas por lingotamento semicontínuo, as fases α -AlFeSi e β -AlFeSi são formadas através de reações peritéticas na seguinte seqüência:



Sha *et al* [55], em estudos de reações de solidificação em ligas de alumínio da série 6XXX (ligas com maior teor de elementos em relação a 1XXX), não observaram a fase α -AlFeSi envolvendo a fase $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, mas sim a fase β -AlFeSi sendo formada sobre a fase $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, indicando uma reação quasi-peritética descrita como:



Esta controvérsia na reação determinante para formação dos intermetálicos, eutética, peritética, quasi-peritética persiste entre os pesquisadores e existem até outras teorias, como a de formação também peritética, porém, a partir da fase $\delta\text{-Al}_4\text{FeSi}_2$ [56].

Allen *et al* [2] apresentam a superfície “liquidus” do canto rico em alumínio do diagrama ternário Al-Si-Fe (figura 2.9), contendo as fases intermetálicas Al_3Fe , α -AlFeSi, β -AlFeSi e δ -AlFeSi.

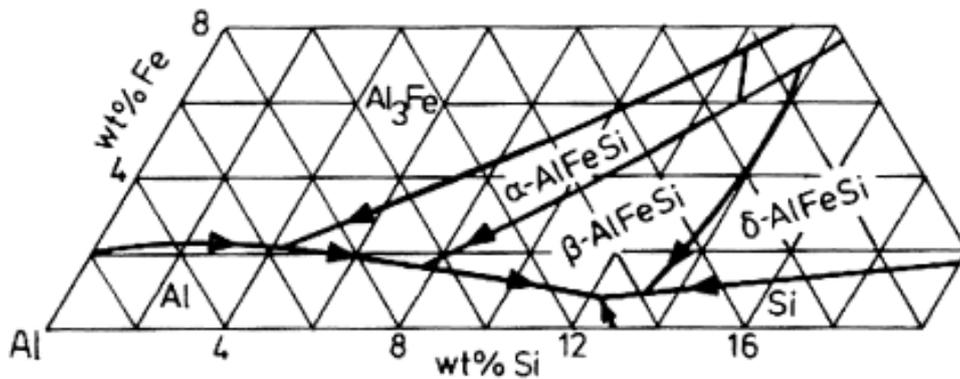


Figura 2.9 Projeção de temperatura liquidus e as regiões de fases de equilíbrio associadas do canto enriquecido em alumínio de um diagrama de fase ternário (Al-Fe-Si) [2].

Da revisão bibliográfica realizada, fica claro que as fases intermetálicas α -Al(Fe,Mn)Si e β -AlFeSi são as mais importantes nas ligas Al-Si hipoeutéticas contendo ferro. Deve-se ressaltar que a fase α -Al(Fe,Mn)Si apresenta uma morfologia de “escrita chinesa” e não fragiliza o material. Por outro lado, a fase β -AlFeSi apresenta-se na forma de agulhas, prejudicando seriamente a ductilidade das ligas. A formação de uma em detrimento da outra é bastante discutida na literatura, mesmo se tratando de processamento convencional. No caso da conformação por spray, esse assunto é inédito na literatura internacional. Assim, a idéia deste trabalho é o de modificar a morfologia da fase β -AlFeSi formada na microestrutura da liga 380 conformadas por spray. Este estudo será centrado na correlação destas alterações microestruturais com as respectivas propriedades mecânicas alcançadas. Para isso, foram adicionados núcleos contendo fases α -Al(Fe,Mn)Si e α -AlMnSi durante a conformação do depósito conformado por spray, visando auxiliar na nucleação da fase α -Al(Fe,Mn)Si no depósito, consumindo assim o elemento químico Fe e diminuindo o comprimento médio da fase prejudicial β -AlFeSi.

2.5 Endurecimento em Ligas de Alumínio

Existem quatro maneiras de se endurecer as ligas de alumínio: por meio de trabalho mecânico, dispersão, solução sólida e precipitação. Todos estes processos de aumento de resistência mecânica produzem condições que dificultam o movimento das linhas de discordâncias [38].

2.5.1 Endurecimento por trabalho mecânico

Sempre que um produto de alumínio é fabricado por extrusão, dobramento, laminação ou qualquer outro processo que envolve deformação abaixo da temperatura de recristalização da liga (trabalho a frio), além da conformação do material, a resistência é aumentada devido ao encruamento que aumenta a densidade de discordâncias. Processos de fabricação que são realizados a temperaturas superiores à temperatura de recristalização da liga (trabalho a quente) normalmente não leva o material a apresentar resistência superior à condição recozida.

2.5.2 Endurecimento por Dispersão

Partículas finas de material insolúvel distribuídas uniformemente por toda a rede cristalina impedem o movimento das linhas de discordância, endurecendo o material. Em ligas de alumínio, este procedimento pode ser feito pela adição de elementos de ligas que combinem quimicamente com o metal para formar partículas finas que precipitarão da matriz ou, misturando partículas de uma substância desejada (Al_2O_3 , por exemplo) com pó de alumínio e posteriormente compactar a mistura em um volume sólido.

2.5.3 Endurecimento por solução sólida

Muitas das ligas são soluções sólidas de um ou mais metais dissolvidos em outro metal. Podem ser substitucionais se um átomo diferente ocupar a posição na rede cristalina do átomo pertencente ao elemento base ou, intersticiais quando o átomo do elemento diferente ocupar espaços entre os átomos do metal base (não pertencente à posição de rede cristalina). Em ambos os casos, a rede cristalina é distorcida, retardando o movimento das linhas de discordâncias e, portanto, endurecendo o material.

2.5.4 Endurecimento por precipitação

Além dos métodos apresentados, as ligas de alumínio podem ser endurecidas através de tratamento térmico de dois estágios. Primeiramente, uma condição de supersaturação é obtida por meio de tratamento térmico de solubilização e resfriamento rápido. Em seguida, o processo de envelhecimento que ocorre após o resfriamento rápido pode ser acelerado pelo aumento da temperatura até que se precipite uma segunda fase coerente. Esta fase coerente endurece a liga por obstruir o movimento das linhas de discordância.

A solubilização consiste em aquecer o material a uma temperatura bem elevada, no campo monofásico, em geral relativamente próxima do ponto de fusão, de tal modo que nesta temperatura, com os coeficientes de difusão dos elementos de liga no alumínio já suficientemente aumentados, seja possível a migração desses átomos, proporcionando a dissolução completa depois de certo tempo de permanência nesta temperatura, das fases secundárias inicialmente presentes na liga. Dentre os fenômenos nocivos que podem ocorrer durante a solubilização, a fusão incipiente, decorrente da fusão das últimas porções solidificadas durante o resfriamento da liga e o crescimento excessivo de grãos, tanto mais significativo quanto mais elevadas as temperaturas e mais longos os tempos de solubilização, são os principais.

Adicionalmente, outra conseqüência negativa de elevadas temperaturas de solubilização é a oxidação em altas temperaturas, principalmente se a atmosfera do forno estiver contaminada com umidade ou enxofre [38]. O resfriamento rápido que se segue à têmpera é uma etapa crítica do tratamento, porque é fundamental para manter, à temperatura ambiente, a solução sólida obtida em alta temperatura. Além disso, o resfriamento rápido permite manter, à temperatura ambiente, a mesma concentração de lacunas existente em alta temperatura, e estas lacunas são muito importantes para acelerar o processo de difusão dos átomos de soluto que ocorre no tratamento posterior de envelhecimento (endurecimento por precipitação). O meio de resfriamento rápido mais usado é a água, embora, possam ser usados diversos líquidos orgânicos como meios de resfriamento rápido. O resfriamento ao ar é muito lento para a maioria das ligas de alumínio, permitindo o prosseguimento do processo de precipitação.

Esta etapa do tratamento térmico é fundamental para assegurar que o envelhecimento subsequente, realizado em temperatura bem mais baixa e tempo mais prolongado, ocorra de modo controlado, de tal maneira que os precipitados sejam formados de forma controlada, principalmente no que se refere ao tamanho dos mesmos e conseqüentemente sua coerência com a matriz. Na figura 2.10 tem-se o diagrama de equilíbrio binário da liga Al-Cu que mostra o campo monofásico alfa, evidenciando que acima da linha solvus, determinada por uma combinação de temperatura e de teor de Cu, o cobre encontra-se dissolvido na matriz de alumínio. Para um teor de 4,5 % de Cu, por exemplo, a aproximadamente 540 °C, a fase Al_2Cu é termodinamicamente instável e com tempo suficiente dissolve-se na matriz de alumínio. Quando é feito um resfriamento rápido em água, mantém-se à temperatura ambiente a solução sólida supersaturada. Posteriormente, a manutenção do material à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a uma temperatura mais elevada (envelhecimento artificial) leva à formação de precipitados endurecedores. No envelhecimento natural, a cinética de precipitação é mais lenta do que no envelhecimento artificial, no qual o controle de temperatura e tempo permite a obtenção de valores de dureza mais elevados. No

envelhecimento artificial é possível atingir o máximo de dureza para um determinado tempo de tratamento, após o qual o crescimento excessivo dos precipitados e a conseqüente perda de coerência dos mesmos com a matriz levam à queda de dureza.

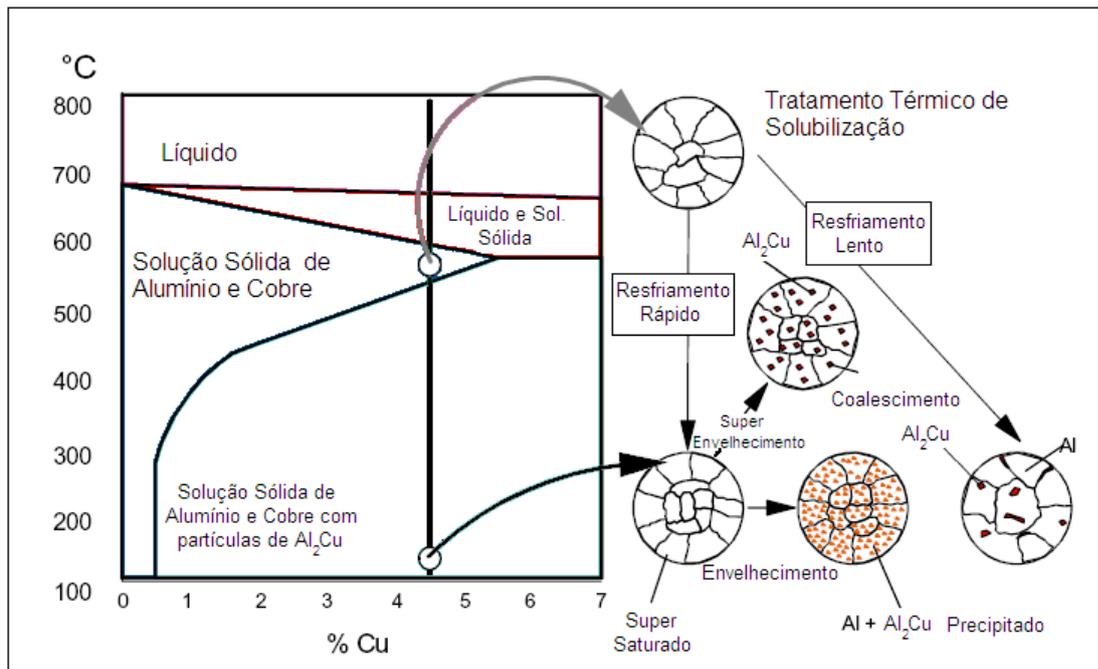


Figura 2.10 – Diagrama do sistema binário Al-Cu e esquema do tratamento térmico de solubilização e precipitação.

O tratamento de solubilização e envelhecimento, designado T6 quando empregado envelhecimento artificial até atingir o pico de dureza, só dá resultado nas chamadas ligas termicamente tratáveis, que podem apresentar aumento de dureza mediante tratamento térmico. Entretanto, todas as ligas de alumínio podem ter sua dureza reduzida por meio de tratamento térmico de recozimento (O), que leva à recuperação e recristalização do material anteriormente encruado (endurecido) por algum tipo de trabalho mecânico.

2.5.4.1 Sistema Al-Si e endurecimento por precipitação

As ligas do sistema Al-Si são muito empregadas como ligas de fundição devido às características que o seu principal elemento de liga, o silício, confere às ligas de alumínio. Nestas ligas o silício é usado em teores de até 12% (hipoeutéticas), ou superior a este valor (hipereutéticas) e aumenta a fluidez do alumínio líquido, possibilitando que o mesmo preencha melhor as cavidades do molde de fundição, permitindo a obtenção de produtos com formatos mais complexos. Também propicia a redução da contração durante o resfriamento, reduz a porosidade nas peças fundidas e o coeficiente de expansão térmica.

A adição de cobre torna a liga Al-Si-Cu tratável termicamente. Sua principal virtude, como nas ligas Al-Cu, é aumentar a resistência mecânica da liga, tanto antes como após tratamento térmico. Sendo assim, o cobre torna as ligas Al-Si-Cu passíveis de endurecimento mediante tratamento térmico de envelhecimento (endurecimento por precipitação) devido à formação da fase Al_2Cu . O cobre é adicionado em teores entre 3 e 11 %, permitindo que este elemento esteja total ou parcialmente solúvel no alumínio em temperaturas logo abaixo do ponto de fusão. Ao contrário do silício, acarreta fragilidade a quente e menor fluidez, além de reduzir a resistência à corrosão [38].

O magnésio, ao ser adicionado às ligas Al-Si, também torna as mesmas termicamente tratáveis, devido à formação da fase Mg_2Si . Entretanto, o teor de magnésio não poder ser muito elevado a ponto de dificultar a fundição, devido à formação da borra (oxidação excessiva do banho). Por outro lado, o magnésio melhora a resistência à corrosão e a usinabilidade [38].

A liga 380 geralmente é produzida por processo de fundição sob pressão [10], que inerentemente apresenta porosidade devido ao aprisionamento de gás durante a injeção à alta velocidade do metal fundido na cavidade do molde. A porosidade formada, particularmente quando localizada próxima à superfície do fundido, tende a aumentar seu volume levando a ocorrência de bolhas (empolamento) na superfície do fundido durante o tratamento térmico, impossibilitando tal procedimento. Portanto, as aplicações dessas ligas de

alumínio fundidas sob pressão são normalmente limitadas a componentes que não requerem tal tratamento térmico [11].

Quando fundida em coquilha de cobre refrigerada, como realizado por Samuel *et al* [10], a porosidade é bastante diminuída e, portanto, os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento podem ser realizados. Neste trabalho, Samuel e seus colaboradores [10] adicionaram à liga 380 (0,06% Mg) magnésio para se obter teor final de 0,33% e 0,5% em peso. Duas temperaturas de solubilização foram empregadas, 480 e 515°C, por um período de 8 horas. O envelhecimento artificial se deu a 25, 155, 180, 200 e 220 °C. Os resultados mostraram que a temperatura de solubilização de 515°C é suficiente para a dissolução do magnésio na matriz de alumínio e também para modificar a morfologia do silício, arredondando-o. O aumento do teor de magnésio acima de 0,3% em peso não implicou no aumento da dureza e valores em torno de 135 Brinell foram atingidos para as ligas com 0,33 e 0,5% de Mg solubilizadas a 515°C por 8 horas e envelhecidas a 150 e 180°C por 20 e 5 horas, respectivamente. Em relação à liga 380 (0,06% Mg) nas mesmas condições de tratamento, apenas 115 Brinell foram alcançados.

2.6 Desgaste

O desgaste de componentes em segmentos industriais é uma das principais causas de depreciação de capital, custos de manutenção através de reposição e recuperação de peças ou limitação na produção por causa de equipamentos deteriorados e interrupções imprevistas [57-59].

Trata-se de um fenômeno essencialmente superficial envolvendo a remoção indesejável e geralmente gradual de material da superfície desgastada por ação mecânica [60]. Raramente é catastrófico, mas reduz a eficiência de operação, podendo resultar em variações dimensionais de componentes ou superfícies danificadas, além de problemas secundários como

vibração ou desalinhamento. Em casos extremos, a formação e propagação de trincas na superfície tensionada pode levar o componente à fratura [61].

2.6.1 Mecanismos de desgaste

Para a compreensão do fenômeno de desgaste envolvido em um sistema é necessário verificar e identificar os mecanismos atuantes nesse tribosistema. Geralmente um tribosistema consiste de quatro elementos [61]:

- a) Corpo sólido
- b) Contra-corpo
- c) Elemento interfacial
- d) Meio ambiente

Segundo Gahr [61], há a possibilidade de quatro mecanismos básicos ou uma combinação deles estarem envolvidos no processo de desgaste. Tais mecanismos são classificados como:

Adesão - resultante da fricção entre duas superfícies que deslizam entre si com a formação e quebra de uma ligação adesiva interfacial.

Abrasão - remoção de material ocasionado por partículas abrasivas deslocando-se, sob tensão sobre a superfície.

Fadiga superficial - fadiga e formação de trincas na região superficial devido tensões cíclicas tribológicas, que resultam na separação do material.

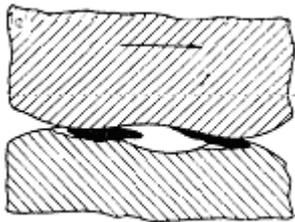
Reações triboquímicas - formação de produtos de reação química como o resultado de interações químicas entre os elementos de um tribosistema.

2.6.2 Desgaste por deslizamento

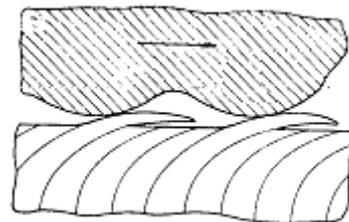
O desgaste por deslizamento pode ser caracterizado como o movimento entre duas superfícies sólidas polidas em contato sob tensão. A superfície pode ser de natureza metálica ou não metálica, lubrificada ou sem lubrificação [61].

Este tipo de desgaste pode ocorrer devido à adesão, à abrasão, fadiga superficial ou reações triboquímicas, sendo que vários fatores podem influenciar o mecanismo de desgaste, como, por exemplo, a área e a temperatura de contato, as condições de carregamento que podem resultar em deformação elástica ou plástica, as propriedades do material e o meio ambiente.

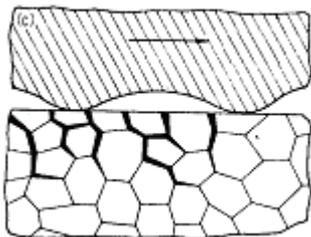
Na figura 2.11, estão ilustrados os mecanismos de desgaste que podem ocorrer em um desgaste por deslizamento.



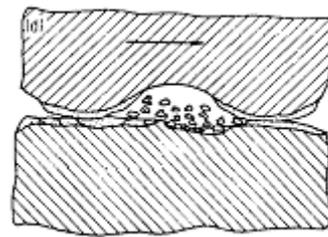
Junção adesiva e transferência de material



Fadiga superficial em sólido dútil.



Fadiga superficial, trincas em sólidos frágeis



Reação química e trincamento de filme.

Figura 2.11- Mecanismos de desgaste durante o contato por deslizamento [61].

2.6.2.1 Mecanismo de Adesão

Este mecanismo é ocasionado quando há altas pressões locais entre os contatos, resultando em deformação plástica, adesão e conseqüentemente, formação de junções localizadas. Transferência de material de uma superfície para outra ocorre frequentemente quando essas junções localizadas se rompem devido o deslizamento entre as superfícies em contato. Com o aumento da sobrecarga, deformação, velocidade ou temperatura dos pares deslizantes, a adesão pode resultar em um esfoliamento da superfície (scuffing); isto está relacionado com um grande aumento do coeficiente de fricção e desgaste.

Ocorre ruptura das junções localizadas quando a resistência ao cisalhamento das junções é menor que a resistência de ambos os materiais.

A formação de junções adesivas está diretamente relacionada com as propriedades físicas e químicas dos materiais em contato, assim como, depende da intensidade e modo de carregamento e das propriedades das superfícies como contaminantes, filmes de óxidos ou rugosidade.

De acordo com Gahr [61], há quatro teorias de mecanismos de adesão:

Teoria do inter-travamento mecânico - atribui a adesão ao inter-travamento das irregularidades das superfícies deslizantes, levando em consideração a rugosidade da superfície. Um exemplo é a penetração de um polímero dentro de micro-fissuras de uma superfície metálica.

Teoria da difusão - átomos ou moléculas podem difundir através da interface entre dois corpos em contato. Geralmente utilizada para polímeros.

Teoria eletrônica - propõem transferência de elétrons através da interface de corpos em contato com estruturas de bandas eletrônicas diferentes. Esta transferência de elétrons resulta na formação de uma camada de carga elétrica na interface. A adesão é causada pelas forças eletrostáticas através da camada elétrica. A transferência de elétrons através da interface depende da natureza dos corpos em contato.

Teoria da adsorção – refere à adesão entre superfícies em contato intermolecular devido a ligações secundárias como forças de Van der Waals, forças de dispersão, interações entre dipolos permanentes, dipolos induzidos e pontes de hidrogênio.

Freqüentemente, o contato entre metais é não metálico, devido às camadas adsorvidas e filmes de óxidos. A adesão, neste caso, é causada por forças de Van der Waals. Entretanto, estas camadas adsorvidas e filmes de óxidos podem ser rompidos devido à deformação elástica e plástica, fazendo com que a adesão seja causada por ligações metálicas ou covalentes.

A força de adesão depende da área real de contato, que é influenciada pela resistência dos materiais para deformação plástica e a estrutura cristalina ou número de sistema de deslizamentos de um sólido cristalino. Geralmente, o aumento de dureza resulta em um decréscimo do coeficiente de adesão.

2.6.2.2 Mecanismo de Fadiga superficial

O mecanismo de desgaste por fadiga superficial caracteriza-se pela formação de trincas e esfoliação do material devido a esforços alternados e repetitivos na superfície do sólido. Fadiga localizada pode ocorrer em escala microscópica devido a contato por deslizamento repetitivo. A fadiga dos materiais ocorre devido a uma seqüência de fenômenos: deformação elástica, plástica, endurecimento ou amaciamento, início e propagação de trincas. As trincas podem originar na superfície sólida ou abaixo dela. As trincas sub-superficiais propagam-se paralelamente à superfície. Partículas de desgaste são geradas quando as trincas sub-superficiais quebram através da superfície. Em geral, esta desintegração da superfície por delaminação é devido à ação simultânea de adesão e/ou abrasão e fadiga superficial [61].

2.6.2.3 Mecanismo de Reações Triboquímicas

O mecanismo de desgaste por reações triboquímicas é caracterizado pelo contato de fricção entre duas superfícies sólidas que reagem com o ambiente. O ambiente corrosivo pode ser gasoso ou líquido. Este processo de desgaste é ocasionado pela remoção contínua e nova formação de camadas de produtos de reação.

O desgaste triboquímico é fortemente influenciado pela cinética de formação da camada superficial e as propriedades pela qual determinam sua resistência para remoção, isto é, ductilidade e resistência e adesão no substrato [61].

A origem do desgaste da superfície metálica pode ser devido à adesão, porém, partículas de óxidos podem tornar-se detrimenais, causando abrasão na superfície [62].

2.6.2.4 Mecanismo de abrasão

O mecanismo de desgaste por abrasão envolve o deslocamento e o arrancamento de material ocasionado pela presença de partículas duras entre uma ou duas superfícies em movimento; outra possibilidade é a presença de saliências ou rugosidades na superfície.

Quando há a presença do mecanismo abrasivo em desgaste por deslizamento, este é geralmente classificado como abrasão de três corpos, visto que partículas livres encontram-se entre as superfícies de deslizamento. Tais partículas podem ser originadas de duas maneiras: óxidos formados ou partículas duras que se desprendem das superfícies durante o deslizamento.

A passagem de uma única partícula abrasiva sobre uma superfície sólida pode ocasionar alguns mecanismos: micro-sulcamento, micro-fadiga, micro-cortes e micro-lascamento [61]. A figura 2.12 exhibe tais mecanismos gerados pela passagem da partícula abrasiva sobre uma superfície sólida.

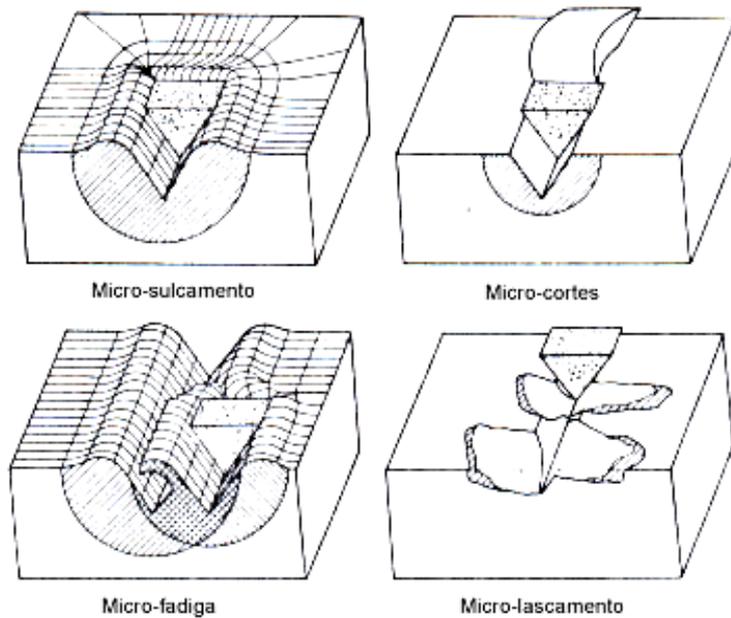


Figura 2.12- Mecanismos de desgaste abrasivo.

- **Micro-sulcamento**: consiste na penetração da partícula abrasiva na superfície sem que haja qualquer arrancamento de material. Neste mecanismo há um deslocamento de material para as laterais devido à deformação plástica. Este mecanismo ocorre a baixas cargas. A perda de material acontece apenas se a superfície estiver submetida a muitas partículas abrasivas simultaneamente, caso contrário, essa perda de material não é verificada.

- **Micro-fadiga**: a sucessiva passagem de várias partículas abrasivas, ou seja, a penetração intensiva de partículas abrasivas na superfície pode ocasionar deformações plásticas em regiões da superfície, provocando seu encruamento e, portanto, caracterizando a micro-fadiga.

- **Micro-corte**: a perda de material é igual ao volume do sulco produzido. Através de um indentador, de dureza igual ou maior que a dureza da superfície, o material é removido através do riscamento, sendo que o ângulo de ataque entre as partículas abrasivas e a superfície influencia na proporção de material destacado e material deslocado. O riscamento por partículas abrasivas proporciona a formação de trincas, que por sua vez se propagam em função das altas tensões impostas por tais partículas abrasivas.

- Micro-lascamento: esse tipo de mecanismo ocorre em superfícies de materiais frágeis, visto que estes não suportam deformações plásticas. As microtrincas originadas provocam um volume de desgaste maior que o volume dos sulcos.

2.6.3 Influência das Características do Material no Desgaste por Deslizamento

A dureza, tenacidade à fratura, comportamento de fadiga, capacidade de endurecimento por trabalho a frio, distribuição de tensão afetam o desgaste por deslizamento de uma forma acentuada ou não, dependendo do processo envolvido [61].

O efeito da dureza de materiais desgastados é complexo pois diferentes mecanismos de desgaste podem ocorrer durante as condições de operação. A intensidade de desgaste pode diminuir, aumentar ou não ser afetada pela dureza de materiais em contato [61].

Um material policristalino é influenciado pelos seus contornos de grãos que limitam a deformação. O contato sobre um grande número de grãos reduz a taxa de desgaste, assim um tamanho de grão grosseiro é desfavorável para a resistência ao desgaste [57].

O comportamento ao desgaste pode ser fortemente influenciado quando o material apresenta mais de uma fase. A segunda fase pode afetar o desgaste por deslizamento pelo endurecimento da matriz e/ou reduzindo a área real de contato entre o corpo sólido e o contra-corpo. Dependendo de sua identidade, essas fases podem também variar a tendência à adesão, propriedades de fadiga ou propriedades de transferência de camadas [61].

Em geral, a resistência ao desgaste é garantida pela grande quantidade de fases secundárias, como carbonetos nos aços e silício nas ligas do sistema Al-Si. Wang *et al* [63] avaliaram o efeito do teor de silício nas propriedades de desgaste por deslizamento nas ligas binárias Al-12%Si, Al-20%Si, Al-25%Si

conformada por spray. Observaram que em menor carga o aumento no teor de silício implicava na diminuição da taxa de desgaste, pois a maior fração volumétrica de silício agindo como um suporte da carga aplicada diminuía o desgaste da matriz de alumínio. Entretanto, quando a carga foi aumentada (de 8,9 N para 35,6 N em um corpo de prova cilíndrico de 4,8 mm de diâmetro) a tensão gerada foi superior à tensão necessária para fraturar a partícula de silício e os fragmentos perderam a capacidade de evitar o contato da matriz com o contra-corpo, conduzindo a maior taxa de desgaste na liga Al-25%Si quando comparada a Al-20%Si. Adicionalmente, as partículas duras de silício fraturadas entre a amostra e o contra-corpo configuraram abrasão de três corpos, produzindo riscos longitudinais na amostra e aumentando ainda mais a perda de material.

Além da fração volumétrica, a dimensão do silício presente na liga é também importante. Lim *et al* [64] avaliaram as propriedades em desgaste por deslizamento da liga 390 (Al-17%Si-4,5%Cu) fundida convencionalmente e conformada por spray. Devido as características do processo de CS, as amostras obtidas por este processo apresentavam partículas de silício com diâmetro médio de aproximadamente 3 μ m enquanto as amostras fundidas convencionalmente estavam próximas dos 100 μ m de diâmetro equivalente. Os intermetálicos de cobre e ferro presentes também eram mais refinados na amostra conformada por spray. As amostras cilíndricas de 6mm de diâmetro foram ensaiadas com cargas variando de 5 a 25 N e velocidade de deslizamento de 0,1 m/s e na média, o desgaste das amostras conformadas por spray foi 22% inferior às amostras fundidas convencionalmente. Dois resultados devem ser destacados. O aumento da carga torna menor a diferença entre a taxa de desgaste sofrida pelas amostras, ou seja, o efeito da dimensão da fase silício é menor à medida que a carga é aumentada (com carga de ~25 N ambas amostras sofreram a mesma taxa de desgaste). Já o aumento da velocidade de deslizamento (mantida a carga constante) aumenta a diferença entre as taxas de desgaste, tornando o processo de CS mais vantajoso.

Em relação à velocidade de deslizamento, em ensaio de pino sobre

disco, sendo o contra-corpo uma pastilha de freio, de material compósito, desenvolvido para ser utilizada com ligas de alumínio, Lasa & Rodriguez-Ibabe [65], processaram várias ligas Al-Si-Cu-Mg por diferentes rotas (coquilha, espuma perdida, tixo forjamento e fundição sob compressão) e observaram que em menor velocidade de deslizamento, a menor fração volumétrica de silício e intermetálicos acarretava maior taxa de desgaste. Em maior velocidade de deslizamento, o tamanho médio das partículas de silício torna-se preponderante sobre a fração volumétrica e o maior tamanho de partículas leva a maior taxa de desgaste, já que o impacto contra as partículas abrasivas do disco leva à fratura das frágeis partículas de silício.

Aumentar a dureza da matriz é uma outra maneira de diminuir a taxa de desgaste nas ligas de alumínio. Este procedimento geralmente é alcançado mediante tratamento térmico de endurecimento por precipitação. Na liga 319, Ott *et al* [66] conseguiram reduzir em aproximadamente 50% a taxa de desgaste após tratamento térmico de endurecimento T6, nas condições ensaiadas.

Da revisão apresentada fica claro que o silício tem papel importante nas propriedades de desgaste das ligas de alumínio, quando o mesmo é o principal elemento. Embora o aumento no teor de silício esteja constantemente ligado a melhores propriedades em solicitação de desgaste, existem certas condições experimentais que a liga com maior teor de silício apresenta desempenho inferior à liga com menor teor deste elemento. Além disso, em baixas cargas aplicadas, associado a também baixos coeficientes de desgaste, tem sido mostrado que a resistência ao desgaste não é função fortemente influenciada pelo teor de silício [67]. Por outro lado, a distribuição e o tamanho da fase silício, em vez da fração volumétrica, tem sido avaliado como o parâmetro chave para o entendimento do desgaste nas ligas Al-Si. O refinamento das partículas de silício é geralmente associado com a melhoria na resistência ao desgaste [64]. Entretanto, novamente, sob certas condições experimentais, liga Al-Si-Cu-Mg com o mesmo teor de elementos, mas com tamanho de partícula de silício mais grosseira, apresentou resistência ao desgaste similar à liga mais

refinada [65].

Além do teor e da distribuição e tamanho das partículas de silício, o estado de tratamento térmico e a adição de elementos de liga também são conhecidos por afetar significativamente a resistência ao desgaste [66].

Finalmente, a forte influência que os parâmetros do ensaio tem nos mecanismos de desgaste e, conseqüentemente, na resistência ao desgaste da liga torna difícil determinar a vantagem em escolher uma liga em relação a outra, a menos que as condições de serviço em que será empregada sejam minuciosamente conhecidas e ensaiadas [68].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Neste trabalho foi utilizada a liga alumínio-silício 380 pertencente à série 3XX.X da “Aluminium Association-AA” (EUA). A composição química medida para a liga é apresentada na tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composição química da liga 380 utilizada neste trabalho.

Composição	Al	Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	Ni	Sn	outros
380 *	balanço	8,94	3,24	0,93	0,04	0,18	0,8	0,13	0,03	≤ 0,50

*valores dados em percentual em massa

Para obtenção das partículas contendo as fases intermetálicas foram utilizados como matéria prima alumínio e silício de pureza comercial, liga Fe-3,5%Si (%massa) e manganês eletrolítico.

Quanto ao equipamento de conformação por spray que foi utilizado neste trabalho, constitui-se, basicamente, de um forno de indução com cadinho basculante disposto ao lado de um “tundish” localizado acima de uma câmara de atomização de aço, na qual se encontra um bocal atomizador, um dispositivo de fixação e movimentação do substrato e um ciclone coletor de pós.

3.2 Métodos

As etapas experimentais do projeto se deram com a fusão das ligas de composições desejadas por aquecimento indutivo em um cadinho de grafita com capacidade de 5 kg, disposto em um forno Inductotherm, modelo VIP Power- Trach, com fonte de potência de 50 kVA e frequência de 3,2 kHz.

Foi adotada uma temperatura de superaquecimento de 120°C acima da temperatura liquidus das ligas.

Após atingir a temperatura desejada, a liga foi vazada em um “tundish” de grafita adequadamente alojado sobre o bocal atomizador na parte superior da câmara de atomização.

A passagem do metal líquido do "tundish" para o bocal de atomização foi realizada através do tubo de vazamento de material cerâmico, cujo diâmetro interno é de 6 mm.

O gás de atomização foi o nitrogênio, tanto para a produção dos pós contendo as fases intermetálicas, como para a co-injeção e atomização das ligas, cuja vazão é controlada por uma válvula redutora de pressão pertencente a um equipamento pneumático abastecido por dez cilindros de alta pressão. O valor para a razão entre vazão mássica de gás e vazão mássica de metal para a obtenção de partículas foi de aproximadamente 2 (kg/s)/(kg/s) e, para a obtenção dos depósitos co-injetados aproximadamente de 0,75 (kg/s)/(kg/s).

Para a realização das deposições foi utilizado um substrato de cobre capaz de rotacionar em torno de seu eixo. A distância entre o substrato e o bocal atomizador foi de 250 mm.

A co-injeção foi realizada com a utilização de partículas contendo as fases intermetálicas, de diâmetro inferior a 106µm, com o auxílio de um acessório especialmente projetado para tal finalidade.

Este acessório é constituído de duas lanças, confeccionado em tubo de inox de diâmetro interno de 3 mm, direcionadas para o cone de metal atomizado. Um único tubo liga as duas lanças até o recipiente onde as partículas são armazenadas. A pressão de co-injeção externa impele as partículas contra as gotas que estão se formando no cone, ocorrendo assim a co-injeção.

Para a caracterização microestrutural, os materiais foram seccionados e as amostras foram destinadas à preparação metalográfica, que constituiu em embutimento em resina, lixamento, polimento mecânico e ataque químico com solução de ácido fluorídrico.

3.2.1 Fluxograma do procedimento Experimental

A figura 3.1 apresenta o fluxograma do procedimento experimental utilizado na análise da microestrutura.

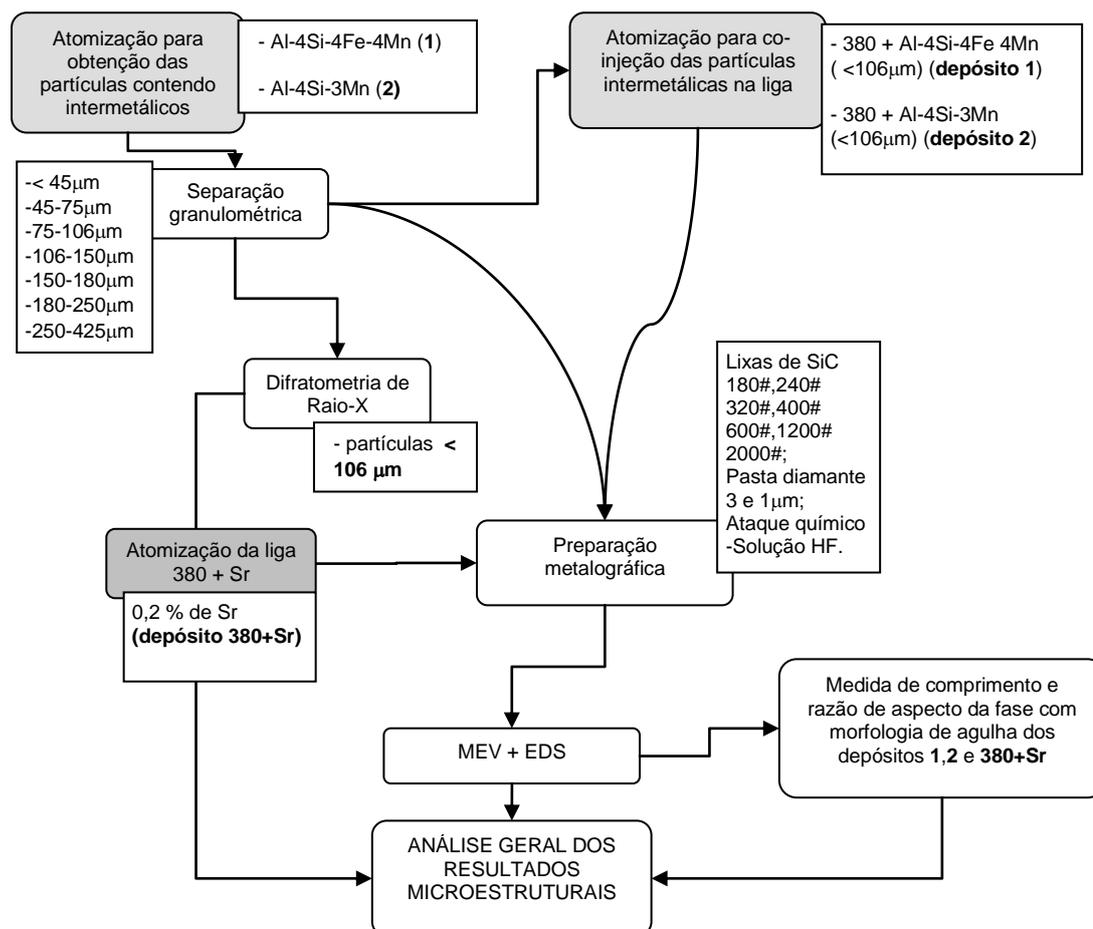


Figura 3.1 Fluxograma da metodologia adotada para análise da microestrutura.

Após análise geral dos resultados microestruturais e escolha da condição que gerou microestrutura com menor comprimento da fase β -AlFeSi, um novo fluxograma (figura 3.2) foi seguido para avaliação das propriedades mecânicas da liga 380 com e sem co-injeção.

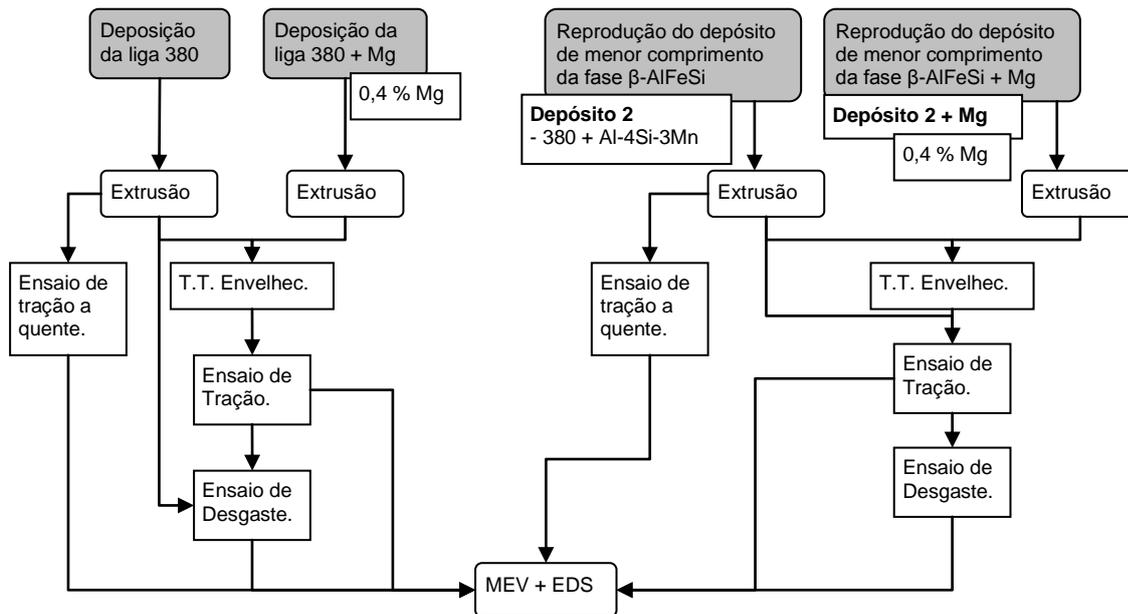


Figura 3.2 Fluxograma da metodologia adotada para avaliação das propriedades mecânicas.

3.2.2 Atomização para obtenção das partículas contendo as fases intermetálicas

As partículas que seriam co-injetadas deveriam agir como inoculantes da fase α -Al(Fe,Mn)Si e dessa maneira, evitar o crescimento da fase β -AlFeSi. Para isso, cálculos termodinâmicos realizados por Borba [69], utilizando programa ThermoCalc e o banco de dados COST2000, foram empregados. As composições selecionadas foram a quaternária Al-4%Fe-4%Si-4%Mn (% em peso) e a ternária, isenta do elemento químico Fe, Al-4%Si-3%Mn (também % em peso).

3.2.3 Separação granulométrica

O pó “overspray” obtido das atomizações a partir das composições escolhidas foi peneirado (usando-se peneiras com malha de 425, 250, 180,

150, 106, 75 e 45 μm) em um agitador de peneiras. O tempo de peneiramento foi de trinta minutos. O objetivo da separação granulométrica foi analisar o efeito da taxa de resfriamento na microestrutura formada, uma vez que partículas de tamanhos menores são submetidas a taxas de resfriamento superiores às daquelas de tamanhos maiores.

A classificação dos tamanhos das partículas também foi útil para a co-injeção propriamente dita, já que foram co-injetadas partículas de determinada faixa granulométrica.

3.2.4 Difratometria de raios-X

A difração de raios-X (DRX) foi realizada nas partículas (“overspray”) das duas composições com diâmetro inferior a 106 μm . A análise foi feita em um difratômetro da marca Siemens D5000 através da radiação $K\alpha$ do Cu. 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.

3.2.5 Atomizações e co-injeções das partículas intermetálicas na liga

As partículas desejadas, na faixa granulométrica de interesse, foram co-injetadas na liga alumínio-silício 380 através do dispositivo descrito no item 3.2.

Aproximadamente 3 kg de liga alumínio-silício 380 foram fundidos e atomizados em cada uma das atomizações com co-injeção, utilizando-se uma pressão de atomização de 0,6 MPa, distância de vôo de 250 mm e aproximadamente 150°C de temperatura de sobreaquecimento. A pressão de co-injeção foi de 0,2 MPa e a distância de co-injeção de 50 mm.

Foi obtido um depósito (denominado depósito 1) da liga 380 com co-injeção das partículas advindas da composição Al-4%Si-4%Fe-4%Mn

(composição 1); um segundo depósito (depósito 2) também da liga 380 com co-injeção das partículas da composição 2 (Al-4%Si-3%Mn). Nos dois depósitos a co-injeção foi realizada com partículas de diâmetro inferior a 106 μm e a massa empregada de partículas foi de 6% da massa da liga.

À liga 380 foi adicionado 0,2% de estrôncio (depósito 380 + Sr) com objetivo de avaliar a influência deste elemento na diminuição do comprimento médio da fase β -AlFeSi, tal qual descrito na literatura.

3.2.6 Caracterização Microestrutural

Foram caracterizados microestruturalmente as partículas e os depósitos obtidos via microscopia ótica e eletrônica de varredura.

3.2.6.1 Preparação Metalográfica

A caracterização microestrutural foi realizada em amostras retiradas de diferentes regiões de cada depósito e amostras dos “overspray” (partículas) e se deu segundo procedimento tradicional de metalografia, ou seja, as amostras de “overspray” foram embutidas em resina de poliéster, enquanto as amostras dos depósitos foram somente cortadas em tamanhos adequados à observação em MEV. Foi realizado o lixamento com lixas de SiC (180#, 240#, 320#, 400#, 600#, 1200#, 2000#), polimento com pasta de diamante 3 e 1 μm e finalmente, foram atacadas quimicamente com solução de HF (5% em água).

3.2.6.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

O Microscópio Eletrônico de Varredura utilizado no trabalho foi o da marca Zeiss, modelo DSM 940 A e acoplado a ele encontra-se o equipamento

para a análise de espectroscopia de energia dispersiva de raios-X, EDS ou microanálise por raios-X. A análise de MEV teve como objetivo a caracterização microestrutural, tanto do “overspray” (partículas contendo os intermetálicos), como dos depósitos, no que diz respeito à morfologia e composição das fases presentes (com ajuda da microanálise). O MEV também foi utilizado para a mensuração dos comprimentos e larguras das fases aciculares.

3.2.6.3 Medidas de comprimento e razão de aspecto (RA)

Para avaliar a eficácia do processo de co-injeção utilizado na nucleação e crescimento de uma fase, é necessário que se adote alguma metodologia e neste trabalho foram adotadas: medidas de comprimento médio e razão de aspecto das fases aciculares.

Devido à reduzida dimensão da fase, a qual se desejava conhecer, foi necessário que as medidas fossem obtidas no MEV.

Para tanto, foram mensurados o comprimento e a largura de vinte agulhas para cada um dos depósitos. Para o valor do comprimento, a leitura é direta a partir das medições; já a razão de aspecto nada mais é que a razão entre o comprimento e a largura de cada agulha e serve como um indicativo da geometria da fase. Valores próximos da unidade ($RA \sim 1$) indicam que a fase apresenta uma geometria mais simétrica, como um cubo ou uma esfera; já valor de RA muito superior à unidade denota que a partícula apresenta aspecto acicular.

3.2.7 Análise das propriedades mecânicas

Para caracterização das propriedades mecânicas, o material obtido a partir da conformação por spray da liga 380, quer seja com ou sem co-injeção, foi extrudado para consolidação e posteriormente, ensaiado.

3.2.7.1 Extrusão dos depósitos

O material conformado por spray foi usinado em cilindros de 25 mm de diâmetro e altura máxima de 55 mm (dimensões limitadas pela matriz) para o procedimento de extrusão. A prensa empregada foi da marca EMIC com interface para aquisição de dados, controlador do forno Fly-Ever FE-50RP. O limite de carga desta prensa é de 60 toneladas. A temperatura de extrusão foi mantida constante ao longo de todo o trabalho em 350 °C, valor este obtido a partir de testes preliminares. A velocidade do travessão foi de 14 mm/min e o diâmetro final da vareta extrudada foi de 11 mm, o que resultou em uma redução de 5:1 em área. O comprimento final da vareta depende do comprimento inicial do cilindro e variou entre 160 e 200 mm de comprimento.

3.2.7.2 Porosidade

O método utilizado para a verificação 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.

Foram avaliadas amostras obtidas do processo de conformação e após a extrusão. As amostras foram primeiramente pesadas a seco e depois em água. 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 é determinada pela relação abaixo [70]:

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

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

Para o cálculo da porosidade leva-se em conta a densidade teórica da amostra ρ_t , no caso 2,71 g/cm³ para liga Al-Si 380 e a densidade do gás de atomização ρ_g que pode ser considerada desprezível em relação à densidade da liga. A porosidade é calculada através da seguinte equação [70]:

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

3.2.7.3 Tratamento térmico de envelhecimento

As amostras que receberam tratamento térmico de envelhecimento sofreram tratamento de solubilização à 510°C por 8 horas e envelhecimento a 160°C (temperatura e tempo obtidos da literatura [10]). Dos testes preliminares foi plotada a curva de dureza X tempo de envelhecimento e para as amostras sem adição de Mg, o tempo escolhido para tratamento foi de 8 horas e para as amostras com adição de Mg, de 4 horas. Foi escolhida uma situação (liga 380 co-injetada e adicionada de Mg) em que o tempo de envelhecimento, apesar da presença do Mg, foi também de 8 horas.

Os fornos empregados para os tratamentos são do tipo Forno Poço e possuem controladores da Fly-Ever modelo FE-50S. A temperatura medida próxima à amostra apresentou variação de $\pm 6^\circ\text{C}$ durante os tratamentos. Todos os tratamentos térmicos foram realizados exclusivamente nas varetas obtidas após o processo de extrusão.

3.2.7.4 Ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado segundo a norma ASTM-E8 em um equipamento da marca INSTRON modelo 5500 R. Os ensaios a quente foram

realizados em um equipamento também da marca INSTRON modelo 8802. As temperaturas escolhidas para este ensaio foram: 100°C, 200°C e 300°C (valores de temperaturas que contemplam a faixa em que se encontra um motor de combustão interna durante uso). A temperatura foi medida com termopar amarrado à amostra. A velocidade do travessão foi de 2mm/min em ambos os ensaios.

3.2.7.5 Ensaio de desgaste

Os ensaios de desgaste foram realizados de acordo com a norma ASTM G99-95 "*Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus*", no equipamento TE 67 Microprocessor Controlled Pin on Disc Machine da Plint & Partners LTD.

Os pinos foram usinados com diâmetro de 2,5mm e altura variando entre 20 e 25 mm. Dos testes preliminares ficou definido que a distância percorrida no ensaio seria de 3000m a uma velocidade de 0,48m/s. Destes mesmos testes ficou clara a impossibilidade de se mensurar perda em massa do material, já que o produto do desgaste fica incrustado nas laterais do corpo de prova, que passam a ter alguns décimos de mm a mais. Foi definida, portanto, a medida de perda em altura como medida de desgaste. As medidas foram realizadas com micrômetro da marca Mitutoyo, com precisão de 0,001 mm e limite de 25 mm. A carga aplicada sobre o pino foi de 500, 800 e 1000 g. Os parâmetros do ensaio (velocidade e carga aplicada) foram extraídos da literatura para ensaios em ligas Al-Si eutética e hipereutéticas [63]. O valor da carga foi diminuído para que fosse mantida a mesma pressão (no presente trabalho o pino apresenta área menor).

O disco, contra-corpo do ensaio possui dimensões de 75mm de diâmetro X 8 mm de espessura que, após usinado e tratado adquiriu uma dureza de 66 HRC.

3.2.7.6 Caracterização da superfície de fratura e superfície e fragmentos de desgaste

O MEV foi novamente empregado para a caracterização da superfície de fratura das amostras ensaiadas.

A superfície desgastada das amostras foi observada para que os mecanismos de desgaste fossem identificados. Os fragmentos resultantes do ensaio de desgaste foram recolhidos e também caracterizados para facilitar o entendimento dos mecanismos de desgaste atuante.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização das partículas contendo as fases intermetálicas

Foram obtidas partículas atomizadas das ligas Al-4%Fe-4%Si-4%Mn (composição 1) e Al-4%Si-3%Mn (composição 2). Na figura 4.1.1 A e B observam-se as microestruturas das composições 1 e 2, respectivamente.

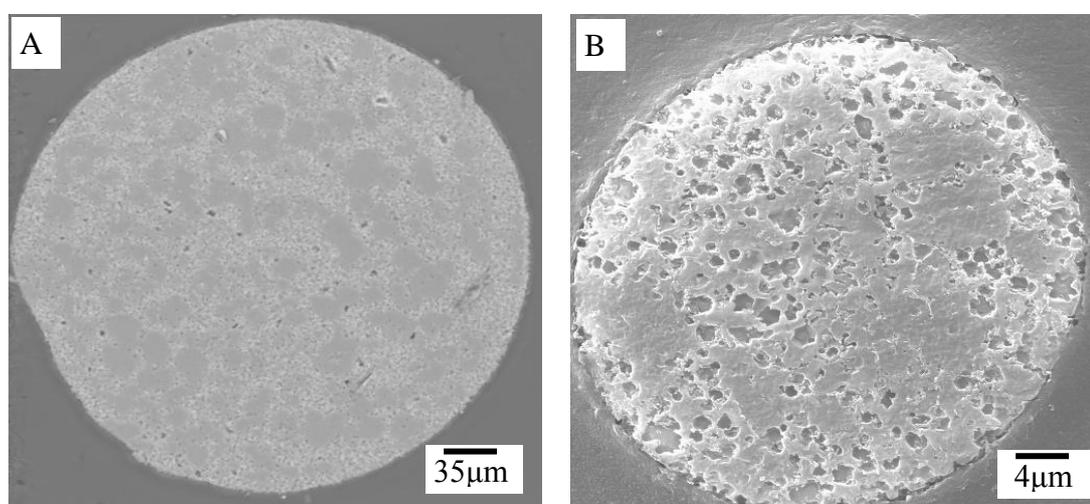


Figura 4.1.1 – Microestrutura das partículas atomizadas das ligas Al-4%Fe-4%Si-4%Mn (A) e Al-4%Si-3%Mn (B). A micrografia A foi obtida com elétrons BSE e a B com SE.

As amostras sofreram ataque de solução de HF (5% em água), sendo que as fases ricas em AlFeMnSi e AlMnSi foram fortemente atacadas. A micrografia 4.1.1-B obtida com SE mostra claramente as cavidades deixadas pelo consumo das fases no ataque.

A grande quantidade de fases intermetálicas e a distribuição homogênea por toda a partícula puderam ser observadas nas duas composições, independente da faixa granulométrica analisada.

Análises de raio-x mostraram que, para a composição 1 (figura 4.1.2), as fases existentes são: fase cúbica α -Al(Fe,Mn)Si; composto $Al_{13}Fe_4$; fase Al- α e linhas de difração correspondente à fase β -AlFeSi. A fase α -Al(Fe,Mn)Si cúbica

já era esperada, pois conforme Munson [45] e Sun & Mondolfo [46], a presença do Mn no sistema promove a estrutura cúbica, em detrimento a hexagonal quando do sistema ternário de alta pureza AlFeSi .

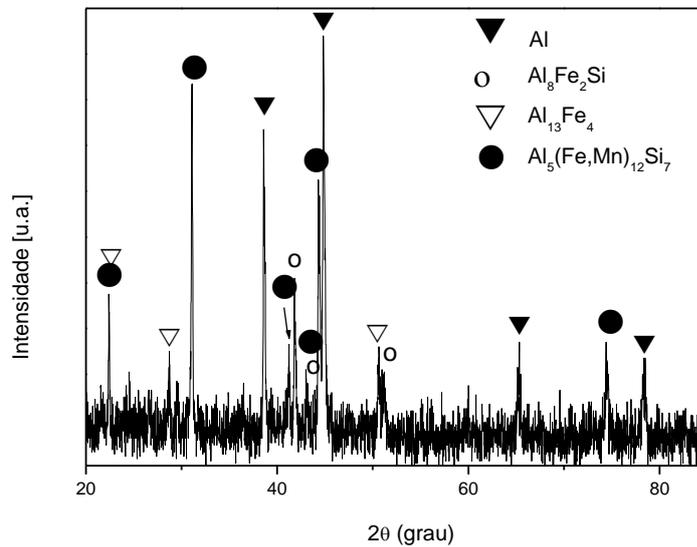


Figura 4.1.2 – Difratoograma das partículas obtidas na atomização da composição 1.

Já, a composição 2 (figura 4.1.3) é composta por Al- α e linhas de difração de baixa intensidade, correspondente à fase Si e fase AlMnSi .

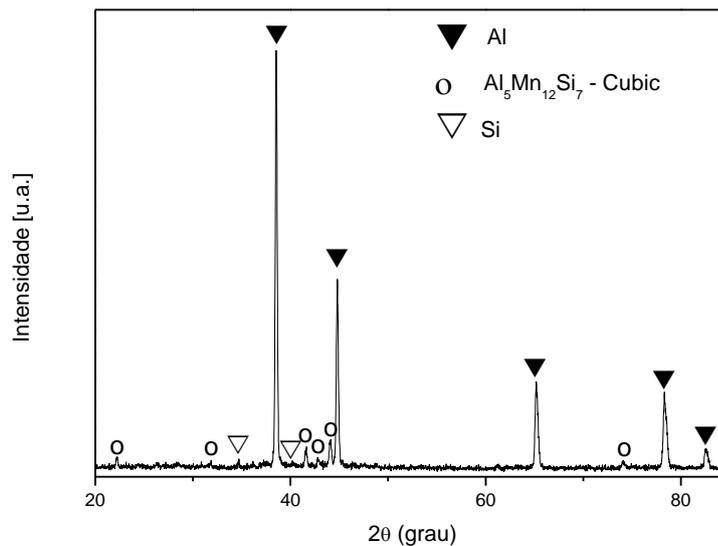


Figura 4.1.3 – Difratoograma das partículas obtidas na atomização da composição 2.

4.2 Comprimento e RA dos depósitos com co-injeção das partículas intermetálicas e do depósito adicionado de Sr

A liga Al-Si 380 co-injetada com as partículas contendo as fases intermetálicas foi depositada e caracterizada. Na figura 4.2.1 A e B tem-se a micrografia do depósito da liga 380 co-injetada com partículas da composição 1 e nas figuras 4.2.1 C e D da liga 380 co-injetada com partículas da composição 2. Observa-se que a co-injeção com as partículas da composição 2 proporcionou a evolução de uma microestrutura onde as agulhas de β -AlFeSi são menores em comprimento. Apesar de não terem sido realizadas medidas mostrando que a **densidade** de agulhas é menor quando co-injetadas partículas da composição 2 em relação à co-injeção de partículas da composição 1, tal afirmação ficou clara devido a dificuldade em se encontrar as fases para a mensuração no momento da análise. Outra observação interessante é a maior quantidade de fases intermetálicas arredondadas (possivelmente fase α -Al(Fe,Mn)Si) na liga co-injetada com partículas da composição 2. Na liga co-injetada com as partículas da composição 1, as fases intermetálicas arredondadas encontram-se anexadas às agulhas.

As micrografias da figura 4.2.1 B e D com aumentos diferentes apresentam a sensível diferença observada entre o comprimento das agulhas encontradas.

A tabela 4.2.1 apresenta os resultados das medidas de comprimento e razão de aspectos das agulhas β -AlFeSi da liga 380 conformada por spray [26] com os mesmos parâmetros que foram empregados na conformação das ligas deste trabalho.

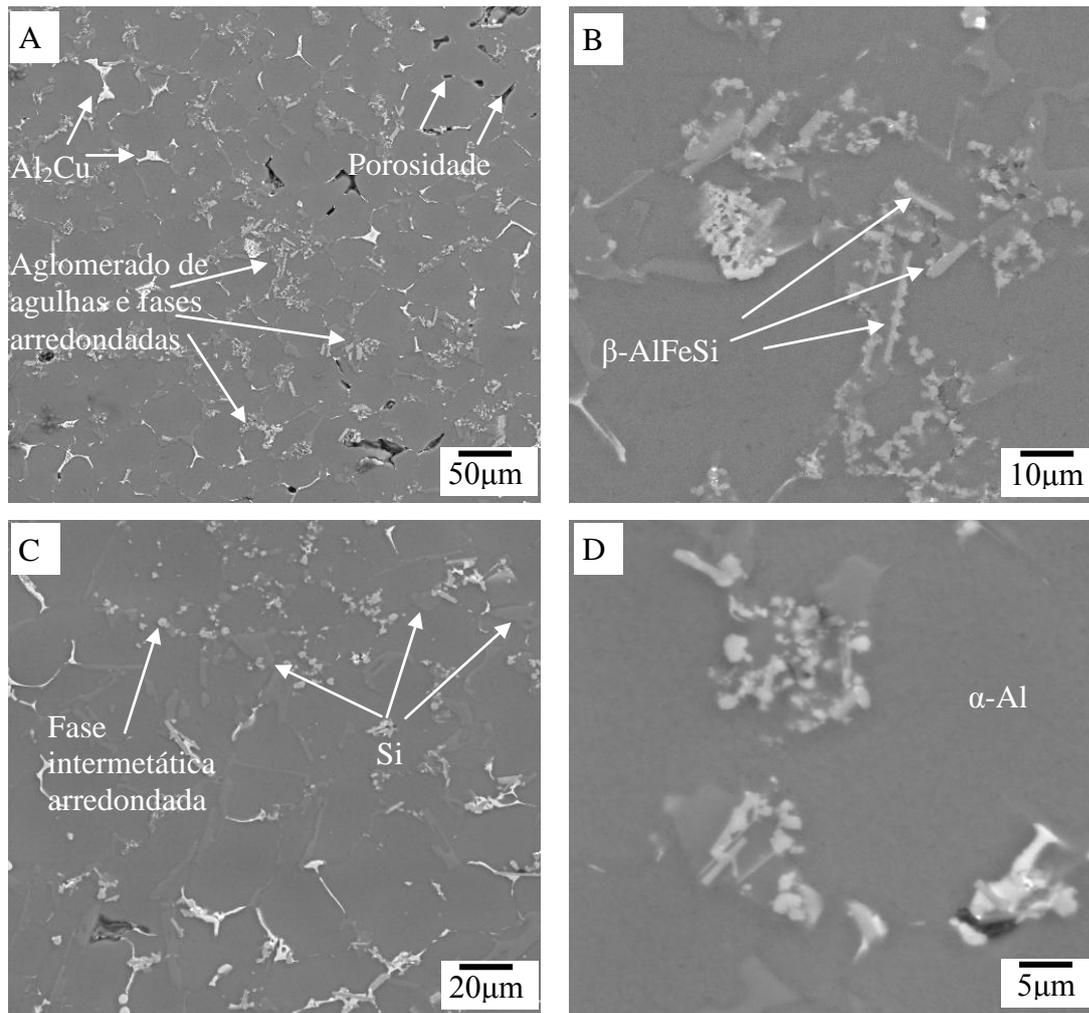


Figura 4.2.1 – Microestrutura do depósito da liga 380 co-injetada com partículas obtidas da liga Al-4%Fe-4%Si-4%Mn (A e B) e Al-4%Si-3%Mn (C e D). As micrografias foram obtidas com elétrons BSE.

Tabela 4.2.1 - Comprimento e razão de aspectos das fases agulhas no depósito da liga 380 (medidas em µm) [26].

	Limite inferior	Média	Limite superior
Comprimento	4,51	5,30	6,10
Razão de Aspecto	9,99	12,25	14,52

Os valores obtidos para a liga conformada por spray sem co-injeção servirão de parâmetro de comparação para as medidas realizadas nas ligas co-injetadas. No trabalho citado foram medidos os comprimentos e larguras das agulhas em microscópio eletrônico de varredura e após um tratamento estatístico nos dados obtidos, a tabela 4.2.1 foi elaborada. Os valores encontrados tanto para comprimento como para razão de aspectos são para um índice de confiança de 90% segundo a distribuição “t-Student”. Os resultados são para 20 medidas.

A tabela 4.2.2 apresenta os resultados do atual trabalho para as ligas que sofreram co-injeção de partículas obtidas a partir da composição 1, gerando o depósito 1 e a partir da co-injeção de partículas da composição 2, gerando o depósito 2. Os valores apresentados também são para um índice de confiança de 90% segundo a distribuição “t-student”. No atual trabalho também foram realizadas 20 medidas por amostra. A liga 380 adicionada de estrôncio e depositada foi identificada como Depósito 380 + Sr. A adição de Sr teve por objetivo avaliar a eficiência ou não na transformação de fase β -AlFeSi em fase α -Al(Fe,Mn)Si, como reportado pela literatura [40].

Tabela 4.2.2 - Comprimento e razão de aspectos das fases agulhas no depósito da liga 380 co-injetada e adicionada de Sr (medidas em μm).

		Limite inferior	Média	Limite Superior
Depósito 1	Comprimento	5,27	6,02	6,78
	Razão de Aspecto	12,70	15,79	18,87
Depósito 2	Comprimento	2,96	3,96	4,95
	Razão de Aspecto	12,47	16,40	20,33
Depósito 380 + Sr	Comprimento	4,44	4,88	5,33
	Razão de Aspecto	9,29	11,09	12,88

Analisando as tabelas 4.2.1 e 4.2.2 observa-se que, dentre as partículas co-injetadas, as oriundas da atomização da liga Al-4Si-3Mn promoverem a formação de um depósito (depósito 2) com menor comprimento médio da fase β -AlFeSi. Além disso, comparando com a liga 380 depositada sem co-injeção, o depósito 2 possui também menor comprimento da fase em forma de agulha (~25% menor). Como o tamanho das agulhas está diretamente ligado à depreciação das propriedades mecânicas [40], esperam-se melhores propriedades na liga co-injetada (principalmente o alongamento).

A adição de Sr como conversor dos intermetálicos ($\beta \rightarrow \alpha$) foi bastante suave, visto que as dimensões das agulhas foram ligeiramente reduzidas. Não foi possível observar a presença de partículas intermetálicas arredondadas nas amostras do depósito 380+Sr.

Samuel *et al* [40] observaram na liga 319 que, quando a taxa de resfriamento é baixa, a presença e o teor de Sr é fundamental para a diminuição do comprimento das agulhas, entretanto, quando a taxa de resfriamento é alta, a presença de Sr não interfere na dimensão final da fase em questão. O processo de conformação por spray apresenta altíssima taxa de resfriamento das gotas durante o vôo, porém, o resfriamento do depósito composto por significativa fração líquida é relativamente baixo. Muito provavelmente as condições de resfriamento do processo sobrepujaram a ação do Sr e este não interferiu nas dimensões finais da fase β -AlFeSi.

Desta maneira, o emprego do Sr, tal qual ocorre em fundição convencional, não é eficaz quando a rota de processo é a CS. Apesar do resfriamento relativamente lento do depósito, a influência do Sr não é significativa frente à alta taxa de resfriamento imposta às gotas durante o vôo, ou seja, o comprimento médio da fase β é governado principalmente pela alta taxa de resfriamento quando comparado à ação do Sr.

Sendo o depósito 2 aquele que apresentou menor comprimento médio da fase β -AlFeSi e partindo do pressuposto que a diminuição do comprimento da referida fase leva a ganho de propriedade mecânica (diminuição da fragilidade), todo o trabalho foi conduzido buscando caracterizar e quantificar este ganho, comparando às microestruturas e propriedades do depósito 2 com

o depósito da liga 380 conformado por spray e outros correlatos.

4.3 Resultados de porosidade e extrusão

A extrusão é um processamento adicional necessário para a diminuição da porosidade existente no depósito, que é natural do processamento por conformação por spray. Além de influenciar nas propriedades mecânicas, a diminuição da porosidade possibilita o tratamento térmico do material.

O método de Arquimedes foi empregado e a porosidade foi mensurada para amostras do depósito e para amostras do depósito extrudado. A descrição do método se encontra no item 3.2.7.2.

O material conformado por spray foi usinado em cilindros de 25 mm de diâmetro e altura máxima de 55 mm (dimensões limitadas pela matriz) para o procedimento de extrusão. A figura 4.3.1 apresenta o cilindro usinado a partir do depósito, a vareta extrudada e os corpos de prova de tração.



Figura 4.3.1 – Cilindro usinado a partir do depósito, vareta extrudada e corpos de prova de tração.

A tabela 4.3.1 apresenta os resultados encontrados para a porosidade.

Tabela 4.3.1 – Porosidade dos depósitos e das varetas extrudadas.

Amostras	Porosidade \pm desv.
Depósito 380	9,37 % \pm 2,12
Varetas Extrudadas 380	0,44 % \pm 0,03
Depósito 380 + Mg	8,32 % \pm 2,47
Varetas Extrudadas 380 + Mg	0,61 % \pm 0,09
Varetas Extrudadas 380 + Co	0,63 % \pm 0,08
Varetas Extrudadas 380 + Co + Mg	0,59 % \pm 0,09

Observa-se que a porosidade dos depósitos é bastante alta (aproximadamente 10%). Leatham [12] menciona que a porosidade pode atingir valores de 20% do volume do material conformado. Entretanto, após a extrusão, a porosidade apresentou uma significativa diminuição, ficando abaixo de 1 % para todos os materiais, confirmando a eficiência do processamento secundário na diminuição da porosidade.

4.4 Resultados do tratamento térmico de envelhecimento e análise microestrutural

As amostras quando tratadas termicamente sofreram tratamento de solubilização à 510°C por 8 horas e envelhecimento a 160°C (temperatura e tempo obtidos da literatura, [10]). A curva de dureza X tempo de envelhecimento (figura 4.4.1) foi plotada e para as amostras sem adição de Mg o tempo escolhido para tratamento foi de 8 horas, enquanto que para as amostras com adição de Mg de 4 horas.

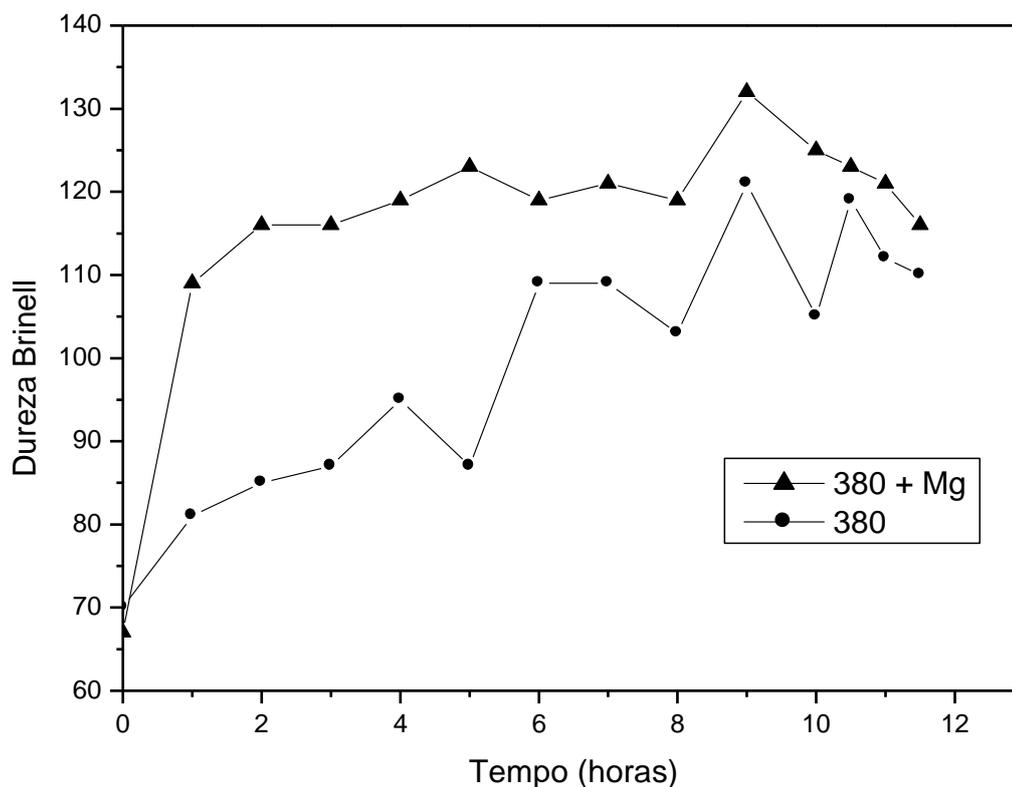


Figura 4.4.1 – Curva de tempo de envelhecimento X dureza Brinell de amostras da liga 380 e liga 380 adicionada de Mg.

O tempo 0 (zero) se refere à medida de dureza realizada em amostra que sofreu apenas solubilização (zero horas de envelhecimento artificial).

Na liga 380, o endurecimento ocorre principalmente devido à precipitação do Al_2Cu na matriz, já que o teor de Mg presente é baixo (0,04%). Na liga adicionada de Mg (0,4%), o Mg_2Si adicionalmente ao Al_2Cu propiciam o endurecimento do material.

A extrusão e o posterior tratamento térmico levaram à esperada recristalização e crescimento de grão do material deformado durante a extrusão. A figura 4.4.2 apresenta micrografias da liga 380 co-injetada e adicionada de Mg e são representativas para as outras condições (co-injeção ou não e adição ou não de Mg).

Como foi observado no trabalho de Ferrarini *et al* [71], a microestrutura da amostra conformada por spray apresenta diferenças significativas quando comparada ao mesmo material obtido por processo convencional de fundição

(fundição em areia). Observam-se grãos equiaxiais de Al- α e distribuição uniforme de partículas de silício (figura 4.4.2 A e B). A formação de grãos equiaxiais é característica do processo empregado, devido à sucessiva fragmentação e crescimento das fases sólidas durante a formação do depósito [22].

Na figura 4.4.2 C observa-se a diminuição da porosidade e em D (corte longitudinal), o alinhamento imposto aos grãos, ambos devido à extrusão. Em E e F, corte transversal e longitudinal respectivamente, é observada a recristalização que ocorreu no tratamento térmico imposto ao material e o arredondado do silício.

A grande diferença entre o material conformado por spray e o material conformado e extrudado é a redução considerável da porosidade obtida com o processo de extrusão (tabela 4.3.1). Não foram observadas diferenças significativas na razão de aspecto das partículas de silício ou tamanho/distribuição dos intermetálicos, provavelmente devido à baixa taxa de redução (5:1) aplicada durante a extrusão, entretanto, pôde ser observada a deformação da matriz de Al- α (figura 4.4.2 C e D).

Em relação às alterações microestruturais, o processo de tratamento térmico de solubilização, que ocorreu a 510 °C, apresentou significativa redução na razão de aspecto das partículas de silício, como pode ser observado nas micrografias da figura 4.4.3 A e B. Juntamente com o tratamento térmico de envelhecimento, estas alterações resultaram em significativo aumento na resistência do material (devido ao endurecimento por precipitação), sem implicar em diminuição do alongamento até a fratura (tabela 4.5.1).

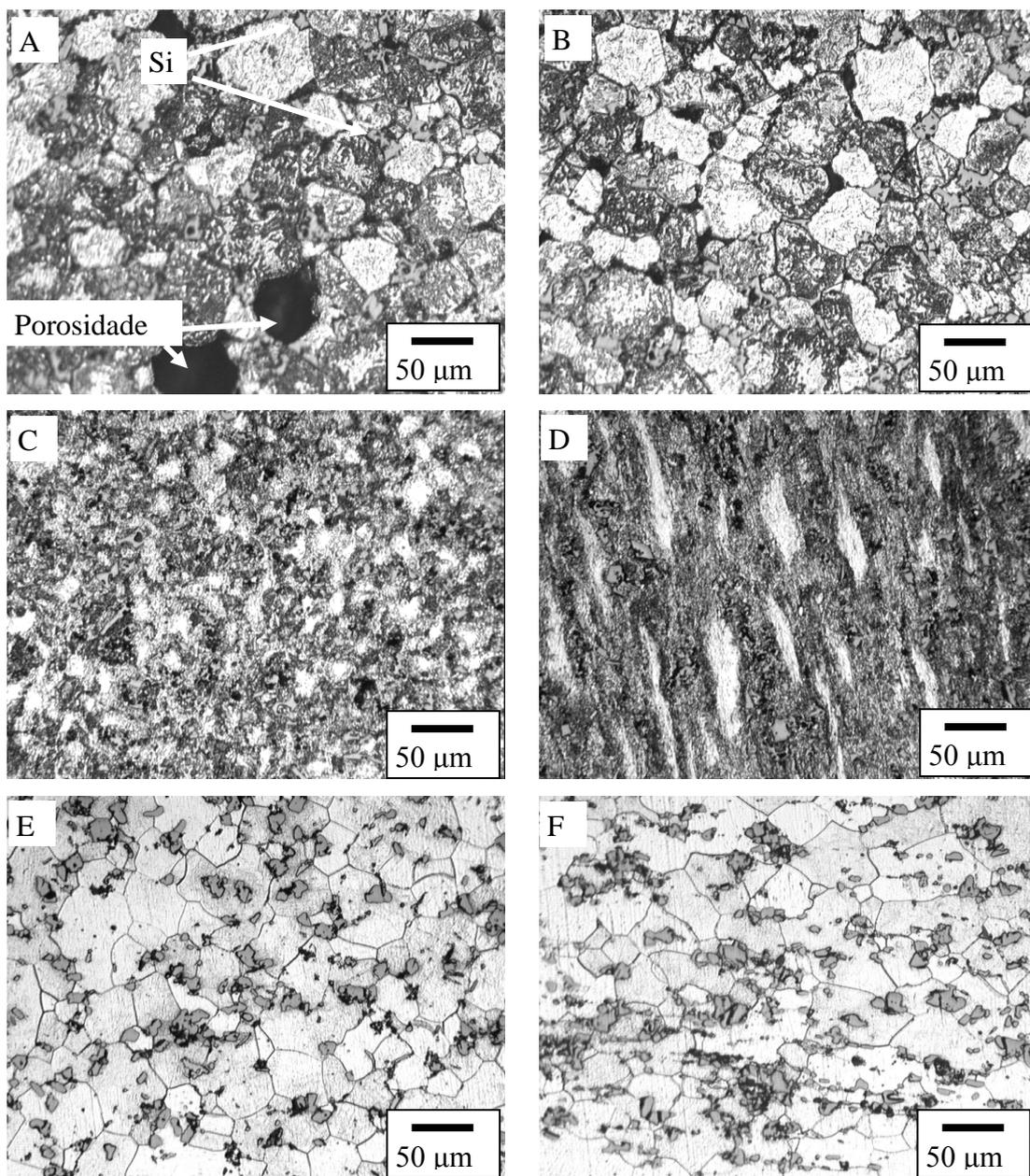


Figura 4.4.2 – Microestrutura do depósito da liga 380 + Mg + Co em A e B; após extrusão corte transversal em C e longitudinal em D e após tratamento térmico corte transversal em E e longitudinal em F. Microscopia ótica. Aumento original de 200X.

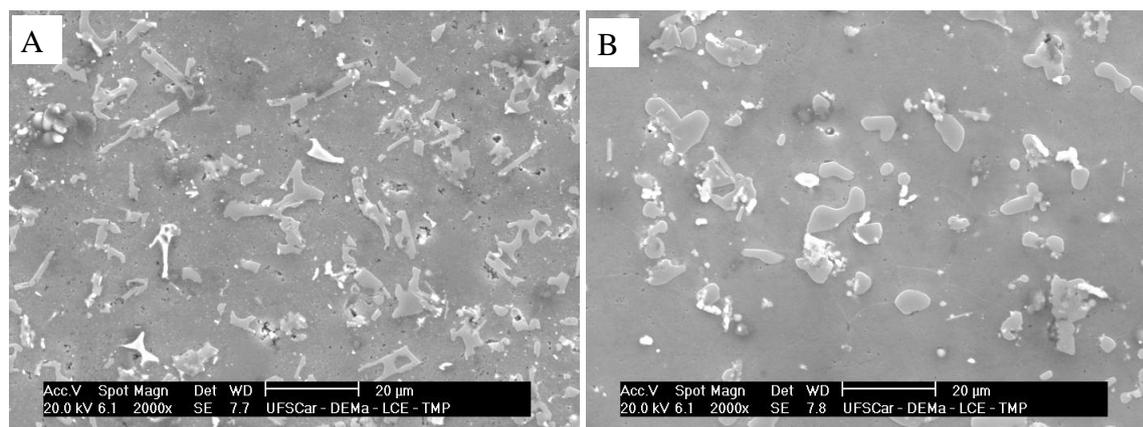


Figura 4.4.3 – Microestrutura do depósito da liga 380 co-injetada sem tratamento térmico em A e com tratamento térmico em B. As micrografias foram obtidas com elétrons SE.

A fase silício não é formada como uma estrutura eutética, mas como uma partícula isolada, similar ao silício primário das ligas hipereutéticas [71]. Da mesma maneira que a fase Al- α durante sua formação sofre impacto e se fragmenta, é sugerido que a estrutura eutética em crescimento também sofra impacto das gotas que estão formando o depósito e seja fragmentada, incluindo a fase silício. Desta maneira, as placas de silício fragmentadas têm sua razão de aspecto fortemente reduzida, resultando na morfologia de particulados como pode ser observado na figura 4.4.3 A. Com a aplicação do tratamento térmico, as partículas perdem os “cantos vivos” (bordas anguladas) e passam a ter morfologia arredondada (figura 4.4.3 B), o que influencia no aumento do alongamento até a fratura, devido à diminuição de concentrador de tensão (tabela 4.5.1).

4.5 Resultados do ensaio de tração

Amostras do depósito 2 (a condição escolhida para ser estudada) foram extraídas e extrudadas para posterior ensaio em tração. Para comparação, os resultados da liga 380 conformada por spray, obtida com os mesmos parâmetros empregados na obtenção do depósito 2, são de Ferrarini *et al* [71].

Tal qual apresentado no fluxograma do item 3.2.1, a liga 380 com tratamento térmico (TT), adicionada de Mg (+Mg) e co-injetada (+Co) foi processada e ensaiada em tração. Os resultados obtidos encontram-se na tabela 4.5.1 e figura 4.5.1 e 4.5.2. A denominação TT 8/8 significa que o tratamento térmico foi de 8 horas de solubilização e 8 horas de envelhecimento sendo as temperaturas para as duas etapas mantidas como descrito na metodologia.

Tabela 4.5.1 – Resultados do ensaio de tração da liga 380 em diferentes condições. Para comparação foram adicionados os valores de FERRARINI *et al* [71].

Liga/condição	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
380 (FERRARINI,2004)	228,1 ± 9,0	153,0 ± 15,0	8,0 ± 2,1
380 + Co	234,0 ± 7,0	134,1 ± 6,9	11,2 ± 2,2
380 TT	313,3 ± 23,1	232,6 ± 29,3	9,7 ± 2,5
380+Mg TT	341,8 ± 10,5	252,5 ± 6,6	11,0 ± 2,1
380+Co+Mg TT	345 ± 17,1	275,7 ± 10,3	11,0 ± 2,7
380+Co+Mg TT 8/8	399 ± 6,0	349 ± 6,6	9,2 ± 1,4

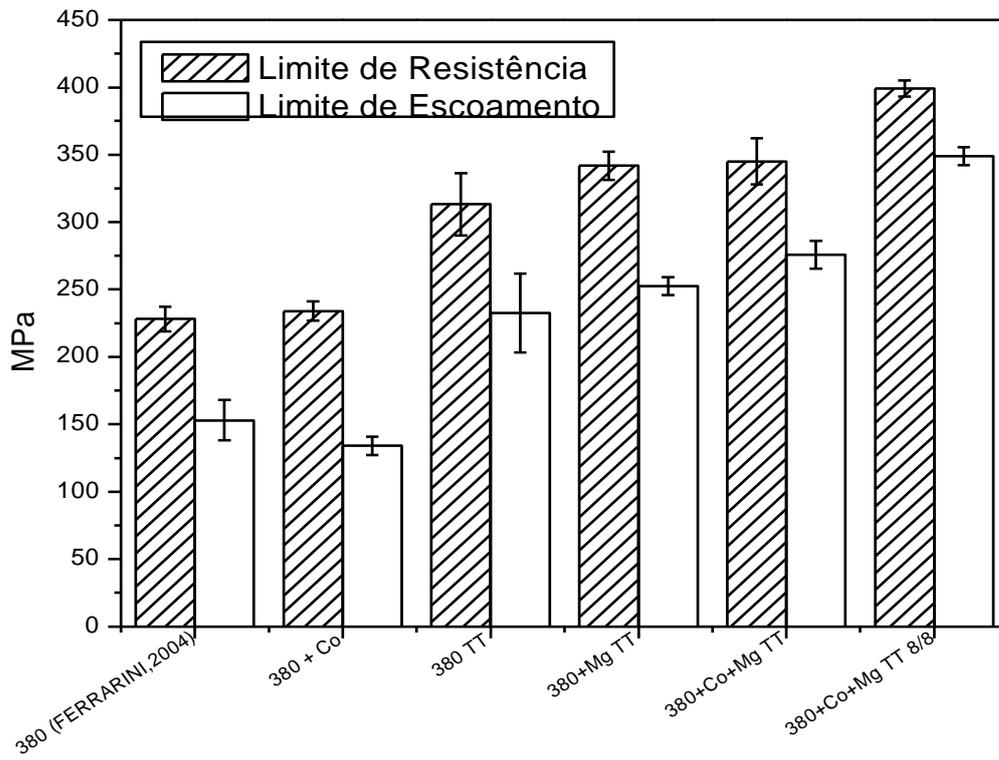


Figura 4.5.1 – Limite de resistência e limite de escoamento da liga 380 em diferentes condições e da liga 380 obtidas por Ferrarini *et al* [71].

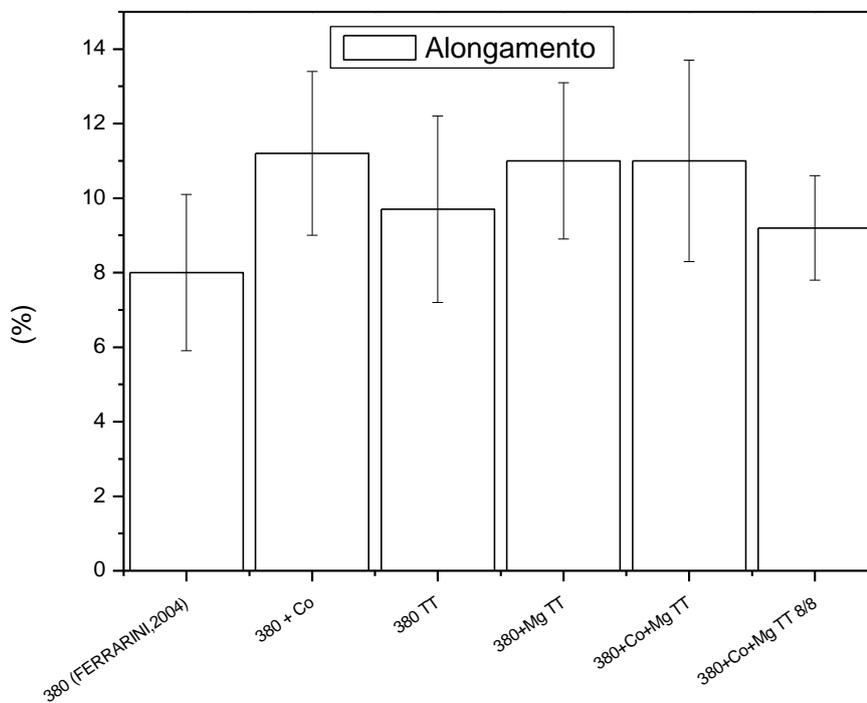


Figura 4.5.2 – Alongamento até a fratura da liga 380 em diferentes condições e da liga 380 obtidas por Ferrarini *et al* [71].

Os materiais tratados termicamente apresentaram valores maiores de limite de escoamento e limite de resistência quando comparados aos materiais que apenas foram extrudados. Este aumento não implicou em diminuição no alongamento até a fratura. O aumento no limite de escoamento e no limite de resistência já era esperado devido à aplicação do tratamento térmico T6, entretanto, tal ganho é freqüentemente acompanhado pela diminuição no alongamento até a fratura, fato bastante conhecido no processo de endurecimento por precipitação.

Para explicar o resultado é necessário considerar a influência de fases secundárias, tais como as partículas de silício e as fases intermetálicas nas propriedades mecânicas. Geralmente, as propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas de Al-Si são fortemente dependentes do nível de porosidade, tratamento térmico e da natureza, tamanho e morfologia de fases secundárias [72,73]. A porosidade das amostras é bastante similar, mas existe significativa diferença na razão de aspecto das partículas de silício após o tratamento térmico, portanto, é sugerido que o arredondamento das partículas após o tratamento térmico acarretou um aumento no alongamento até a fratura, que compensou a possível diminuição causada pelo tratamento térmico T6. O aumento no limite de resistência ocorreu devido à diminuição do concentrador de tensão (geometria) das bordas das partículas de silício, o que retarda o processo de fratura e propicia maior encruamento (maior limite de resistência).

Uma pequena adição de magnésio mostrou forte influência no tratamento térmico e contribuiu decisivamente para o aumento das propriedades mecânicas, juntamente com a diminuição do tempo para o tratamento térmico de envelhecimento (4 horas com Mg contra 8 horas para a liga 380). Resultados de microscopia eletrônica de transmissão mostraram significativas diferenças na natureza dos precipitados da liga 380TT e 380TT + Mg. Na figura 4.5.3-A observa-se uma imagem que pode ser associada com uma precipitação fina de plaquetas de zonas de GP ricas em Cu ou fases de transição tais como θ'' ou θ' sem a formação da fase de equilíbrio. A formação destas zonas ou fases de transição devido ao tratamento térmico aumentou significativamente os valores do limite de escoamento e do limite de resistência

da liga 380TT. Com a adição de Mg, a natureza de precipitado mudou fortemente (observe figura 4.5.3-B referente à liga 380TT + Mg) e o limite de escoamento e o limite de resistência foram maiores ainda. Entretanto, a diminuição do alongamento até a fratura não ocorreu, como já mencionado, fato esperado para ligas endurecidas por precipitação. A figura 4.5.3-B permite observar uma precipitação fina associada com a presença de linhas de discordância. Aparentemente, a presença de cobre altera a cinética de precipitação das esperadas fase β ou zonas de GP rica em Mg, resultando em fina precipitação, que aumenta o limite de escoamento e o limite de resistência. Adicionalmente ao arredondamento das partículas de silício, o aumento no alongamento até a fratura pode ser atribuído também a natureza semi-coerente das fases ricas em Mg, o que contribui para homogeneizar o processo de deformação, acarretando um aumento no alongamento até a fratura e no limite de resistência. Porém, esta foi a primeira tentativa para explicar estes resultados empregando MET e mais estudos detalhados devem ser realizados para compreender melhor as reações e transformações de fases que ocorrem na liga. Infelizmente, o padrão de difração das amostras indicou apenas pontos correspondentes à matriz de alumínio e isto pode sugerir uma pequena fração volumétrica de precipitados, o que gera a expectativa de que o tratamento térmico pode ser significativamente otimizado e contribuir ainda mais para o aumento das propriedades mecânicas.

A conjugação da co-injeção, adição de Mg e tratamento térmico forneceu uma condição de melhores propriedades (maior valor obtido para o limite de resistência e limite de escoamento). Essa condição foi escolhida para sofrer envelhecimento de 8 horas, enquanto as outras condições com adição de Mg sofreram tratamento de envelhecimento de apenas 4 horas (conforme descrito no item 3.2.7.3). O aumento no tempo do tratamento propiciou um aumento ainda maior no limite de resistência e no limite de escoamento, em detrimento de uma diminuição, não significativa, no alongamento até a fratura, frente ao ganho nas outras propriedades. Isto sugere, novamente, que os parâmetros empregados (tempo e/ou temperatura de envelhecimento) podem ser mais bem ajustados para obterem-se melhores propriedades.

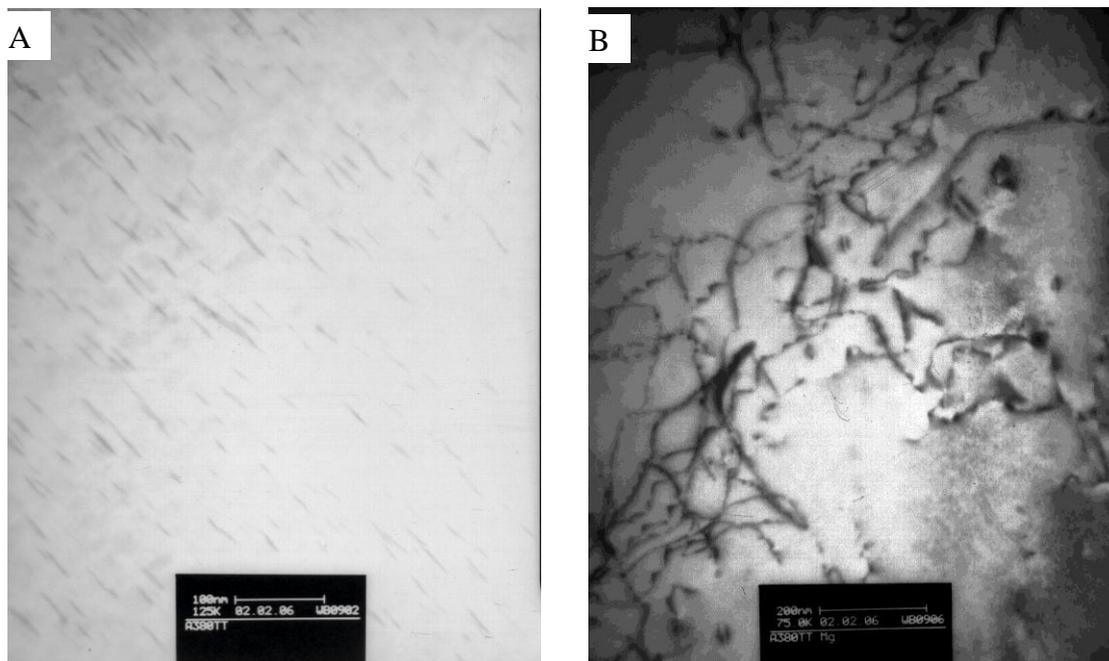


Figura 4.5.3 – Em A tem-se imagem de MET da liga 380TT mostrando zonas de GP rica em Cu ou fases de transição e em B imagem de MET da liga 380TT + Mg mostrando zonas de GP rica em Mg ou fases de transição.

As superfícies de fratura foram analisadas em microscópio eletrônico. Em todas as amostras das diferentes condições foram observadas características de fratura dútil, com a presença de “dimples” (figura 4.5.4). 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. Foi possível observar também, com auxílio de micro-análises por EDS realizadas na região indicada na micrografia da figura 4.5.4 – B, a existência de partícula de silício fraturada.

O ensaio de tração a quente foi realizado somente em amostras da liga 380 e 380+Co, já que as ligas adicionadas de Mg sofrem superenvelhecimento, perdendo o sentido sua aplicação em altas temperaturas.

Os resultados do ensaio de tração a quente encontram-se na figura 4.5.5.

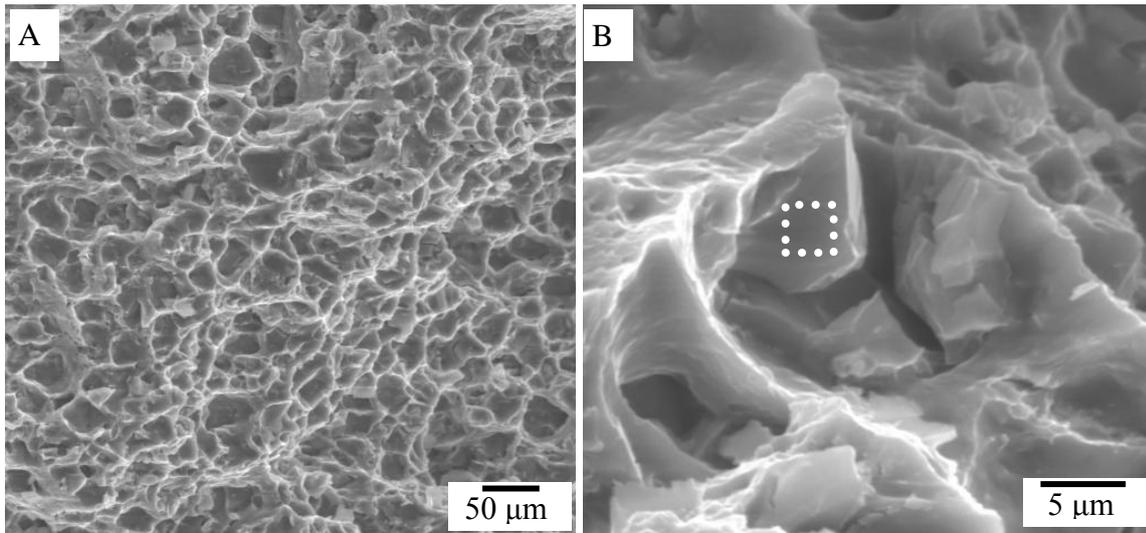


Figura 4.5.4 – Micrografia da superfície de fratura da liga 380 + CO + Mg TT em A e 380 em B. Obtidas com elétrons SE.

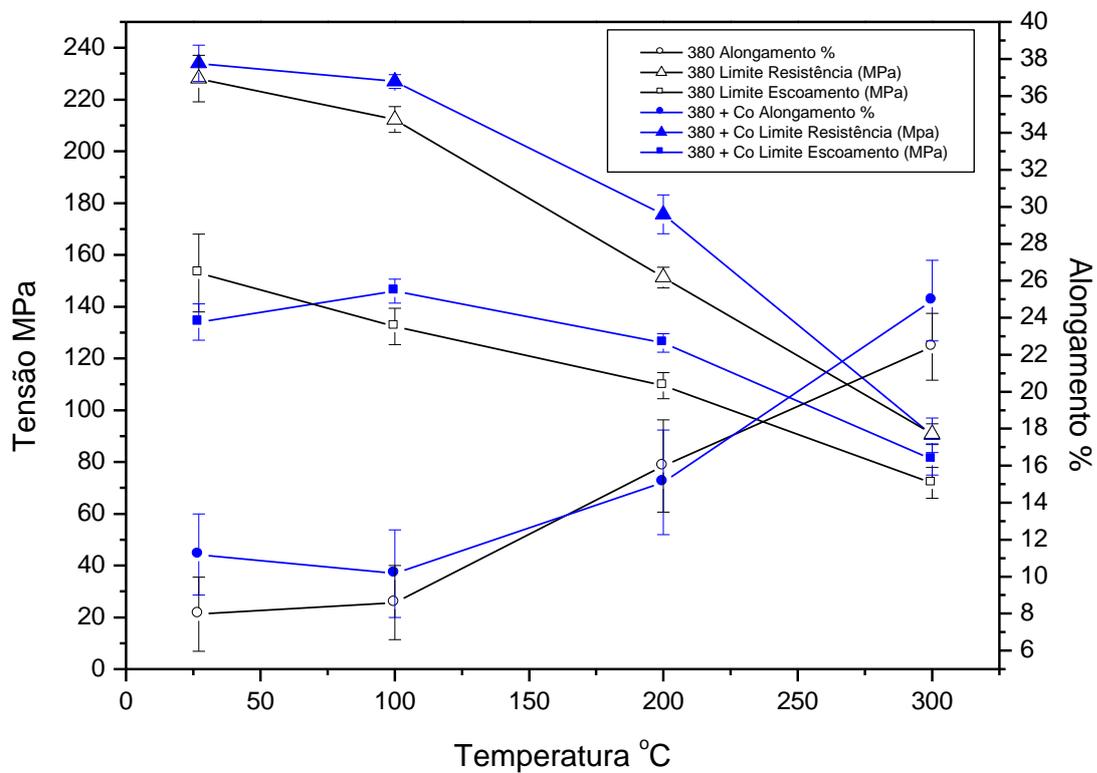


Figura 4.5.5 – Limite de resistência, limite de escoamento e alongamento até a fratura da liga 380 e 380 + Co ensaiadas a 100, 200 e 300 °C.

Observa-se que, com o aumento da temperatura, o limite de resistência e o limite de escoamento de ambas as amostras (380 e 380 + Co) diminuem, assim como o alongamento até a fratura aumenta. Entretanto, a amostra com co-injeção apresenta uma diminuição mais suave, provavelmente devido à presença de particulados dispersos (endurecimento por dispersão) que dificultam a deformação do material (exigindo maior tensão para a referida deformação).

O aumento na fração de particulados dispersos pode reduzir ainda mais a perda de resistência mecânica do material em função do aumento da temperatura, o que propicia o uso do mesmo em temperaturas superiores sem significativa perda de propriedade, como no interior de motores de combustão interna.

A superfície de fratura das amostras tracionadas a quente é semelhante às amostras tracionadas a temperatura ambiente. Foram observadas, novamente, características de fratura dútil e regiões com silício fraturado.

4.6 Resultados do ensaio de desgaste

Geralmente, na literatura encontram-se resultados de desgaste em termos de perda de massa, devido à grande precisão das balanças analíticas. Estes resultados podem ser transformados para perda de volume caso seja conhecida a densidade do material e conhecendo-se a área da amostra pode-se calcular a perda de altura do corpo de prova durante o ensaio. Os resultados preliminares do ensaio proposto mostraram que a medida de perda de massa seria inviável neste trabalho, pois o material desgastado se acumulava no próprio corpo de prova, formando uma borda bastante aderida ao mesmo. Durante os testes, não raramente, os corpos de prova apresentavam ganho de massa. Na figura 4.6.1 é possível observar este efeito.

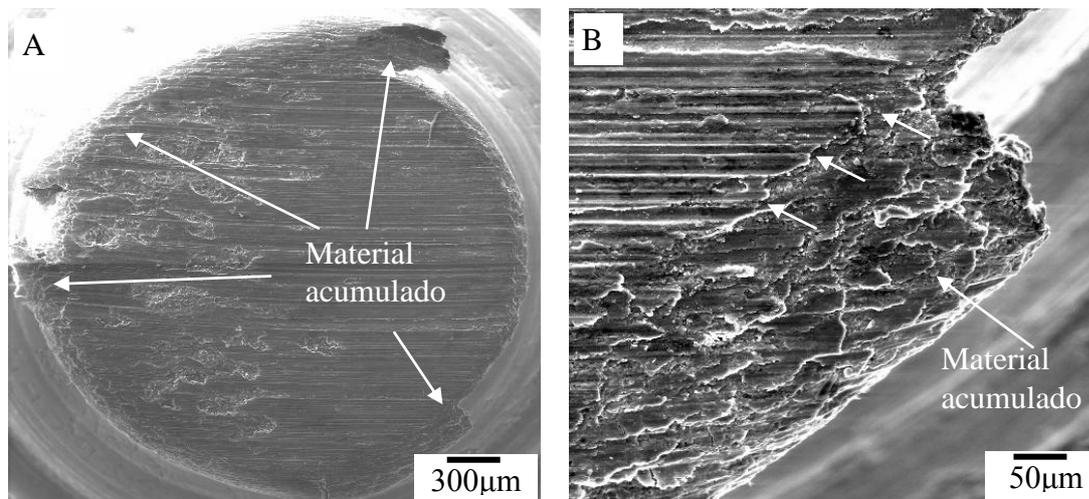


Figura 4.6.1 – Micrografia da superfície de desgaste da liga 380. Obtidas com elétrons SE.

Na figura 4.6.1-A observa-se a grande quantidade de material que se acumulava no contorno da amostra. Eventualmente, este material se desprendia durante o ensaio. Na figura 4.6.1-B é possível notar que esse material acumulado encontra-se bastante aderido ao corpo de prova. As setas mostram que os entalhes terminam justamente no contorno original do corpo de prova, não sendo fácil observá-los no material acumulado.

Conforme já mencionado no item 3.2.7.5, foi fixada a distância do ensaio de 3000 m à velocidade de 0,48m/s e cargas aplicadas de 500 g, 800 g e 1000 g, em corpo de prova de 2,5 mm de diâmetro.

A co-injeção do material particulado contendo fases intermetálicas no gás de atomização com o objetivo de incorporá-lo posteriormente ao metal atomizado foi realizada com êxito, ou seja, conseguiu-se fomentar o crescimento de fases intermetálicas durante o processo de formação do depósito. Deste modo, era esperado que a liga Al-Si 380 conformada por spray contendo fases intermetálicas Al(FeMn)Si aumentasse sua resistência ao desgaste quando comparada à liga Al-Si 380 sem co-injeção.

Quanto às amostras identificadas como S260 e S220, tratam-se de 2 ligas hipereutéticas, conformadas por spray, sendo a S220 (DISPAL S220) um binário Al-35%Si e a S260 (DISPAL S260) Al-25Si-4Cu-1Mg. São produzidas pela empresa PEAK Corporation GmbH da Alemanha e estão sendo

desenvolvidas para a fabricação das camisas de pistão dos motores automotivos. O material foi caracterizado por Pereira [74], sendo que o mesmo cedeu amostras para que fossem ensaiadas em desgaste por deslizamento com objetivo de comparação com as ligas hipoeutéticas com co-injeção e tratamento térmico.

Conforme Figura 4.6.2, os resultados indicam que, quando aplicada à carga de 500g, a liga co-injetada apresenta maior resistência ao desgaste que a liga sem co-injeção, embora não exista diferença estatística significativa. Já para as cargas de 800g e 1000g não existe diferença entre os materiais ensaiados. Portanto, observa-se que a presença de particulados de maior dureza não levou ao aumento da resistência ao desgaste da liga Al-Si 380 conformada por spray em qualquer condição, provavelmente devido à pequena fração de partículas de reforço co-injetada e conseqüentemente, pequena fração de intermetálicos presente para ancorar o desgaste da matriz. Entretanto, o aumento demasiado de partículas duras (fases intermetálicas), pode também conduzir à diminuição da resistência ao desgaste como observado por Saheb *et al* [75] em estudo onde foi adicionado Ti com objetivo de propiciar a precipitação de compostos intermetálicos de Al_3Ti em liga binária Al-Si solidificada rapidamente. Observou-se que o aumento no teor de Ti implica em aumento na resistência ao desgaste. Entretanto, quando comparada à liga binária Al-Si (sem qualquer traço de Ti), a liga adicionada possui menor resistência ao desgaste devido à tendência de fragilização e microtrincas das partículas de Al_3Ti . Tal fenômeno pode também ocorrer com os intermetálicos $Al(FeMn)Si$ e com as partículas de Si, como relatados por Wang *et al* [63], que estudaram o efeito da porcentagem de silício em ligas hipereutéticas de Al-Si conformadas por spray e concluíram que a liga Al-25%Si apresentou uma taxa de desgaste superior à liga Al-20%Si quando aplicada uma carga de 35,6N, devido à fratura que as partículas de silício sofrem. Já a baixas cargas, 8,9N, a melhor resistência ao desgaste foi apresentada pela liga Al-25%Si, sendo isso atribuído à presença da alta fração volumétrica do silício primário que atua como um sustentador da carga aplicada, minimizando o desgaste da matriz.

A fratura do silício e seu desprendimento leva à ocorrência de um terceiro corpo abrasivo durante o ensaio de desgaste que fica situado entre o corpo sólido e o contra-corpo e é responsável pela existência longitudinal dos entalhes nas superfícies desgastadas. Deste modo, este terceiro corpo abrasivo, formado por silício e fases intermetálicas fraturadas, promove maior desgaste da liga 380 Al-Si conformada por spray com co-injeção.

Conforme Gahr [61], os mecanismos envolvidos no processo de desgaste são: adesão, abrasão, fadiga superficial e reações triboquímicas. No entanto, há duas possibilidades de atuação destes mecanismos, isto é, podem estar agindo individualmente ou podem estar agindo de forma combinada durante o fenômeno de desgaste.

Após as avaliações das amostras ensaiadas, constatou-se que os mecanismos de desgaste envolvidos estão atuando simultaneamente de forma combinada.

Além do mecanismo de adesão, foi observada a presença do mecanismo de abrasão evidenciado pela ocorrência dos entalhes gerados em virtude da fratura do silício e das fases intermetálicas. Esse material fraturado atua como um terceiro corpo abrasivo removendo material. Os sulcos produzidos na superfície desgastados assemelham-se com o mecanismo de micro-sulcamento, havendo um deslocamento de material para as laterais devido à deformação plástica.

A fadiga superficial assume um papel importante em desgastes por deslizamento, juntamente com o mecanismo de abrasão, já que há a formação de trincas e posterior propagação na superfície, ocasionando a delaminação, como observado na figura 4.6.3-A.

A Figura 4.6.3 apresenta a superfície de desgaste da liga Al-Si 380 conformada por spray com co-injeção (A e B) e sem co-injeção (C, D, E e F) para uma carga de 1000g.

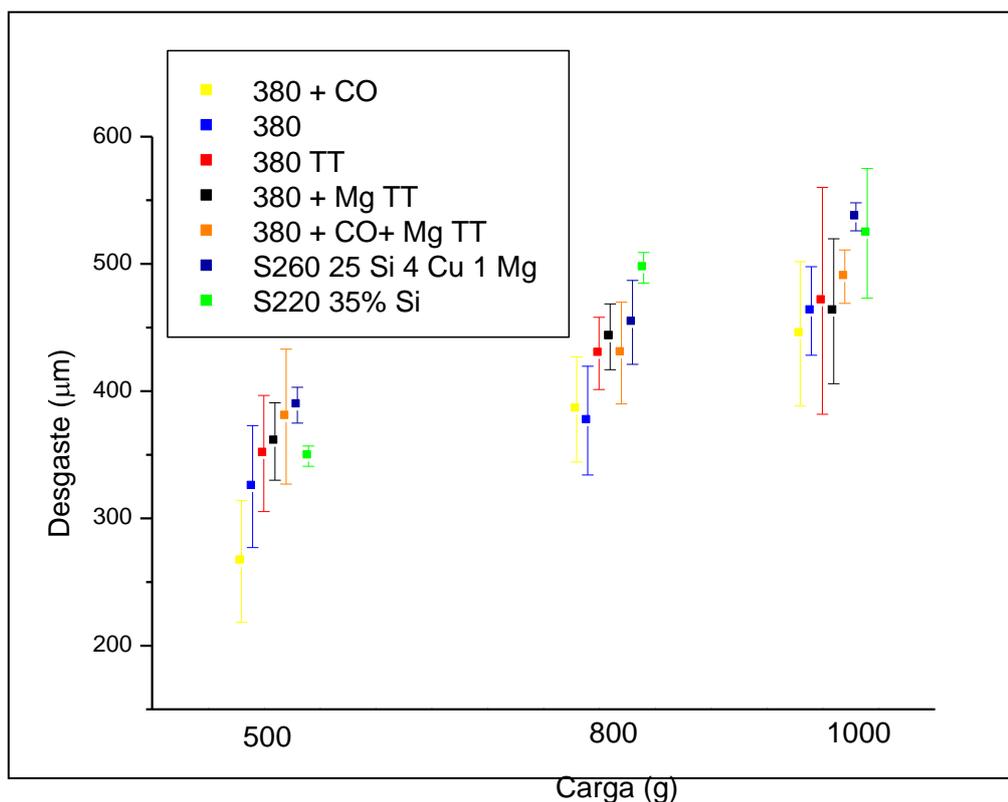


Figura 4.6.2 - Desgaste em função da carga aplicada para as diversas ligas.

Em 4.6.3- A e D é possível observar considerável região com deformação plástica, já em B e E pode-se identificar outro fenômeno, os “grooves”. Estes “grooves” são entalhes devido à penetração de partículas abrasivas na superfície de contato. Foi observada a presença de entalhes profundos e paralelos de maneira generalizada em todas as amostras. Na Figura 4.6.3 - E está ilustrado nitidamente este entalhe e o deslocamento de material para as laterais devido à deformação plástica. Em C é possível observar com maior aumento região onde foi desprendido material, provavelmente devido à adesão ou delaminação e em F é apresentada toda a superfície da amostra com os sulcos e regiões com delaminação/desprendimento de material devido à fadiga/adesão.

Tais características foram observadas tanto na liga Al-Si 380 sem co-injeção como na co-injetada e verificou-se ainda que as superfícies desgastadas e os mecanismos envolvidos são análogos para as três cargas aplicadas em ambos materiais (com e sem co-injeção).

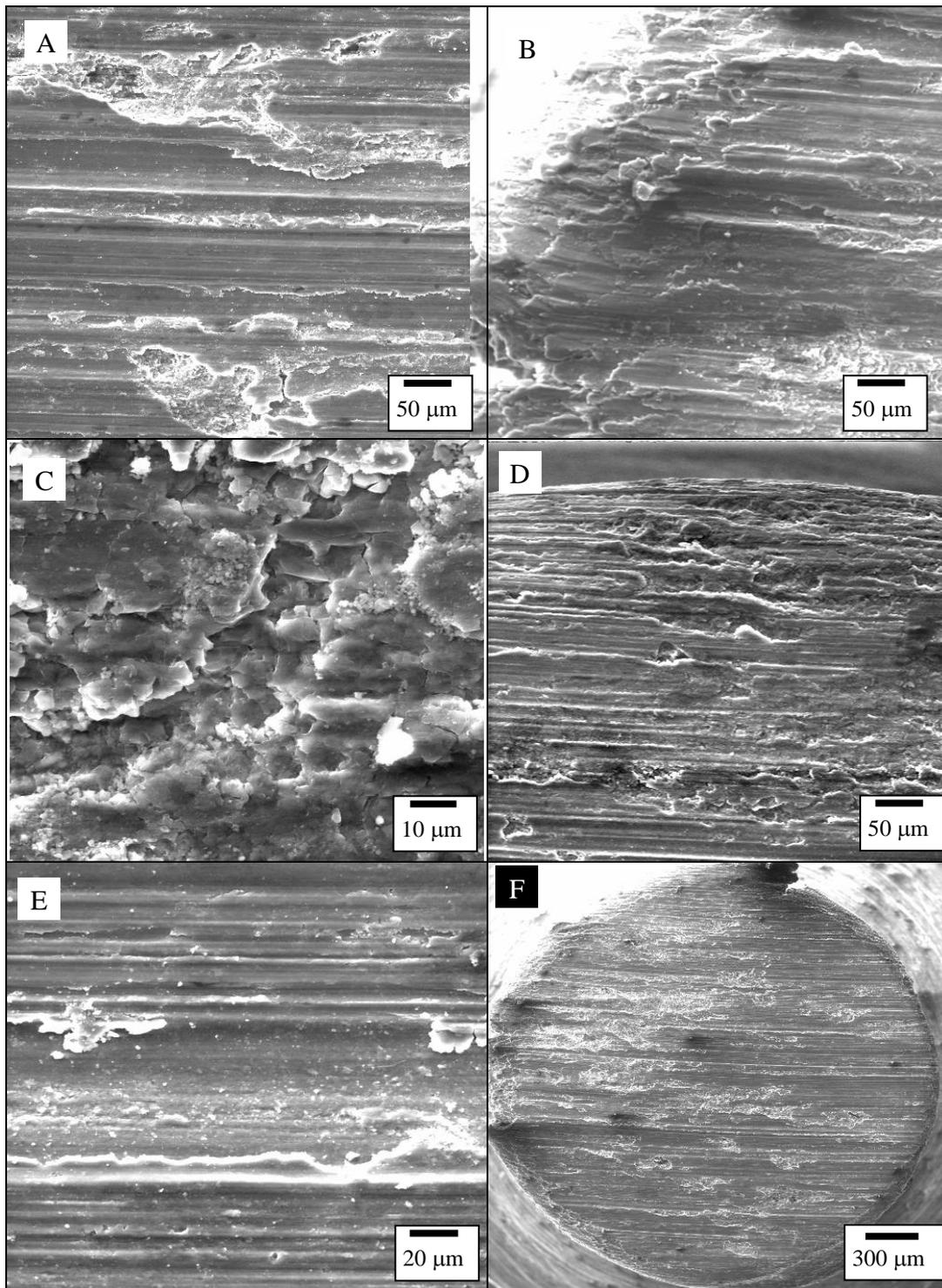


Figura 4.6.3 - Micrografias obtidas com SE de superfícies desgastadas da liga Al-Si 380 conformada por spray com co-injeção (A e B) e sem co-injeção (C,D,E, e F) para uma carga de 1000g.

A Figura 4.6.4 apresenta o material desgastado (detritos) da liga Al-Si 380 conformada por spray com co-injeção através da identificação da letra A e B e sem co-injeção através da letra C. A letra B trata-se de uma ampliação delimitada pelo círculo, mostrando que a partícula grande é um aglomerado de pequenas partículas.

O detrito do desgaste de ambas as amostras caracteriza-se por ser fino e possuir uma forma irregular, sendo semelhante para as três cargas aplicadas. Análises de EDS confirmaram forte presença de Al e Si e traços de Cu e Mn no detrito.

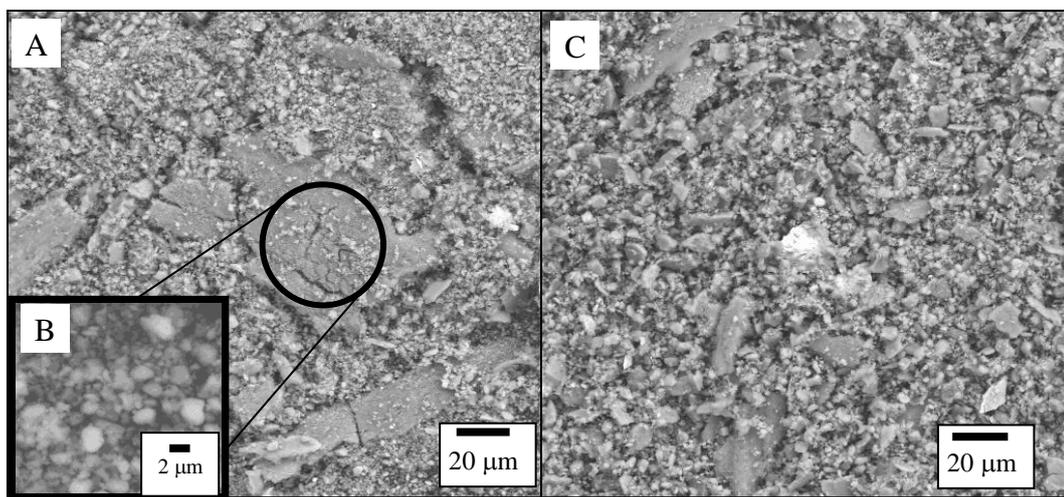


Figura 4.6.4 - Micrografia dos detritos do desgaste da liga Al-Si 380 sem co-injeção e da liga Al-Si 380 com co-injeção para uma carga de 1000g.

Em relação às amostras que sofreram tratamento térmico (denotado por TT), tendo ou não adição de magnésio (denotado por Mg) e sendo ou não co-injetada (denotado por CO), era esperado aumento na resistência ao desgaste devido o endurecimento da matriz, o que não foi observado.

O tratamento térmico realizado foi eficiente em aumentar a resistência da matriz, confirmado pela curva de dureza lançada para avaliação do tempo/temperatura de tratamento térmico (figura 4.4.1) e pelo ensaio de tração,

que resultou em ganho de resistência mecânica devido, dentre outras alterações já discutidas, em grande parte pelo endurecimento da matriz de alumínio. Entretanto, diferentemente de como observado por Ott *et al* [66] em liga hipoeutética Al-Si 319, onde o tratamento térmico T6 com conseqüente aumento de dureza da matriz levou ao aumento na resistência ao desgaste, observa-se na figura 4.6.2 que, estatisticamente, o tratamento térmico aplicado não implicou em diminuição da taxa de desgaste.

Assim como as ligas tratadas termicamente (com matriz de maior dureza), era esperado que o maior teor de Si das ligas hipereutéticas, S260 e S220 produzidas pela PEAK (maior fração de dispersóides de alta dureza), favorecessem o aumento da resistência ao desgaste. Novamente não foi observada estatisticamente diferença significativa nos resultados quando comparados tanto com amostras sem tratamento térmico, independente de ter co-injeção ou não, como com tratamento.

É importante salientar que as amostras fabricadas pela PEAK apresentaram, de maneira geral, homogeneidade muito maior nos resultados (alta repetibilidade). Tal fato pode ser observado pela diferença no desvio padrão experimental dos resultados obtidos.

Desta maneira, é possível afirmar que nas condições em que foram realizados os ensaios de desgaste, o desempenho das ligas avaliadas independente da co-injeção de partículas contendo fases intermetálicas, do tratamento térmico e do teor de silício (hipereutética), é estatisticamente semelhante.

Como já exposto e discutido, em outras condições de ensaio não necessariamente se manterá a mesma semelhança de resultados obtidos nas condições hora presentes.

Do mesmo modo não foi observada diferença na superfície de desgaste tanto das amostras tratadas como das hipereutéticas.

A figura 4.6.5 apresenta micrografias de amostras com tratamento térmico. Em A, B, C e D tem-se amostra 380 + CO + Mg TT e em E e F 380 +Mg TT.

Em A pode ser observada a presença de entalhes profundos (com maior detalhe em B) e paralelos. Pode-se observar também a presença de material que se desprende, aderido à periferia da amostra. Em B observa-se com melhor nitidez, regiões com deformação plástica e trinca/delaminação de material.

Em B e C (imagem em SE) e D (imagem em BSE) pode-se observar que existe uma quantidade grande de partículas (detrito oriundo do processo de desgaste) sobre a superfície de desgaste. Os detritos são finos e a composição química é bastante semelhante ao volume da amostra. Em C é possível observar também com maior detalhe, regiões com desprendimento de material provavelmente devido à adesão/delaminação.

Os entalhes ocorrem devido ao desprendimento/fratura de partículas de silício e/ou intermetálicos que, estando entre o pino (amostra) e o disco (contracorpo) devido sua maior dureza, penetram na matriz de alumínio. Em E e F pode-se observar que diferentes tamanhos de partículas produzem diferentes espessuras de entalhe. A profundidade também está relacionada com as dimensões da partícula livre e o comprimento geralmente atravessa toda a superfície do corpo de prova.

Não foram observadas diferenças significativas nas superfícies de desgaste das amostras tratadas termicamente em relação à presença ou não de partículas intermetálicas co-injetadas, assim como nas diferentes cargas aplicadas (500g, 800g e 1000g).

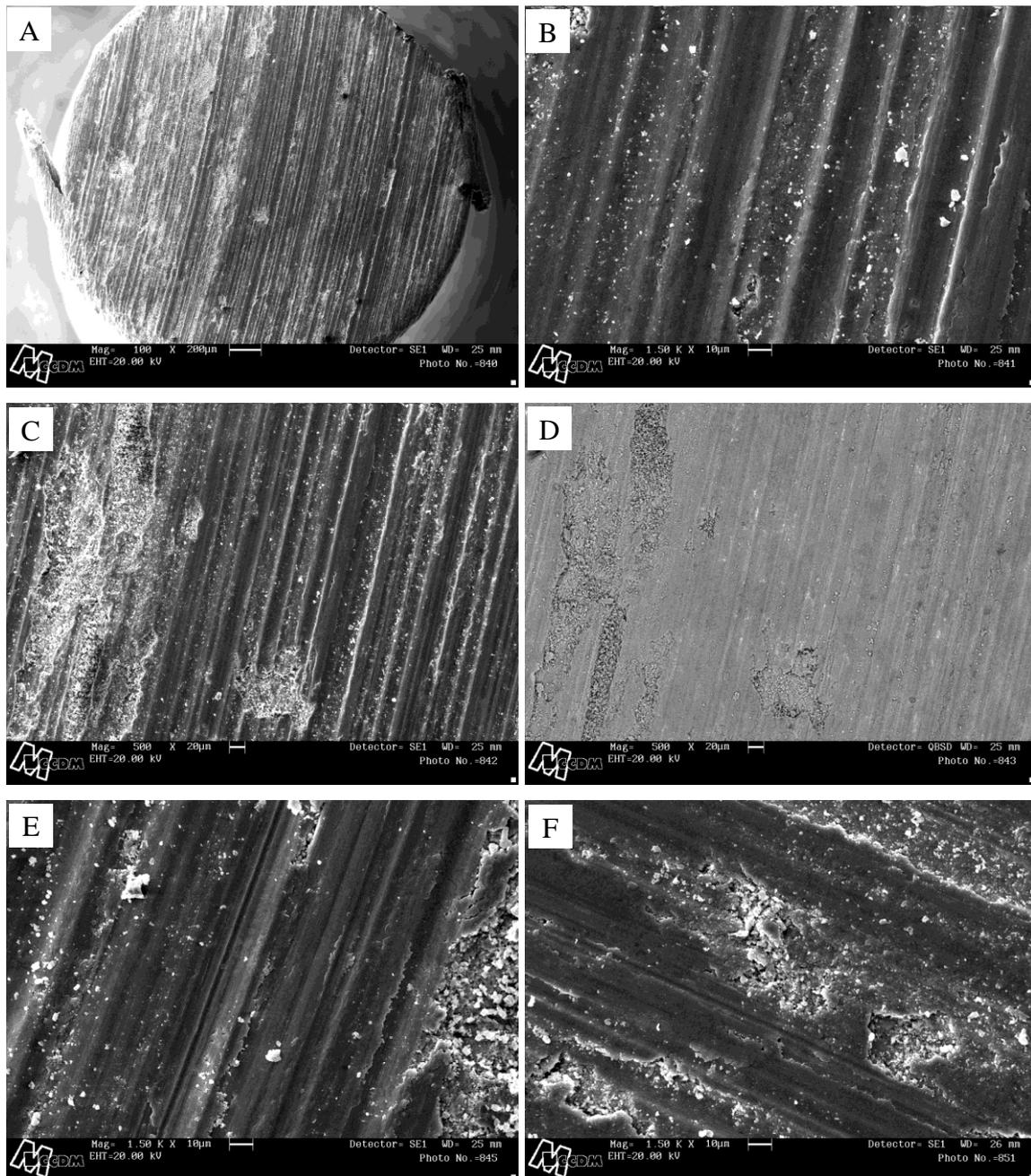


Figura 4.6.5 - Micrografias obtidas com SE (exceto D obtida com BSE) de superfícies desgastadas da liga Al-Si 380 + CO + Mg TT (A,B,C e D) e 380 +Mg TT (E e F) para uma carga de 500g.

A figura 4.6.6 apresenta micrografias de amostras S260 (A,B,C e D) e S220 (E e F).

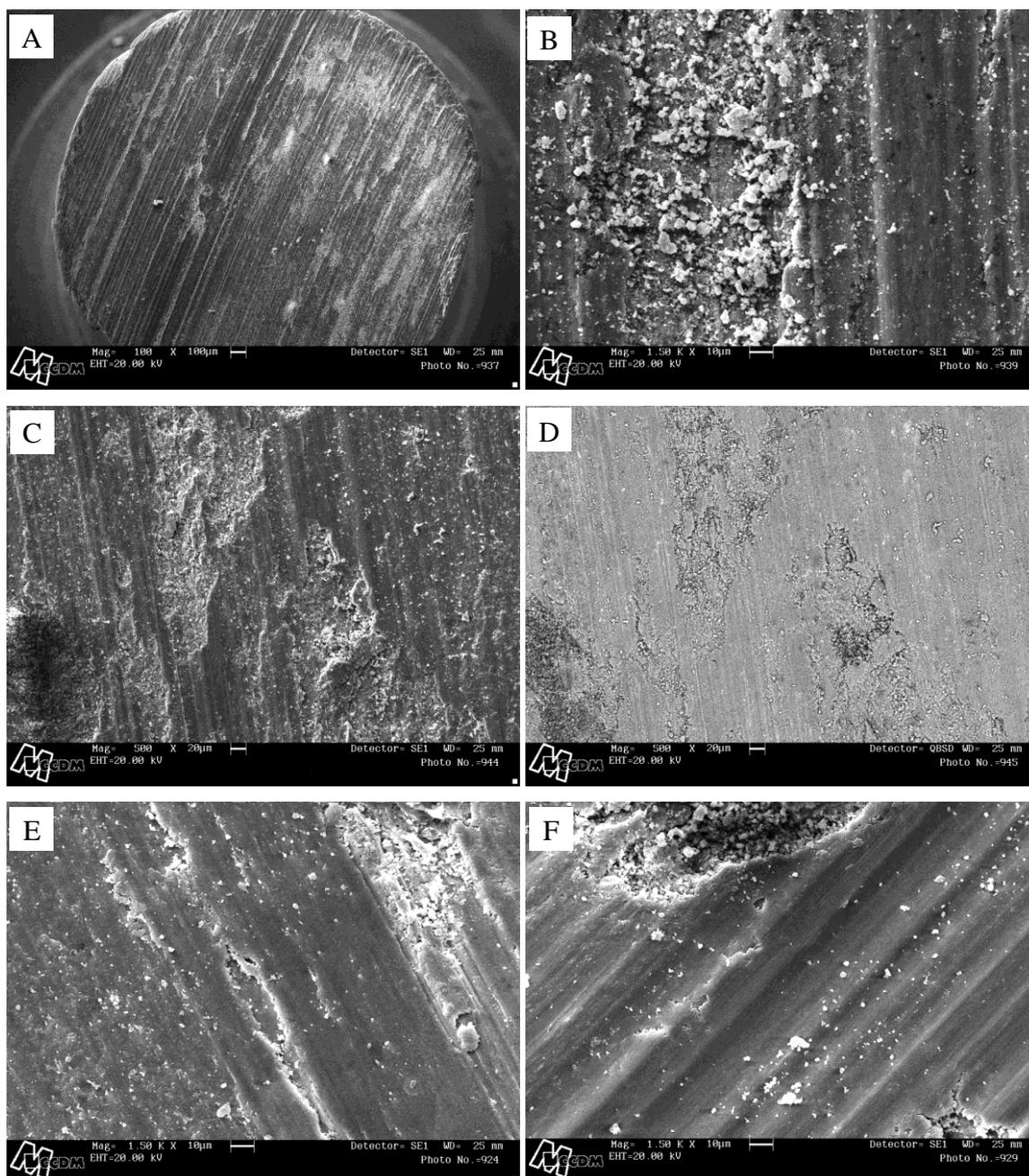


Figura 4.6.6 - Micrografias obtidas com SE (exceto D obtida com BSE) de superfícies desgastadas da liga S260 (A,B,C e D) e S220 (E e F) para uma carga de 500g.

Da mesma maneira que ocorreu com as outras amostras, foram observadas regiões com deformação plástica, entalhes profundos e paralelos e a presença de trinca/delaminação. Os detritos também são bastante finos e ocorreu o acúmulo de material na periferia da amostra de maneira semelhante

ao ocorrido com as outras ligas.

Em se tratando de ligas hipereutéticas, era esperado que a maior fração de silício (fase mais dura que a matriz) fosse capaz de diminuir a taxa de desgaste do material, o que não ocorreu nem na menor carga e tão pouco na maior. Quando aplicado a maior carga, poderia ocorrer a fratura da fase silício, o que acarretaria em aumento da taxa de desgaste pela perda do material fraturada e pelo fato destas partículas atuarem como um abrasivo, aumentando ainda mais a taxa de desgaste. Tal fenômeno também não ocorreu, pois, estatisticamente, não se tem diferença na taxa de desgaste das diferentes ligas.

Uma observação importante em relação às amostras S260 e S220 é em relação ao reduzido desvio padrão dos resultados experimentais quando comparado às outras amostras.

Tal observação permite a conclusão de que o ensaio realizado pode apresentar resultado com menor desvio padrão e que, provavelmente, as amostras processadas em laboratório possuem heterogeneidades sensíveis ao resultado do ensaio de desgaste por deslizamento, sendo atribuído a essa heterogeneidade o desvio padrão calculado.

5 CONCLUSÕES

- A co-injeção, na conformação por spray da liga Al-Si 380, com partículas advindas da atomização da liga Al-4%Si-3%Mn levou a formação de depósito contendo menor tamanho médio de fase β -Al(Fe,Mn)Si, quando comparado tanto ao depósito obtido com partículas advindas da liga Al-4%Fe-4%Si-4%Mn quanto ao depósito sem co-injeção, levando a um aumento do alongamento até a fratura;
- A adição de Sr como conversor dos intermetálicos ($\beta \rightarrow \alpha$) foi bastante suave, visto que as dimensões das agulhas foram ligeiramente reduzidas, portanto a influência do Sr não é significativa frente à alta taxa de resfriamento imposta as gotas durante o vôo;
- A extrusão foi um processamento secundário eficiente em reduzir a porosidade, inerente ao processo de conformação por spray;
- O tratamento térmico aplicado foi eficiente no ganho (aumento) do limite de escoamento e resistência, conforme esperado, e adicionalmente, devido a alteração da morfologia da fase Si (arredondamento durante a etapa de solubilização do tratamento térmico) não foi observada a também esperada redução do alongamento até a fratura. A pequena adição de Mg mostrou forte influência no tratamento térmico;
- A conjunção da co-injeção, adição de Mg e tratamento térmico forneceu uma condição de melhores propriedades (maior valor obtido para o limite de resistência e limite de escoamento sem redução significativa do alongamento);
- A quente os limites de escoamento e resistência diminuem, sendo que as amostras co-injetadas apresentam diminuição com menor inclinação com o aumento da temperatura (endurecimento por dispersão);
- Com os parâmetros que foram empregados para a realização dos ensaios de desgaste, o desempenho das ligas avaliadas independente da co-injeção de partículas contendo fases intermetálicas, do tratamento térmico e do teor de silício (hipereutética) é estatisticamente semelhante;
- A metodologia empregada no ensaio de desgaste e a análise estatística mostraram claramente que as amostras produzidas industrialmente

apresentaram, de maneira geral, homogeneidade maior nos resultados (alta repetibilidade) quando comparada às amostras produzidas no laboratório, portanto o ensaio realizado poderia apresentar resultado com menor desvio padrão e, provavelmente, as amostras processadas em laboratório possuem heterogeneidades sensíveis ao resultado do ensaio de desgaste por deslizamento.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- ❖ Projetar novo equipamento para co-injeção e estudar parâmetros de processamento da deposição por spray e da co-injeção, de maneira a aumentar a fração de partículas co-injetadas, mantendo a distribuição;
- ❖ Otimizar o processo de tratamento térmico, aliando o ganho de alteração de morfologia da fase secundária (silício) durante a solubilização e a precipitação durante o envelhecimento, juntamente com a adição de Mg à liga Al-Si 380;
- ❖ Avaliar no material produzido em laboratório, as possíveis heterogeneidades existentes para posteriormente controlá-las;
- ❖ Estudar a liga Al-Si 319 (menor teor de silício), juntamente com o processo de co-injeção, o que deverá facilitar o crescimento da fase α -Al(Fe,Mn)Si.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 KULUNK, B.; GRUZLESK, J.; ZULIANI, J. O efeito do estrôncio nos fundidos sob pressão, na liga GD AlSi9Cu3. **Fundição e Serviços**, São Paulo, n. 89, p. 32-41, 2000.
- 2 ALLEN, C. M.; O'REILLY, K. A. Q.; CANTOR, B.; EVANS, P. V. Intermetallic phase selection in 1XXX Al alloys. **Progress in Materials Science**, v. 43 (2), p. 89-170, 1998.
- 3 MONDOLFO, L. F. **Aluminium Alloys: Structure and properties**. London: Butterworth & Co, 1976.
- 4 SKJERPE, P. Intermetallic phases formed during dc-casting of an Al-0.25 wt pct Fe-0.13 wt pct Si Alloy. **Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 18 (2), p. 189-200, 1987.
- 5 WESTENGEN, H. Formation of intermetallic compounds during Dc-casting of a commercial purity Al-Fe-Si Alloy. **Zeitschrift fur metallkunde**, v. 73 (6), p. 360-368, 1982.
- 6 BARLOCK, J. G.; MONDOLFO, L. F. Structure of some Aluminium-Iron-Magnesium-Manganese-Silicon Alloys. **Zeitschrift Fur Metallkunde**, v. 66 (10), p. 605-611, 1975.
- 7 ZHOU, J.; DUSZCZYK, J.; KOREVAAR, B. M. As-Spray-Deposited Structure of an Al-20Si-5Fe Osprey Preform and its Development During Subsequent Processing. **Journal of Materials Science**, v. 26, p. 5275-5291, 1991.

- 8 MOHANTY, P. S.; GRUZLESKI, J. E. Grain refinement mechanisms of hypoeutectic Al-Si Alloys. **Acta Materialia**, v. 44 (9), p. 3749-3760, 1996.
- 9 CÁCERES, C. H.; DJURDJEVIC M. B.; STOCKWELL, T. J.; SOKOLOWSKI, J. H. The effect of Cu content on the level of microporosity in Al-Si-Cu-Mg casting alloys. **Scripta Materialia**, v. 40, Issue 5, 5, p. 631-637, 1999.
- 10 SAMUEL, F. H.; SAMUEL, A. M.; LIU, H. Effect of magnesium content on the ageing behavior of water-chilled Al-Si-Cu-Mg-Fe-Mn (380) alloy castings. **Journal of Materials Science**, v. 30, p. 2531-2540, 1995.
- 11 NIU, X. P.; HU, B. H.; PINWILL, I.; LI, H. Vacuum assisted high pressure die casting of aluminum alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 105, Issues 1-2, 7 p. 119-127, 2000.
- 12 LEATHAM, A. Spray forming technology. **Advanced Materials & Processes**, v. 150 (2), p. 31-34, 1996.
- 13 YULE, A. J.; DUNKLEY, J. J. **Atomization of Melts for Powder Production and Spray Deposition**. New York: Oxford University Press, 1994.
- 14 GRANT, P. S. Spray forming. **Progress In Materials Science**, v. 39 (4-5), p. 497-545, 1995.
- 15 RUDRAKSHI, G. B.; SRIVASTAVA, V. C.; PATHAK, J. P.; OJHA, S. N. Spray forming of Al - Si - Pb alloys and their wear characteristics. **Materials Science and Engineering A**, v. 383, p. 30-38, 2004.

- 16 MARKUS, S.; CUI, C.; FRITSCHING, U. Analysis of deposit growth in spray forming with multiple atomizers. **Materials Science and Engineering A**, v. 383, p. 166–174, 2004.
- 17 MATHUR, P.; ANNAVARAPU, S.; APELIAN, D.; LAWLEY, A. Process-control, modeling and applications of spray casting. **JOM-Journal Of The Minerals Metals & Materials Society**, v. 41 (10), p. 23-28, 1989.
- 18 LEAL, V. S. **Conformação por spray da liga Fe-6%Si**: estudo do processo e da microestrutura. 1999. 214 f. Tese (Doutorado)-Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1999.
- 19 ANNAVARAPU, S.; DOHERTY, R. D. Evolution of microstructure in spray casting. **International Journal Of Powder Metallurgy**, v. 29 (4), p. 331-343, 1993.
- 20 CAI, W. D.; SMUGERESKY, J.; LAVERNIA, E.J. Low-pressure spray forming of 2024 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing**, v. 241 (1-2), p. 60-71, 1998.
- 21 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 (2), p. 261-276, 1991.
- 22 SINGER, A. R. E. Recent developments in the spray forming of metals. **International Journal of Powder Metallurgy**, v. 21 (3), p. 219-234, 1985.

- 23 ZHANG, Q.; RANGEL, R.H.; LAVERNIA, E. J. Nucleation phenomena during co-injection of ceramic particulates into atomized metal droplets. **Acta Materialia**, v. 44 (9), p. 3693-3703, 1996.
- 24 LAWRYNOWICZ, D.E.; LI B.; LAVERNIA E. J. Particle penetration during spray forming and co-injection of Ni₃Al+B/Al₂O₃ intermetallic matrix composite. **Metallurgical and Materials Transactions B-Process Metallurgy and Materials Processing Science**, v. 28 (5), p. 877-897, 1997.
- 25 MOHANTY,P. S.; GRUZLESKI, J. E. Mechanism of grain-refinement in aluminum. **Acta Metallurgica Et Materialia**, v. 43 (5), p. 2001-2012, 1995.
- 26 BERETA, L. A.; PINTO, C. P.; KIMINAMI, C. S.; BOTTA F^o, W. J.; BOLFARINI, C. Formação de fases intermetálicas α - e β -AlFeSi na conformação por spray da liga Al-Si 380, **ABM** 2004.
- 27 SCHNEIDER A.; UHLENWINKEL V.; HARIG H.; BAUCKHAGE K. Overspray injection in spray forming of CuSn13.5 billets. **Materials Science and Engineering A**, v. 383, p. 114–121, 2004.
- 28 GOMES, M. R.; BRESCIANI, E. F. **Propriedades e usos de metais não ferrosos**. ABM, 2. ed. 1976.
- 29 SANTIAGO, V. R.; PEREIRA, L. R. **Metais não ferrosos e suas ligas**. São Carlos: EESC- USP, cap. 1, p. 1-25, 1975.
- 30 ROOY, E. L. **Introduction to aluminum and aluminum alloys & aluminum foundry products**. 19. ed. Ohio: American Society for Metals, 1988. v. 9 (Metals Handbook).

- 31 ABAL, Informativo e estatísticas da Associação Brasileira de Alumínio, 2000. Disponível em: <<http://ww.abal.org.br>>. Acesso em: abr. 2002.
- 32 ABAL, Informativo e estatísticas da Associação Brasileira de Alumínio, 2003. Disponível em: <<http://ww.abal.org.br>>. Acesso em out. 2004.
- 33 ABAL, Informativo e estatísticas da Associação Brasileira de Alumínio, 2005. Disponível em: <<http://ww.abal.org.br>>. Acesso em ago. 2007.
- 34 SOKI, A. C. **Estudo da microestrutura de solidificação da liga A380 em função da composição química e da taxa de resfriamento**. 1999. Relatório de iniciação científica- DEMa, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1999.
- 35 COUTINHO, T. A. **Metalografia de não ferrosos** – análise e prática. Edgard Blücher Ltda, 1980, p. 80-83.
- 36 MASSALSKI, T. B.; OKAMOTO, H.; SUBRAMANIAM, P.R.; KACPRZAK, L. **ASM International** – The Materials Information Society. Publisher – William W. Scott Jr., 2001.
- 37 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.
- 38 HATCH, J. E. **Aluminum Properties and Physical Metallurgy**. Ohio: American Society for Metals, 1984.
- 39 FERRO, R.; SACCONI, A.. In: CAHN, R. W.; HAASEN, P. (Org.). **Physical Metallurgy**. part. 1, cap. 4, 4. ed. Amsterdam: North Holland, 1996.

- 40 SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H.; DOTY, H. W. Observations on the formation of beta-Al₅FeSi phase in 319 type Al-Si alloys. **Journal of Materials Science**, v. 31 (20), p. 5529-5539, 1996.
- 41 PEREIRA, G. S. **Fundição de ligas de alumínio para a indústria automobilística**: o papel da composição química e dos parâmetros técnicos na formação da microestrutura e na redução de rejeitos. 2001. Relatório de iniciação científica- DEMa, UFSCar, São Carlos, 2001.
- 42 BACKERUD, L.; CHAI, G.; TAMMINEN, J. **Solidification characteristics of aluminium alloys**. Stockholm: AFS/SKANALUMINIUM, v. 2, 1990.
- 43 COUTURE, A. Iron in Aluminum casting alloys – a literature survey. **AFS International Cast Metals Journal**, p. 9-17, 6 (4), dec. 1981.
- 44 TIRONI, F. H. L. **Caracterização da Liga Hipoeutética Al-Si 319**: o papel da composição química e da taxa de resfriamento na formação da microestrutura. 2001. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais)– Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2001.
- 45 MUNSON, D. A clarification of phases occurring aluminium-rich aluminium-iron-silicon alloys with particular reference to ternary phase Alpha-AlFeSi. **Journal of the Institute of Metals**, 95:217, part 7, 1967.
- 46 SUN, C.Y.; MONDOLFO, L. F. A clarification of phases occurring in aluminium-rich aluminium-iron-silicon alloys. **Journal of the Institute of Metals**, 95:384, part 12, 1967.
- 47 LAKSHMANAN, A. N.; SHABESTARI, S. G.; GRUZLESKI, J. E. Microstructure control of iron intermetallics in Al-Si casting alloys, **Zeitschrift fur Metallkunde**, v. 86, p. 457-464, 1995.

- 48 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. 25 A, p. 437-448, 1994.
- 49 DOUGLAS, A. G. **Solidification of eutetic alloy**. 19. ed. Ohio: American Society for Metals, 1988. v. 15, p. 159-169. (Metals Handbook).
- 50 WANG, L.; SHIVKUMAR, S. Influence of Sr content on the modification of Si particles in Al-Si alloys. **Zeitschrift fur Metallkunde** **86-6**, p. 441-445, 1995.
- 51 EMADI, D.; GRUZLESKI, J. E.; TOGURI, J. M. The effect of Na and Sr modification on surface tension and volumetric shrinkage of A356 alloy and their influence on porosity formation. **Metallurgical Transactions B-Process Metallurgy**. v. 24B, p.1055-1063, 1993.
- 52 GRANDER, D. A.; **Solidification of eutetic alloy**. 19. ed. Ohio: American Society for Metals, 1988. v. 9, p. 159. (Metals Handbook)
- 53 SAMUEL, F. H.; OUELLET, P.; SAMUEL, A. M.; DOTY, H. W.; Effect of Mg and Sr additions on the formation of intermetallics in Al-6 Wt Pct Si-3.5 Wt Pct Cu-(0.45) to (0.8) Wt Pct Fe 319-Type Alloys, **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 29A, p. 2871-2884, 1998.
- 54 OGILVY, A. J. W. **The Metallurgy Of The Osprey Process**. in: **Spray Forming: Science, Technology & Applications**. Princeton, New Jersey, USA, 1992.
- 55 SHA, G.; O'REILLY, K. A. Q.; CANTOR, B.; TITCHMARSH, J. M.; HAMERTON, R. G. Quasi-peritectic solidification reactions in 6xxx series wrought Al alloys. **Acta Materialia**, v. 51, p.1883-1897, 2003.

- 56 CHOI, Y. S.; LEE, J. S.; KIM, W. T.; RA, H. Y. Solidification behavior of Al-Si-Fe alloys and phase transformation of metastable intermetallic compound by heat treatment. **Journal of Materials Science**, v. 34, p. 2163-2168, 1999.
- 57 HURRICKS, P. L. Some metallurgical factors controlling the adhesive and abrasive wear resistance of steels. A review. **Wear**, v. 26, p. 285-304, 1973.
- 58 XING, J.; LU, W.; WANG, X. An investigation on the wear resistance of high chromium cast iron. In: THE INTERNATIONAL CONFERENCE ON WEAR OF MATERIALS, Virginia. **Wear of materials**. Virginia: University of Michigan, 1983. p. 45-61.
- 59 GREGOLIN, J. A. R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste**. Campinas, 1988. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica)– Faculdade de Engenharia de Campinas- Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1988.
- 60 SILVA, S. L. R. **Caracterização do desgaste de aço 1020 e de revestimento de $Al_2O_3 \cdot TiO_2$ submetidos a erosão em suspensão aquosa de alumina**. São Carlos, 1993. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais)– Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1993.
- 61 GAHR, K. H. Z. **Microstructure and wear of materials**. Amsterdam: Elsevier, v. 10, 1987.
- 62 LIU, Y. C.; SCHISSLER, J. M.; MATHIA, T. G. The influence of surface oxidation on the wear resistance of cast iron. **Tribology Intern**, v. 28, n. 7, p. 433-438, 1995.

- 63 WANG, F.; Liu, H.; Ma, Y.; Jin, Y. Effect of Si content on the dry sliding wear properties of spray-deposited Al–Si alloy. **Materials and Design**, 25, p. 163–166, 2004.
- 64 LIM, S. C.; GUPTA, M.; LENG, Y. F.; LAVERNIA, E. J. Wear of spray deposited hypereutectic aluminium-silicon alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 63, p. 865-870, 1997.
- 65 LASA, L.; RODRIGUEZ-IBABE, J. M. Wear behavior of eutectic and hypereutectic Al–Si–Cu–Mg casting alloys tested against a composite brake pad. **Materials Science and Engineering A**. v.363 p.193–202, 2003.
- 66 OTT, R. D.; BLUE, C. A.; SANTELLA, M. L.; BLAU, P. J. The influence of a heat treatment on the tribological performance of a high wear resistant high Si Al–Si alloy weld overlay. **Wear**, 251, p. 868–874, 2001.
- 67 PRASAD, B. K.; VENKATESWARLU, K.; MODI, O. P.; JHA, A. K.; DAS, S.; DASGUPTA, R.; YEGNESWARAN, A. H. Sliding wear behavior of some Al-Si alloys: role of shape and size of Si particles and test conditions. **Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 29 (11), p. 2747-2752, 1998.
- 68 ALPAS, A.T.; ZHANG, J. Effect of microstructure (particulate size and volume fraction) and counterface material on the sliding wear-resistance of particulate-reinforced aluminum-matrix composites. **Metallurgical and Materials Transactions A-**, v. 25 (5), p. 969-983, 1994.
- 69 BORBA, E. C. **Cálculos termodinâmicos e de diagramas de fase em ligas de Al de uso industrial**. 2004. Relatório de atividades de Bolsa de Pós-Doutoramento no País, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2004.

- 70 LEATHAM, A. G.; OGILVY, A. J. W. Commercial-scale application of spray-formed materials. **J. of Mat. Synthe. and Process**, v. 5, n. 1, p. 5-10, 1997.
- 71 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.
- 72 APELIAN, D.; SHIVKUMAR, S.; SIGWORTH, G. Fundamental aspects of heat treatment of cast Al-Si-Mg alloys. **AFS Transaction**, v.97, p. 727-741, 1989.
- 73 CLOSSET, B.; GRUZLESKI, J. E. Structure and properties of hypoeutectic Al-Si-Mg alloys modified with pure strontium. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 13 (6) p. 945-951, 1982.
- 74 PEREIRA, G. S. **Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas de AlSi hipereutéticas, conformadas por spray e soldadas por fricção - FSW**. 2005. 84 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais)- Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2005.
- 75 SAHEB, N.; LAOUI, T.; DAUD, A. R.; HARUN, M.; RADIMAN, S.; YAHAYA, R. Influence of Ti addition on wear properties of Al - Si eutectic alloys. **Wear**, v. 249 (8), p. 656-662, 2001.