

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR Marcelo Paes
E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 16.02.2000


ORIENTADOR

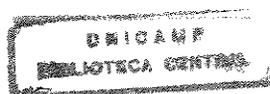
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**Otimização de processo de obtenção de
reofundidos da liga A356
por agitação eletromagnética**

Autor: **Marcelo Paes**
Orientador: **Eugênio José Zoqui**

11/2000

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE



UNIDADE BC
L. CHAMADA: F. Unicamp
P1380
Ex.
GRUPO BC/ 41456
RDC. 278/00
C D
RECIBO R. B. 11,00
ATA 11-02-00
* CPD

CM-00142727-B

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

P138a

Paes, Marcelo

Otimização de processo de obtenção de reofundidos da liga A356 por agitação eletromagnética / Marcelo Paes.--Campinas, SP: [s.n.], 2000.

Orientador: Eugênio José Zoqui.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fundição. 2. Campos eletromagnéticos. 3. Ligas de alumínio. I. Zoqui, Eugênio José. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

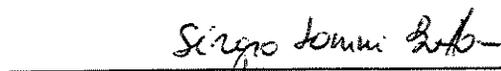
**Otimização de processo de obtenção de
reofundidos da liga A356
por agitação eletromagnética**

Autor: Marcelo Paes

Orientador: Eugênio José Zoqui



Dr. Eugênio José Zoqui, presidente
UNICAMP



Dr. Sérgio Tonini Button
UNICAMP



Dr. Ricardo Fuoco
IPT

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

Campinas, 16 de fevereiro de 2000

Dedicatória:

Dedico esse trabalho à memória de Paulo Paes de Campos.

Agradecimentos

Aos meus pais, pelo apoio em todos os momentos da minha vida,

Aos meus amigos, pela força em manter meus objetivos,

Aos colegas de departamento,

Aos técnicos, Edmur, Claudiomiro, Aristides e Rita

Ao meu orientador e amigo Eugênio José Zoqui, pela oportunidade de realização deste trabalho.

*"A lei do forte, essa é a nossa lei e a alegria do mundo,
faça isso e nenhum outro dirá não, pois
não existe Deus senão o homem"*

Aleister Crowley

Índice

1 Introdução	01
1.1 Considerações gerais e objetivos	01
1.2 Estado da arte	03
1.3 Conceitos	04
1.4 Obtenção de estruturas reofundidas e mecanismos de formação	07
1.5 Formas de agitação	13
1.5.1 Agitação mecânica	13
1.5.2 Agitação eletromagnética	14
1.6 Formação e controle de estruturas reofundidas	21
1.7 As ligas Al-Si	26
1.8 Microestruturas reofundidas	27
2 Materiais e Métodos	31
2.1 Caracterização do material utilizado	31
2.2 A lingoteira	31
2.3 O equipamento	32
2.4 Termopares	36
2.5 Procedimento experimental	37
2.6 Planejamento experimental	38
2.7 Caracterização macroestrutural e microestrutural	40
3 Resultados e discussão	42

3.1 Caracterização macroestrutural	42
3.1.1 Análise estatística	42
3.1.2 Análise metalúrgica	43
3.2 Caracterização microestrutural	54
3.2.1 Tamanho de glóbulo <i>versus</i> espaçamento interdendrítico	67
3.2.1 a) Análise estatística	67
3.2.1 b) Análise metalúrgica	67
3.2.2 Fator de forma	71
3.2.2 a) Análise estatística	71
3.2.2 b) Análise metalúrgica	71
3.2.3 Teor de segunda fase	73
3.2.3 a) Análise estatística	73
3.2.3 b) Análise metalúrgica	73
3.2.4 Tamanho de glóbulo <i>versus</i> tamanho de grão	76
4 Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos	80
4.1 Conclusões	80
4.2 Sugestões para próximos trabalhos	82
Referências bibliográficas	84
Anexos	91

Resumo

PAES, Marcelo, *Otimização de Processo de Obtenção de Reofundidos da Liga A356 por Agitação Eletromagnética*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000. 100p. Dissertação (Mestrado).

O método mais utilizado na indústria para obtenção de pastas reofundidas, é o que utiliza a agitação eletromagnética através de lingotamento contínuo. Este trabalho, analisou a influência de alguns parâmetros de processo como velocidade de lingotamento (1cm/s e 3cm/s) e potência de agitação (600W, 900W e 1200W), sob a microestrutura final do reofundido, num equipamento de lingotamento semi-contínuo, utilizando a liga A356 sob agitação eletromagnética. A metodologia, baseou-se no uso de um planejamento fatorial, com três réplicas por cada nível. A caracterização envolveu medidas de tamanho de grão, tamanho de glóbulo, espaçamento interdendrítico, fator de forma e teor de segunda fase. As amostras foram analisadas em três seções do lingote (fundo, meio e topo). Os melhores resultados foram obtidos na potência de agitação de 1200W que gerou menores tamanho de grão, glóbulo e fator de forma, não havendo influencia significativa da velocidade de lingotamento, cujos valores não foram suficientemente distintos para gerarem diferentes taxas de resfriamento e conseqüentes alterações de microestrutura.

Palavras chave: reofundição, agitação eletromagnética, ligas de alumínio.

Abstract

PAES, Marcelo, *Optimisation of the Obtaining Process of Rheocast Materials by Electromagnetic Stirring of the A356 Alloy*, Campinas, Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2000. 100p. (Master Science).

The method widely used in the industry for obtaining of rheocast materials, it is what uses the eletromagnetic stirring through continuous casting. This work, analyzed the influence of some process parameters as casting speed (1cm/s and 3cm/s) and stirring power (600W, 900W and 1200W), on the final microstructure of the rheocast material, in an equipment of semi-continuous casting of A356 alloy under eletromagnetic stirring. The methodology, based on the use of a factorial planning, with three samples for each level. The characterization involved measures of grain size, globule size, interdendritic layer, roundness and tenor of second phase. The samples were analyzed in three sections of the ingot (bottom, half and top). The best results were obtained in the stirring power of 1200W that generated smaller grain size, globule size and roundness, not having influences significant of the casting speed, whose values weren't sufficiently different for us to generate different cooling rates and consequent microstructures alterations.

Key Words: rheocasting, eletromagnetic stirring, aluminum alloys

Lista de Figuras

1.1 Relações entre fração sólida e viscosidade aparente	06
1.2 Esquema de obtenção de pastas reofundidas por interferência na solidificação	09
1.3 Representação esquemática do mecanismo de multiplicação cristalina	10
1.4 Ilustração da evolução da estrutura durante a solidificação com agitação vigorosa	12
1.5 Mecanismo de Ostwald ripening	12
1.6 Ilustração do mecanismo de coalescência	13
1.7 Sistema de agitação mecânica para reofundição tipo viscosímetro de Couette	14
1.8 Esquema de um reator para produção de pastas reofundidas por agitação eletromagnética	15
1.9 Ilustração de um equipamento eletromagnético equipado com rotor externo	17
1.10 Influência na direção de rotação de um agitador com indução hélica	18
1.11 Agitação eletromagnética horizontal	18
1.12 Agitação eletromagnética vertical	19
1.13 Evolução do componente de velocidade tangencial local com a fração de sólido primário para a liga 2024	20
1.14 Tamanho de partículas primárias <i>versus</i> fração sólida	21
1.15 Tamanho de partículas primárias <i>versus</i> tempo de reaquecimento	22
1.16 Comparação liga Al-10%Cu e ligas ferrosas	23
1.17 Viscosidade aparente <i>versus</i> tempo de solidificação para diversas ligas Al-Cu	24

1.18	Influência de alguns parâmetros de processo no tamanho de partículas primárias	24
1.19	Influência de parâmetros operacionais no tamanho médio de partículas primárias	25
1.20	Diagrama de fase Al-Si	26
1.21	Microestrutura da liga Al-Si-7Mg reofundida	28
1.22	Microestrutura da liga Al-4,5%Cu	28
1.23	Liga fundida convencionalmente com adição de refinador de grão	29
1.24	Liga Al-4,5%Cu reofundida por agitação eletromagnética com refinador de grão Al-5%Ti-1%B	29
1.25	Liga reofundida por agitação eletromagnética	30
2.1	Lingoteira utilizada nos testes	32
2.2	Esquema geral do equipamento	34
2.3	Tela de apresentação do software de controle do sistema de potência	35
2.4	Curva dos termopares de imersão	37
2.5	Representação geral da retirada das amostras ao longo do lingote	38
2.6	Planejamento experimental	39
2.7	Ilustração do método dos interceptos	41
3.1	Macrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s	45
3.2	Macrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s	46
3.3	Macrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s	47
3.4	Macrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s	48
3.5	Macrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s	49
3.6	Macrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s	50
3.7	Tamanho de grão <i>versus</i> potência com velocidade de lingotamento de 1cm/s	52
3.8	Tamanho de grão <i>versus</i> potência com velocidade de lingotamento de 3cm/s	52
3.9	Tamanho de grão <i>versus</i> potência	53
3.10	Micrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s (25X)	55
3.11	Micrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s (25X)	56
3.12	Micrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s (25X)	57
3.13	Micrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s (25X)	58
3.14	Micrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s (25X)	59
3.15	Micrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s (25X)	60

3.16 Micrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s (50X)	61
3.17 Micrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s (50X)	62
3.18 Micrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s (50X)	63
3.19 Micrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s (50X)	64
3.20 Micrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s (50X)	65
3.21 Micrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s (50X)	66
3.22 Tamanho de glóbulo <i>versus</i> potência, com velocidade de lingotamento de 1 cm/s	69
3.23 Tamanho de glóbulo <i>versus</i> potência, com velocidade de lingotamento de 3 cm/s	70
3.24 Tamanho de glóbulo <i>versus</i> potência	70
3.25 Fator de forma <i>versus</i> potência	72
3.26 Teor de segunda fase <i>versus</i> potência, com velocidade de lingotamento de 1cm/s	74
3.27 Teor de segunda fase <i>versus</i> potência, com velocidade de lingotamento de 3cm/s	75
3.28 Teor de segunda fase <i>versus</i> potência	76
3.29 Ilustração esquemática da possível causa de erro na caracterização grão/glóbulo da estrutura reofundida	77
3.30 Tamanho de grão <i>versus</i> tamanho de glóbulo (1cm/s x 3cm/s)	79
3.31 Tamanho de grão <i>versus</i> tamanho de glóbulo (1cm/s)	79

Lista de tabelas

2.1 Composição química da liga A356, conforme fabricante	31
2.2 Tabela de ensaios	40
3.1 Valores de F_o respectivos ao tamanho de grão	42
3.2 Valores médios do tamanho de grão e seus respectivos desvios-padrão em mm	51
3.3 Valores de F_o respectivos ao espaçamento interdendrítico e tamanho de glóbulo	67
3.4 Valores médios do espaçamento interdendrítico e tamanho de glóbulo e seus respectivos desvios-padrão em μm	68
3.5 Valores de F_o respectivos ao fator de forma	71
3.6 Valores médios do fator de forma e seus respectivos desvios-padrão em μm	72
3.7 Valores de F_o respectivos ao teor de segunda fase	73
3.8 Valores médios do teor de segunda fase e seus respectivos desvios-padrão em porcentagem	74
3.9 Tamanho de grão e tamanho de glóbulo em μm	78

Capítulo 1 – Introdução

1.1 Considerações gerais e objetivos

A reofundição é uma tecnologia emergente que se aplica à obtenção de componentes a partir da conformação de ligas no estado semi-sólido. São inúmeras as vantagens apresentadas pelo método: menor consumo de energia, ampla variedade de ligas e formas geométricas, excelentes propriedades mecânicas, aumento da vida útil de matrizes, excelente acabamento superficial e alta qualidade dimensional, produção *near-net-shape*, e outros (Flemings, 1991; Brown 1993).

A conformação de peças no estado reofundido é possível devido à morfologia desta estrutura: uma fase primária globular, envolta por uma fase secundária no estado líquido. Quando aquecida à temperatura intermediária entre as *temperaturas solidus e liquidus*, a fase secundária se funde agindo como um lubrificante quando da conformação do material. Esta modificação de morfologia da fase primária pode ser conseguida de diversas maneiras, entre elas a agitação do material em solidificação (Flemings, 1976; Vivés, 1992; Tissier et al, 1990).

Esta agitação pode se dar de várias maneiras, dentre as quais podemos destacar a agitação mecânica e a agitação eletromagnética, sendo a primeira muito limitada devido ao contato entre o

rotor e metal líquido que pode provocar contaminação da liga. Já a agitação eletromagnética é mais utilizada, devido à possibilidade de produção contínua de lingotes e a não existência de contato entre o agitador e o banho. Além disso, este tipo de agitação tem uma relação consumo de energia por lingote produzido muito baixa, que justifica sua aplicação extensiva (Vivés, 1993; Lim, 1997). A inovação gerada por este processo, permitiu que modificações a fim de aprimorá-lo, como o método SSP (SemiSolid Process) (Müller-Spath, 1996).

Quanto à microestrutura final, a agitação eletromagnética apresenta uma pequena desvantagem em relação à mecânica, uma vez que existe uma limitação da profundidade do campo magnético que restringe o tamanho do lingote produzido, apresentando no interior de lingotes acima de 80mm de diâmetro o que se chama de estrutura pré-reofundida formada por dendritas quebradas. Já a mecânica, apresenta a estrutura um pouco mais globular devido à eficiência da agitação (Hirt, 1996).

No entanto, um bom controle dos parâmetros que formam o campo magnético (Dantzig e Midson, 1992) como potência induzida, tipo de indutor, uso de campo elétrico alternado e controle da massa agitada podem melhorar a microestrutura final. Pode-se ainda controlar o tempo de agitação e adicionar inoculantes e refinadores de grão (Vivés, 1993).

O *objetivo geral* do trabalho é a formação de um grupo especializado em reofundição para desenvolvimento de pesquisas cujo alvo é divulgar este novo processo no Brasil devido à sua promissora aplicação no campo metalúrgico.

O *objetivo específico* é analisar a influência de parâmetros no processamento de pastas reofundidas por agitação eletromagnética, em um sistema de lingotamento semi-contínuo com lingotes de 2,7kg da liga A356. As amostras então retiradas no fundo, meio e topo do lingote serão caracterizadas e analisadas quais condições de processamento (velocidade de lingotamento e potência de agitação), que geraram as melhores variáveis de resposta. Ou seja, trata-se da otimização dos parâmetros de controle deste processo de lingotamento semi-contínuo.

1.2 Estado da Arte

A grande explosão da reofundição se deu na década de 80, logo após a sua descoberta. Devido ao grande potencial do processo, inúmeras universidades e centros de pesquisa iniciaram uma intensa produção de artigos a fim de caracterizar a pasta reofundida. Nos EUA, as universidades de Connecticut e Illinois, na Inglaterra, Leeds, Sheffield e Sussex, na Holanda, Delft, na França, Grenoble, na China, Pequim, no Brasil, UNICAMP e ainda no Egito e na Índia.

Os principais centros de pesquisa se localizavam na Alemanha, AACHEN (Instituto de Fundição), no Japão, AIST (Agency of Industry Science and Technology), no Canadá, IMRI (Industry Materials Research Institute), na Inglaterra, Fulmer Institute. Como consequência, muitas empresas se interessaram pela “nova descoberta” e iniciaram a produção em nível industrial de pastas reofundidas, estando os principais focos localizados nos EUA, Europa e Japão. Dentre estas empresas podemos citar: Rheocast Corporation (Dow Chemicals, I.T.T Sun Oil Co.), Alumax (Eng. Metal Processes Inc.), AMAX (Research and Development Center), Westinghouse Electric Co., Suzuki Motor Co., Sumitomo Metals, Pratt and Whitney Aircraft, Alcan (EUA, Canadá), Wheeldon Processes (Inglaterra), British Steel. O que era então esperado, uma ampla aplicação comercial e industrial em geral, sofreu atrasos devido aos litígios iniciais, relacionados com os direitos as patentes desejadas pelas Rheocast Corporation, Fulmer Institute, British Steel e outras.

A partir da década de 80, o Japão inicia uma grande produção de *papers* através de seus centros de pesquisa levando em 1988, ao surgimento da Compo Research Co. e da Rheo-Technology Ltd. Em 1991, a Rheo-Technology lança no mercado uma prensa multifuncional para forjamento, extrusão e fundição sob pressão de pastas reofundidas.

Já no ocidente, quem dominava a tecnologia de reofundição, sem dúvida eram os americanos a destacar a ALUMAX produtora de componentes para a indústria automotiva, como sistemas de suspensão, cilindros mestres de freios e caixas de direção, além de condutores

elétricos. A ALCAN e a TIXOMAT, se limitavam à produção de lingotes, perfis e tubos de compósitos.

Na Europa, a Itália se destaca na produção de componentes injetados e de compósitos em geral. No Brasil, a Magnetti Marelli trabalha com a conformação de ligas no estado semi-sólido para produção de distribuidores para a indústria automotiva. Os lingotes refundidos são importados da Pechiney francesa. Em nível de pesquisa, a UNICAMP realiza estudos sobre o assunto contando com dois grupos de pesquisa comandados pelos professores Dr. Eugênio José Zoqui e Dra. Maria Helena Robert que já rendeu diversas dissertações e teses a respeito do assunto.

1.3 Conceitos

“A reofundição pode ser definida como sendo a obtenção de fundidos a partir de pastas metálicas constituídas de sólido globular envolto por líquido, ao invés da estrutura dendrítica observada nos processos convencionais de fundição” (Zoqui, 1995). A formação deste novo tipo de estrutura pode se dar de várias maneiras, porém, o método pioneiro foi o da descoberta desenvolvido por Flemings, onde observou que a agitação contínua da liga durante a solidificação produz grãos equiaxiais ao invés da estrutura dendrítica. No entanto, também é possível obter estruturas refundidas a partir de estruturas dendríticas por outros métodos que serão vistos no item 1.4.

É importante ressaltar que dependendo da rota utilizada para obtenção do refundido, como a agitação eletromagnética, a microestrutura final não é totalmente globular, somente o reaquecimento ao estado semisólido promove a globularização total, pois o aumento de temperatura fornece energia para os glóbulos e os grãos crescerem e formarem uma estrutura homogênea. No estado semisólido há uma redução na área total da interface sólido-líquido do sistema, ou seja, a fase sólida tende a se tornar esférica para que a área de interface por unidade de volume seja mínima, conforme mecanismos de coalescência e engrossamento.

A principal aplicação dos reofundidos está na conformação deste tipo de material no estado semisólido. O processamento de ligas no estado semisólido (tixoconformação), ou seja, na forma de pastas com fases sólidas e líquidas, apresenta diversas vantagens devido ao caráter reológico que o material apresenta nestas condições (Kapranos, 1997). Em geral, os processos como injeção, forjamento e extrusão com pastas reofundidas, são realizados a baixas temperaturas e alto grau de deformação. Além destas vantagens, podemos citar (Lim e Yoon, 1997):

- Redução do consumo de energia e o tempo de ciclo do processo,
- Aumento da vida útil da matriz,
- Eliminações de inclusões,
- Redução de macro e microsegregação
- Redução de porosidades e na formação de trincas (Buffière et al, 1999).

As pastas reofundidas quando processadas em temperatura superior a solidus apresentam propriedades de escoamento específicas que as caracterizam como um fluido não-Newtoniano e tixotrópico. Desde as primeiras experiências laboratoriais envolvendo semi-sólidos globulares, a principal característica que chamou a atenção dos pesquisadores e que torna a reofundição um processo de grande potencialidade tecnológica é o seu comportamento reológico: a estrutura globular sólida imersa em líquido de pastas reofundidas lhe confere um comportamento no escoamento de um material não-ideal e inelástico, ou seja, um material que apresenta deformação por escoamento viscoso não-Newtoniano do tipo visco-inelástico (Spencer, 1972).

Fluidos não-Newtonianos apresentam um comportamento no escoamento onde a relação tensão aplicada e a conseqüente deformação não é linear, como ocorre com os fluidos Newtonianos, onde a viscosidade é constante para qualquer tensão e é dada pela relação tensão de cisalhamento entre camadas e o gradiente de velocidade entre as camadas do fluido. Para fluidos não-Newtonianos, o parâmetro comumente usado para definir seu comportamento é a viscosidade aparente (relação entre a tensão de cisalhamento aplicada entre as camadas do fluido em função do gradiente de velocidade entre camadas, porém para uma condição específica de cisalhamento). O comportamento de escoamento, representado pela viscosidade aparente, é, portanto, dependente da tensão aplicada.

Além disso, pastas reofundidas apresentam escoamento tixotrópico, significando que a viscosidade aparente, além de depender da tensão aplicada, depende também do tempo após a aplicação desta tensão. Assim, para uma dada tensão, a pasta apresenta uma definida viscosidade aparente; se a carga for repentinamente modificada a resposta não é imediata, isto é, o novo valor de viscosidade aparente só é atingido após um certo tempo. Por exemplo, a redução de carga leva à redução da viscosidade aparente através de uma histerese; a área desta histerese define o grau de tixotropia do material. Estas propriedades tornam as pastas potencialmente importantes para inúmeras aplicações como a possibilidade de fundição por injeção e compressão a menores temperaturas e com menor turbulência durante o preenchimento de matrizes, comparando-se aos processos convencionais que utilizam o metal no estado totalmente líquido. Resultam daí, produtos com melhor qualidade e matrizes com superior vida útil.

A viscosidade de pastas reofundidas é uma das mais importantes propriedades para processos de conformação no estado semisólido. Muitos pesquisadores tem estudado a viscosidade, quantificando o efeito da fração sólida, forma de cristais primários, taxa de resfriamento e taxa de cisalhamento. Hirai et al (1993), fizeram uma análise quantitativa da influência da composição química de ligas Al-Cu, Al-Si, Cu-Sn e Fe-C, na viscosidade aparente das mesmas e observou para todas as ligas estudadas que a viscosidade aparente aumenta com o aumento da fração sólida. Além disso, observou que o valor de fração sólida para o qual a viscosidade aumenta rapidamente, diminui com o aumento da taxa de cisalhamento e com a redução da velocidade de agitação. A figura 1.1 apresenta o comportamento da liga Al-3,6%Si.

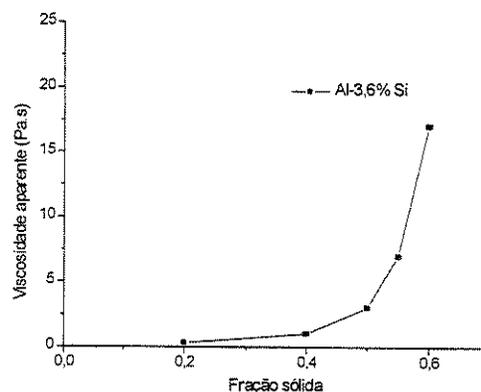


Figura 1.1. Relações entre fração sólida e viscosidade aparente. (Hirai et al, 1993).

As propriedades tixotrópicas são adquiridas pelas ligas no estado semisólido onde a fase sólida se encontra envolvida por uma matriz líquida, formando uma mistura binária. Assim, para o processamento de materiais no estado semisólido o metal deve possuir uma estrutura uniforme e com grãos finos não-dendrítica e que pode também ser obtida, utilizando técnicas de refinamento de grão (Hirt e Zillgen 1996; Pearson e Kearns 1997). Além disso, trabalhos como de Salvo et al (1995) e Tzimas e Zavalianos (1999), ilustram bem a relações de tensões para a conformação de reofundidos além das propriedades mecânicas avaliadas comprovando a vantagem da tixoconformação.

1.4 Obtenção de estruturas reofundidas e mecanismos de formação

Existem diferentes processos para a obtenção de estruturas reofundidas apresentados na literatura. Estes podem ser divididos por interferência nos processos de solidificação e por tratamentos especiais após a solidificação (fusão parcial controlada). Porém, existem ainda duas subdivisões nos processos por interferência nos processos de solidificação que são: interferência na nucleação e interferência no crescimento onde, neste último está localizado o processo de agitação eletromagnética. De modo geral, *os processos que interferem na solidificação*, envolvem manuseio do material a partir de sua fase líquida. É promovida uma agitação a partir da temperatura liquidus ou dentro da zona sólido+líquido, seguido de um resfriamento rápido com o objetivo de solidificar a fase líquida e congelar a estrutura (a figura 1.2 apresenta estes dois procedimentos). Na temperatura de descarregamento, a pasta reofundida é resfriada rapidamente para a promoção da solidificação da fase líquida. Esta temperatura define as frações relativas de sólido e líquido presentes na pasta. A estrutura resultante é constituída de glóbulos de fase primária envoltos pela fase secundária (em geral estrutura dendrítica fina dependendo da taxa de resfriamento).

Processos que interferem na nucleação, consistem em aumentar a taxa de nucleação inicial, isto é, a quantidade de núcleos/tempo/volume de líquido, restringindo o crescimento e resultando em uma estrutura sólida de grãos finos sem crescimento dendrítico interno. Trata-se, portanto de incentivar nucleação extensiva em todo volume líquido, associada à elevada taxa de resfriamento.

Processos que interferem no crescimento, consistem em incentivar a modificação da estrutura dendrítica parcialmente formada, para uma estrutura globular. Desta forma, existe a formação prévia de sólidos e um certo tempo de crescimento, envolvendo fenômenos de ruptura da estrutura já formada e sua esferoidização por mecanismos de redução de energia superficial. Como estrutura resultante, temos glóbulos de fase primária, mais fase secundária com morfologia que depende da taxa de resfriamento da pasta na saída do reator (em geral, dendrítica fina, pois a taxa de resfriamento é alta).

Dependendo das condições de processamento da pasta a partir do sólido em crescimento, a estrutura resultante no reofundido pode apresentar morfologia de transição dendrita-glóbulo, ou seja, uma microestrutura heterogênea com regiões globulares e ao mesmo tempo dendríticas e dendríticas fragmentada.

De maneira distinta dos processos que envolvem o controle da nucleação, os que interferem no crescimento permitem o controle de fração líquida, pois é possível interromper o processo e vaziar a pasta a qualquer temperatura dentro da zona pastosa. Por estes processos, podem ser produzidos tarugos ou lingotes para posterior reaquecimento e tixoconformação ou podem ser utilizadas as pastas reofundidas diretamente após descarregamento do reator que as produziu ainda no estado pastoso.

Alguns pesquisadores já tentavam desde o surgimento da reofundição, a explicação da influência de elevadas taxas de cisalhamento no interior do material em solidificação na estrutura em formação e atribuíram o fenômeno da globularização de ligas Al-Cu, à mecanismos de multiplicação cristalina. A solidificação em presença de agitação ocorre da seguinte maneira: os primeiros cristais formados por nucleação heterogênea, rapidamente crescem no líquido inicialmente mantendo sua equiaxialidade e estabilidade. Esta situação pode ser modificada, se a velocidade de agitação provocar correntes no líquido que interajam com o sólido já formado, isto é se as forças viscosas promoverem um arraste maior que as forças inerciais do sólido. Neste caso, ocorre dobramento dos braços dendríticos, pois o material possui alta ductilidade a altas temperaturas. Discordâncias extras requeridas para provocar tal dobramento podem colapsar

constituindo um contorno de separação entre regiões de orientações cristalinas agora diferentes: o braço dobrado e o ramo principal da dendrita. Tal contorno, com um ângulo de variação de orientação cristalina igual ao ângulo de dobramento se constitui, portanto, num novo contorno de grão.

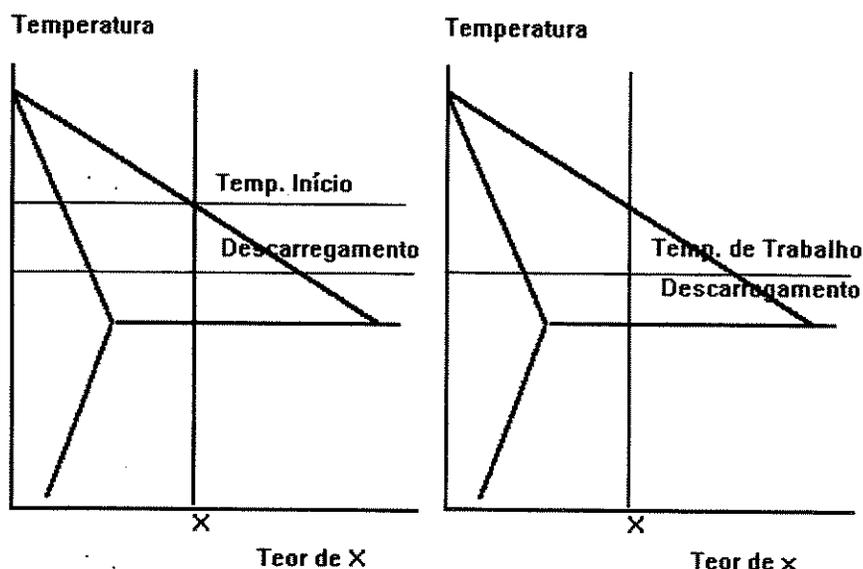


Figura 1.2. Esquema da obtenção de pastas refundidas por interferência na solidificação: a) processo de agitação com resfriamento controlado e b) processo de agitação isotérmica. (Extraído de Zoqui, 1995).

Os processos de tratamentos especiais após a solidificação (Fusão parcial controlada), tiveram como princípio os estudos de mecanismos de re fundição por agitação que levou à observação dos fenômenos responsáveis à formação da típica estrutura pastosa-globular: quebra dendrítica devido às fortes correntes de convecção, dobramento de ramos secundários e separação, e fenômenos de engrossamento. Surge então a idéia de provocar os mesmos fenômenos dentro da região semi-sólida a partir de materiais no estado sólido, sendo aquecido e fundido.

Os processos de fusão parcial controlada envolvem manuseio do material a partir de sua fase sólida. O material é aquecido a uma temperatura superior a solidus, promovendo a liquefação de fases de baixo ponto de fusão e globularização das fases de mais alto ponto de fusão por

fenômenos naturais de coalescência e engrossamento, seguido de resfriamento rápido. Os fenômenos de globularização de fases dendríticas são termicamente ativados, pois envolvem difusão de massa permitindo a evolução de um tipo de estrutura para outra.

Mecanismos de formação de estruturas refundidas, por interferência nos processos de solidificação, no crescimento do sólido.

Neste grupo, o metal líquido é parcialmente solidificado de forma convencional dendrítica e a agitação imposta ao sistema, provoca globularização da estrutura previamente formada. Para tanto, são necessárias fortes correntes cisalhantes para promoverem multiplicação cristalina mais globularização. Assim, muitos mecanismos podem se fazer presentes e são estudados (Mullis, 1999; Desnain, 1990) durante a ocorrência da esferoidização. Dentre eles, podemos citar os fenômenos de multiplicação cristalina e engrossamento ("Ostwald ripening" e coalescência)

- *Multiplicação cristalina*: a agitação provoca por ação mecânica ou térmica, o rompimento de ramos dendríticos afinados em sua raiz.

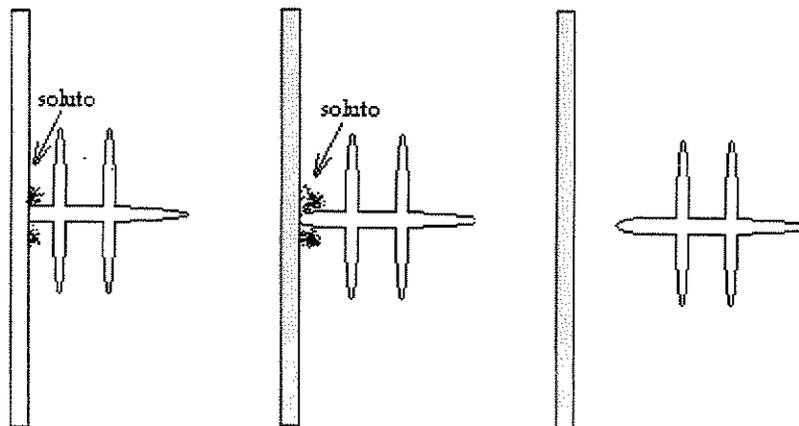


Figura 1.3. Representação esquemática do mecanismo de multiplicação cristalina.

O empescoamento das raízes dos ramos dendríticos, se deve à restrição ao seu crescimento ocasionada pelo acúmulo de soluto nestas regiões, à medida que o sólido vai crescendo (figura 1.3). Assim, o sólido se desprende da parede do molde e inicia um crescimento isolado no líquido, constituindo um novo grão. Porém, se for uma dendrita já formada e fragmentada, o ramo principal, isento de seus ramos secundários, tende a se globularizar no meio líquido para a redução de tensões superficiais, que são auxiliadas por ação mecânica de abrasão, entre partículas sólidas no líquido.

- *Globularização*: os fenômenos responsáveis pela globularização de dendritas em meio líquido se devem à ação do engrossamento. As dendritas equiaxiais em crescimento no líquido resultantes de ramos desprendidos ou mesmo dendritas originais, são engrossadas por mecanismos de transferência de massa passando a uma morfologia de rosetas e em seguida esferóides ou elipsóides em geral, com líquido retido em seu interior. A figura 1.4 ilustra a passagem da morfologia dendrítica para a morfologia globular, durante manutenção à elevada temperatura e na presença de líquido em seu contorno. A figura 1.4a., apresenta uma dendrita que se forma de acordo com vários mecanismos. A origem desta dendrita pode se dar pela fratura do braço de outras, refusão de raízes de braços e recristalização (gerada pela tensão introduzida por forças de fluxo). Os fragmentos de dendrita continuam a crescer como ilustrado na figura 1.4b. Com agitação contínua e o tempo de solidificação, a estrutura dendrítica se transforma morfologicamente em uma roseta (figura 1.4c.). Roseta durante o resfriamento (figura 1.4d.). Com resfriamento lento e alta agitação as partículas se transformam em esferas, em geral, com uma pequena quantidade de líquido em seu interior gerado pela fusão de dois braços de dendrita. Como resultado observado por Flemings (1991), é obtido uma estrutura final com morfologia globular geralmente irregular, contendo uma grande quantidade de líquido retido em seu interior. Esta estrutura é grosseira e os glóbulos possuem, em geral, grande dimensão.

Os fenômenos de engrossamento envolvem transferência de massa preferencialmente de superfícies com pequeno raio de curvatura para outras de elevado raio de curvatura ou de superfícies curvas para superfícies planas. A agitação viabiliza então, tais mecanismos por estimular o transporte de massa.

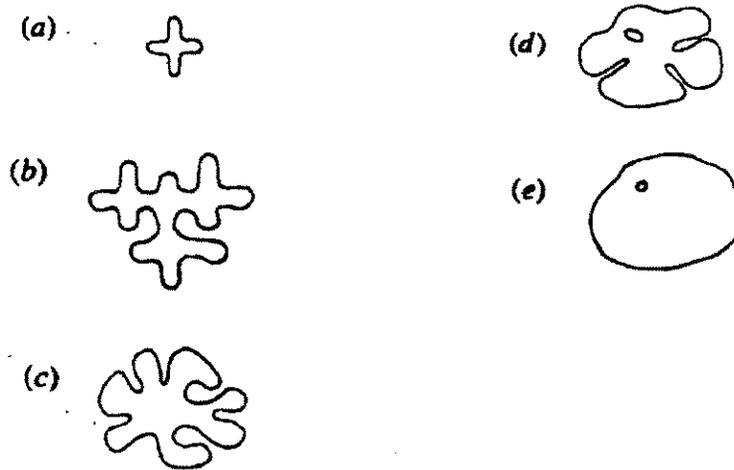


Figura 1.4. Ilustração da evolução da estrutura durante solidificação com agitação vigorosa: (a) fragmento inicial de dendrita, (b) crescimento da dendrita, (c) e (d) roseta e (e) globular. (Flemings, 1991).

- *Mecanismos de engrossamento*: "Ostwald ripening" e coalescência. Nos dois fenômenos há o desaparecimento de ramos dendríticos secundários e engrossamento dos primários, levando a globularização. O mecanismo de *Ostwald ripening* apresenta três modelos (figura 1.5) e consiste na dissolução de ramos menores, difusão de soluto no líquido e incorporação de soluto nos ramos mais grosseiros. Como resultado, tem-se a redução do número de ramos e aumento da distância entre eles.

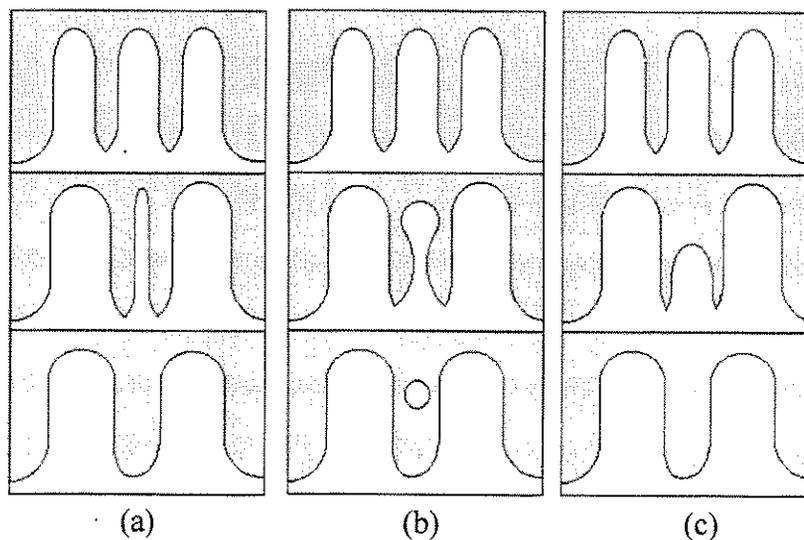


Figura 1.5. Mecanismo de Ostwald ripening. (Kattamis e Flemings 1967; Kahlweit, 1968).

Nos mecanismos de *coalescência*, ocorre aglomeração de ramos secundários (figura 1.6), devido à deposição preferencial de soluto em regiões com raio de curvatura negativo ou aproximação típica de superfícies e seu contato que resultam na supressão de superfícies de separação, levando a coalescência de dois ou mais braços, em um só de maior dimensão.

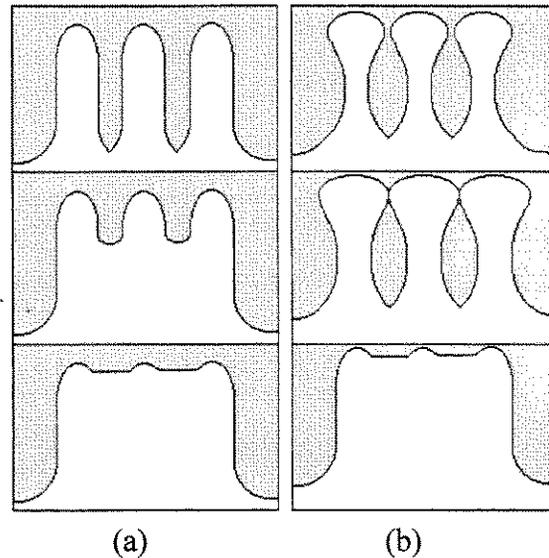


Figura 1.6. Ilustração do mecanismo de coalescência. (Kirkwood e Young, 1992; Genda, 1987)

1.5 – Formas de agitação

A agitação do líquido em solidificação para a obtenção da estrutura reofundida, pode ser realizada de diferentes maneiras e em diferentes equipamentos.

1.5.1 Agitação Mecânica

A aplicação de uma agitação mecânica forçada no líquido em solidificação, leva à ruptura da estrutura dendrítica em formação e incentiva sua globularização (Kattamis, 1977). Em geral, esta agitação é promovida por meio de pás, rotores ou propulsores, no entanto, os trabalhos primordiais sobre reofundição, utilizaram um viscosímetro de Couette. A figura 1.7 apresenta um agitador mecânico deste tipo.

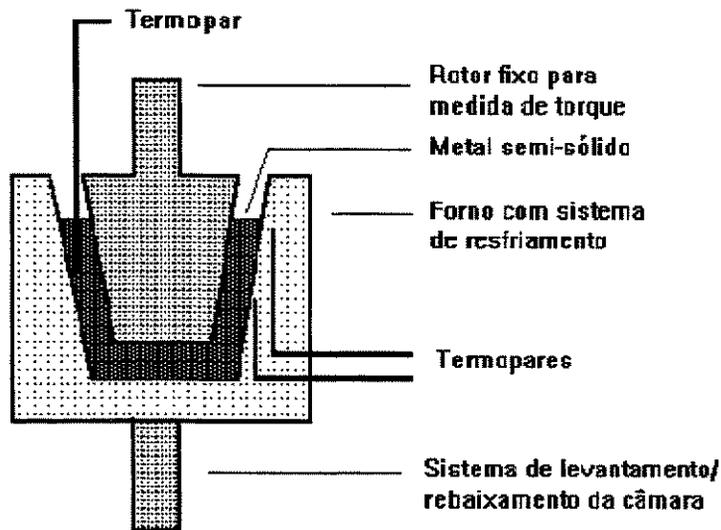


Figura 1.7. Sistema de agitação mecânica para re fundição tipo viscosímetro de Couette, utilizado nos trabalhos iniciais de Flemings.(Adaptado por Zoqui, 1995).

Outra grande limitação deste tipo de agitação é o problema da erosão do rotor que pode contaminar o metal, além do alto consumo de energia elétrica, porém os resultados morfológicos da microestrutura são muito bons (Ichikawa, 1990, 1989).

1.5.2 Agitação Eletromagnética

Neste caso, a agitação é promovida no líquido em solidificação pela ação de fortes campos eletromagnéticos. As correntes elétricas induzidas pelo campo promovem uma forte agitação rompendo a estrutura em formação, estimulando a multiplicação cristalina e sua globularização. A EMS utiliza o fenômeno de corrente induzida que gera um fluxo, quando um campo magnético rotativo é formado no metal líquido. A força de Lorentz que movimenta o banho na direção do campo magnético é resultado de uma interação entre a corrente induzida e o campo:

$$\vec{F} = \vec{J} \cdot \vec{B}$$

onde F é a força de Lorentz, J é a densidade de corrente e B é a intensidade do campo magnético. A figura 1.8 apresenta um agitador eletromagnético.

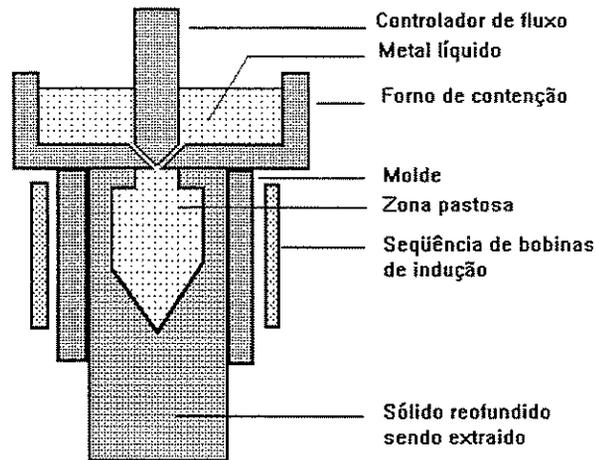


Figura 1.8. Esquema de um reator para produção de pastas reofundidas por agitação eletromagnética.

As vantagens de se trabalhar com a agitação eletromagnética reside nos seguintes fatores (Vivés, 1992):

- a agitação é promovida sem contato com o metal fundido
- permite fundição contínua e direta de tarugos
- ajuste da altura do indutor facilita o ajuste de temperatura vertical
- baixo consumo de energia elétrica.

O emprego de agitação eletromagnética constitui um processo de reofundição alternativo e atrativo (Zhang et al, 1998), devido a todas as vantagens anteriormente citadas. Neste processo o metal é colocado em movimento através da ação de um campo eletromagnético gerado por um motor multifase, podendo ser fundido continuamente em forno horizontal ou vertical (Meyer, 1993; Kelly et al 1993; Meseha, 1997; Bertrand, 1996). Esta fundição contínua facilita o controle da remoção de calor durante a agitação e o resfriamento da pasta gerando uma microestrutura mais fina quando comparado com a agitação mecânica. É importante ressaltar a importância deste processo de refino por agitação eletromagnética, na produção de pastas semisólidas. Neste processo, a mistura binária é agitada através de um indutor. Embora esta técnica seja facilmente colocada em prática, a presença de zonas de estagnação pode limitar seu uso para a produção de pastas com altas frações sólidas. Trabalhos recentes apresentam medições feitas no campo

eletromagnético de fundidos sob regimes turbulentos e não-Newtonianos. No futuro, estudos teóricos utilizando modelos matemáticos certamente serão útil no aumento do design e da eficiência destes agitadores (Blais et al, 1996). No entanto, o processo que usa agitação eletromagnética apresenta uma grande limitação: não deve ser utilizada para produção de lingotes de grandes diâmetros, devido à queda de forças eletromagnéticas da periferia ao centro da mistura de duas fases, assim a estrutura globular pode não ocorrer na região central do lingote devendo-se então, trabalhar com pequenas quantidades de material.

Equipamentos de agitação eletromagnética

O desenho apresentado na figura 1.9 apresenta um protótipo utilizado para a produção de pastas semisólidas. A figura 1.9a., mostra um indutor onde os magnetos permanentes são arranjados circunferencialmente em um molde cilíndrico e dispostos alternadamente de acordo com a disposição azimutal norte-sul. O indutor foi ajustado com uma velocidade angular ω_0 , através de um motor que permite grandes velocidades de rotação N , na faixa de 0 a 3000rpm. Quando o indutor gira, cada ponto do metal fundido é sujeito a um campo magnético variável que gera uma corrente elétrica induzida. O principal componente de densidade de corrente é axial (J_z) e o banho é colocado em agitação devido a interação da corrente elétrica J_z e da componente radial do campo magnético B_r (figura 1.9a) (Vivés, 1993).

O rotor consiste de quatro pares de pólos. Cada pólo tem seção 24x240mm e foi constituído por 10 magnetos permanentes na forma de paralelepípedo de 30mm de altura e 24x24mm² de área transversal.

Este equipamento permite a produção de billets de 70mm de diâmetro onde a microestrutura obtida foi satisfatória (homogeneidade, tamanho de grão, fração de sólido primário, etc.)

No entanto, este tipo de equipamento, apresenta um certo inconveniente devido a intensa agitação, que promove uma pronunciada deformação da superfície livre; um vórtice profundo que

facilita a entrada de gases atmosféricos dentro da massa fundida. Porém, existem várias maneiras de se evitar isto. Uma delas, é utilizar agitação com indução helicoidal, a outra é alterar a direção de rotação do indutor que pode promover o fluxo ideal: ascendente na zona central e descendente na periferia. Dependendo da direção de rotação do indutor, o metal líquido é sujeito a um campo magnético que gera um fluxo horário ou anti-horário. Este campo gera dois "loops" de circulação, onde a direção da velocidade próxima à parede interna do molde coincide com a direção de propagação das ondas (figura 1.10). A combinação da recirculação com o movimento do vortex gera fortes fluxos helicoidais. Conseqüentemente ocorre um movimento ascendente na zona central da mistura agitada promovendo a evacuação de gases possivelmente absorvidos.

Assim, combinações de rotações do campo magnético podem ser desenvolvidas para gerar uma agitação mais eficaz (figura 1.10) (Vivés, 1996). É importante ressaltar que este tipo de agitação, baseado no emprego de magnetos permanentes, leva mais facilmente a mudanças no campo magnético e na estrutura do metal do que utilizando motores multifase.

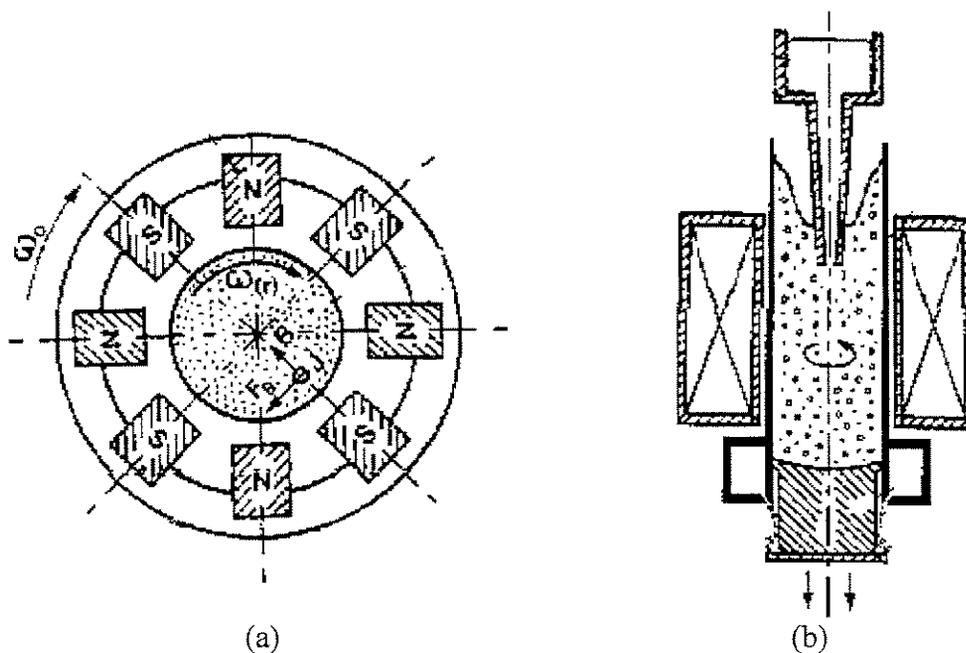


Figura 1.9. Ilustração de um equipamento eletromagnético equipado com rotor externo; (a) vista de cima e (b) vista frontal. (Vivés, 1993).

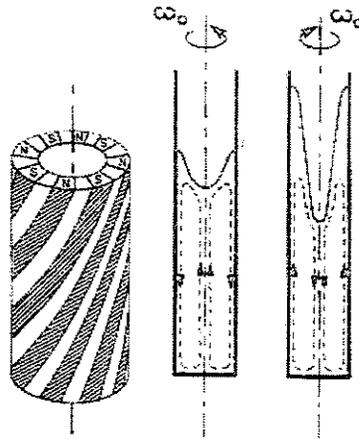


Figura 1.10. Influência na direção de rotação de um agitador com indução helicoidal. (Vivés, 1993).

Modelos numéricos (Ilegbusi, 1996) baseados em métodos dos elementos finitos (Gabathuler, 1992; Ilegbusi et al, 1990) foram desenvolvidos para prever a influência dos parâmetros abaixo sobre o tipo e intensidade de agitação obtida:

- Número e posição dos indutores
- Freqüência de corrente elétrica
- Potencial elétrico e intensidade nos vários elementos induzidos

Para produção de agitação horizontal, o indutor deve estar paralelo ao eixo de simetria do lingote. A figura 1.11 apresenta um arranjo de fase e o campo de velocidades no metal líquido.

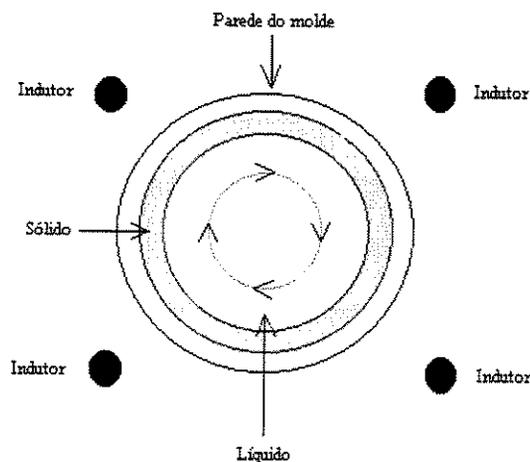


Figura 1.11. Agitação eletromagnética horizontal. (Gabathuler, 1992).

Para produção de agitação vertical, o indutor deve estar perpendicular ao eixo de simetria do lingote. A figura 1.12 mostra o tipo de campo de velocidades obtido por simulação computacional no caso de rotor externo ao lingote.

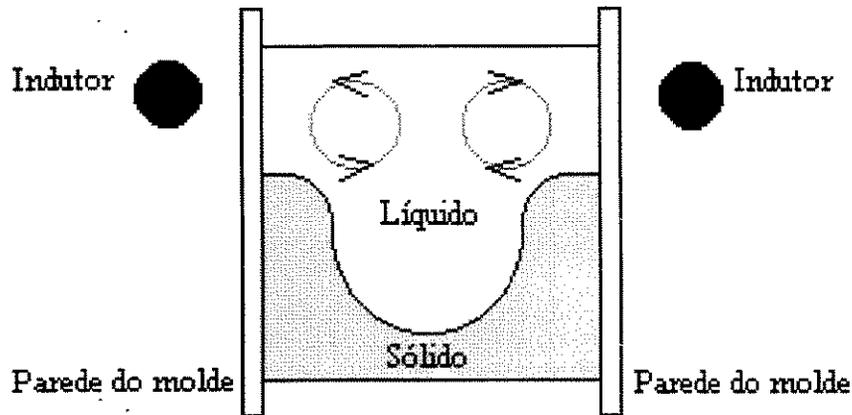


Figura 1.12. Agitação eletromagnética vertical. (Gabathuler, 1992).

A agitação horizontal parece ser mais eficiente do que a agitação vertical pelos seguintes motivos:

- Na agitação vertical, o componente rotacional da força de Lorentz é pequeno comparado ao gradiente, o qual não tem efeito no movimento do fluido (contribui somente com pressão estática). Este efeito leva a fluxos de velocidades cinco vezes menores que no caso de agitação horizontal, para um mesmo valor de potência elétrica aplicada aos elementos de indução. Na agitação horizontal a componente da força de Lorentz é quase que unicamente rotacional.

- Na agitação vertical, o movimento do fluido não segue isoterma e as velocidades são extremamente baixas próxima ao centro do lingote. Isto gera uma heterogeneidade na estrutura granular do material.

No entanto, a agitação eletromagnética pode não só ser realizada com rotores externos ao molde, mas também, com rotores internos inseridos numa cavidade cilíndrica do molde. Porém, a eficiência dos rotores externos em apresentar agitação mais vigorosa, torna quase inviável a utilização de rotores internos. Além do mais, no caso de rotores externos a fração sólida e a

viscosidade aparente permanecem constantes durante a mistura binária, mas utilizando rotores internos há migração da fase primária sólida para a periferia devido a forças centrífugas (geradas pelo fluxo de agitação), tornando o banho heterogêneo.

Se compararmos agora estes dois tipos de rotores quanto ao aspecto reológico, observamos que ao trabalharmos com rotores externos, temos um aumento lento da viscosidade tangencial com a fração sólida, passando por um ponto de máximo, seguido de uma rápida queda (figura 1.13).

Este ponto de máximo pode ocorrer devido ao aumento da fase sólida que gera propriedades tixotrópicas e ao aumento da condutividade elétrica média com o aumento da fração sólida devido à presença de cristais que são mais condutores que o líquido (Lim e Yoon, 1997).

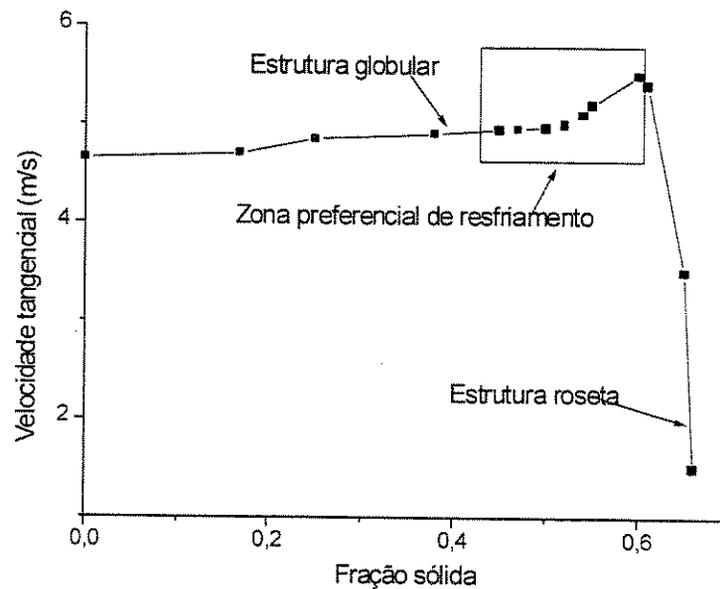


Figura 1.13. Evolução do componente de velocidade tangencial local com a fração de sólido primário para a liga 2024. (Vivés, 1993).

Ao trabalharmos com rotores internos, as maiores velocidades tangenciais estão próximas à parede do molde e diminuem com a queda de temperatura e com o aumento da fração sólida, ao contrário dos rotores externos.

1.6 Formação e Controle de Estruturas Reofundidas

A formação e controle de estruturas reofundidas, é objeto de muito estudo devido à necessidade de conhecimento de parâmetros que modificados levam à obtenção de estruturas ótimas. Entre alguns parâmetros podemos citar a fração sólida, tempo de reaquecimento, voltagem de entrada, taxa de resfriamento, velocidade de agitação, porcentagem de soluto, refinadores de grão, viscosidade aparente e outros (Prasad, 1995).

Segundo Lim e Yoon (1997), analisando a fração sólida pode-se esperar que com seu aumento ocorra um aumento do tamanho das partículas primárias devido ao tempo maior disponível para o crescimento das partículas. (Figura 1.14)

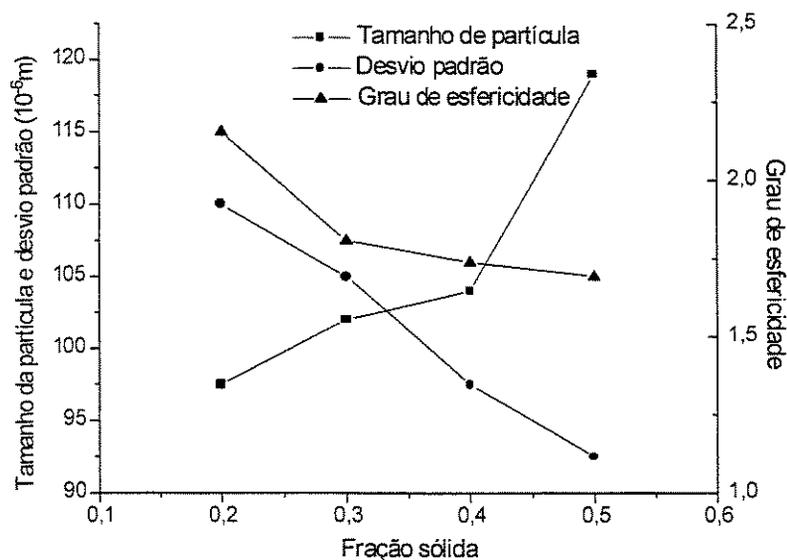


Figura 1.14. Tamanho de partículas primárias *versus* fração sólida. (Lim e Yoon, 1997).

Em análise do tempo de reaquecimento, observa-se o mesmo comportamento que se tem na análise de fração sólida, porém, a justificativa neste caso é o tempo de permanência do metal no estado semisólido que tende a apresentar uma saturação seguida de uma instabilidade. Conclui-se então, que deve haver um tempo ótimo de reaquecimento para homogeneização dos glóbulos. (Figura 1.15)

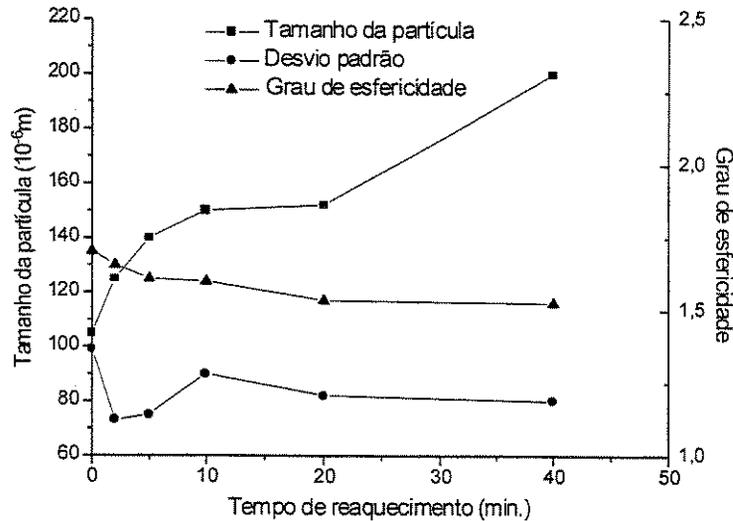


Figura 1.15. Tamanho de partículas primárias *versus* tempo de reaquecimento. (Lim e Yoon, 1997).

Salvo et al (1995), observou também que o fator de forma tende a se aproximar de um numa curva ascendente com o aumento do tempo de reaquecimento, afinal, há mais tempo para agirem os fenômenos de engrossamento sob os glóbulos e assim os tornarem esféricos. A variação da voltagem de entrada leva a resultados parecidos, porém, a causa pode ser atribuída às variações no fluxo de metal líquido e que ainda está sendo estudada.

Relações entre a taxa de resfriamento e o diâmetro dos sólidos primários, podem ser estabelecidas segundo Murakami (1992), levando em conta a interdependência destes dois parâmetros além da influência da taxa de agitação e velocidade de rotação. Assim, é assumido que o tamanho do sólido primário é proporcional à distância dos braços dendríticos. Para tanto, o modelo de Kattamis apresenta relações entre esta distância e algumas propriedades físicas do

material como energia de interface líquido-sólido, difusividade de soluto no líquido, concentração de soluto e o calor específico de fusão.

A figura 1.16 compara a liga Al-10%Cu com ligas ferrosas no que diz respeito ao tamanho das partículas primárias e a taxa de resfriamento. Observa-se que a liga Al-10%Cu apresenta para todas condições de resfriamento, menores tamanhos de sólidos primários. Este comportamento é devido a algumas propriedades físicas específicas desta liga que possibilitam uma menor distância interdendrítica.

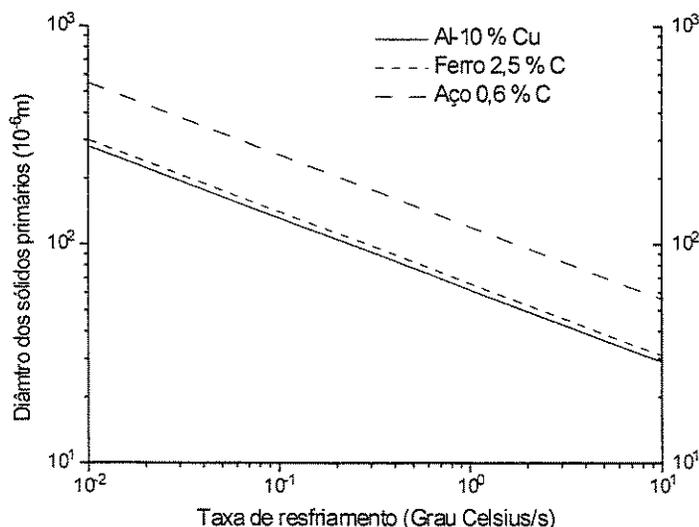


Figura 1.16. Comparação liga Al-10% Cu e ligas ferrosas. (Murakami, 1992).

Variações de parâmetros como velocidade de agitação, porcentagem de soluto e refinadores de grão, também trazem alterações microestruturais e nas propriedades do reofundido (Ichikawa, 1998). A viscosidade aparente, por exemplo, é uma propriedade que sofre muita influência da composição química da liga principalmente nos estágios iniciais da solidificação. A figura 1.17 apresenta as variações na viscosidade aparente nas ligas Al-10%Cu, Al-24%Cu e Al-30%Cu, contra o tempo de solidificação. Observa-se que com o aumento da concentração de soluto, ocorre uma diminuição no tamanho das partículas primárias devido ao retardo no processo de coalescimento e engrossamento. Assim, espera-se que com o aumento da porcentagem de cobre, ocorra uma queda na taxa de viscosidade aparente.

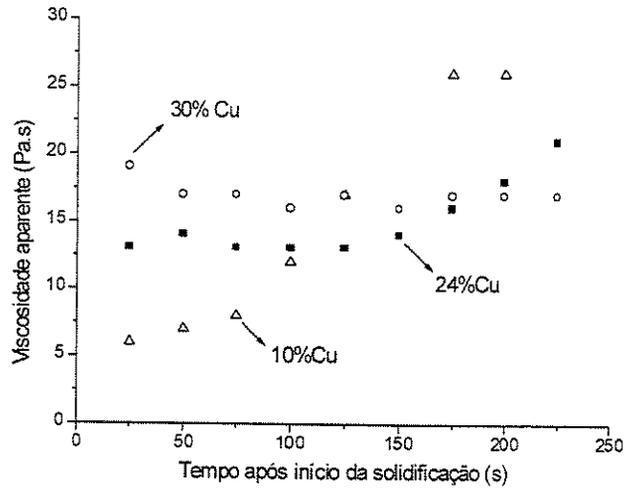


Figura 1.17. Viscosidade aparente *versus* tempo de solidificação, para diversas ligas Al-Cu. (Ichikawa, 1988).

Pode-se também fazer uma correlação entre porcentagem de soluto, velocidade de agitação e tamanho das partículas primárias, onde se observa uma diminuição no tamanho destas últimas com o aumento da porcentagem de cobre e com o aumento da agitação, conforme mostra a figura 1.18. A agitação com certeza, promove uma turbulência muito grande no banho. Este fenômeno pode contribuir para a diminuição das partículas através do aumento da frequência de choques entre elas ou entre elas e a parede do molde.

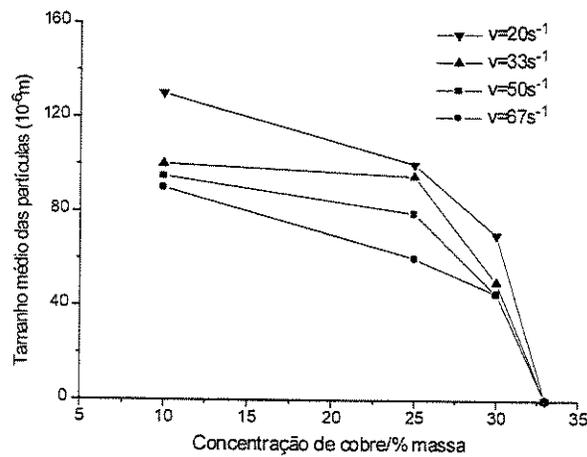


Figura 1.18. Influência de alguns parâmetros de processo no tamanho de partículas primárias. (Ichikawa, 1988).

Existem hoje, muitas especulações acerca dos fenômenos de formação de partículas primárias. Os mecanismos mais aceitos são a teoria de coalescimento das partículas e "Ostwald ripening", que são controlados por difusão através do fundido.

Wan e Sahm (1990), testando a liga Pb-37Sn analisaram a influência do tempo de agitação e da taxa de cisalhamento na microestrutura final do reofundido. Observaram que ocorre um aumento do tamanho médio das partículas primárias com o aumento da taxa de cisalhamento, tempo de agitação e com a queda na taxa de resfriamento, conforme a figura 1.19.

Esta ocorrência é atribuída à ação simultânea de fenômenos de coalescência e "Ostwald ripening", que são influenciados pelos fluxos e aglomerados de partículas, beneficiados em função da taxa de cisalhamento e do tempo de agitação, no entanto, o parâmetro que mais influencia no tamanho de glóbulo é a taxa de resfriamento empregada.

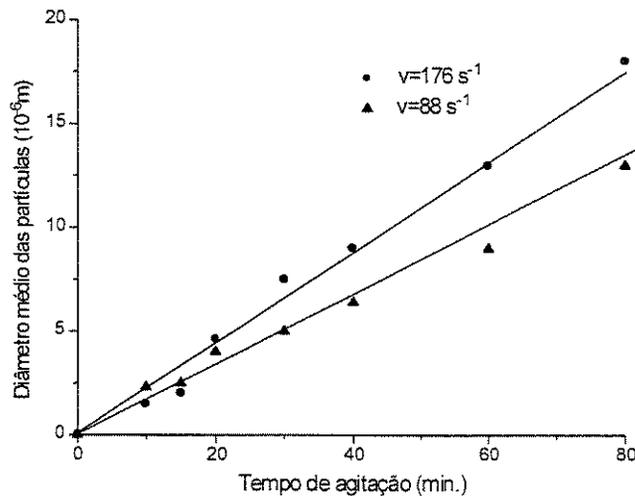


Figura 1.19. Influência de parâmetros operacionais no tamanho médio de partículas primárias (v =taxa de cisalhamento). (Wan e Sahm, 1990).

1.7 As ligas Al-Si

Ligas contendo silício como o principal elemento de liga são as mais importantes dentre as ligas de alumínio para a fundição, principalmente devido à sua alta fluidez quando elevada fração de eutético está presente. Outras vantagens, são elevada resistência à corrosão, boa soldabilidade, além do fato do Si reduzir o coeficiente de expansão térmica. Entretanto a usinabilidade deixa a desejar devido à presença de cristais de Si de elevada dureza na microestrutura. Ligas comerciais Al-Si, são disponíveis em composição hipo, eutética e hipereutética. O eutético é formado a partir de líquido contendo Al-12,5%wtSi à temperatura de 577°C e é constituído de fase alfa (solução sólida de Al contendo 1,65%wtSi) e fase beta (cristais puro de Si).

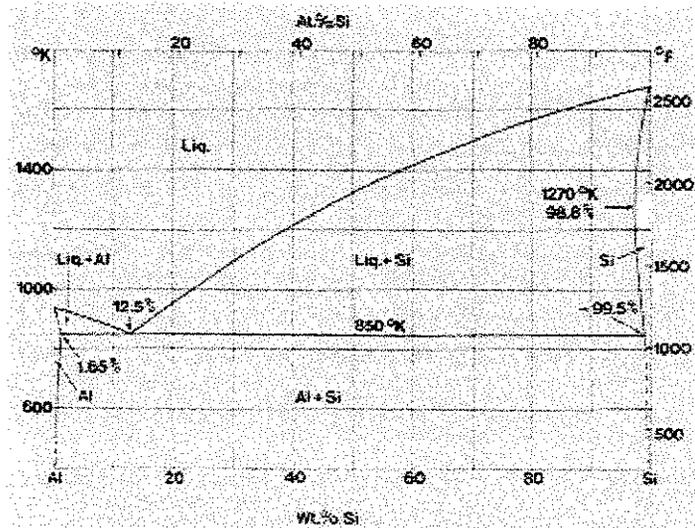


Figura 1.20 Diagrama de fase Al-Si

Velocidades de resfriamento lentas produzem microestruturas grosseiras, com o eutético se apresentando como grossas agulhas de Si numa matriz contínua de alfa. Esta estrutura é constituída de células individuais no interior das quais as partículas de Si parecem estar conectadas. Ligas contendo agulhas grosseiras de Si apresentam reduzida ductilidade dada a natureza frágil desta fase. O resfriamento rápido, como ocorre em moldes metálicos, promove o refino da estrutura e os cristais de Si, assumem morfologia fibrosa, aumentando o seu limite de resistência e também ductilidade.

O eutético pode ainda ser refinado e ter a morfologia de cristais de Si globularizada, com o uso de tratamentos de modificação estrutural, pela adição de Na ou Sr.

As ligas hipoeutéticas apresentam a temperatura ambiente, fase alfa envolta por fase eutética contendo lamelas de Al e Si. Já as ligas hipereutéticas apresentam fase beta de Si envolta por fase eutética contendo lamelas de Al e Si. A principal aplicação comercial desta liga está na produção de blocos de motores.

1.8 – Microestruturas Reofundidas

As microestruturas de reofundição podem apresentar variações, dependendo da rota utilizada para sua obtenção. Os processos que envolvem interferência na nucleação apresentam uma estrutura muito globular, pois nestes casos, não há formação dendrítica, ocorrendo somente uma intensa nucleação de sólidos esféricos, que rapidamente resfriados, chegam à temperatura ambiente totalmente globularizados.

Os processos que interferem no crescimento, já são mais limitados, pois permitem, embora em baixa escala, a formação de estruturas dendríticas que em geral não são totalmente quebradas. Desta maneira, como exemplo em casos que há agitação, a microestrutura final bruta é conhecida como estrutura pré-reofundida, formada por dendritas fragmentadas, mas que se reauecidas ao estado semi-sólido, se tornam globulares (Figura 1.21).

As ligas reofundidas por agitação, reauecidas ao estado semisólido e submetidas a um resfriamento rápido, apresentarão à temperatura ambiente uma estrutura globular e homogeneamente distribuída, podendo apresentar poças de eutético no interior dos glóbulos. Já as ligas reofundidas não-reauecidas e submetidas a um resfriamento lento, podem apresentar ainda uma estrutura dendrítica, porém fina saindo dos glóbulos, principalmente nos contornos, não ocorrendo a morfologia do tipo roseta.

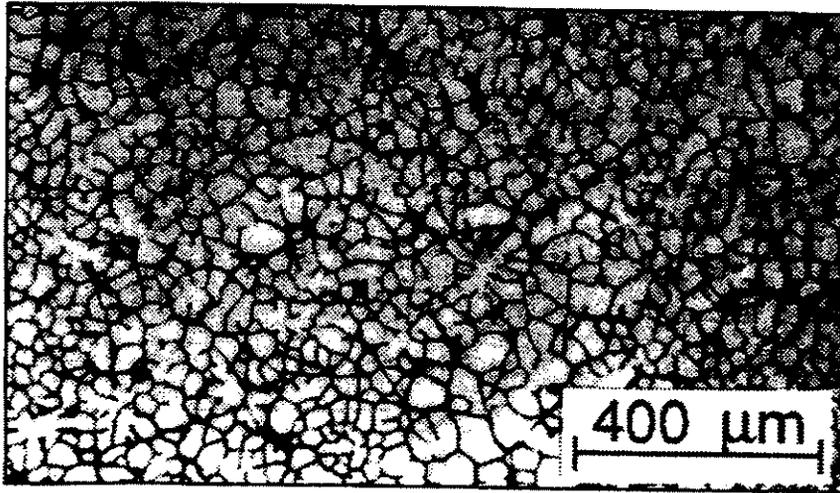


Figura 1.21. Microestrutura da liga Al-Si-7Mg refundida. (Zillgen e Hirt, 1996).

Nos processos de fusão parcial controlada, que partem de estruturas previamente dendríticas, apresentam um bom desempenho quanto à formação de glóbulos, devido a forte ação de fenômenos de engrossamento, porém podem ser formadas poças de eutético no interior dos glóbulos devido à fusão de ramos dendríticos (Figura 1.22).

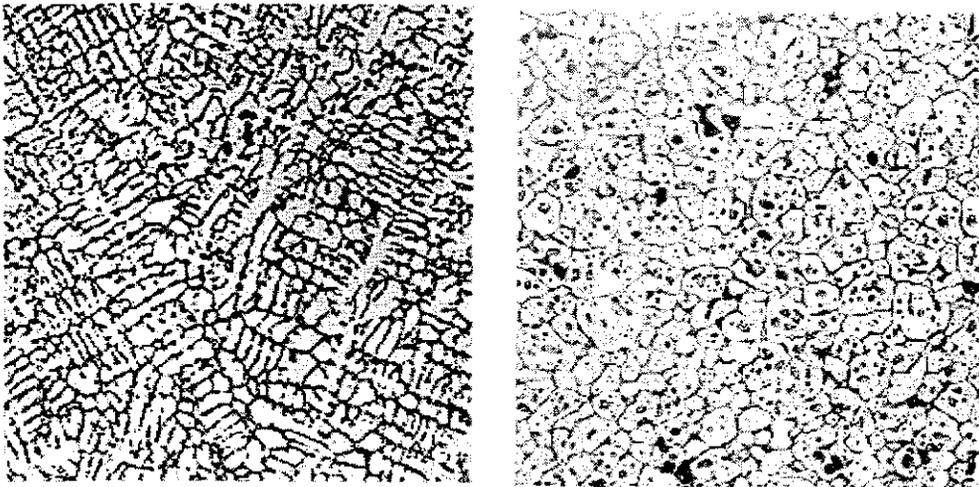


Figura 1.22. Microestruturas da liga Al-4,5 Cu: (a) estado de fundição convencional (estrutura dendrítica) e (b) no estado refundido. (Zoqui, 1995).

O uso de refinadores de grão, também pode gerar estrutura globular, porém a ação isolada destes não promove a globularização total (Paes, 1999). A figura 1.23 apresenta a microestrutura da liga Al-4,5%wt-Cu fundida convencionalmente com adição do refinador de grão, Al-5%wtTi-1%wtB.

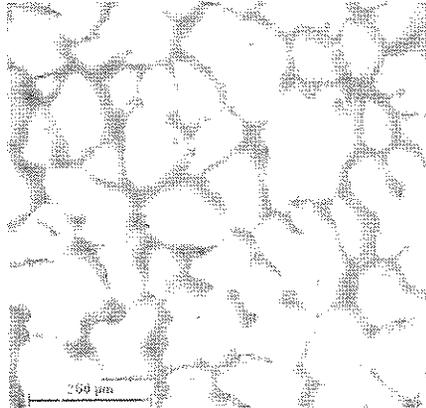


Figura 1.23. Liga fundida convencionalmente com adição de refinador de grão. (Paes, 1999).

Observe que a estrutura não é totalmente globular com fator de forma igual a 2,13 (o fator de forma é uma medida que indica o quanto esférico é um grão ou glóbulo. É definido como sendo a área de uma esfera perfeita pela área que está sendo analisada). Porém, a ação da agitação eletromagnética aliada ao uso do refinador, promove uma globularização ainda maior, levando o fator de forma a um valor de 1,72., conforme figura 1.24.

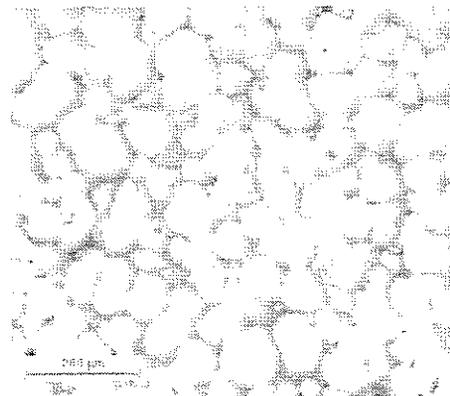


Figura 1.24. Liga Al-4,5%wtCu reofundida por agitação eletromagnética com refinador de grão Al-5%wtTi-1%wtB. (Paes, 1999).

Utilizando agora somente a agitação eletromagnética, sem refinador, observamos que a globularização ainda é maior comparado com o uso isolado do refinador, com fator de forma igual a 1,75, porém menor do que a ação do refinador junto com a agitação (figura 1.25).

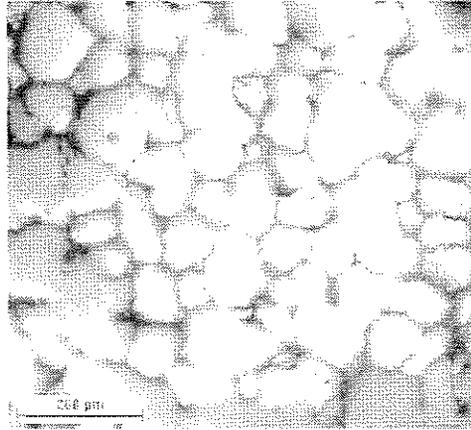


Figura 1.25. Liga refundida por agitação eletromagnética. (Paes, 1999).

Capítulo 2 - Materiais e Métodos

2.1 Caracterização do material utilizado

A liga utilizada para este trabalho, foi a liga A356 cuja especificação está mostrada na tabela 2.1, fornecida pelo fabricante Sulina Metals S/A. Esta liga, fornecida em lingotes de 8kg, foi cortada em tamanhos menores devido a limitação do tamanho do forno e dos cadinhos utilizados. Assim, a massa utilizada durante os experimentos foi de 2,7kg. A análise térmica diferencial realizada no laboratório de caracterização mostrou que a temperatura *liquidus* da liga é de 609°C e a *solidus*, 554°C, ou seja, uma faixa de temperatura semisólida de 55°C.

Tabela 2.1 Especificação da liga A356, conforme fabricante.

Especificação da liga A356 (%peso)						
Si	Mg	Cu	Zn	Mn	Fe	Ti
6,5-7,5	0,25-0,45	0,2max.	0,1max.	0,1max.	0,2 max.	0,2max.

2.2 A lingoteira

A lingoteira utilizada nos testes foi confeccionada a partir de chapas de aço inoxidável 304 austenítico, devido ao caráter não-magnético deste material, que implica na ausência de interferência no campo magnético responsável pela agitação. Possui uma forma cônica (a fim de

facilitar a desmoldagem do lingote) e seção transversal circular com 45mm de diâmetro inferior, 60mm de diâmetro superior e 600mm de altura conforme mostra figura 2.1. As lingoteiras, ainda possuem quatro pinos guias externos, que garantem sua integridade de movimento quando a mesma entra no campo magnético.

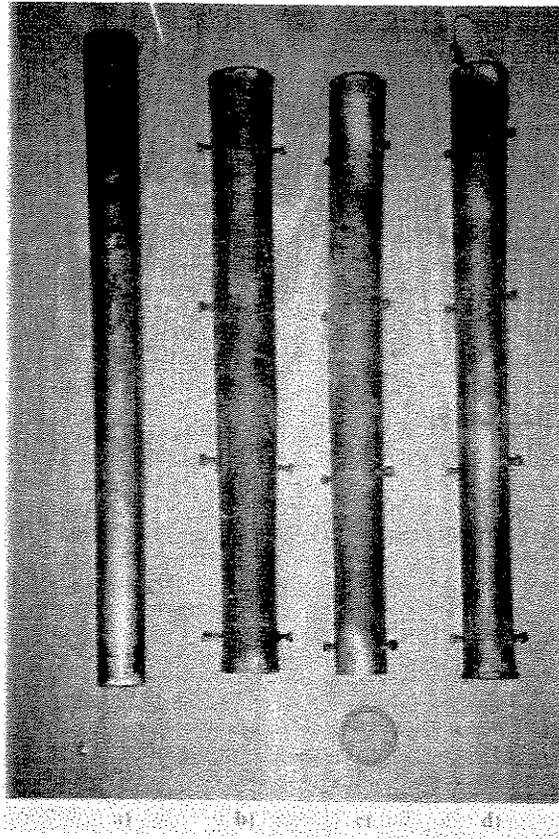


Figura 2.1 Lingoteira utilizada nos testes. (a) macho utilizado na confecção da lingoteira, (b) e (c) lingoteira desmontada, (d) lingoteira montada.

2.3 O equipamento

O equipamento utilizado (Figura 2.2) é composto por uma estrutura de sustentação, uma seqüência de bobinas (indução eletromagnética), um forno de espera, o motor redutor, o sistema de refrigeração, um sistema de aquisição e controle de dados e um sistema de potência. Este equipamento permite a produção, por lingotamento semi-contínuo, de tarugos a partir de 2,7kg e 500mm de comprimento. O sistema de aquisição, controle e potência, permitem que a operação

possa ser realizada manualmente ou via computador, sendo que por esta última, há a garantia de estabilidade da potência do motor e da descida da lingoteira, tudo isso, graças a um avançado sistema eletrônico.

A estrutura de sustentação foi construída de cantoneiras em L de aço carbono de 55x55x3mm com 2m de altura e 550mm de largura.

O forno de espera possui 600mm de altura, 450mm de diâmetro externo, 300mm de diâmetro interno sendo internamente revestido com uma camada de 150mm de manta silico-aluminosa. Este forno que teria a função de manter a temperatura do metal no estado líquido acabou não sendo utilizado, pois para as ligas testadas, a temperatura manteve-se suficientemente alta para a realização do teste.

Uma seqüência de bobinas (motor 4 H.P.) esta localizada logo abaixo da câmara isolante, que tem como função, gerar o campo magnético responsável pela agitação eletromagnética do metal líquido. Devido à disposição das bobinas, a agitação eletromagnética gerada é do tipo horizontal, como citado no item 1.5.2 a) e pode sofrer alteração no sentido do campo devido à presença do modulo de controle eletrônico, que altera o sentido da corrente.

O motor e o conjunto redutor são responsáveis pelo movimento ascendente e descendente da lingoteira, é alimentado por uma fonte de 12V passível de calibração para até 12 velocidades de subida e descida auxiliada por um cabo de aço de 1,2mm de espessura.

O sistema de refrigeração envolve uma serpentina de cobre acoplada após a seqüência de bobinas que resfria a lingoteira com jatos de água.

O sistema de aquisição e controle de dados é formado por uma placa multiplexadora analógica de 16 canais, uma placa de aquisição de dados e um microcomputador. A adoção deste sistema permite que o computador, com uma mesma placa de aquisição, possa trabalhar com diferentes tipos de entradas de dados como a análise de voltagem e da amperagem do sistema de indução, dados de temperatura, dados de carga estática ou dinâmica e outros.

A placa multiplexadora permite a entrada dos dados de milivoltagem de até 16 termopares e a transformação dos mesmos em digitais. Ela é composta de um conjunto de módulos que permitem a seleção do canal a ser utilizado, um sensor LM 35 para a determinação da temperatura ambiente e de um amplificador. O amplificador permite a adequação do sinal dos termopares (milivolts) até os níveis da placa de aquisição (volts).

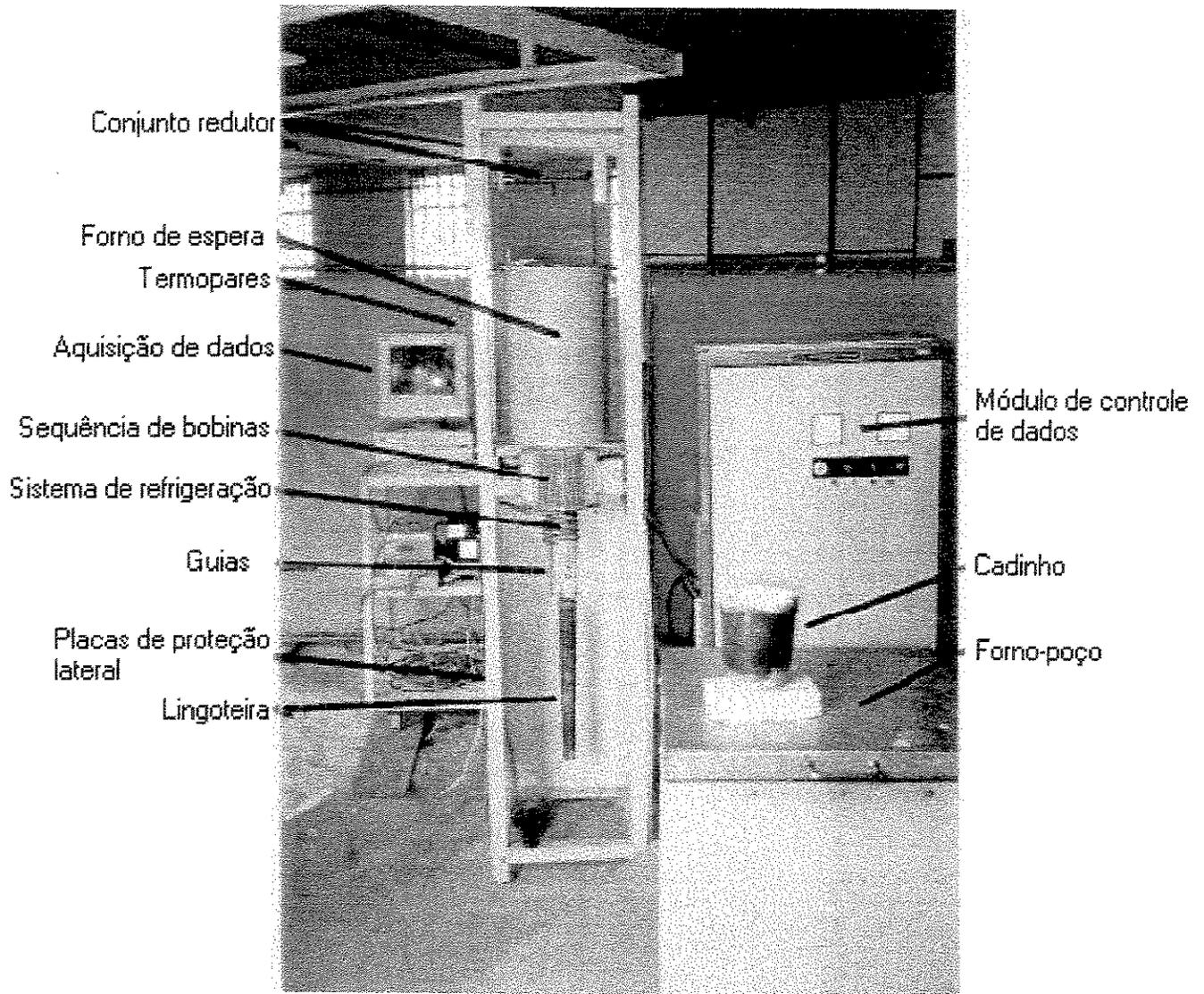


Figura 2.2. Esquema geral do equipamento.

O sistema de potência é composto por um variador tiristorizado de corrente alternada que permite a variação da potência trifásica entregue a uma carga (neste caso, o motor de 4H.P.). Para

isto, recebe sinais de entrada de uma unidade de disparo que recebe o sinal de sincronismo da rede trifásica e gera sinais de disparo para a unidade de potência. Quando em modo manual, a referência externa permite variar a tensão aplicada à carga e a base de tempo ajusta o período de inversão do sentido de agitação/rotação. No modo automático, estas funções (ou ajustes) são implementadas através do computador. O condicionador de sinais adequa os níveis de tensão e corrente do barramento de alimentação (0 a 220 Volts) aos exigidos pela placa de aquisição de dados. Através do modo manual ou automático é escolhido um ângulo α de disparo que determinará a potência trifásica induzida, quanto menor o ângulo escolhido, maior a voltagem eficaz aplicada ao sistema. O que este sistema faz na realidade é escolher o período, ou melhor, o tempo de aplicação da corrente à carga, desta maneira, pode-se variar a tensão (0 a 60V) e conseqüentemente a potência (0 a 1200W). Um software de aquisição e controle foi exclusivamente desenvolvido para este trabalho de tal maneira a ser de simples operação e ainda permitir total controle do sistema de lingotamento semi-contínuo, conforme figura 2.3.

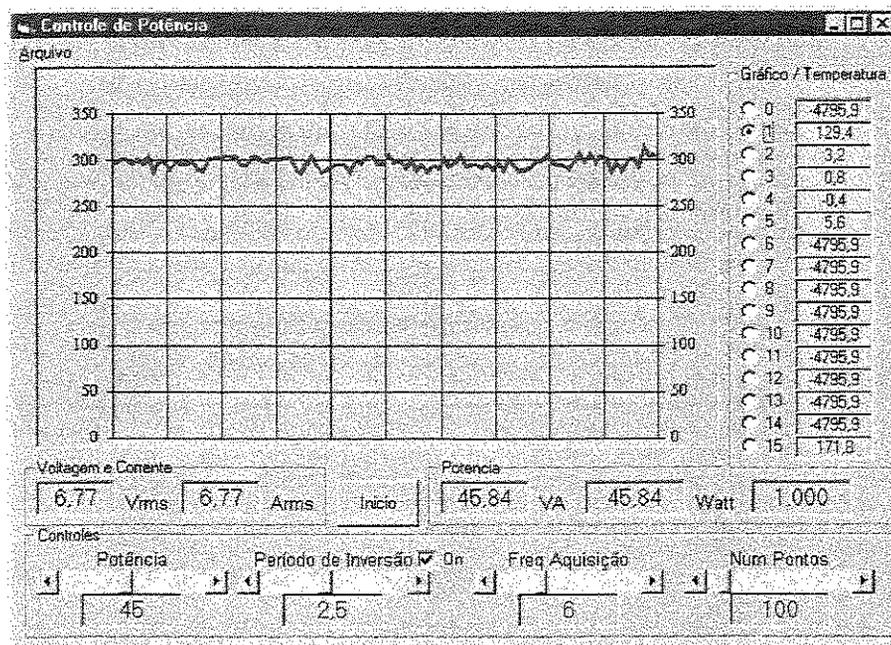


Figura 2.3. Tela de apresentação do software de controle do sistema de potência.

2.4 Termopares

O equipamento conta com a monitoração de 5 termopares durante a realização dos testes, sendo:

- Monitoramento da temperatura da seqüência de bobinas (1 unidade)
- Aquisição e mapeamento de temperatura ao longo do lingote (3 unidades)
- Temperatura no topo interno da lingoteira (1 unidade)

A única diferença entre a função destes dispositivos e que os três responsáveis pela aquisição e mapeamento de temperatura, são de diferentes tamanhos e estão inseridos no material líquido tocando o fundo da lingoteira. Assim, à medida que a lingoteira desce, o menor termopar tem seu curso finalizado já de início, pois ele tem 60mm de comprimento, o mesmo tamanho da lingoteira. Este termopar permite saber em qual temperatura o metal líquido entra no sistema de agitação. Em seguida começa a atuar outro termopar de tamanho 700mm. Este termopar permite nos saber a temperatura do metal líquido no centro a agitação. Ao fim do mesmo, entra em ação um termopar de 800mm que fornece a temperatura do metal na saída da seqüência de bobinas.

O termopar acoplado na seqüência de bobinas tem como função, informar a temperatura das bobinas, que não devem ultrapassar o valor de 80°C, a fim de manter sua integridade.

O termopar inserido no topo interno da lingoteira tem como função medir a temperatura do banho em sua extremidade superior, a fim de observar a homogeneidade de temperatura desde o fundo do banho até o topo.

Desta maneira, foi possível mapear a temperatura do metal líquido ao longo do tempo de ensaio e assim, determinar em que temperatura o metal líquido entra na agitação (temperatura esta, que deve estar dentro da região semi-sólida). Além disso, foi verificado que não existe um gradiente significativo de temperatura do fundo do lingote ao topo, durante o teste. A figura 2.4 apresenta um teste preliminar realizado para mapear a temperatura do lingote com agitação na potência de 900W e na velocidade de 1cm/s.

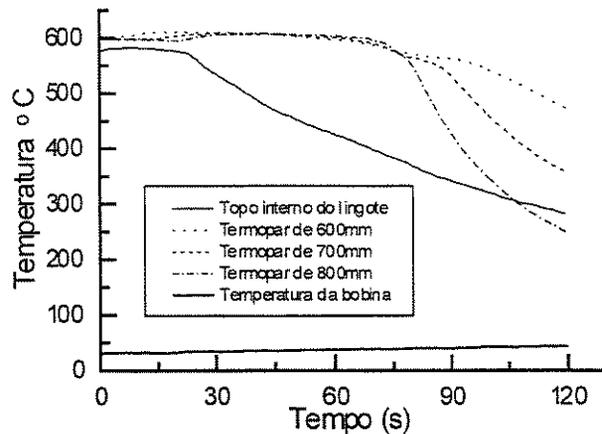


Figura 2.4. Curva dos termopares de imersão.

Observou-se também, que a temperatura da bobina não aumenta o suficiente para causar danos chegando a atingir um valor máximo de 44°C nesta potência. Como os três termopares partem da mesma posição, ou seja, tocando o fundo da lingoteira, a distância do fundo da lingoteira ao início da agitação é de 12cm, a velocidade de descida é de 1cm/s e que a faixa semi-sólida da liga vai de 609°C a 554°C , observa-se então com a figura 2.4, que o metal entrou na agitação com uma temperatura dentro da região desejada, o que é fundamental para promover estruturas reofundidas por agitação eletromagnética.

2.5 Procedimento experimental

A massa da liga utilizada foi constante em 2,7kg, fundida em forno poço até 700°C e vazada numa lingoteira já pintada internamente com alumina (QF 180 Carbolane) a fim de facilitar a desmoldagem. A lingoteira é aquecida à temperatura de 650°C para evitar uma solidificação previa durante o vazamento, em seguida, é içada por um cabo de aço acionado por um motor acoplado ao equipamento, até a câmara isolante. No mesmo momento, quatro termopares de quatro diferentes tamanhos são inseridos no banho e a temperatura monitorada até atingir o valor de 600°C , onde se inicia o teste. O sistema de descida é então ligado juntamente com o sistema de aquisição de temperatura, o controle de potência (com intervalo de inversão do campo magnético de 5,0 segundos) e a refrigeração. Após o resfriamento em água até a

temperatura ambiente, a lingoteira é desacoplada do equipamento e o lingote já solidificado, é retirado com auxílio de um punção.

Em seguida, são retiradas três amostras do lingote em três regiões distintas como mostrado na figura 2.5, e em seguida, caracterizadas macro e microestruturalmente.

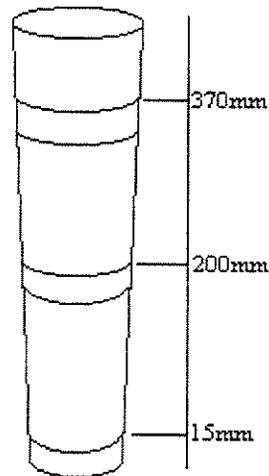


Figura 2.5 Representação geral da retirada das amostras ao longo do lingote.

2.6 Planejamento Experimental

Foi utilizada somente a liga A356. Foram utilizadas quatro potências de agitação, considerando potência zero para as fundidas e duas velocidades de descida: 1cm/s e 3cm/s.

A justificativa para trabalhar com três valores de potência reside no fato de que as potências de valores 600W e 1200W, correspondem respectivamente aos limites inferiores e superiores da capacidade do equipamento e a 900W, a um valor intermediário.

O planejamento utilizado vem demonstrado na figura 2.6.

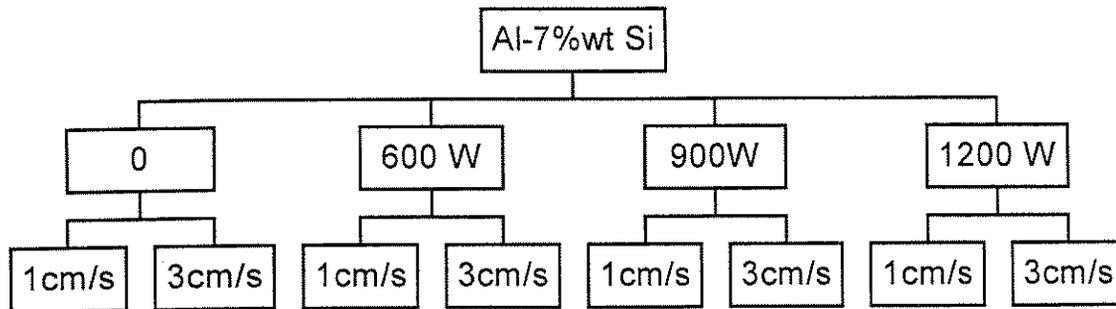


Figura 2.6 Planejamento experimental.

A justificativa do uso de duas velocidades de descida é baseada no fato de se tratar de duas velocidades extremas para operações de lingotamento do equipamento: 1cm/s e 3cm/s.

Para cada condição foram utilizadas três réplicas, totalizando 24 ensaios.

Ferramentas estatísticas foram utilizadas para planejar os experimentos, que além de padronizarem os testes, também tornam a análise dos resultados muito mais confiáveis.

Os testes contam com duas variáveis de influência:

- Potência das bobinas
- Velocidade de descida da lingoteira

E cinco variáveis de resposta:

- Tamanho de grão
- Tamanho de glóbulo
- Espaçamento interdendrítico
- Fator de forma
- Teor de segunda fase

Tem-se então, quatro níveis (quatro potências) e duas variáveis, se adequando a um planejamento experimental do tipo fatorial com dois fatores. Em função disso, pode ser determinado a tabela de ensaios com as duas variáveis de influência, possibilitando a investigação da ação isolada de cada uma sobre a variável de resposta, tanto como a interação entre duas ou três delas (tabela 2.2).

Tabela 2.2 Tabela de ensaios

Potência	Velocidade de descida	
	1cm/s	3cm/s
Zero	1 2 3	4 5 6
600	7 8 9	10 11 12
900	13 14 15	16 17 18
1200	19 20 21	22 23 24

Foi utilizado um número inicial de três réplicas para cada condição, pois se trata de um equipamento novo onde não se conhece alguns parâmetros, como o desvio padrão das medidas. O grau de confiança ($1-\alpha$) foi estabelecido como sendo de 75%, levando em consideração os erros dos dispositivos como termopares, indicadores e controladores de temperatura, controlador de velocidades e outros. Desta forma, as réplicas foram numeradas de 1 a 24 e sorteadas aleatoriamente. Após a realização dos testes, foi calculado o número ideal de amostras, aplicando o teste de Chauvenet. Assim, alguns valores de algumas réplicas foram descartados e em função disso, calculada uma nova média. Em seguida, os resultados foram tratados estaticamente utilizando planejamento fatorial de dois fatores, que utiliza a distribuição F como meio de análise (anexo 1). As médias foram comparadas verificando a influência dos fatores nas variáveis de resposta e as justificativas para tais comportamentos foram abordadas metalurgicamente.

2.7. Caracterização macroestrutural e microestrutural

As amostras têm espessura fixa em 15mm e foram lixadas com lixas d'água com granulometria 320, 400 e 600 para as macroestruturas e atacadas com CuCl_2 15% e HNO_3 50%. Em seguida, as amostras foram fotografadas e medidas seus respectivos tamanho de grão em

microscópio ótico de acordo com a norma ASTM E112-95, método dos interceptos, em sete regiões aleatórias da amostra. Nas microestruturas, as amostras foram lixadas até granulometria 1200 e polidas com pasta de diamante de granulometria 6μ e 1μ . Em seguida, as amostras foram atacadas quimicamente com HF 0,5% por 20s. A caracterização microestrutural envolveu as medidas de tamanho de glóbulo, teor de segunda fase, fator de forma e espaçamento interdendrítico, realizadas por meio de um microscópio ótico NEOPHOT.

O teor de silício eutético foi medido através de análise digital de imagens que trabalha com diferença de contrastes e que para este fim, apresenta bons resultados, utilizando sete regiões de análise. Já para medidas de tamanho de glóbulo, o software apresenta erros ao identificar contornos e matrizes, assim, para estas variáveis utilizou-se o método manual de acordo com a norma ASTM E112-95, método dos interceptos (contagem do número de contornos por linha), em sete regiões aleatórias da amostra e em três direções diferentes conforme figura 2.7. Para o fator de forma, também foi utilizado o analisador de imagens por apresentar resultados confiáveis, em sete regiões distintas.

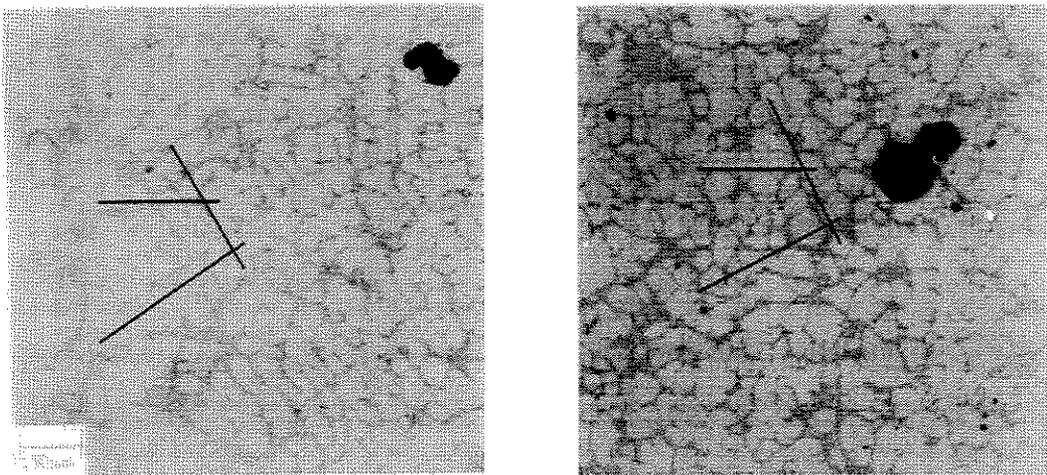


Figura 2.7. Ilustração do método dos interceptos.(a) espaçamento interdendrítico e (b) tamanho de glóbulo

As macrografias foram realizadas com o auxílio de uma máquina fotográfica modelo conectada a uma lente de macro de 2x de aumento. As micrografias foram realizadas com auxílio e uma câmera fotográfica conectada ao microscópio ótico NEOPHOT utilizando aumentos de 25x e 50x.

Capítulo 3 - Resultados e Discussões

3.1 Caracterização macroestrutural

3.1.1 Análise estatística

Através da análise estatística, foi possível determinar a ocorrência ou não, da influencia das variáveis testadas (potência e velocidade de lingotamento) no processo. As equações utilizadas na análise estatística, estão no anexo 1.

A tabela 3.1, apresenta os resultados finais respectivos ao F_0 . Nas condições onde F_0 for superior ao valor de 1,51, isto significa que a variável influencia no processo, caso contrário, ela não influencia. As amostras de fundo foram descartadas da análise devido aos fatores descritos no item 3.1.2.

Tabela 3.1. Valores de F_0 respectivos ao tamanho de grão

	Velocidade de lingotamento	Potência	Interação
Meio	0,01	27,52	1,3
Topo	0,02	59,25	0,68

Assim, podemos observar que somente a potência de agitação influencia no tamanho de grão. Não existindo ação da velocidade de lingotamento sobre a macroestrutura, nem mesmo

interação entre os dois fatores. O método dos contrastes (anexo 1) também foi aplicado a fim de comparar as médias dos tratamentos (potência) e foi observado que todas elas diferem entre si, sendo possível agora graficamente, determinar qual delas mais influenciou no processo. Desta maneira, em função desses resultados, é possível especular os fenômenos física e metalurgicamente, conforme próximo item.

3.1.2 Análise metalúrgica

As amostras de fundo meio e topo do lingote, apresentaram diferenças quanto ao aspecto morfológico, do ponto de vista macroestrutural. As amostras fundidas, de forma geral, apresentaram uma estrutura granular mais grosseira, com grãos maiores do que as reofundidas pois essas últimas por serem agitadas, sofrem uma ação de refino que tendem a diminuir o tamanho dos mesmos.

Observa-se que em todos os casos referentes à estrutura reofundida, as amostras do fundo do lingote apresentam grãos grandes e a tendência é o refino aumentar em direção topo em função da menor massa a ser agitada, que ocasiona maior turbulência e conseqüente redução no tamanho de grão. As amostras de fundo apresentaram um granulação maior devido ao fato de que a massa de metal no fundo da lingoteira é grande, não ocorrendo turbulência suficiente para quebrar os núcleos em formação. Além disso, quando a lingoteira é içada até o forno de espera, existe uma fluxo de ar ascendente, ou seja, o fundo é continuamente resfriado pelo ar, solidificando-se antes do restante do lingote porém, com uma menor taxa de resfriamento (quando comparada com a taxa de resfriamento do meio e do topo do lingote), gerando grãos maiores. Assim, parece existir a ação de dois fenômenos atuando na formação da macroestrutura no fundo do lingote, sendo que o fator massa deve ter uma influencia maior.

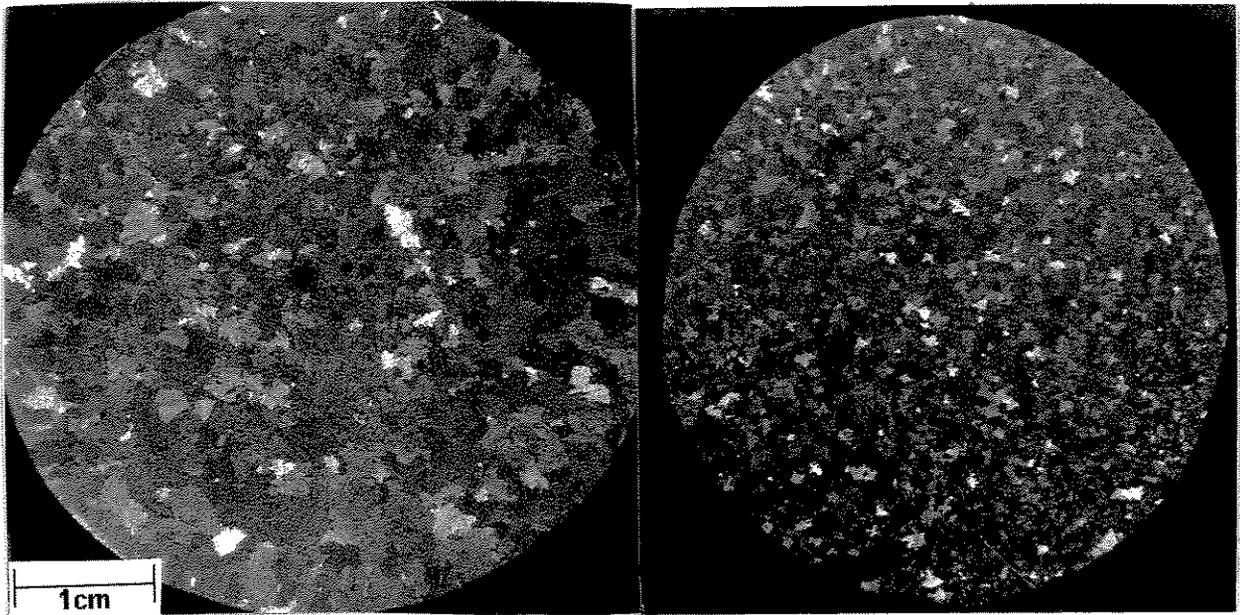
As figuras 3.1, 3.2 e 3.3, apresentam as macrografias da liga A356 em função da região do lingote e da potência utilizada para a velocidade de lingotamento de 1cm/s. A figura 3.1 apresenta as amostras de fundo do lingote onde observamos uma estrutura grosseira porém, homogênea devido ao efeito da agitação, embora pouco pronunciado. A figura 3.2 mostra as amostras de meio do lingote, onde observamos claramente a ação da agitação sobre a macroestrutura da liga,

devido a ação de refino imposta por aquela. No entanto, o maior refino dificulta a visualização macroscópica, pois os grãos se tornam muito pequenos, além disso, os valores analisados tratam-se de valores médios e analisados em regiões aleatórias de cada amostra.

A figura 3.3, apresenta as macrografias de topo do lingote onde observamos, com uma análise minuciosa em comparação com as amostras de fundo e meio, que realmente existe um refino maior no topo do lingote e também uma maior homogeneidade. Outro ponto notável é a figura 3.3 (a), onde observamos três grandes vazios no centro da amostra que são nada mais do que as marcas dos termopares no momento em que o teste se encerra e os mesmos são retirados do metal semi-sólido.

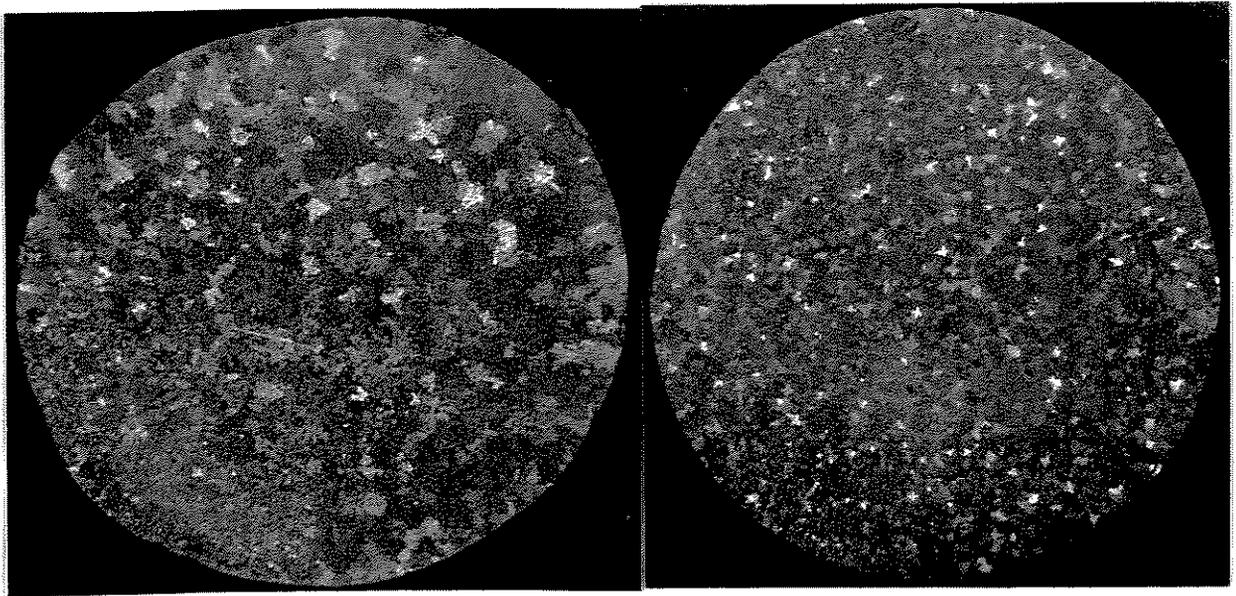
Um aumento da porosidade pode ser observado em direção ao topo, pois com o aumento da potência e com a diminuição da massa a ser agitada, maior é a possibilidade de formação de bolhas de ar no metal semi-sólido pela inclusão de gases atmosféricos ou pela evolução do gás já contido na amostra em direção ao topo do lingote. Logo, embora a microestrutura tenha melhorado em direção ao topo a porosidade aumenta, de forma não desejada

As figuras 3.4, 3.5 e 3.6, apresentam as macrografias da liga A356 em função da região do lingote e da potência utilizada para a velocidade de lingotamento de 3cm/s cujos comentários, são os mesmos da velocidade de 1cm/s, pois não foi observada diferença significativa entre as velocidades de lingotamento.



(a)

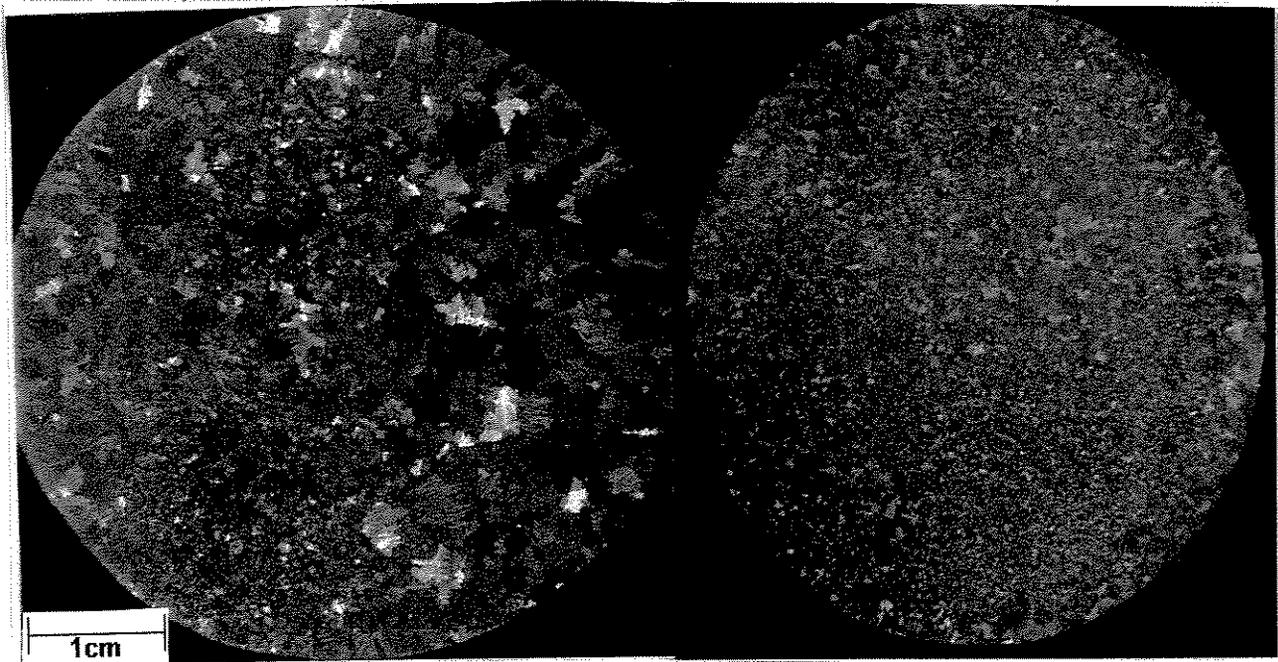
(b)



(c)

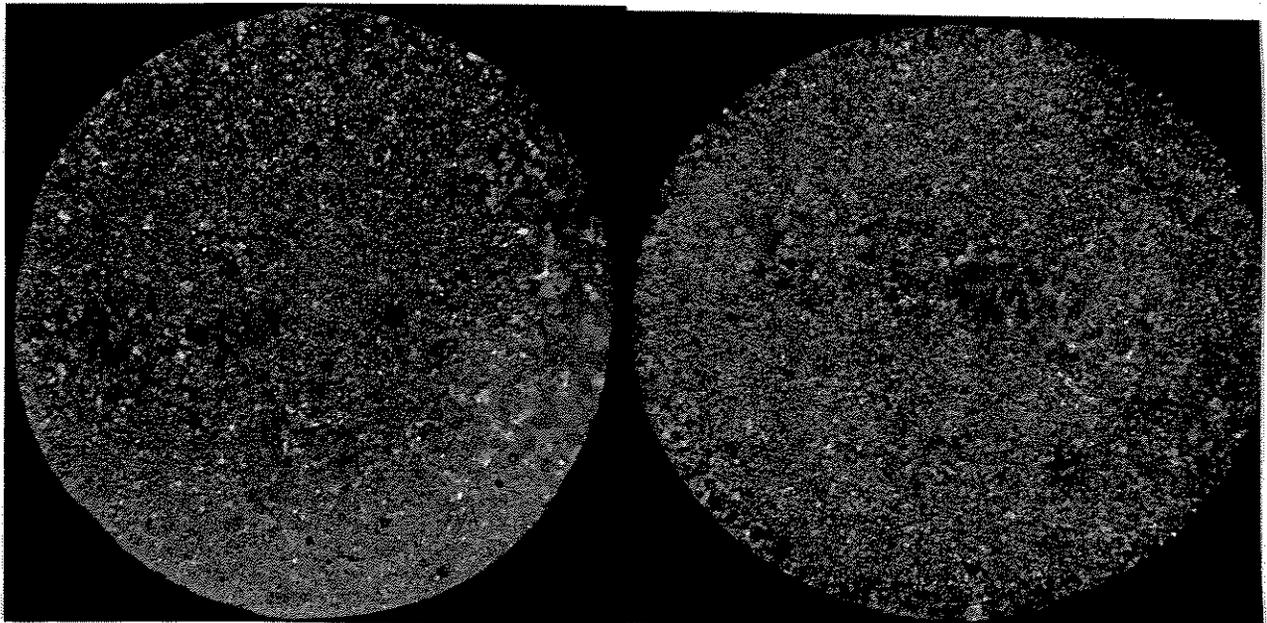
(d)

Figura 3.1 Macrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (2x)



(a)

(b)



(c)

(d)

Figura 3.2 Macrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (2x)

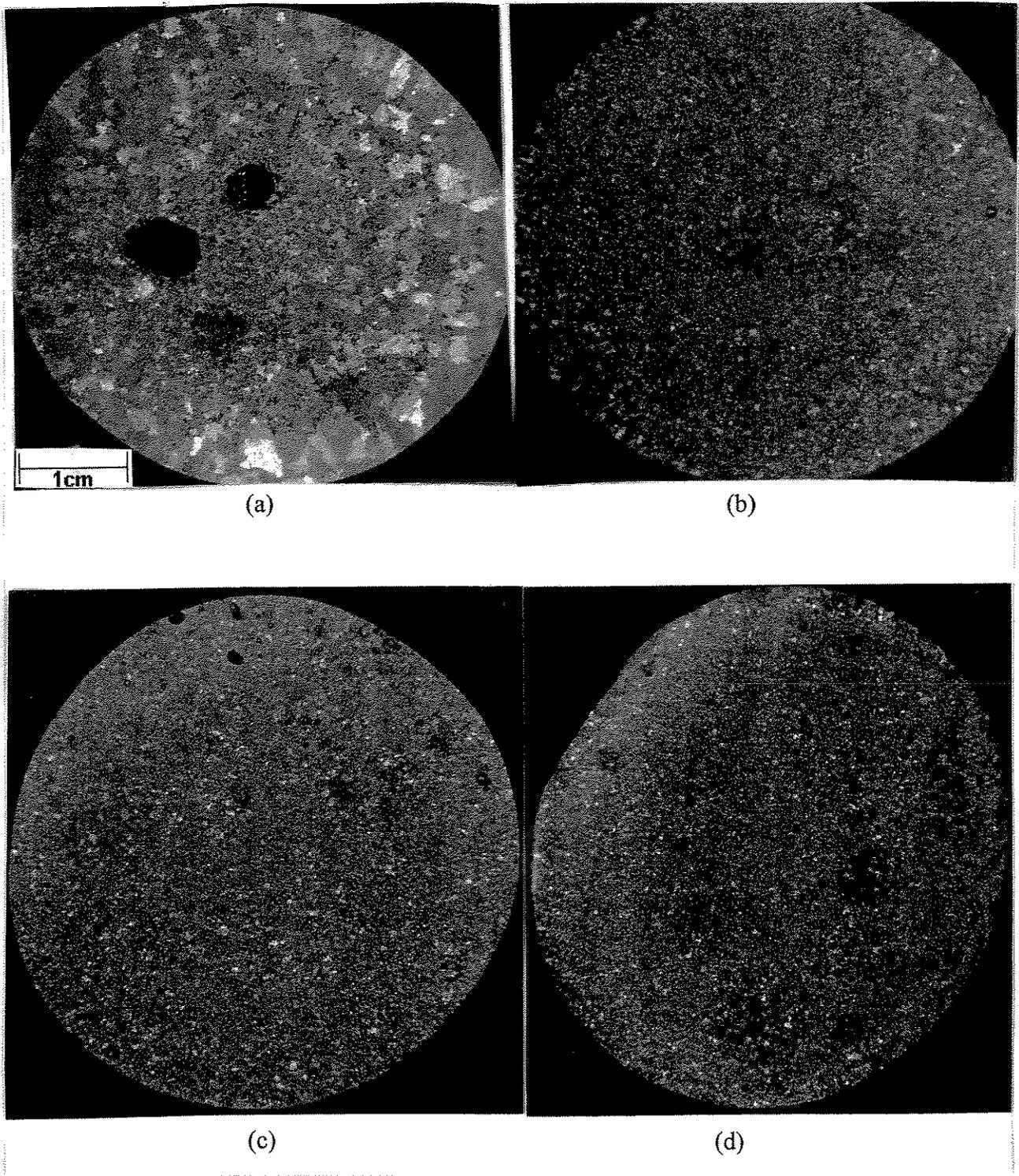
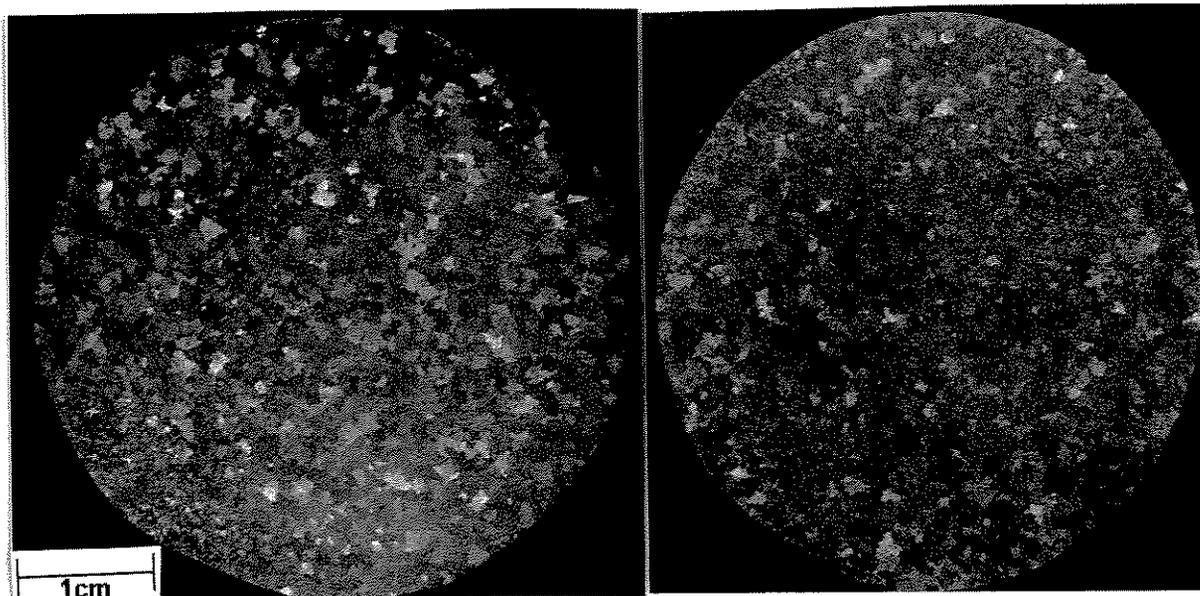
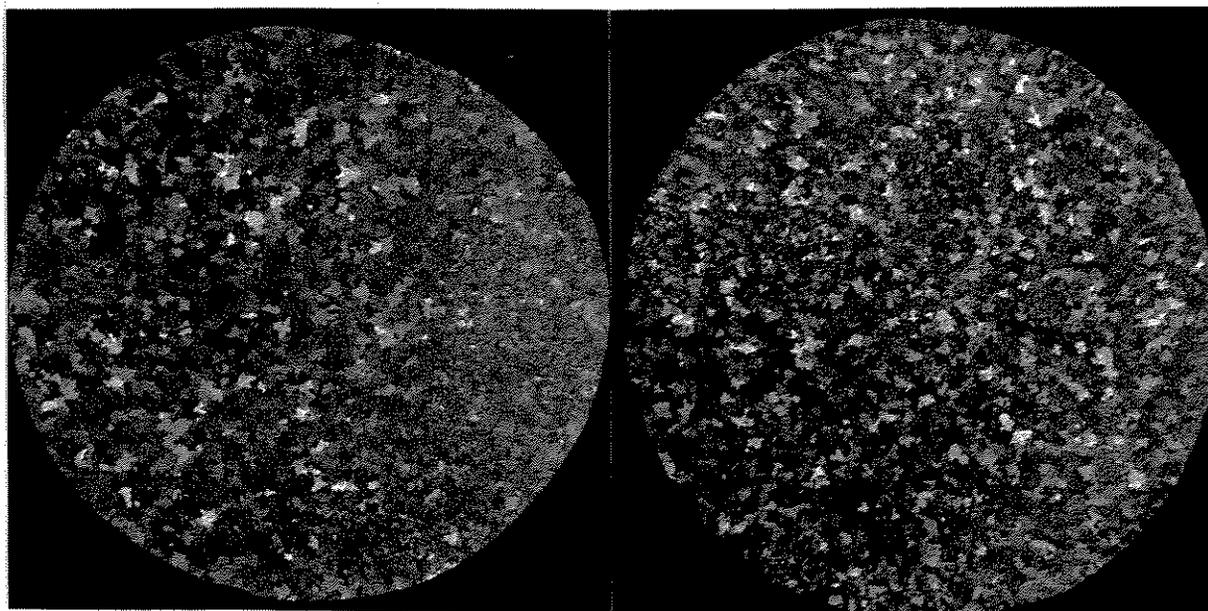


Figura 3.3 Macrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (2x)



(a)

(b)



(c)

(d)

Figura 3.4 Macrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (2x)

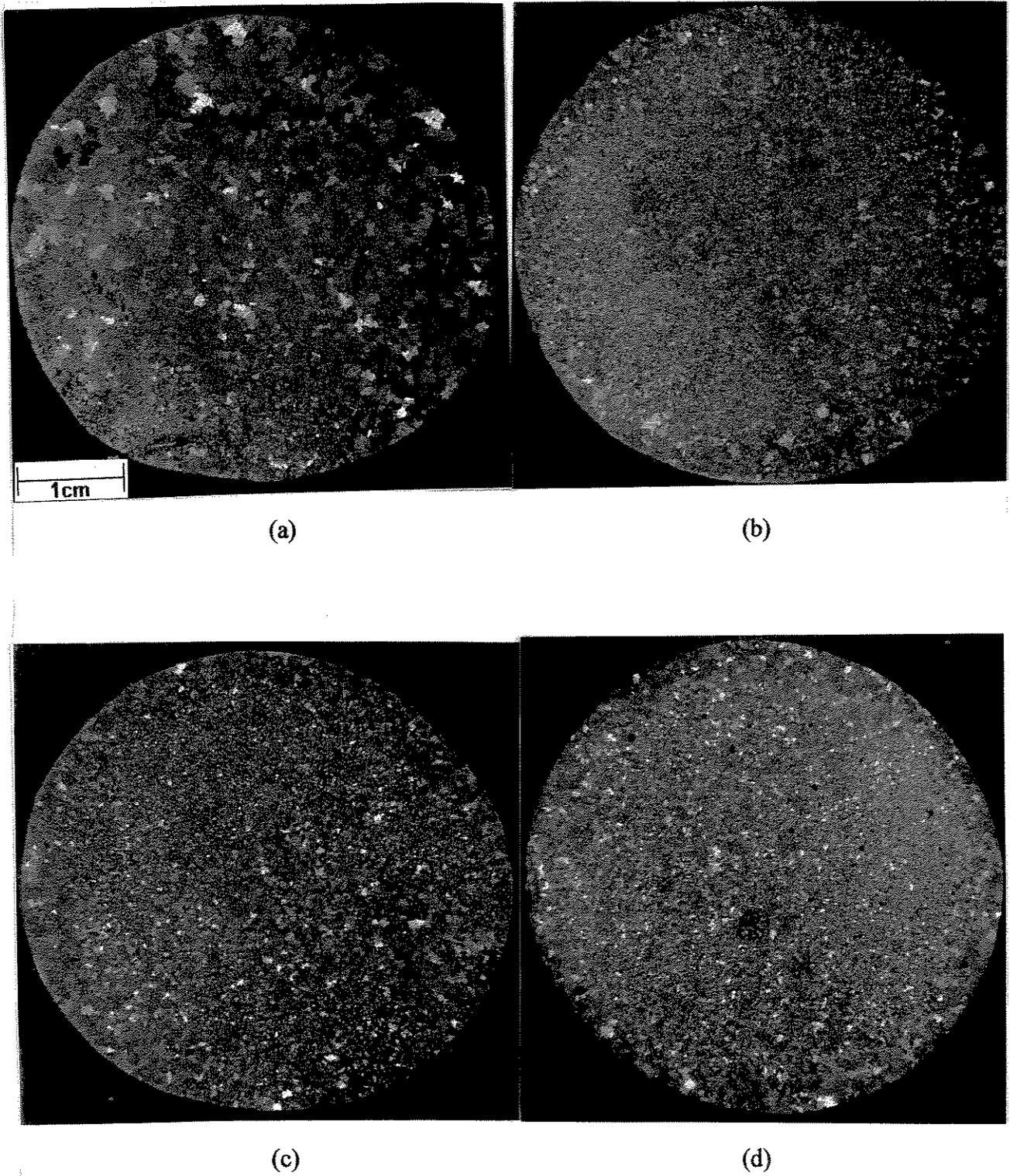
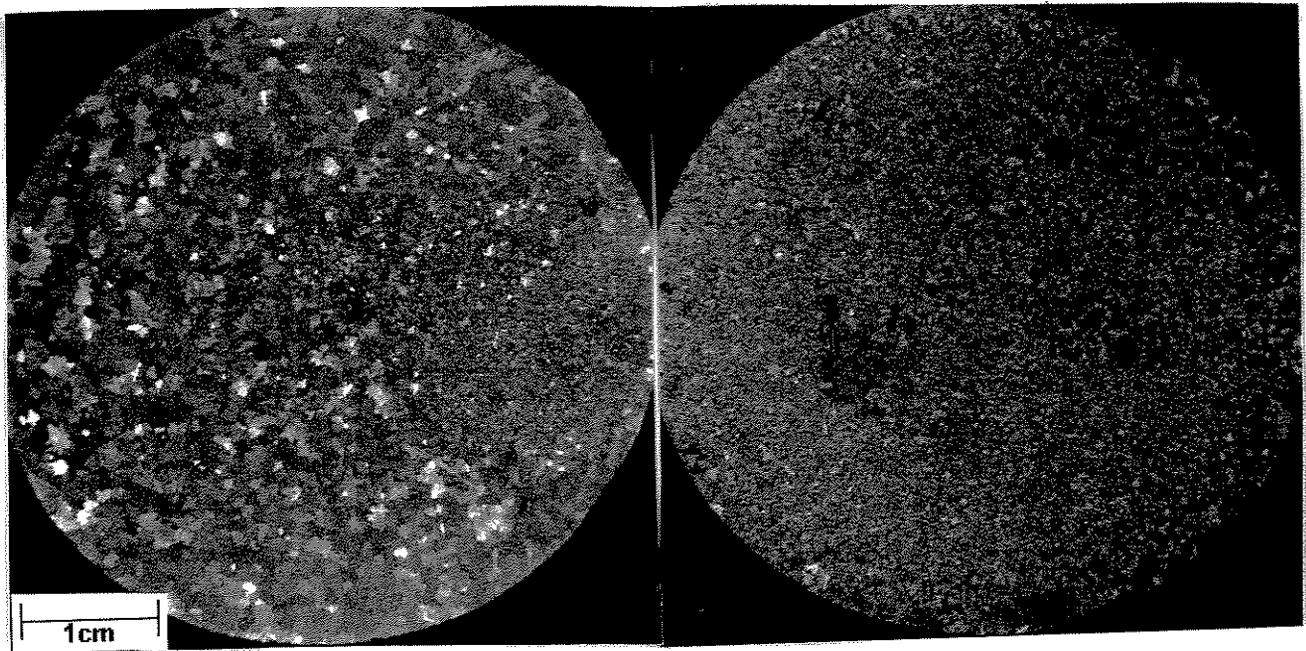
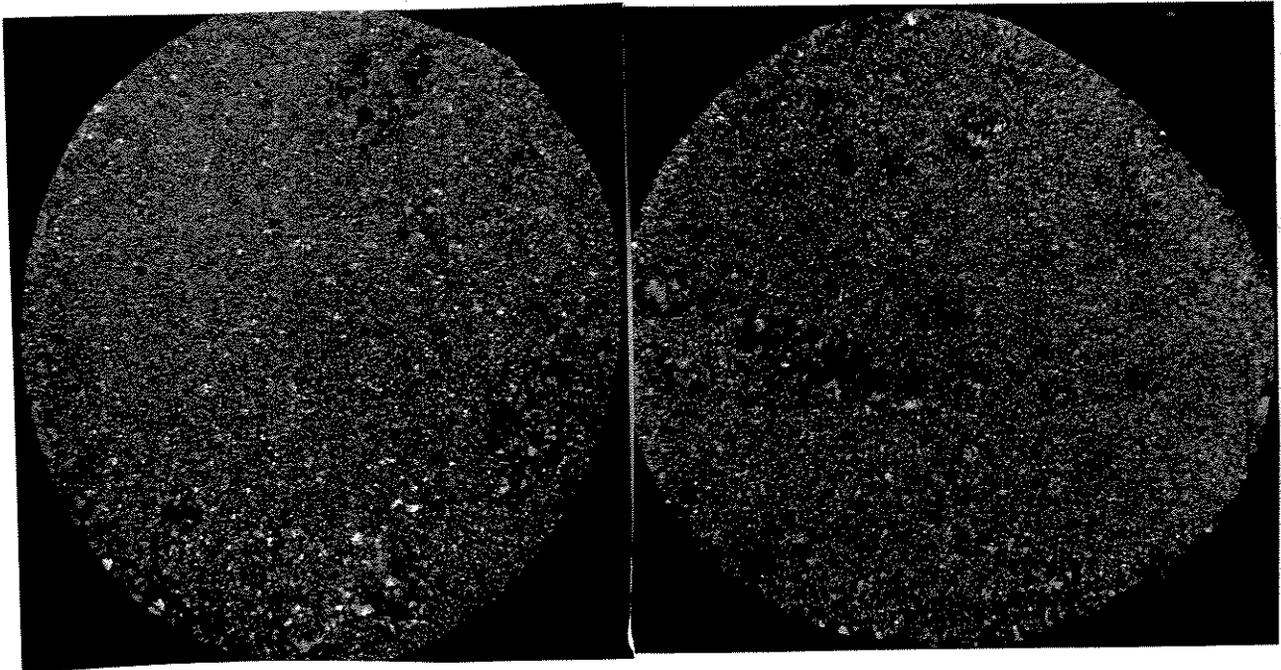


Figura 3.5 Macrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (2x)



(a)

(b)



(c)

(d)

Figura 3.6 Macrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (2x)

O anexo 2, contém todas as contagens para o tamanho de grão em função da velocidade de lingotamento, da potência de agitação e da posição ao longo do lingote, apresentando os valores das três réplicas.

A tabela 3.2, mostra os tamanhos médios de grão em função dos parâmetros analisados. As amostras de fundo serão desconsideradas neste trabalho, devido à pouca eficiência de agitação nesta posição. Observa-se de uma forma geral, que o tamanho de grão tende a diminuir à medida que a potência aumenta e em direção ao topo. Quanto maior a potência, maior a agitação e a turbulência criada dentro da lingoteira, com isso, os núcleos sólidos que estão se formando nas paredes da lingoteira são arrancados continuamente e o que se tem é uma maneira de aumentar a eficiência dos mecanismos de multiplicação cristalina. Como o processo está ocorrendo isotermicamente, os novos núcleos gerados permanecem estáveis o suficiente para a nucleação de novos grãos dentro da região de resfriamento do equipamento (já abaixo da posição de agitação).

Tabela 3.2. Valores médios do tamanho de grão e seus respectivos desvios-padrão em mm.

Potência (W)	V=1cm/s			V=3cm/s		
	Fundo	Meio	Topo	Fundo	Meio	Topo
0	1,38±0,50	1,34±0,50	1,39±0,55	1,46±0,52	1,26±0,53	1,27±0,53
600	1,20±0,43	0,44±0,11	0,44±0,06	1,38±0,52	0,33±0,09	0,26±0,04
900	0,97±0,43	0,29±0,11	0,25±0,05	0,95±0,41	0,43±0,19	0,34±0,08
1200	0,93±0,38	0,17±0,04	0,12±0,02	0,79±0,36	0,16±0,03	0,12±0,02

Com base na tabela 3.2 e nas figuras 3.7, 3.8, 3.9, observamos que as amostras de fundo apresentam um desvio-padrão elevado, quando comparado com outras regiões do lingote, devido à grande massa existente para agitação, gerando uma estrutura heterogênea.

O meio e o topo do lingote tem um comportamento semelhante, porém com uma queda acentuada no tamanho de grão à medida que a potência aumenta, além de apresentar menor desvio padrão quando comparado com as amostras fundidas, o que confirma a maior homogeneidade dos refundidos, explicada pela presença de agitação e multiplicação cristalina.

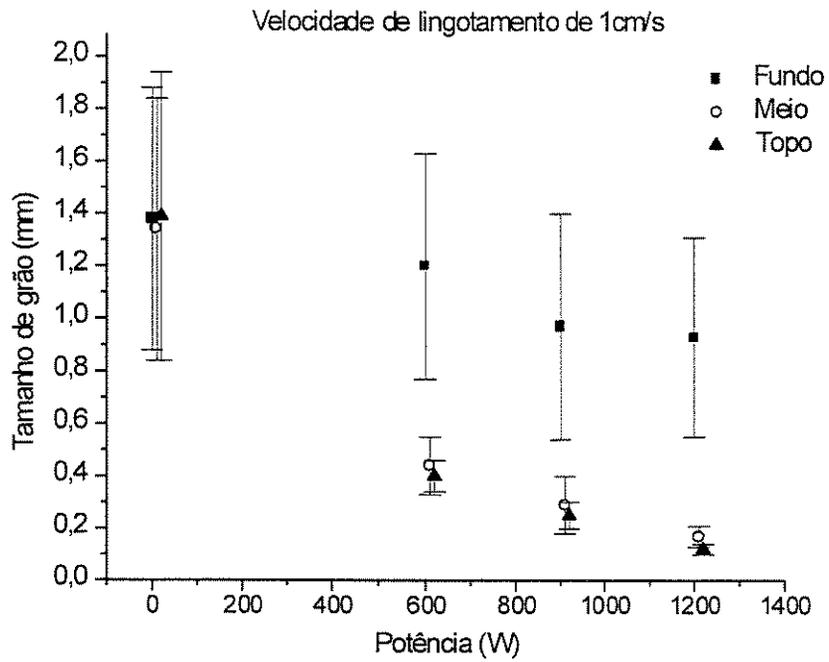


Figura 3.7. Tamanho de grão versus potência com velocidade de lingotamento de 1cm/s

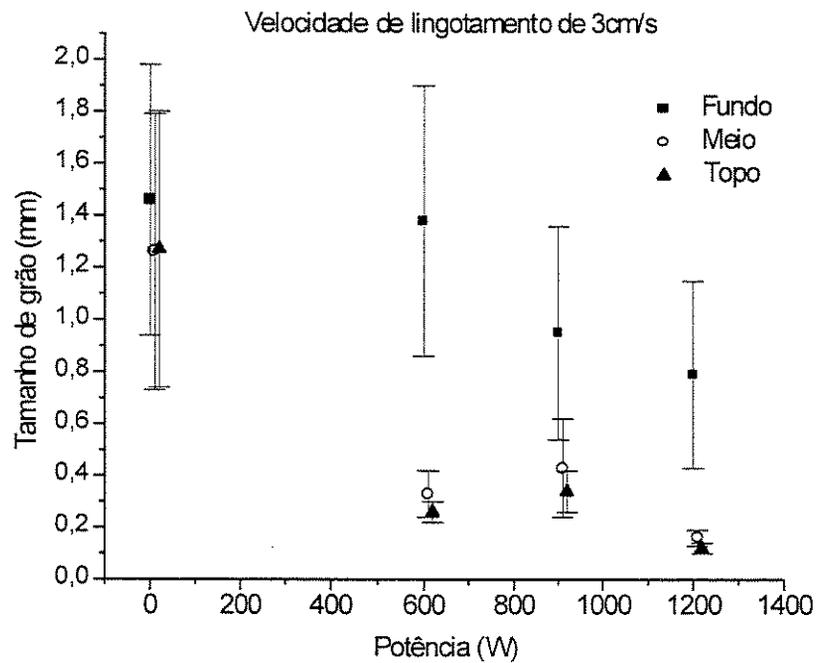


Figura 3.8. Tamanho de grão versus potência com velocidade de lingotamento de 3cm/s.

Observamos também que a medida que a potência aumenta, existe uma tendência a diminuir o efeito da mesma sob o tamanho do grão, o que leva a prever uma provável relação ótima entre potência e tamanho de grão acima da qual, não é possível diminuir o tamanho de grão com o aumento da potência. Em outras palavras pode-se prever uma estabilização da curva potência x tamanho de grão em torno de um valor de 70 μ m (valor obtido de uma simples regressão polinomial). Devido, porém, à limitação do equipamento, esta condição não foi alcançada.

A figura 3.9, mostra que a velocidade de lingotamento não parece ter uma forte influencia no tamanho de grão (conforme análise estatística). Pode ser observada uma "descontinuidade" na potência de 900W e velocidade de 3cm/s, que apresenta um valor de desvio padrão suficiente para crer que embora o valor médio esteja fora do esperado, ele não pode ser descartado e está dentro do comportamento proposto.

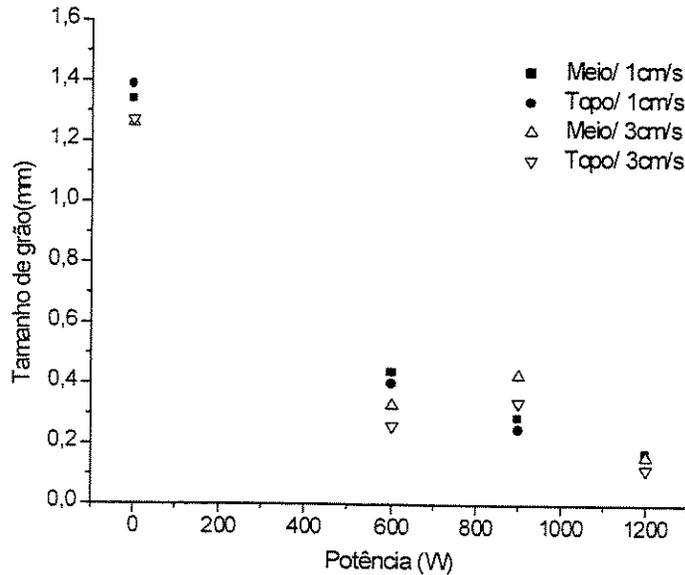


Figura 3.9. Tamanho de grão *versus* potência.

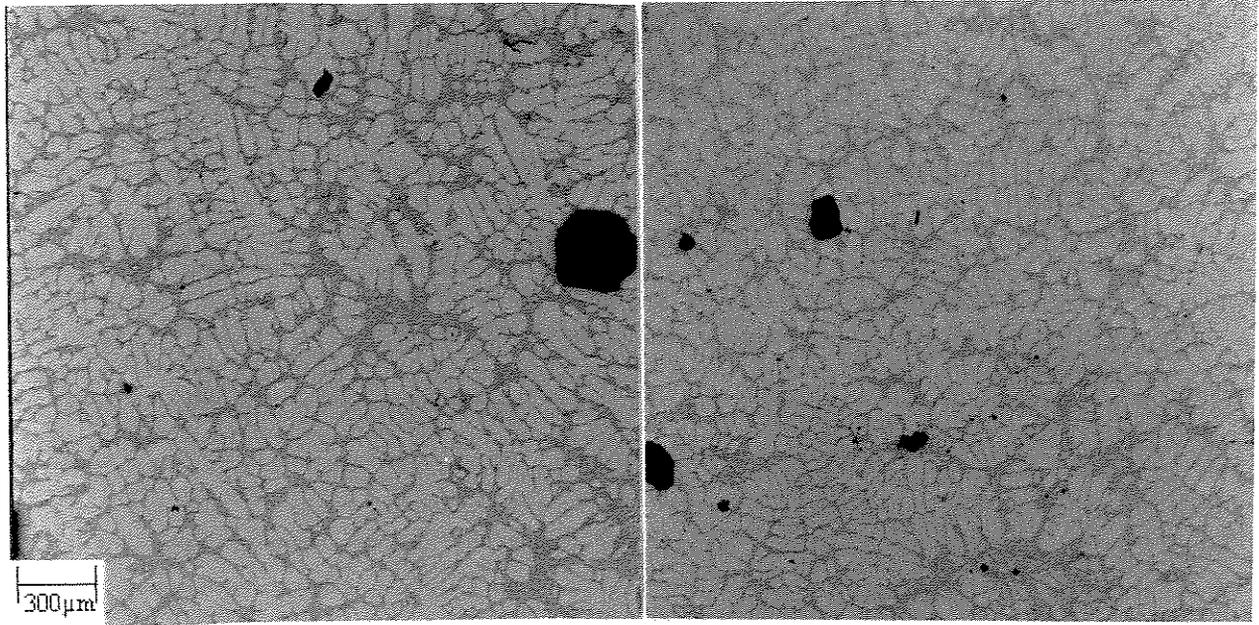
3.2 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural envolveu medidas de tamanho de glóbulo (exclusivo de estruturas reofundidas), espaçamento interdendrítico secundário (exclusivo das estruturas fundidas), fator de forma e teor de segunda fase em função das condições de lingotamento.

As figuras 3.10, 3.11 e 3.12, apresentam as micrografias da liga A356 nas quatro potências utilizadas, na velocidade de lingotamento de 1cm/s. A figura 3.10 apresenta as amostras de fundo dos lingotes onde observamos estruturas dendríticas em todas as condições, confirmando que nesta posição, realmente não houve agitação suficiente para gerar microestrutura globular. Já na figura 3.11, observamos que ocorreu estrutura reofundida (ou pré-reofundida com estruturas globulares e rosetas) nas amostras com agitação. Ainda é possível observar nas amostras reofundidas, "poças" de dendritas, que são formadas nos estágios finais da solidificação pois o material é rapidamente resfriado em contato com a água.

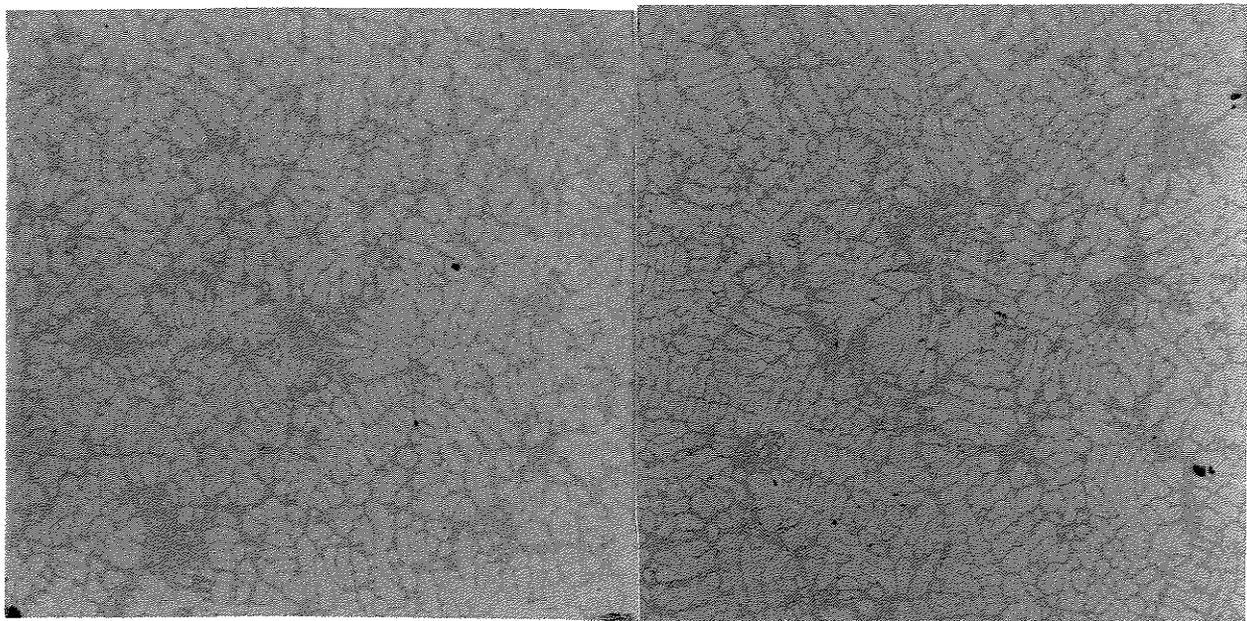
A figura 3.12 mostra o mesmo comportamento, só que agora para o topo onde parece existir uma tendência a um maior refino comparando-se com o fundo e o meio. As micrografias na potência de 600W (em todas as condições), apresentam uma estrutura formada por rosetas e glóbulos com um pouco de formação dendrítica, características de estruturas pré-reofundidas como encontrados na literatura (Hirt e Zillgen 1996; Lim e Yoon, 1997), mas que já são suficientes para processos de tixoconformação. Já nas condições de 900W e 1200W, apresentam estruturas com características superiores às encontradas na literatura (Salvo et al, 1995), e em alguns casos, com características semelhantes às amostras que sofrem algum processo de tixoprocessamento. Nas figuras 3.13, 3.14 e 3.15 cuja velocidade de lingotamento é de 3 cm/s, observa-se o mesmo comportamento para a velocidade de 1cm/s, ou seja, um aumento do refino em direção ao topo e com o aumento da potência.

As figuras 3.16 a 3.21, mostram as micrografias da liga A356 nas mesmas condições, porém, num aumento maior (50X). Este aumento permite a visualização com maior facilidade das estruturas reofundidas ao destacar as rosetas e os glóbulos, assim como as lamelas de silício nos contornos de grão e glóbulo, deixando assim, mais claro a morfologia das estruturas.



(a)

(b)



(c)

(d)

Figura 3.10. Micrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (25x)

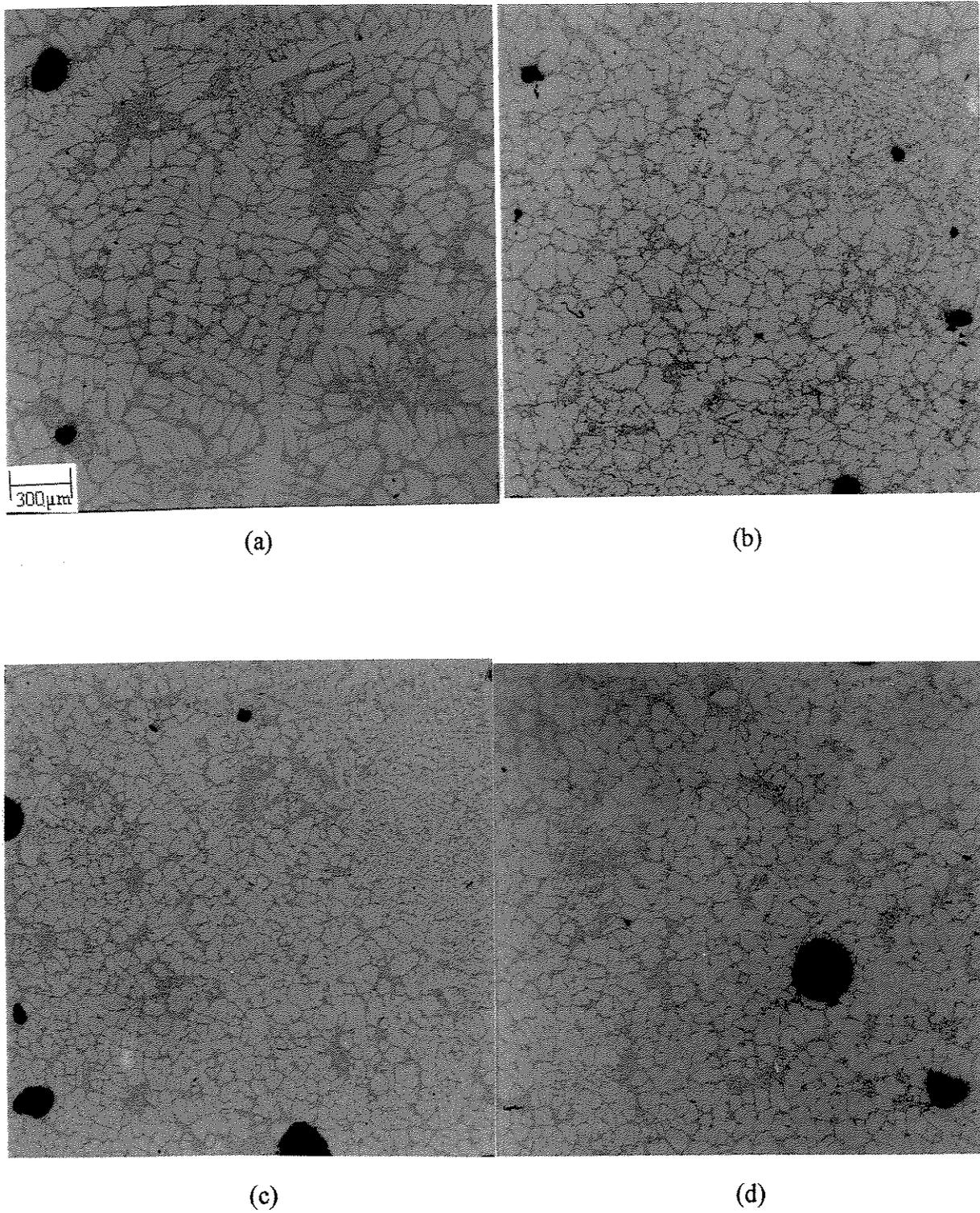
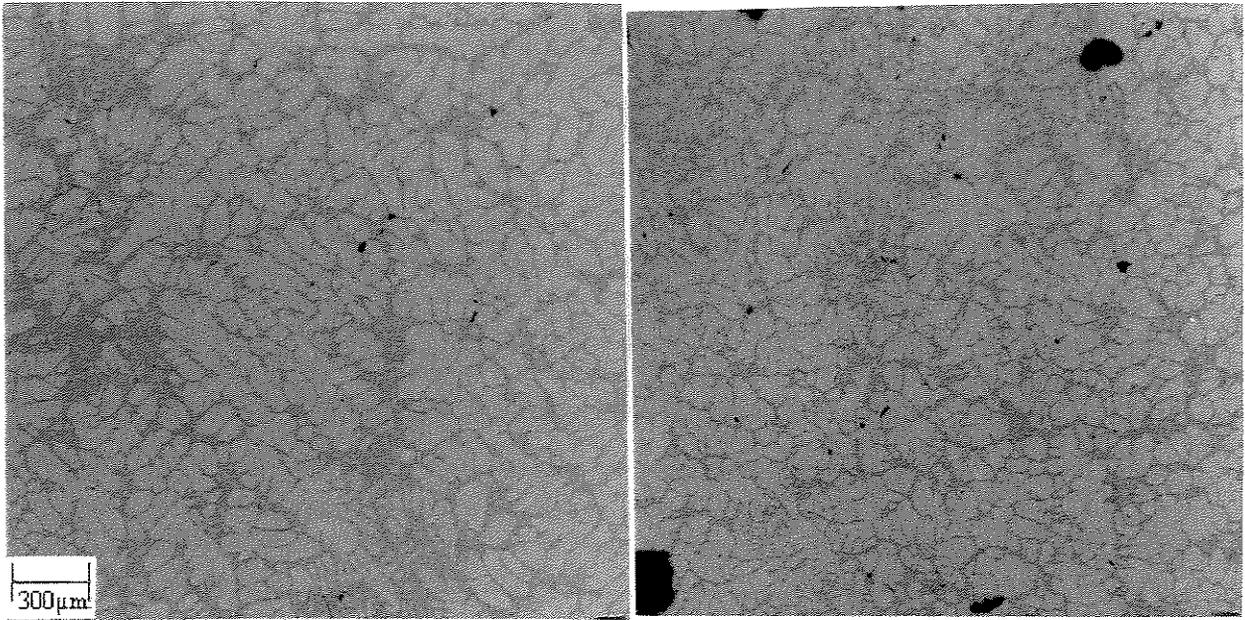
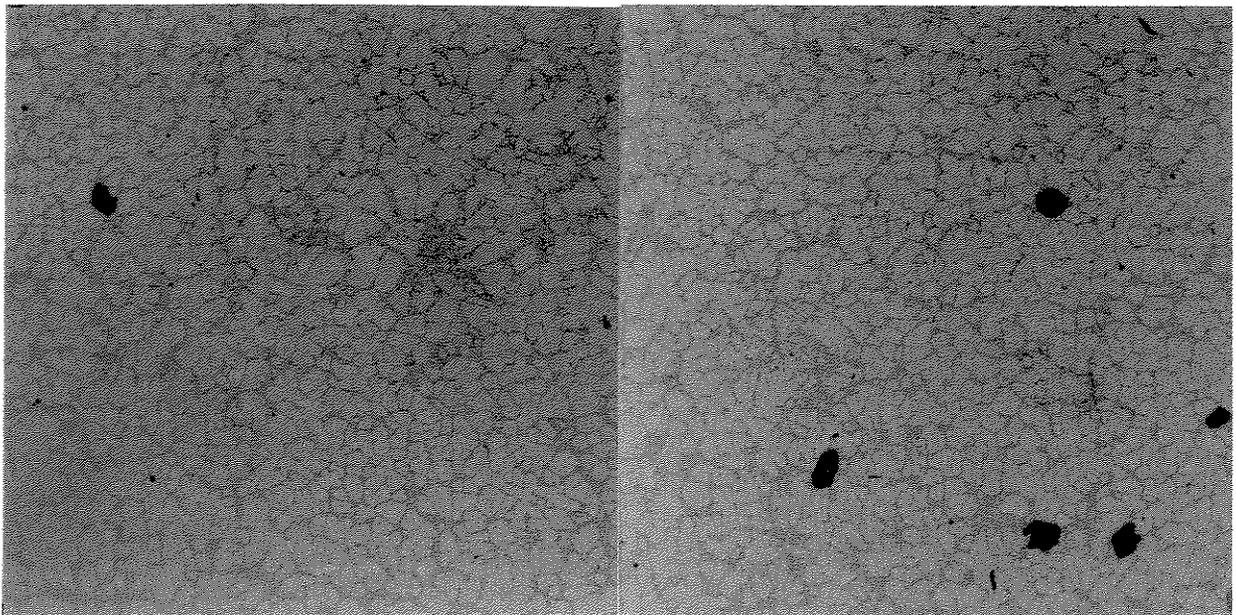


Figura 3.11. Micrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (25X)



(a)

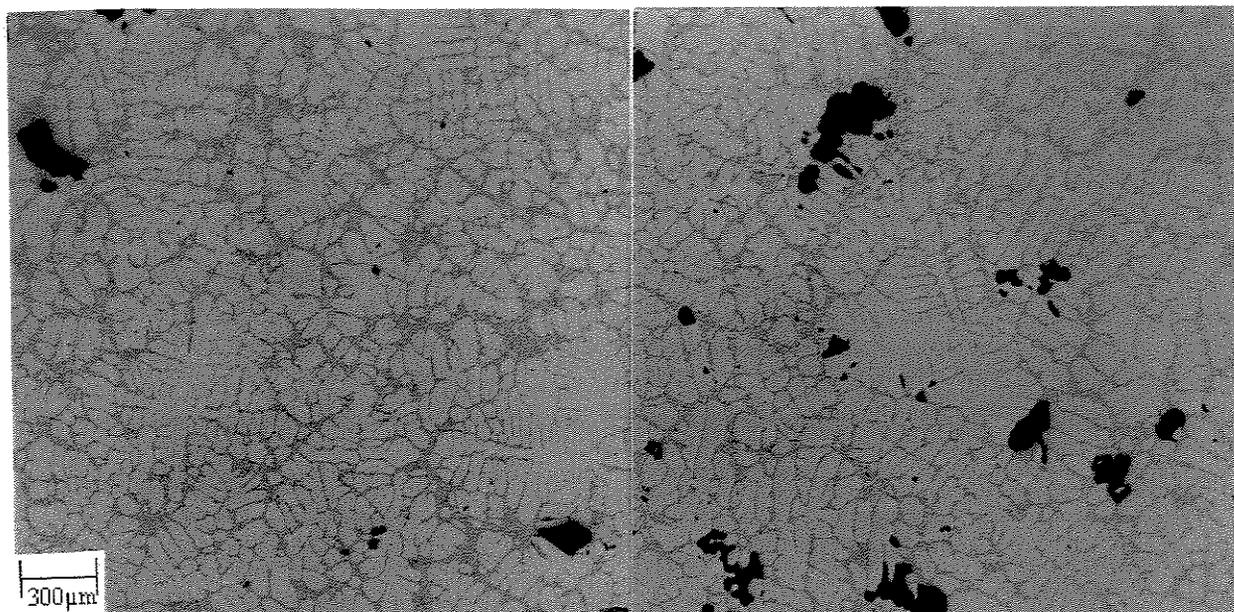
(b)



(c)

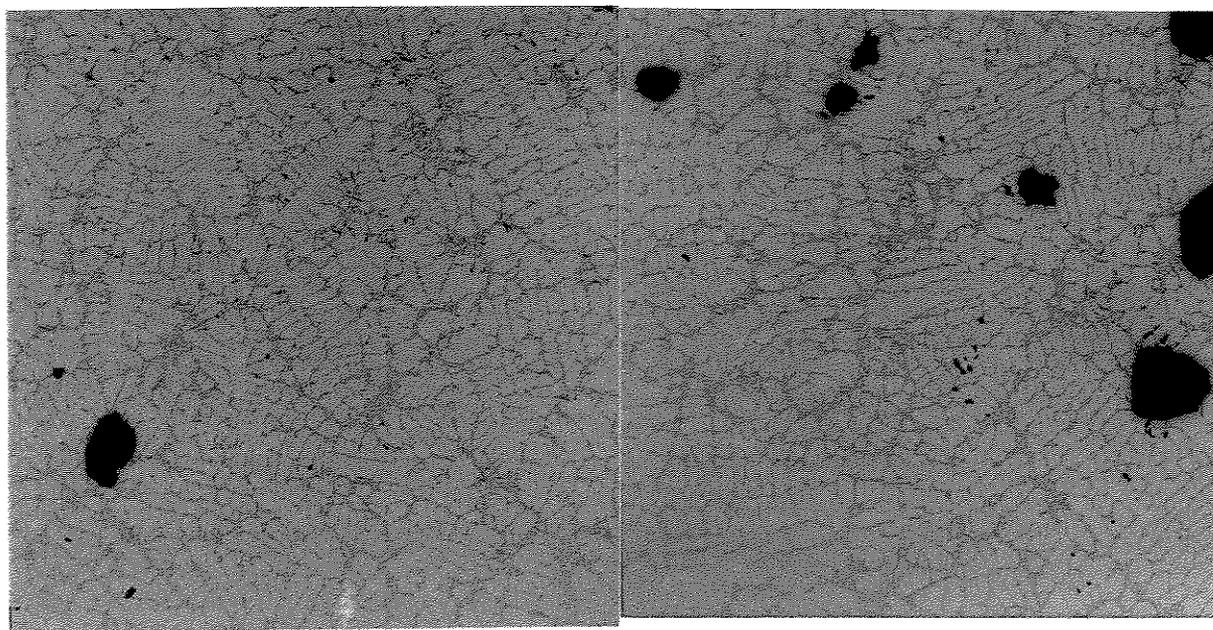
(d)

Figura 3.12. Micrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (25X)



(a)

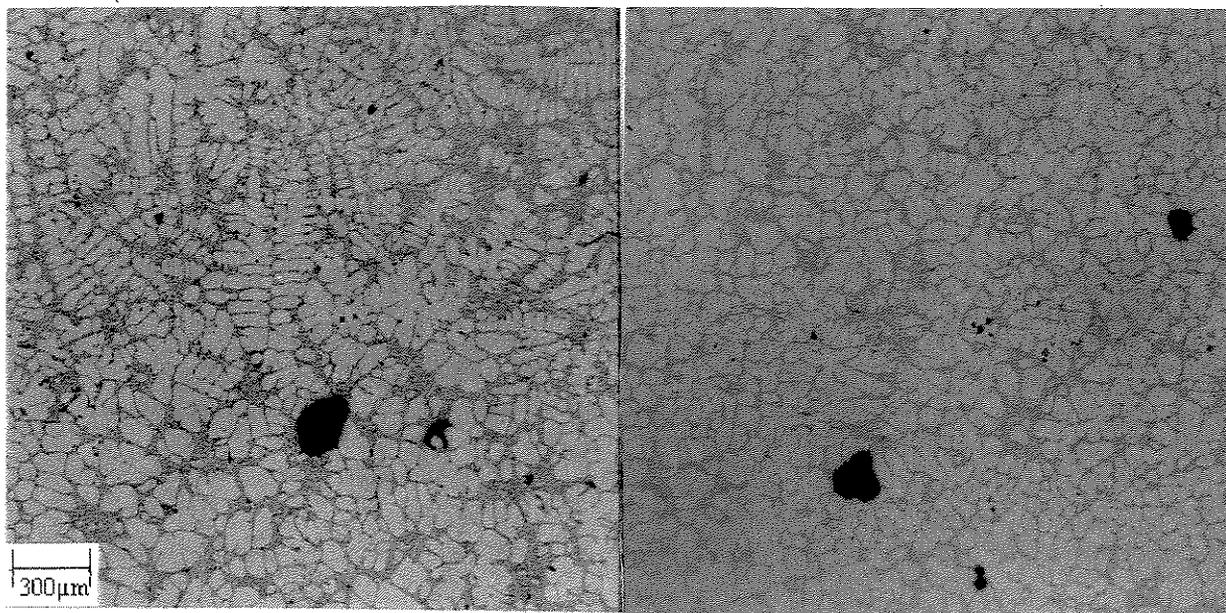
(b)



(c)

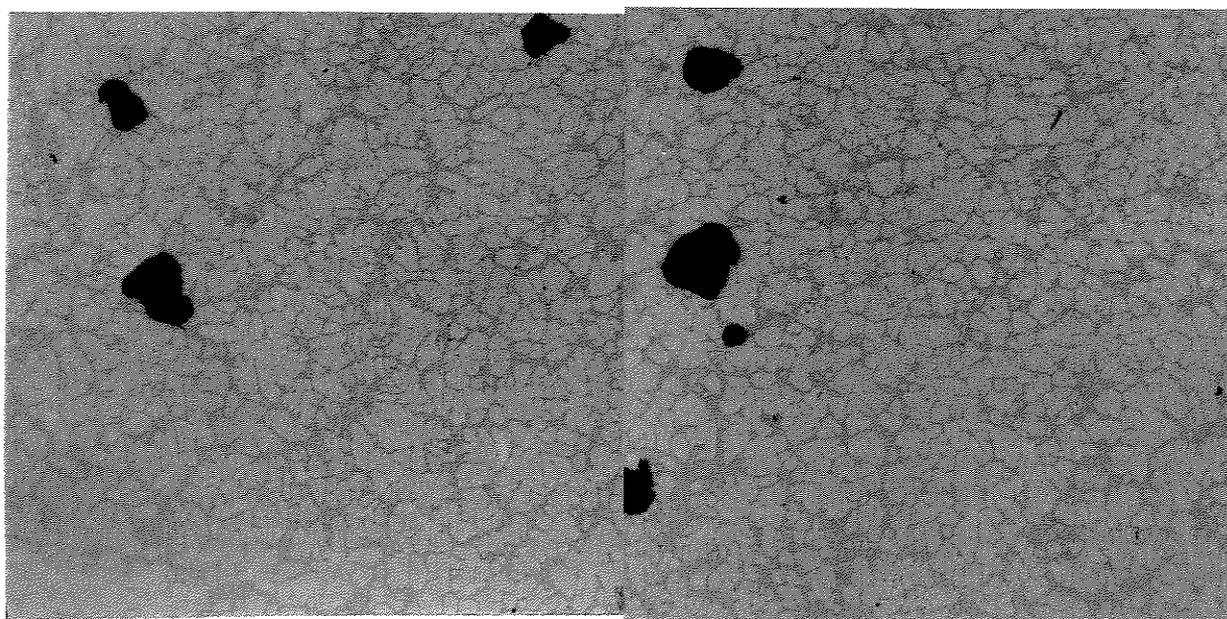
(d)

Figura 3.13. Micrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (25X)



(a)

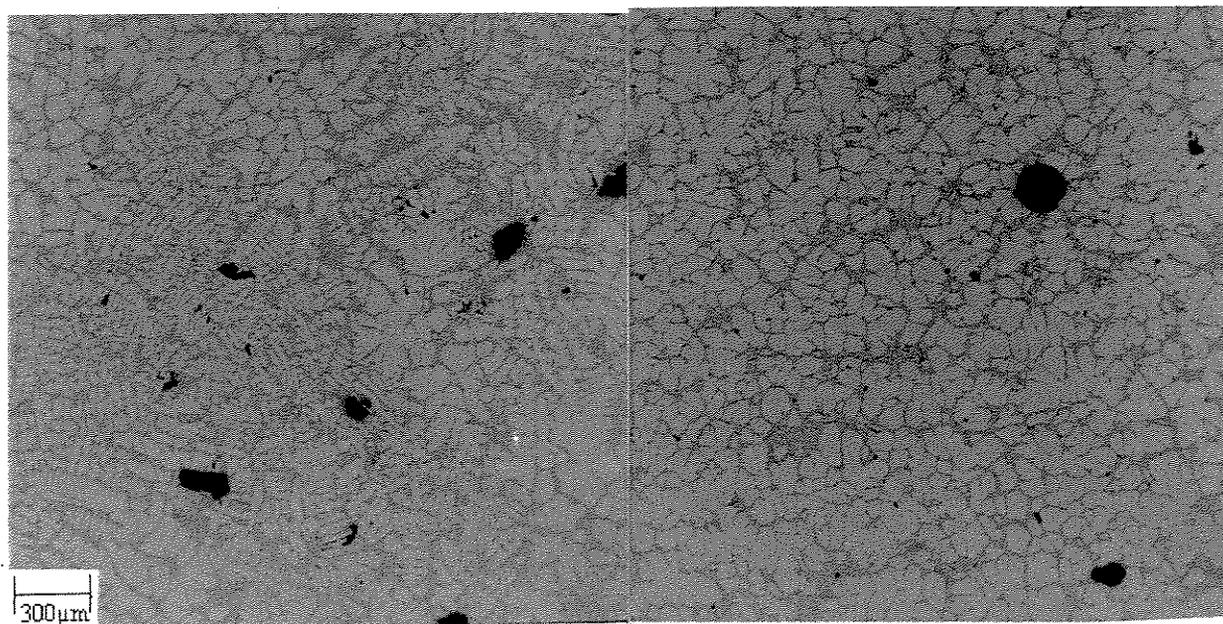
(b)



(c)

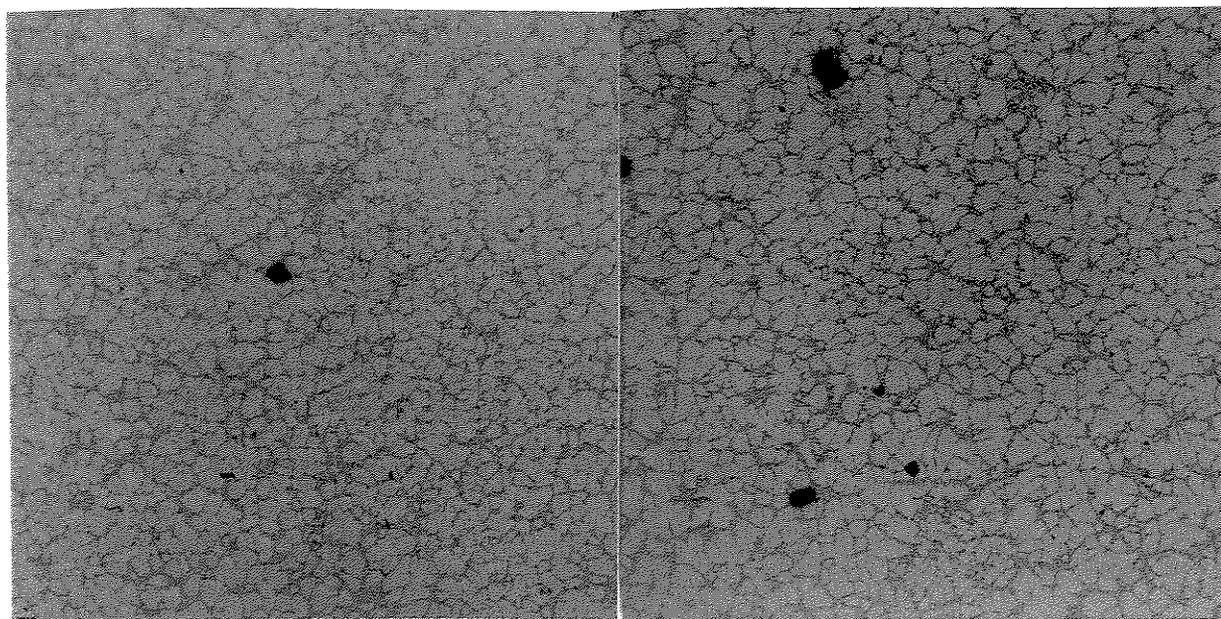
(d)

Figura 3.14. Micrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (25X)



(a)

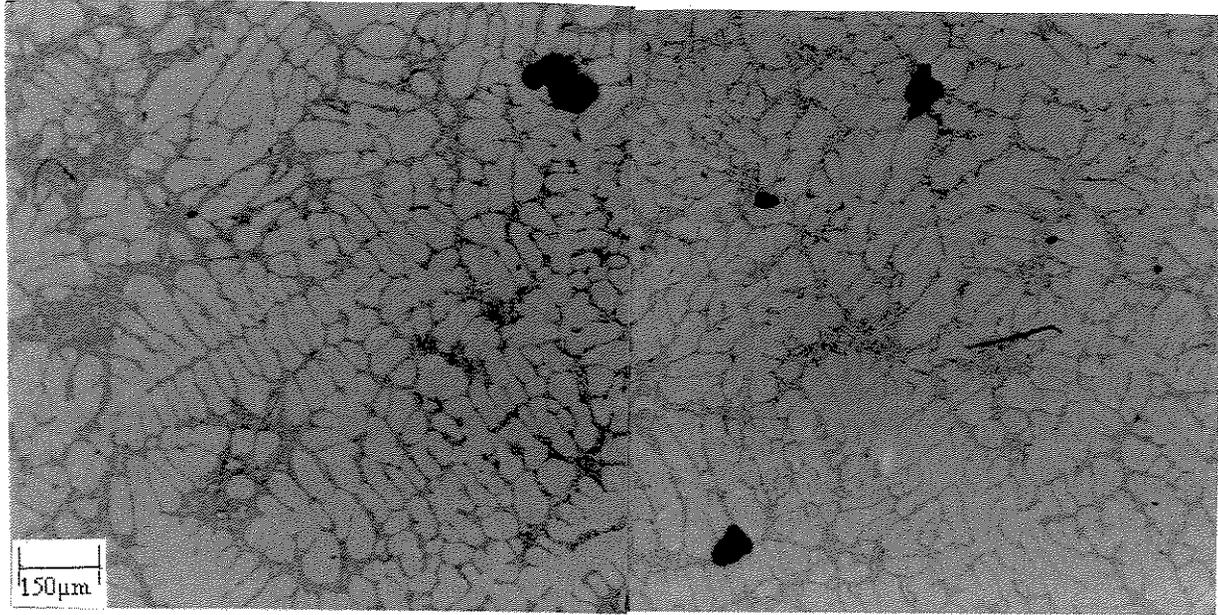
(b)



(c)

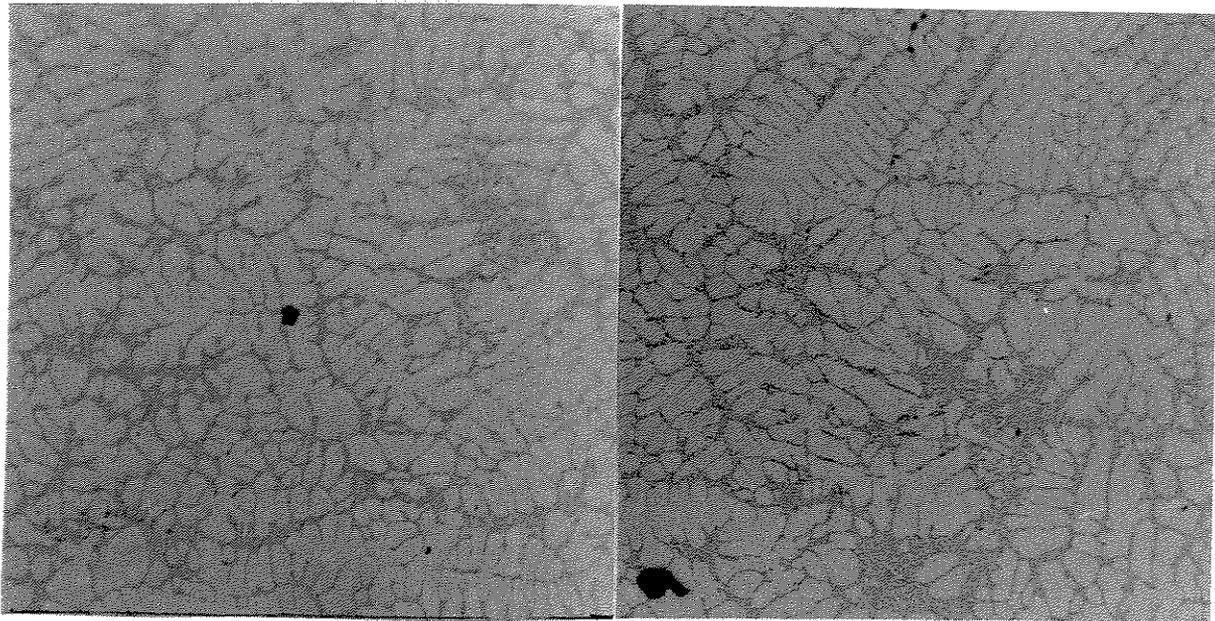
(d)

Figura 3.15. Micrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (25X)



(a)

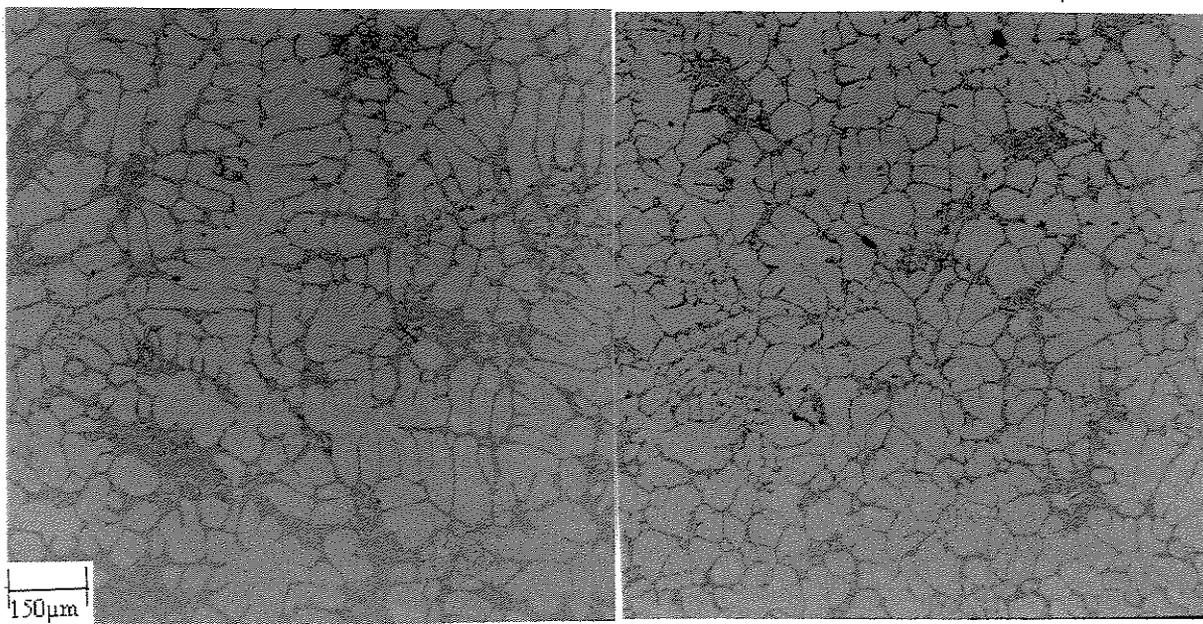
(b)



(c)

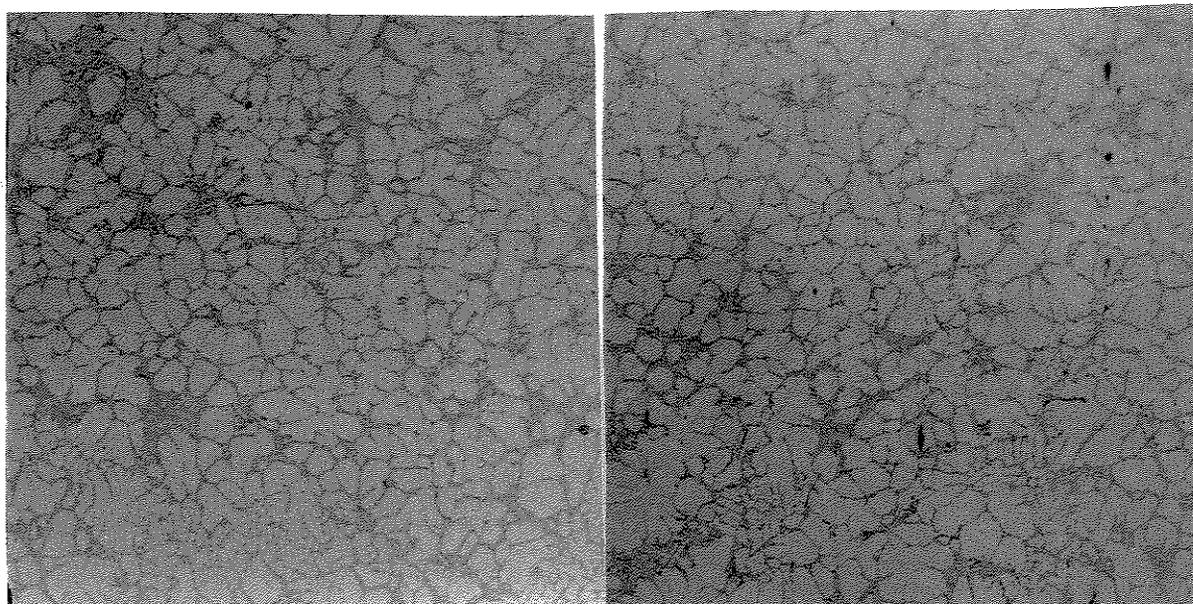
(d)

Figura 3.16. Micrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (50x)



(a)

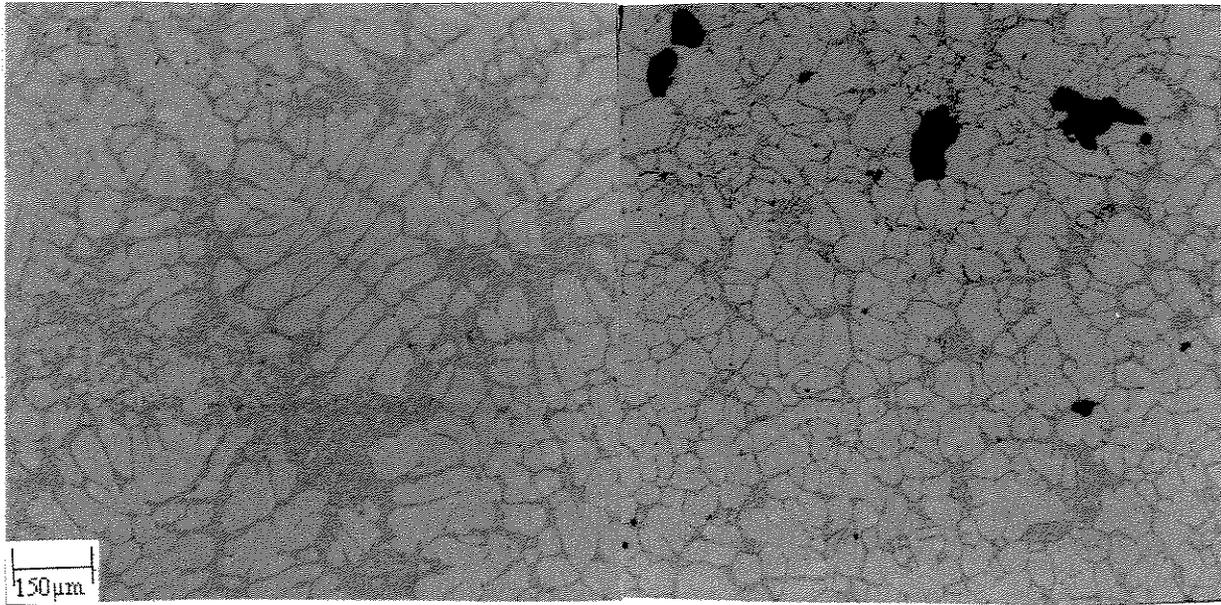
(b)



(c)

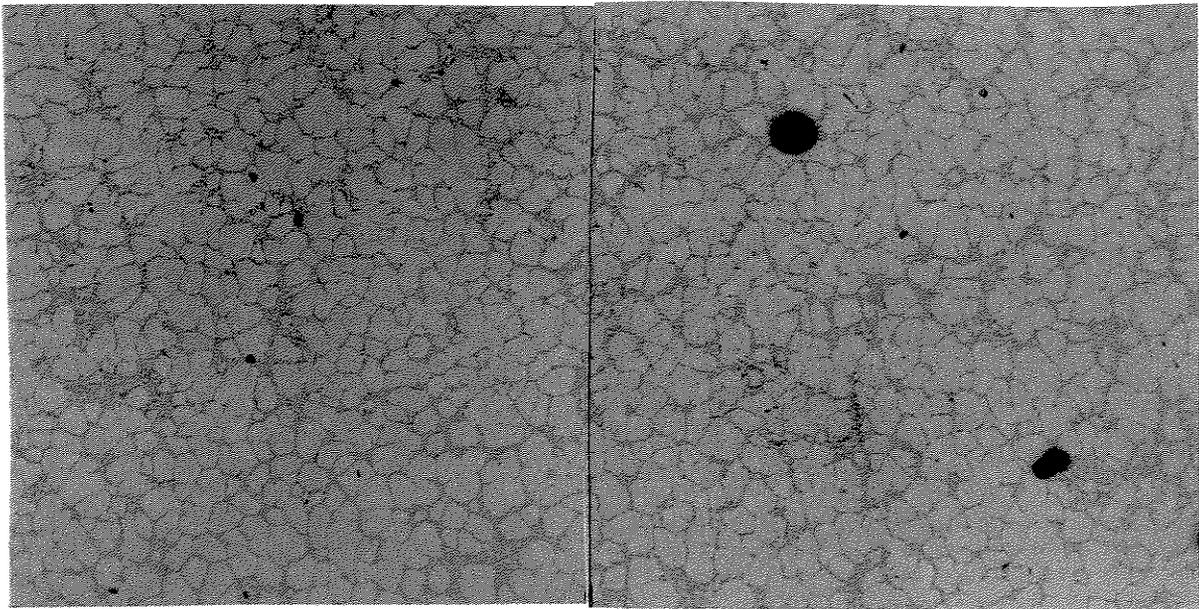
(d)

Figura 3.17. Micrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (50X)



(a)

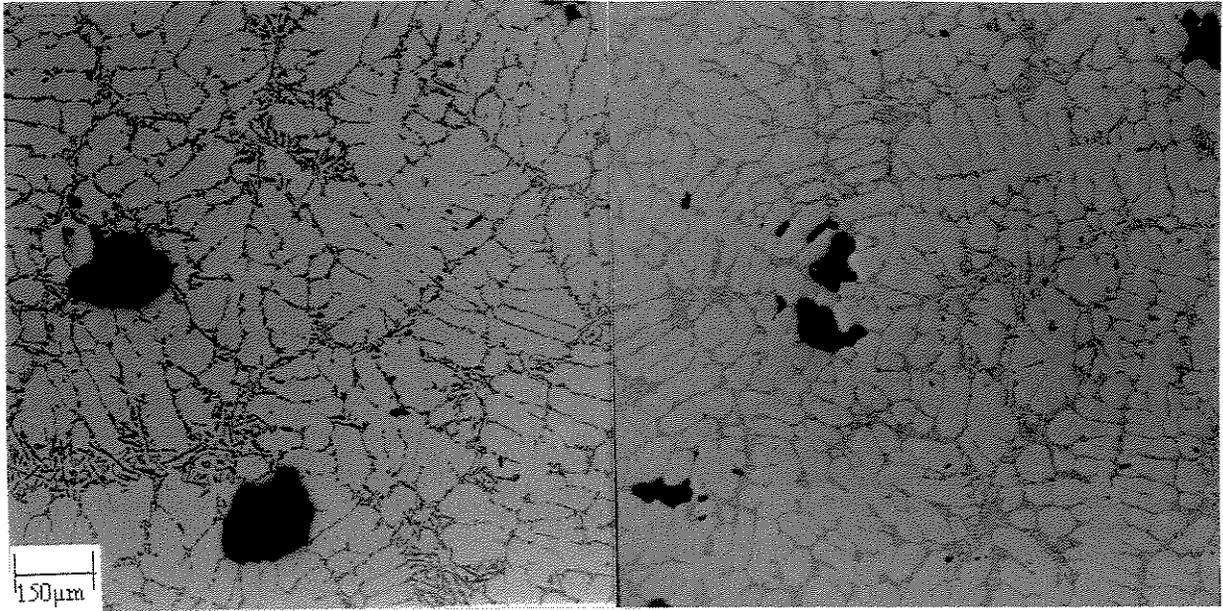
(b)



(c)

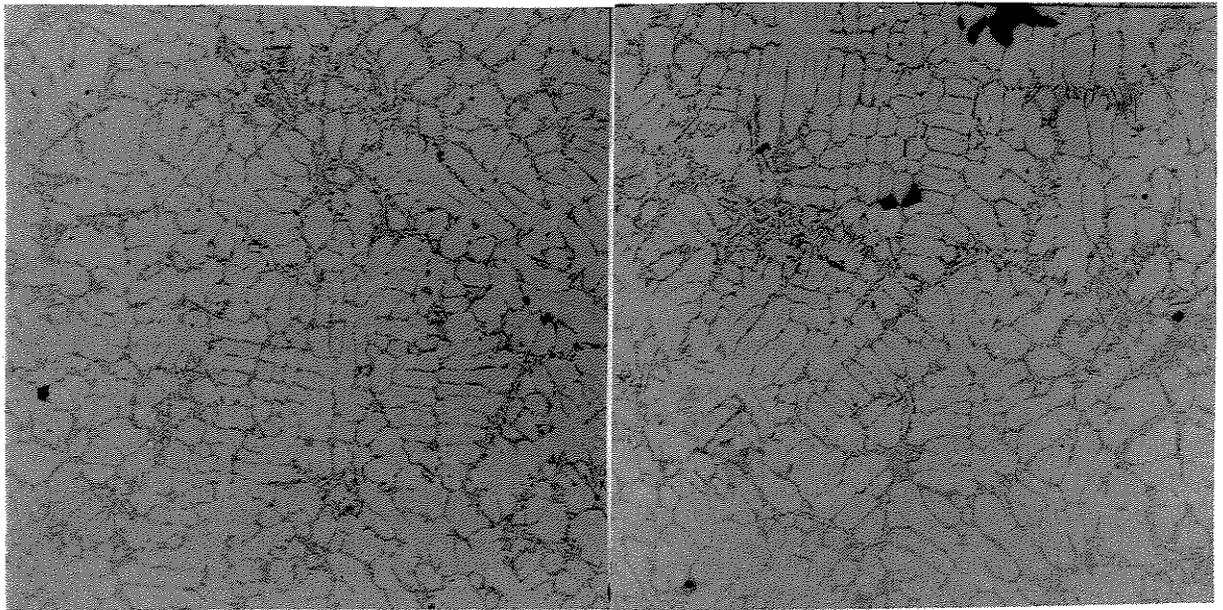
(d)

Figura 3.18. Micrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 1cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (50X)



(a)

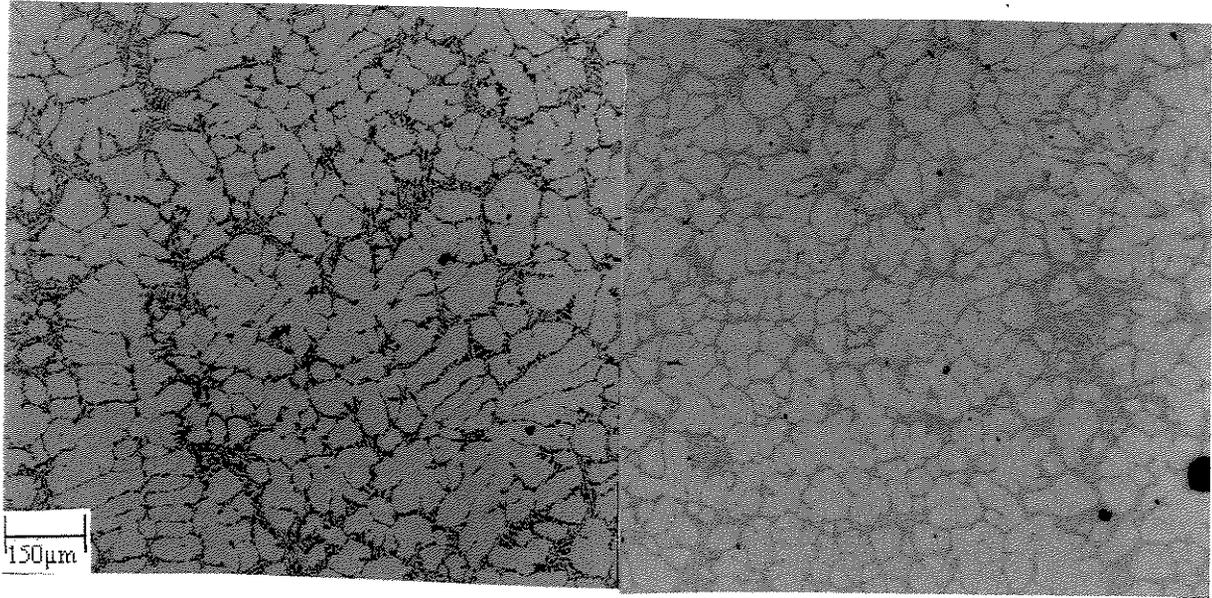
(b)



(c)

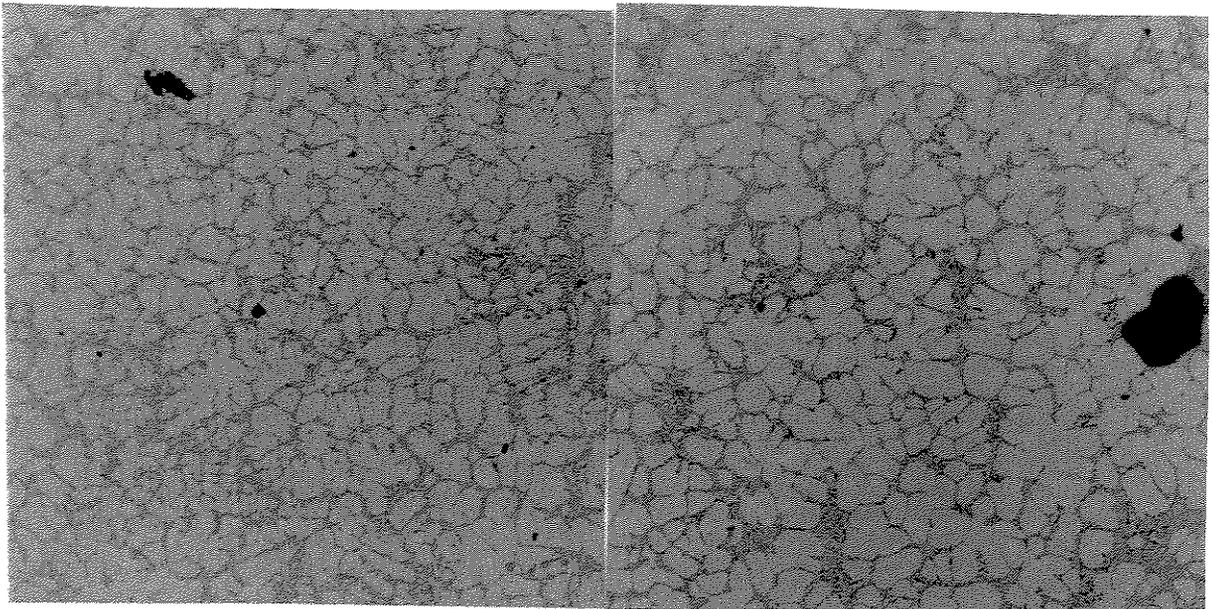
(d)

Figura 3.19. Micrografias do fundo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (50X)



(a)

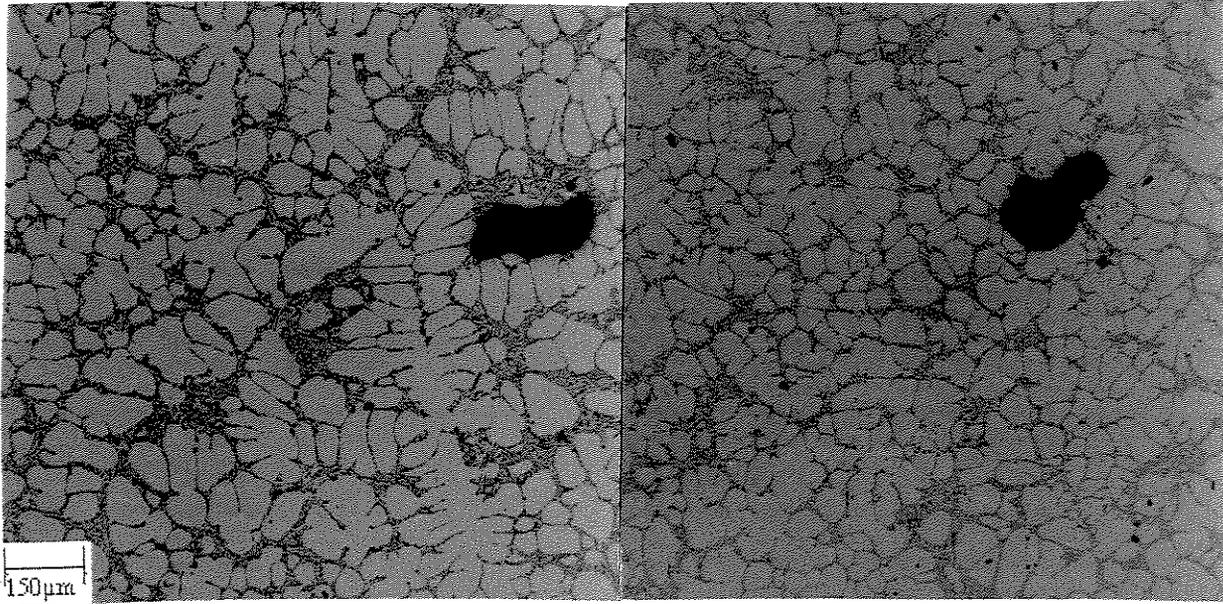
(b)



(c)

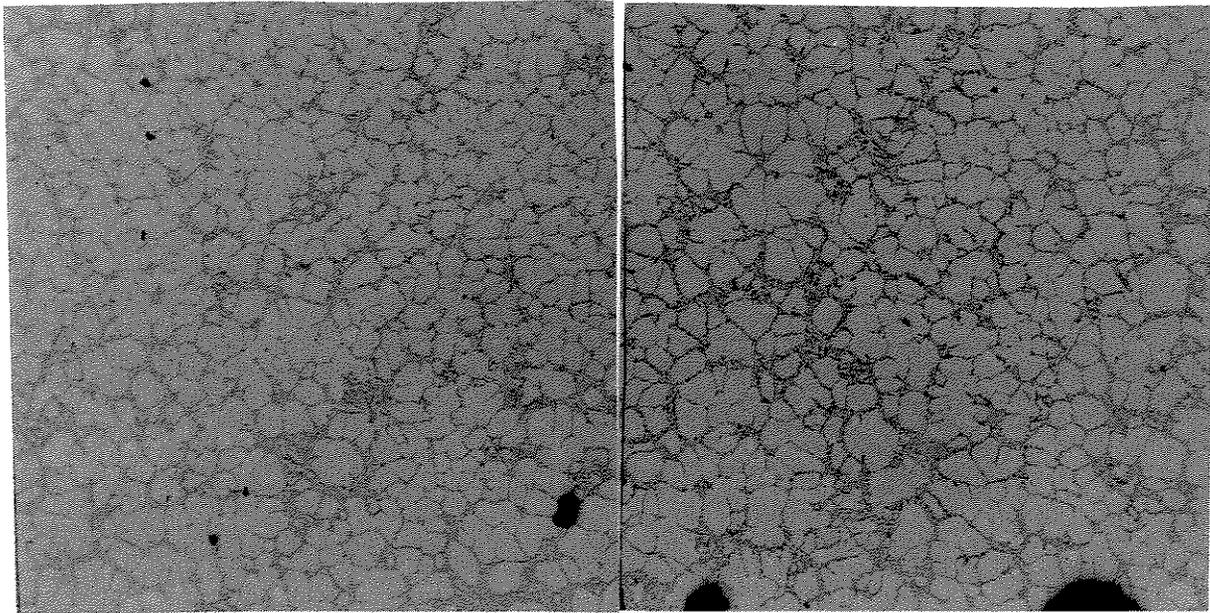
(d)

Figura 3.20. Micrografias do meio do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (50X)



(a)

(b)



(c)

(d)

Figura 3.21. Micrografias do topo do lingote com velocidade de lingotamento de 3cm/s: (a) 0 W; (b) 600W; (c) 900W e (d) 1200W. (50X)

3.2.1 Tamanho de glóbulo *versus* espaçamento interdendrítico

3.2.1 a) Análise estatística

A tabela 3.3, apresenta os resultados finais respectivos ao F_0 (área hachurada indica estrutura globular e a clara estrutura dendrítica) detalhados no anexo 1. Nas condições onde F_0 for superior ao valor de 1,51, isto significa que a variável influencia no processo, caso contrário, ela não influencia. As amostras de fundo foram descartadas da análise devido aos fatores descritos no item 3.1.2.

Tabela 3.3. Valores de F_0 respectivos ao espaçamento interdendrítico e tamanho de glóbulo

	Velocidade de lingotamento	Potência	Interação
Meio	5,54	$\cong 0$	$\cong 0$
Topo	2,00	$\cong 0$	$\cong 0$
Meio	$\cong 0$	$\cong 0$	$\cong 0$
Topo	$\cong 0$	$\cong 0$	$\cong 0$

Valores respectivos aos glóbulos em destaque

Assim, podemos observar que somente a velocidade de lingotamento influencia no espaçamento interdendrítico. Não existindo ação da potência, nem mesmo interação entre os dois fatores. O método dos contrastes (anexo 1), também foi aplicado a fim de comparar as médias dos tratamentos (velocidade de lingotamento) e foi observado que elas diferem entre si, sendo possível agora graficamente, determinar qual delas mais influenciou no processo. Desta maneira, em função desses resultados, é possível especular os fenômenos física e metalurgicamente, conforme próximo item. Para o tamanho de glóbulo, todos os valores se mostraram inferiores a 1,51, ou seja, nem a velocidade de lingotamento nem mesmo a potência, influenciaram no tamanho de glóbulo.

3.2.1 b) Análise metalúrgica

O anexo 3 e 4, a tabela 3.4 apresentam os valores de espaçamento interdendrítico secundário e tamanho de glóbulo das três réplicas e os valores médios, respectivamente. A área hachurada indica estrutura globular e a clara, estrutura dendrítica.

Tabela 3.4. Valores médios do espaçamento interdendrítico e tamanho de glóbulo e seus respectivos desvios-padrão em μm .

Potência (W)	V=1cm/s			V=3cm/s		
	Fundo	Meio	Topo	Fundo	Meio	Topo
0	67,42±8,57	73,34±5,33	75,44±10,34	67,02±5,33	66,29±5,30	68,46±6,19
600	59,87±5,98	85,39±8,72	86,10±13,10	63,40±5,50	86,74±10,41	84,65±11,51
900	63,07±6,07	75,25±9,22	78,14±9,43	64,87±6,48	81,10±7,56	71,50±5,80
1200	57,47±5,44	78,69±4,75	75,12±7,55	63,38±4,62	79,14±6,62	79,06±7,84

Tamanho de glóbulo em destaque.

É possível observar, que as amostras de fundo não apresentam diferença significativa quanto ao espaçamento interdendrítico em função da potência, mesmo porque, a potência não influenciou a microestrutura no fundo do lingote, conforme explicado no item 3.1.2. Quanto ao meio e ao topo, para as amostras fundidas, não existe uma diferença significativa de espaçamento interdendrítico secundário com relação à posição, havendo somente diferença com relação à velocidade de lingotamento. Quanto maior a velocidade de lingotamento, maior a taxa de resfriamento e menor o espaçamento interdendrítico, pois a maior velocidade é suficiente para impedir a ação de fenômenos de engrossamento e coalescência pois desta maneira, o lingote chega mais rápido ao sistema de resfriamento e a microestrutura é formada mais rapidamente.

A análise estatística mostrou que a potência não influencia significativamente no tamanho de glóbulo, assim como a velocidade de lingotamento, no entanto, analisando a tabela 3.4 e o anexo 4 observamos uma tendência à queda do tamanho de glóbulo com o aumento da potência, que é mascarada pelo desvio-padrão. Isto ocorre devido ao fato de que com o aumento da potência, deve haver um aumento da turbulência no metal semi-sólido que tende a quebrar de forma mais intensa as dendritas recém formadas, refinando mais a estrutura (figuras 3.22 e 3.23), confirmando os mecanismos encontrados na literatura.

O mecanismo é o de multiplicação dos núcleos sólidos ou multiplicação cristalina, uma vez que os grãos são nucleados na forma de dendritas na parede do molde e são arrancados pelo

efeito da agitação eletromagnética sendo levados para o interior do lingote em formação, onde dão origem a grãos com estrutura equiaxial, porém sem possuir uma estrutura dendrítica interna. Não foi observado diferença significativa entre as velocidades de lingotamento, pois como o material está em constante agitação, as dendritas estão sendo continuamente agitadas e quebradas, assim, a taxa de resfriamento na velocidade de 3cm/s não influencia nesse processo, a ponto de se alterar a microestrutura quanto ao tamanho de glóbulo e grão (figura 3.24).

Um outro comportamento também observado, é que parece existir uma queda mais significativa do tamanho de glóbulo de 600W, para 900W, do que de 900W para 1200W, tendendo à uma estabilização do comportamento para estes dois últimos valores que porém, não foi totalmente alcançado nos testes realizados, devido à limitação do equipamento para potência de 1200W.

A análise geral e comparativa da tabela 3.4, nos mostra que quanto maior a potência de agitação, mais o tamanho de glóbulo se aproxima do valor de espaçamento interdendrítico, pois menor tende a ser aquele. Isto significa, que apesar da morfologia ter sido alterada, podemos obter glóbulos da mesma ordem de grandeza do espaçamento interdendrítico.

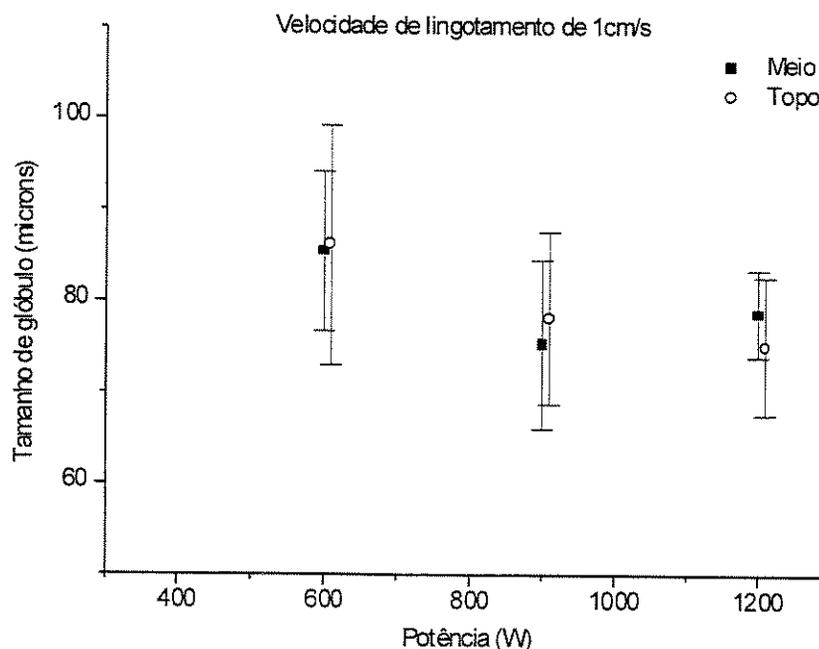


Figura 3.22. Tamanho de glóbulo *versus* potência, para velocidade com lingotamento de 1cm/s.

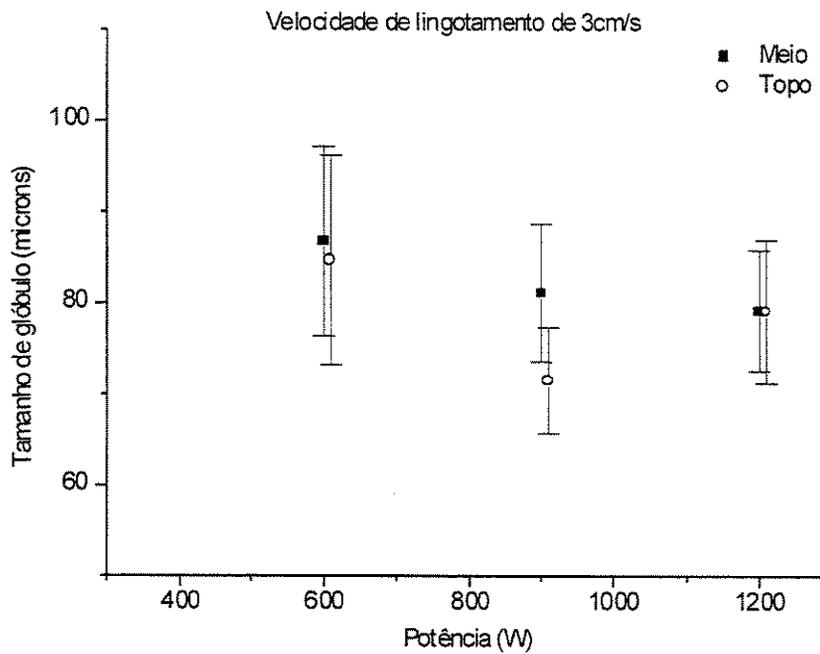


Figura 3.23. Tamanho de glóbulo *versus* potência, com velocidade de lingotamento de 3cm/s.

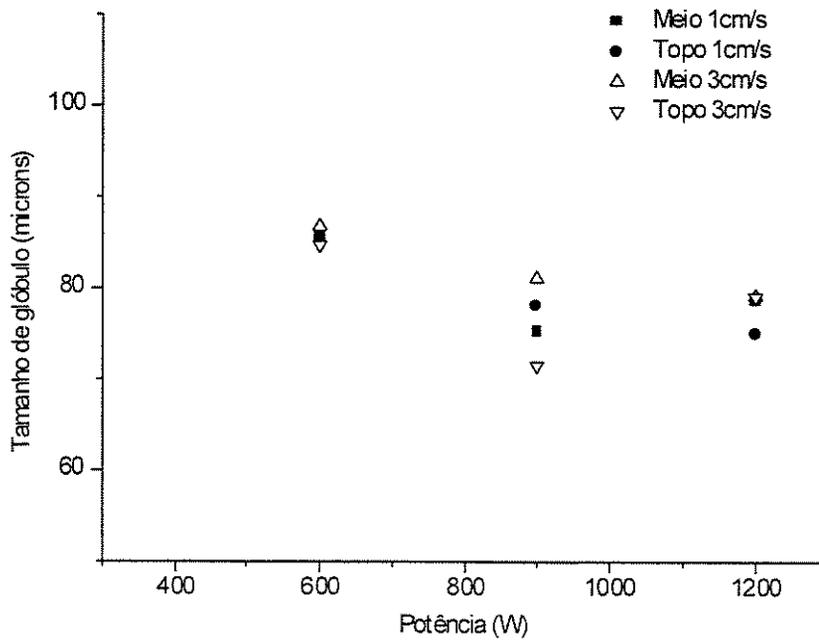


Figura 3.24. Tamanho de glóbulo *versus* potência.

3.2.2 Fator de forma

3.2.2 a) Análise estatística

A tabela 3.5, apresenta os resultados finais respectivos ao F_0 detalhados no anexo 1. Nas condições onde F_0 for superior ao valor de 1,51, isto significa que a variável influencia no processo, caso contrário, ela não influencia. As amostras de fundo foram descartadas da análise devido aos fatores descritos no item 3.1.2.

Tabela 3.5. Valores de F_0 respectivos ao fator de forma.

	Velocidade de lingotamento	Potência	Interação
Meio	$\cong 0$	4247	3,17
Topo	$\cong 0$	8783	3,84

Assim, podemos observar que somente potência influencia no fator de forma. Não existindo ação da velocidade de lingotamento, mas existindo interação entre os dois fatores. O método dos contrastes (anexo 1), também foi aplicado a fim de comparar as médias dos tratamentos (potência) e foi observado que elas diferem entre si, sendo possível agora graficamente, determinar qual delas mais influenciou no processo. Desta maneira, em função desses resultados, é possível especular os fenômenos física e metalurgicamente, conforme próximo item.

3.2.2 b) Análise metalúrgica

O fator de forma dos glóbulos é muito importante para os metais refundidos, pois indica o grau de esfericidade do glóbulo e a eficiência do processo utilizado, além de refletir em suas propriedades reológicas, ou seja, quanto mais esférico o glóbulo, melhor o processo de obtenção, e melhor as propriedades reológicas finais. Os resultados obtidos mostram uma queda (tabela 3.6 e anexo 5), do fator de forma com o aumento da potência de agitação, isto devido ao aumento da turbulência criada que tende a esferoidizar as partículas de acordo com fenômenos de redução de energia superficial (figura 3.25). O valores de fator de forma superiores a dez, são correspondentes às estruturas dendríticas, ou seja, não foram globularizadas.

Esta queda parece não ser tão visível, porém é muito significativa para o fator de forma que não apresenta variações bruscas com aumento da agitação. Quanto à velocidade de lingotamento, não observamos diferença significativa entre os valores de fator de forma. Justificado pelo fato da velocidade de 3cm/s, não ser suficientemente alta para se alterar as condições de formação da estrutura.

Tabela 3.6. Valores médios do fator de forma e seus respectivos desvios-padrão em μm .

Potência (W)	V=1cm/s			V=3cm/s		
	Fundo	Meio	Topo	Fundo	Meio	Topo
0	>10	>10	>10	>10	>10	>10
600	>10	1,79±0,65	1,73±0,59	>10	1,72±0,58	1,76±0,62
900	>10	1,73±0,57	1,74±0,59	>10	1,73±0,53	1,69±0,51
1200	>10	1,68±0,51	1,69±0,52	>10	1,69±0,51	1,71±0,52

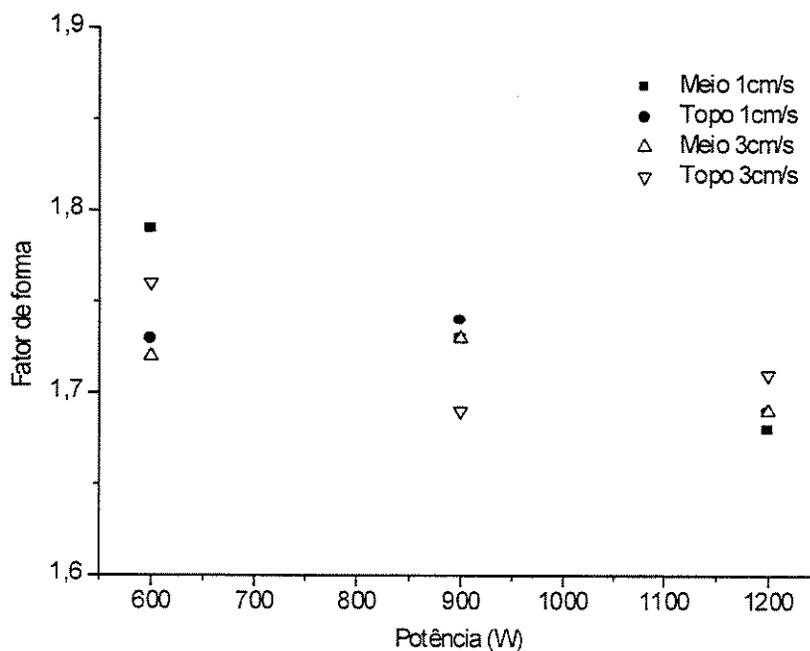


Figura 3.25 Fator de forma *versus* potência

Os valores de fator de forma obtidos foram muitos satisfatórios pois quando comparados com resultados da literatura (item 1.6), mostra resultados muito próximos e em algumas situações, até melhores. Na literatura pesquisada, os valores se apresentaram de 1,6 a 2,1, já os resultados obtidos forneceram valores de 1,68 a 1,79.

3.2.3 Teor de segunda fase

3.2.3 a) Análise estatística

A tabela 3.7, apresenta os resultados finais respectivos ao F_0 detalhados no anexo 1. Nas condições onde F_0 for superior ao valor de 1,51 (vide anexo), isto significa que a variável influencia no processo, caso contrário, ela não influencia. As amostras de fundo foram descartadas da análise devido aos fatores descritos no item 3.1.2.

Tabela 3.7. Valores de F_0 respectivos ao teor de segunda fase

	Velocidade de lingotamento	Potência	Interação
Meio	12,53	5,76	$\cong 0$
Topo	1,52	1,72	$\cong 0$

Assim, podemos observar que tanto a potência quanto a velocidade de lingotamento influenciam no teor de segunda fase. Não existindo interação entre os dois fatores. O método dos contrastes (anexo 1), também foi aplicado a fim de comparar as médias dos tratamentos (potência e velocidade de lingotamento) e foi observado que elas diferem entre si, sendo possível agora graficamente, determinar qual delas mais influenciou no processo. Desta maneira, em função desses resultados, é possível especular os fenômenos física e metalurgicamente, conforme próximo item.

3.2.3 b) Análise metalúrgica

Quanto ao teor de segunda fase, o anexo 6 apresenta as porcentagens para as amostras fundidas e reofundidas com os valores das três réplicas. A tabela 3.8, apresenta os valores

médios. O estudo do comportamento da segunda fase é muito importante para os refundidos durante o posterior processamento nas propriedades mecânicas deste material. No caso específico desta liga (A356), a segunda fase é composta pelo eutético alumínio-silício em forma de lamelas.

Tabela 3.8. Valores médios do teor de segunda fase e seus respectivos desvios-padrão em porcentagem.

Potência (W)	V=1cm/s			V=3cm/s		
	Fundo	Meio	Topo	Fundo	Meio	Topo
0	17,30±2,21	21,21±4,64	19,60±3,11	16,76±1,65	18,95±2,31	17,01±1,80
600	17,53±2,01	19,39±1,90	18,31±2,97	14,35±1,37	18,82±1,80	18,53±1,31
900	15,17±0,59	16,35±1,16	15,20±1,06	12,36±0,45	14,67±0,74	15,40±0,45
1200	20,68±0,80	20,35±1,24	19,91±0,63	16,46±0,66	19,14±0,49	20,09±0,81

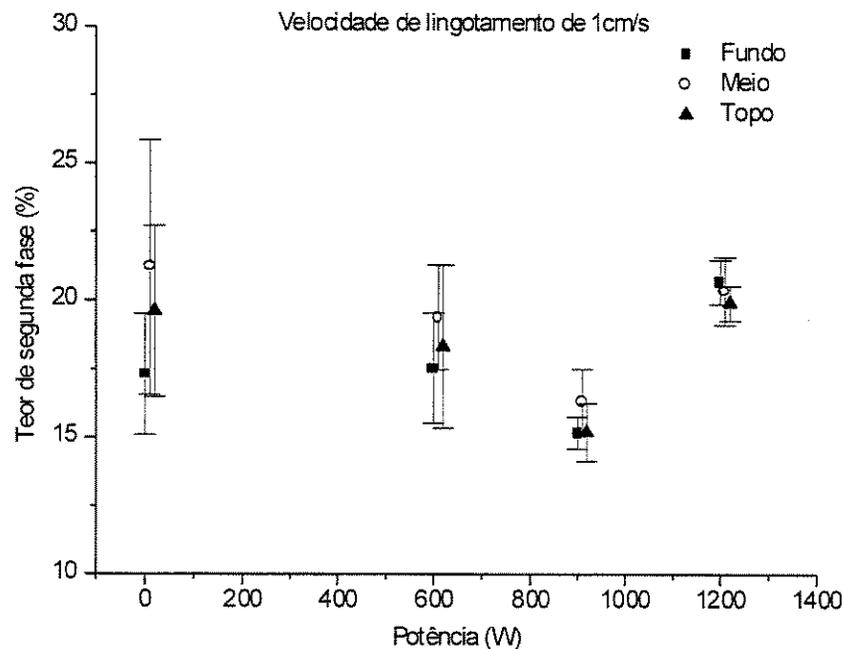


Figura 3.26. Teor de segunda fase *versus* potência, com velocidade de lingotamento de 1cm/s.

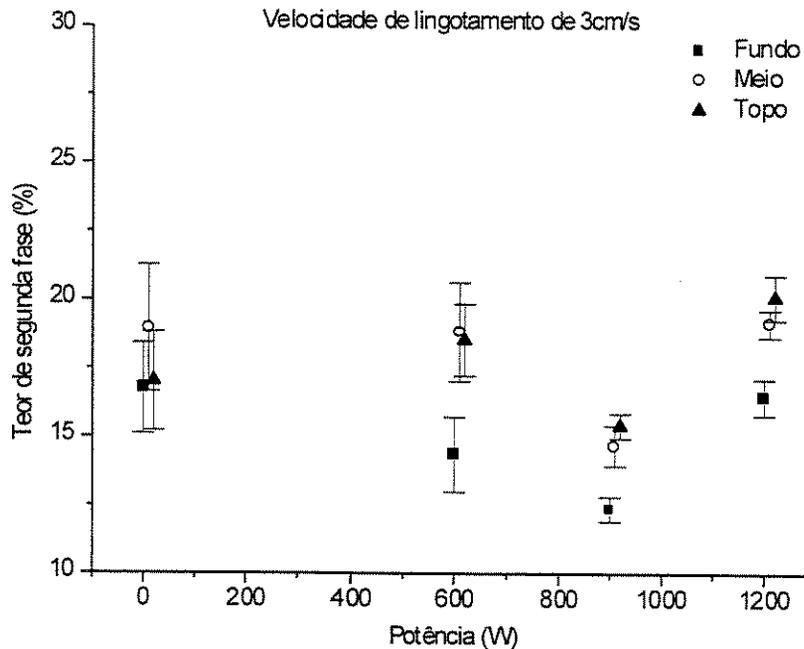


Figura 3.27. Teor de segunda fase *versus* potência, com velocidade de lingotamento de 3cm/s.

O comportamento obtido como resultado nos leva a crer que quanto maior a potência, maior a agitação e a homogeneização do líquido, assim, deve haver uma maior incorporação de Si na matriz, reduzindo a formação de segunda fase. Esta queda do teor de silício nos contornos com o aumento da potência pode ser observado nas figuras 3.26 e 3.27.

No entanto, na potência de 1200W é observado um comportamento distinto. O teor de segunda fase parece diferenciar do comportamento esperado, devendo existir uma tendência a aumentar o teor após um certo valor de tamanho de grão ou glóbulo, pois quanto menor este último, menor o caminho livre para difusão de soluto e assim, maior a possibilidade de precipitar soluto nos contornos e aumentar o teor de segunda fase no estado sólido. Analisando a velocidade de lingotamento graficamente (figura 3.28), observamos que as amostras processadas à 3cm/s tendem a apresentar teores de segunda fase menores do que as processadas à 1cm/s. Pois quanto maior a agitação, maior a incorporação de Si na matriz e nesta velocidade de lingotamento, ocorre menos difusão do soluto aos contornos para formação de segunda fase, pois não há tempo suficiente, quando comparado com a velocidade de 1cm/s.

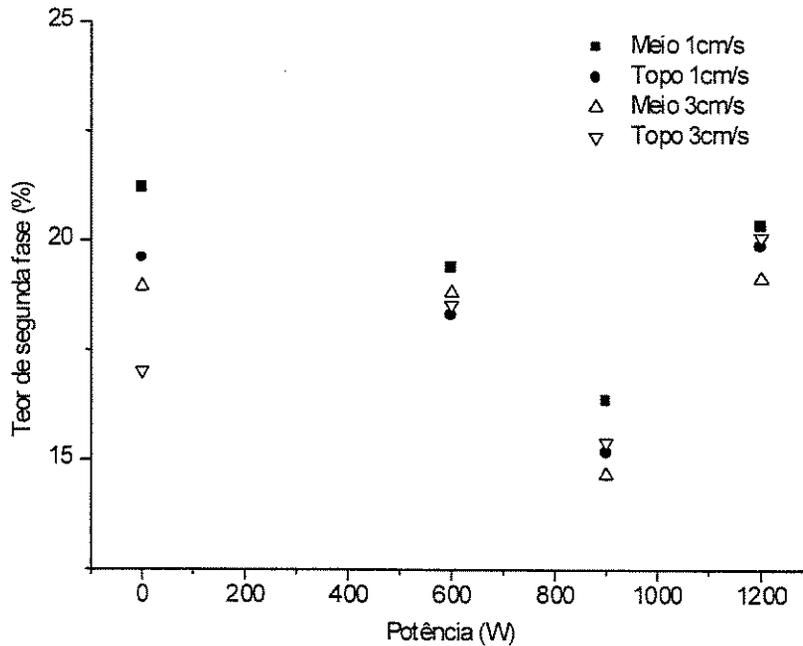


Figura 3.28. Teor de segunda fase *versus* potência

3.2.4 Tamanho de glóbulo *versus* tamanho de grão

Um ponto muito questionável quanto aos reofundidos, reside na questão grão/glóbulo. De acordo com os resultados obtidos, observamos que um grão pode ou não, corresponder a exatamente um glóbulo. Os grãos obtidos foram maiores que os glóbulos (tabela 3.9). Isto pode significar que um grão pode conter vários glóbulos, embora fosse possível encontrar em algumas amostras reofundidas, situações onde um grão é um glóbulo, tendo em vista o método de medição utilizado que se baseia em diferença de contrastes.

Na realidade, partindo-se do pressuposto que cada glóbulo é gerado por uma dendrita, teria-se uma situação na qual sempre um glóbulo seria um grão. A diferença de observação pode ser creditada ao fato de termos a seguinte situação: quando analisamos a macroestrutura o ataque é executado de maneira a revelar os grãos sem revelar seus detalhes internos; na análise da microestrutura perde-se a noção de contorno de grão e passasse a visualizar o contorno de dendrita ou glóbulo. Nesta situação ao se cortar uma amostra podemos ter a situação ilustrada

pela Figura 3.29, que nos leva a pensar que existe diferença entre grão e glóbulo. Porém quanto melhor o sistema de agitação e menor o grão/glóbulo gerado, mais esférico é sua morfologia, como pode ser identificado no gráfico da Figura 3.30. Para diferenciar estas duas condições pode se estabelecer a caracterização do glóbulo como sendo glóbulo medido.

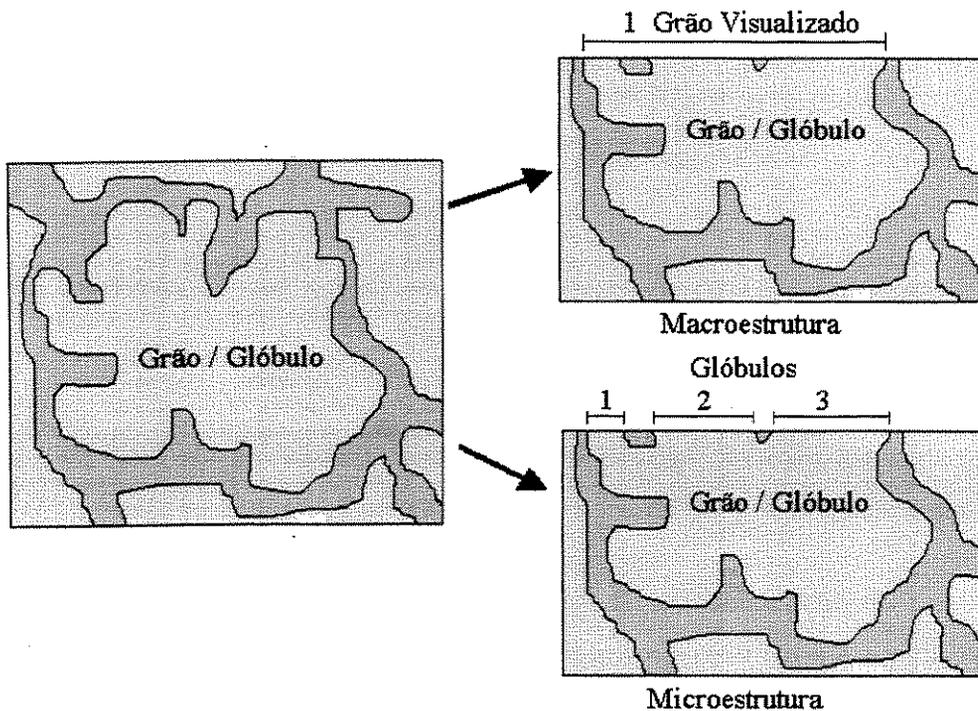


Figura 3.29. Ilustração esquemática da possível causa de erro na caracterização Grão / Glóbulo da estrutura reofundida.

Observamos também que quanto maior a potência utilizada, mais os valores de tamanho de glóbulo medido se aproximam dos valores de tamanho de grão. Isto porque quando a agitação é baixa, não é possível quebrar todas os núcleos sólidos que estão sendo formados gerando assim, grãos maiores. Com o aumento da potência, a quebra de braços dendríticos em nucleação é maior. Assim, maior a probabilidade de se aleatorizar a orientação de cada "pedaço" de dendrita fragmentado e ele se tornar um novo grão. Como este novo "pedaço" possui um tamanho menor também é facilitado o mecanismo de globularização e neste caso o glóbulo medido tende a ter o mesmo tamanho do grão reofundido.

A figura 3.30 mostra a evolução do tamanho de glóbulo medido com o tamanho de grão. Observamos que para a velocidade de 3cm/s, existe uma instabilidade muito grande do comportamento grão-glóbulo. Inicialmente existe uma evolução de um em relação ao outro, seguido de uma queda a partir de um certo valor, onde provavelmente deixa de existir uma dependência do grão em relação ao glóbulo medido. Vale ressaltar ainda a diferença entre glóbulo medido e glóbulo real.

Tabela 3.9. Tamanho de grão e tamanho de glóbulo medido em μm .

Potência (W)	V=1cm/s		V=3cm/s	
	Meio	Topo	Meio	Topo
600	440±110	440±60	330±90	260±40
	85,39±8,72	86,10±13,10	86,74±10,41	84,65±11,51
900	290±110	250±50	430±190	340±80
	75,25±9,22	78,14±9,43	81,10±7,56	71,50±5,80
1200	170±40	120±20	160±30	120±20
	78,69±4,75	75,12±7,55	79,14±6,62	79,06±7,84

Tamanho de glóbulo medido em destaque.

Para a velocidade de 1cm/s, observamos que existe uma tendência da evolução tamanho de grão/tamanho de glóbulo sem descontinuidades, ou seja, parece tender a um comportamento linear, melhor ilustrado na figura 3.31, mascarado pelo desvio padrão. Isto significa, que dependendo da velocidade de lingotamento e da potência de agitação, sendo o comportamento linear, pode-se alterar a taxa de evolução, chegando até uma situação onde um grão é igual a um glóbulo, mas que necessita de testes complementares para uma conclusão definitiva

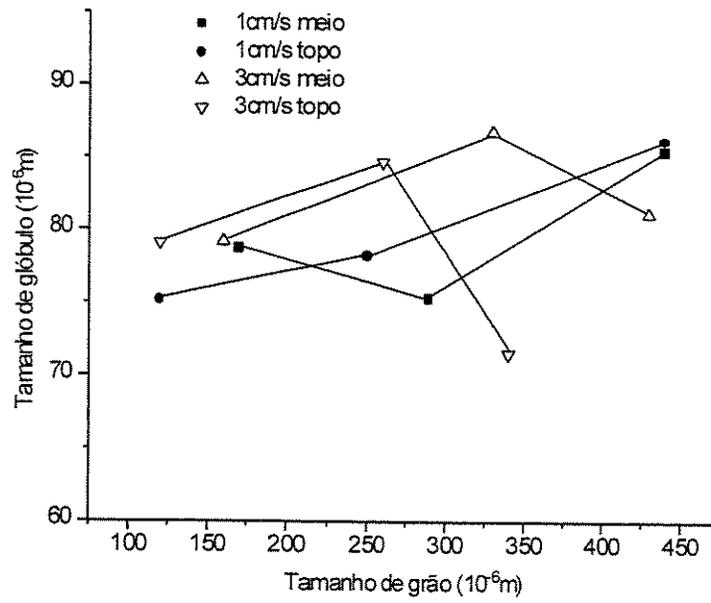


Figura 3.30. Tamanho de grão *versus* tamanho de glóbulo (1cm/s x 3cm/s)

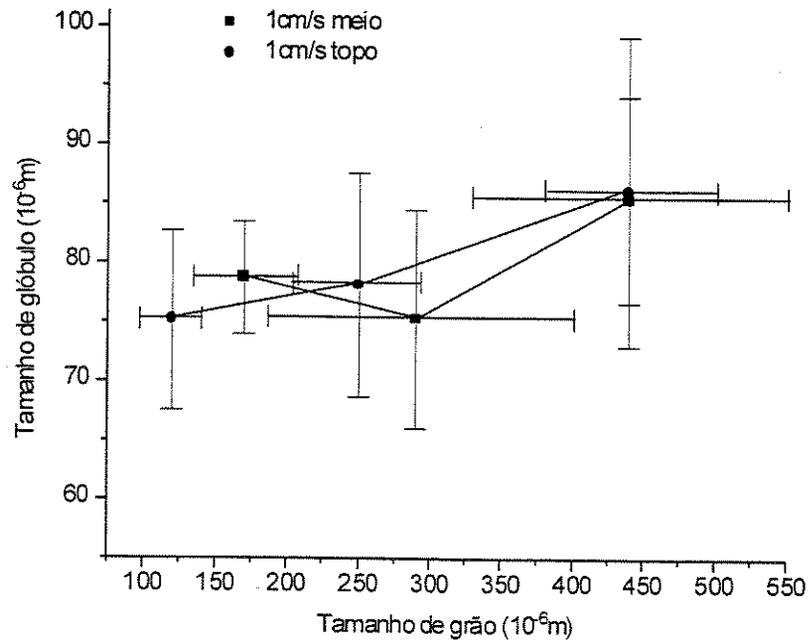


Figura 3.31. Tamanho de grão *versus* tamanho de glóbulo ($v=1\text{cm/s}$)

Capítulo 4 – Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos.

4.1 Conclusões.

- Foi possível obter estruturas reofundidas nas três potências utilizadas.
- As amostras do fundo do lingote apresentaram estruturas grosseiras e foram desconsideradas neste trabalho.
- Observou-se uma queda no tamanho de grão com o aumento da potência de agitação, devido ao aumento da turbulência criada no metal semi-sólido e que quebra de forma mais eficiente os núcleos sólidos em formação.
- O tamanho de grão diminuiu em direção ao topo do lingote, devido à menor massa a ser agitada gerando assim, grãos menores.
- O desvio-padrão para todos os tipos de medidas executadas diminuiu nas amostras agitadas, confirmando a superior homogeneidade de estruturas reofundidas comparada com as fundidas.
- A evolução do tamanho de grão com a potência de agitação, mostra que existe uma tendência de saturação a partir de um certo valor de potência para o qual não é possível mais diminuir o

tamanho de grão, embora este valor crítico não tenha sido encontrado neste trabalho, necessitando assim, de ensaios complementares para confirmar este fenômeno.

- Não houve influencia da velocidade de lingotamento no tamanho de grão para as faixas testadas.
- As macrografias mostraram claramente a ação do refino com o aumento da potência em direção ao topo do lingote. Além disso, não apresentam diferenças macroestruturais em relação à velocidade de lingotamento.
- Observou-se uma influencia da velocidade de lingotamento no espaçamento interdendrítico secundário, que tende a diminuir com o aumento daquela. Não observou-se diferença significativa do espaçamento interdendrítico secundário em regiões distintas do lingote.
- Quanto ao tamanho de glóbulo, observamos uma tendência de queda do mesmo com o aumento da potência que foi mascarado pelo desvio-padrão, confirmado pela análise estatística. Também não houve influencia da velocidade de lingotamento no tamanho de glóbulo.
- Observou-se que o valor de tamanho de glóbulo tende a se aproximar do espaçamento interdendrítico secundário com o aumento da potência de agitação, ou seja, tendem a possuir a mesma ordem de grandeza.
- Observou-se que existe uma relação grão-glóbulo que tende a se comportar de forma linear para a velocidade de lingotamento de 1cm/s e que um grão não é necessariamente um glóbulo.
- A análise do fator de forma mostrou que existe uma queda (embora pouco pronunciada) deste com o aumento da potência que tende a esferoidizar a estrutura como aumento da agitação.
- O teor de segunda fase tende a diminuir com o aumento da agitação.

- As micrografias mostraram que todas as amostras de fundo do lingote, apresentaram estrutura dendrítica. As amostras de meio e topo apresentaram estrutura reofundida em todas as potências de agitação. Nas amostras agitadas com potência de 600W, as amostras se apresentaram menos globulares devido à baixa agitação provocada por esta potência.
- Estruturas mais globulares e de menores diâmetros foram observadas nas situações de meio e topo e nas potências de 900 e 1200W.
- A velocidade de lingotamento não teve influencia significativa nas variáveis medidas (exceto no espaçamento interdendrítico secundário e teor de segunda fase), pois a agitação supera a ação da taxa de resfriamento que não foi tão alta quanto se esperava nas duas velocidades de lingotamento.
- Em todas as situações, os melhores resultados foram obtidos na potência de 1200W: menor tamanho de grão, menor tamanho de glóbulo e menor fator de forma apesar do teor de silício eutético ter sido elevado.
- Na potência de 600W já foi possível obter estruturas pré-reofundidas suficientes para ser utilizada em processos de tixoconformação.

4.2 Sugestões para Próximos Trabalhos.

- Adaptar o equipamento de forma que o sistema de resfriamento fique dentro do sistema de indução, com a finalidade de aumentar a taxa de nucleação e reduzir ainda mais o tamanho de grão/glóbulo gerado.
- Testar o sistema com outras velocidades de lingotamento, utilizando valores mais extremos com a finalidade de gerar taxas de resfriamento mais significativas.
- Utilizar potências mais altas para se observar a ocorrência ou não de maior refino na microestrutura.

- Utilizar inoculantes para se observar a ação de refinadores juntamente com a agitação na microestrutura.
- Testar o equipamento com sistema de agitação contínua e com diferentes tempos de reversão do campo magnético.
- Testar o uso de sistemas de refrigeração como o resfriamento ao ar.

Referências bibliográficas

- Bertrand, C., Patrick, P., Eletromagnetic stirred billet of wrought and casting alloys with tixotropic properties: development and production results, *Proceeding of the 4th International Conference on Semisolid Processing of alloys and Componentes*, Sheffield, 1996, p.169-173.
- Blais, S., Loue, W., Plunchon, C., Structure control by eletromagnetic stirring and reheating at semi-solid state, 06, 1996, *Proceeding of the 4th International Conference on Semisolid Processing of alloys and Componentes*, Sheffield, 1996, p.187-192.
- Brown, S.B., Flemings, M.C., Net shape forming via semi-solid processing, *Advanced materials & processes*, v.1, p. 36-40, 1993.
- Buffière, J. Y., et al, Characterization of internal damage in a MMC_p using X-Ray synchrotron phase contrast microtomography, *Acta Materialia*, v.47, p.1613-1625, 1999.
- Dantzig, J.A., Midson, S.P., Billet heating for semi-solid forming, *Proceeding of the 2nd International Conference on the Processing of Semisolid Alloys and Composite*, M.I.T., 1992, p.105-118.
- Desnain, P., et al, Prediction of equiaxed grain density in multicomponent alloys stirred eletromagnetically, *Acta metallurgica materialia*, v.38, p.1513-1523, 1990.

- Flemings, M.C., Riek, R.G., Young, K.P., Rheocasting , *Material Science and Engineering*, v.25, p.103-117, 1976.

- Flemings, M.C., Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State , *Metallurgical Transactions*, v.22 A, p. 957-981, maio 1991.

- Gabathuler, J.P., Evaluation of various processes for the production of billets with tixotropic properties, *Proceeding of the 2nd International Conference on the Processing of Semisolid Alloys and Composite*, M.I.T., 1992, p.33-46.

- Genda G., et al, Mechanism of coarsening of dendrite during solidification, *Proceedings of Solidification Processing Conference*, Sheffield, Inglaterra, 1987, p.416-419.

- Hirai, M., Takebayashi, K., Yoshikawa, Y., Effect of chemical composition on apparent viscosity of semi solid alloys, *ISIJ International*, v.33, p.1182-1189, 1993.

- Hirt, G., Zillgen, M. Microstructural effects of eletromagnetic stirring in continuous casting of various aluminium alloys, 06, 1996, *Proceeding of the 4th International Conference on Semisolid Processing of alloys and Componentes*, Sheffield, 1996, p.180-186.

- Ichikawa, K., et al, Modification of hipoeutetic Al-Cu, Al-Si, Al-Ni, alloys by rheocasting, *Transactions of the Japan institute of metals*, v.29, p. 599-607, 1988.

- Ichikawa, K., et al, Homogenization of microstructure and improvement of elevated temperature tensile properties in a Ni-base superalloy by rheocasting, *Materials Transactions, JIM*, v. 31, p.730-738, 1990.

- Ichikawa, I., Ishizuka, S., Homogenization of microstructures and improvement of mechanical properties in Cu-Al and Cu-Si alloys by rheocasting, *Materials Transactions, JIM*, v.30, p. 915-924, 1989.

- Ilegbusi, O. J., Szekely, J., Mathematical representation of the velocity, temperature and solid fraction in an electromagnetically stirred solidifying melt, *ISIJ International*, v.30, p.372-380, 1990.

- Ilegbusi, O.J., Application of a time-dependent constitutive model to rheocast systems, *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.5, p.117-123, 1996.

- Kapranos, P., Robert, M.H., Tixotomografia de ligas de alumínio, VI Seminário de tecnologia da indústria do alumínio, 09, 1997, *Anais Associação brasileira do alumínio*, 1997, v.1, p. 239-252.

- Kattamis, T.Z., Casting of semi-solid metals, 1977, *Proceedings of Quality Control of Engineering alloys and the Role of Metals Science-International Symposium*, Holanda, 1977, p.189-201.

- Kattamis, T.Z., et al, Influence of coarsening on dendritic arm spacing of Al-Cu alloys, *Transactions of the metallurgical society of AIME*, v.239, p.1504-1511, 1967.

- Kahlweit, M., On the ageing of dendrites, *Scripta metallurgica*, v.2, p.251-254, 1968.

- Kirkwood, M.C., Young, K.P., Nature and properties of semisolid materials, Ed J.A.Sekhar e J.A.Dantzig, TMS, 1992, p.245-266.

- Lim, S., Yoon, E., The effect of electromagnetic stirring on the microstructure of Al-7%wtSi alloy, *Journal of materials science letters*, v.16, p.104-109, 1997.

- Meseha, G.M., Eletromagnetic stirring in copper bar manufacturing, *Wire journal international*, v.30, p. 60-66, 1997

- Murakami, H., et al, Semi solid metal making of high melting point alloys by eletromagnetic stirring, *Proceeding of the 2nd International Conference on the Processing of Semisolid Alloys and Composite*, M.I.T., 1992, p.33-46.

- Müller-Spath, H., Atchen, M., Sahm, P.R., SSP-process – a new technology for homogeneous billet production, *Proceeding of the 4th International Conference on Semisolid Processing of alloys and Componentes*, Sheffield, 1996, p.174-179.

- Mullis, A. M., Growth induced dendritic bending and rosette formation during solidification in a shearing flow, *Acta Materialia*, v.47, p.1783-1789, 1999.

- Ohno, A., Solidificação dos metais, Ed. Livr. Ciência e Tecnologia, 1988.

- Ohno, A., Solidification of undercooled metals, *Transactions of the iron and steel institut of Japan*, v.10, p.459, 1970.

- Paes, M., Zoqui, E.J., Obtenção de estrutura refundida da liga Al-4,5%wtCu: comparação entre o ultra refino e a agitação eletromagnética. Congresso brasileiro de engenharia mecânica, *Anais*, 1999.

- Pearson, J., Kearns, M.A., Selection of grain refiners for optimum performance in the cast house. VI Seminário de tecnologia da indústria do alumínio, 09, 1997, *Anais Associação brasileira do alumínio*, 1997, v.1, pp. 35-48.

- Prasad, P.R., Calculation of primary particle size in rheocast slurry, *Journal of Materials Science Letters*, v.14, p. 861-863, 1995.

- Robert, M.H., Reofundição de ligas metálicas, *Apostila*, UNICAMP, v.1, p.1-178, 1995.

- Salvo, L., et al, Influence of prior solidification conditions on the structure and rheological behavior of partially remelted Al-Si alloys, *ISIJ Inernational*, v.35, p.798-804, 1995.

- Spencer, D.B., et al, Rheological behaviour of Sn-15%wtPb in the crystallization range, *Metallurgical transactions*, v.3, p. 1925-1932, 1972.
- Tissier, A., Apelian, D., Regazzoni, G., Magnesium rheocasting: a study of processing-microstructure interactions, *Journal of Material Science*, v.25, p.1184-1196, 1990.
- Tzimas, E., Zavaglianos, A., Mechanical behaviour of alloys with equiaxed microstructure in the semisolid at high content, *Acta Materialia*, v.47, p.517-528, 1999.
- US Patent, Meyer, *Method of producing thixotropic metallic products by continuous casting, with polyphase current electromagnetic agitation*. US005219018A. Jun. 15, 1993.
- US Patent, Kelly et al, *Method and apparatus for rheocasting*. US005178204A. Jan. 12, 1993.
- Vivés, C., Elaboration of Semisolid Alloys by Means of New Electromagnetic Rheocasting Processes, *Metallurgical Transactions*, v.23B, p. 189-206, abril 1992.
- Vivés, C., Elaboration of Metal Matrix Composites from Thixotropic Slurries using a New Magnetohydrodynamic Caster, *Metallurgical Transactions*, v.24B, p.493-510, junho 1993.
- Vivés, C., Thixoforming of electromagnetically elaborated aluminum alloys slurries and semisolid metal matrix composites, *Materials Science Forum*, v. 217-222, p. 329-334, 1996.
- Vivés, C., Effects of forced electromagnetic vibrations during the solidification of aluminum alloys: part II. Solidification in the presence of colinear variable and stationary magnetic fields, *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 27B, p. 457-464, 1996.
- Wan, G., Sahm, P.R., Particle growth by coalescence and Ostwald ripening in rheocasting of Pb-Sn, *Acta metallurgica et materialia*, v.11, p. 2376-2372, 1990.

- Zhang, W.Q., et al, Structural transition and macrosegregation of Al-Cu eutetic alloy solidified in the electromagnetic centrifugal casting process, *Metallurgical and Materials Transactions A*, V.29 A, p.404-408, 1998.

- Zoqui, E.J. Obtenção e caracterização mecânico-metalúrgico da liga Al-4,5wt%Cu no estado reofundido, UNICAMP, 1995, tese (doutorado).

Bibliografia complementar

- Agarwala, V., Ray, S., Tensile properties of the rheocast Al-3,76%wtCu alloy aged at 200°C with prior partial homogenization, *The minerals, metals and materials society*, p. 643-647, 1990.

- Agarwala, V., Ray, S., Morphological changes occurring during partial homogenization of na Al-3,76%wtCu rheocast alloy, *Zeitschrift fuer metallfunde*, v.80, p.118-122, 1989.

- Batson, R.G., Phillips, J.F., Parameter design experiments in foundry processes, ASQC Quality Congress Transactions, 1992, *Proceedings*, 1992, v.1, p. 30-36.

- Ichikawa, K., Ishizuka, S., Microstructures and tensile properties of rheocast Al-Cu, Bi-Sn, Bi, Pb, eutetic alloys, *Materials transactions, JIM*, v.31, p. 75-82, 1990.

- Ichikawa, K., Kinoshita, Y., Microstructural control of intermetallic CuAl-based and hypereutetic Al-Si alloys by stirring synthesis method, *Materials Transactions, JIM*, v.34, p. 467-473, 1993.

- Lim, S.C., et al, The tribological properties of Al-Cu/SiCp metal-matrix composites fabricated using the rheocasting technique, *Journal of Materials Processing Technology*, v.89-90, p.591-596, 1999.

- Prasad, P.R., et al, Structure property correlation in a rheocast Al-6%wtCu alloy, *Zeitschrift fuer metallfunde*, 80, p. 428-430, 1998.

- Shainin, R., Technical problem solving strategies, a case study, ASQC Quality Congress Transactions, 1992, *Proceedings*, 1992, v.1, p. 876-882.

- Srivastava, S.K., et al, The effect of ageing in rheocast leaded aluminium alloys, *Zeitschrift fuer metallfunde*, 85, p. 513-517, 1994.

- Zoqui, E.J., Robert, M.H., Structure and room temperature properties of Al- 4,5%wtCu in the as-rheocast condition, *Proceeding of the 4th International Conference on Semisolid Processing of alloys and Componentes*, Sheffield, 1996, p.75-78.

ANEXO 1

Análise estatística

Após a aplicação do teste de Chauvenet e o descarte de alguns valores, foi utilizado a análise de resultados proposta pelo planejamento fatorial com dois fatores que estabelece as seguintes relações:

- $SS_T = \left(\sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n y_{ijk}^2 \right) - \frac{y_{...}^2}{abn}$
- $SS_A = \left(\sum_{i=1}^a \frac{y_{i..}^2}{bn} \right) - \frac{y_{...}^2}{abn}$
- $SS_B = \left(\sum_{j=1}^b \frac{y_{.j.}^2}{an} \right) - \frac{y_{...}^2}{abn}$
- $SS_{AB} = \left(\sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \frac{y_{ij.}^2}{n} \right) - \frac{y_{...}^2}{abn} - SS_A - SS_B$
- $SS_E = SS_T - SS_A - SS_B - SS_{AB}$

onde,

i....representa os níveis de A

j....representa os níveis de B

k....representa as réplicas

Em seguida são calculados os valores de F_o de acordo com as seguintes relações:

- $F_{oA} = \frac{SS_A / (a-1)}{SS_E / a.b.(n-1)}$, $F_{oB} = \frac{SS_B / (b-1)}{SS_E / a.b.(n-1)}$ e $F_{oAB} = \frac{SS_{AB} / (a-1).(b-1)}{SS_E / a.b.(n-1)}$

Partindo-se da hipótese nula $H_0: \alpha_i=0$, onde α é o efeito dos fatores (A, B ou a interação AB), temos que ela será rejeitada se $F_o > F_{\alpha, a-1, ab(n-1)}$.

Onde,

a....níveis de A

b....níveis de B

n....número de réplicas

αerro admitido

Em todos os casos: a=4, b=2, n=3 e $\alpha=0,25$. Ou seja, se F_o for maior que $F_{0,25,3,16}(=1,51)$, a hipótese nula será rejeitada, logo, há efeito do fator na variável de resposta medida.

Após a determinação da influencia ou não dos fatores, pode ser realizado uma análise contrastes comparando-se as médias dos tratamentos para se observar se existe diferença entre elas. Desta forma, parte-se das hipóteses nulas onde $\mu_1=\mu_2$ (médias iguais). Em seguida, é calculado o valor de SS_C utilizando:

$$\bullet \quad SS_C = \frac{\left(\sum_{i=1}^a c_i y_i \right)^2}{n \sum_{i=1}^a c_i^2}$$

Onde C é uma combinação linear dos totais y_i , com a restrição de que $\sum_{i=1}^a c_i = 0$.

Em seguida, é calculado o valor de F_o :

$$\bullet \quad F_o = \frac{SS_C}{SS_E / (N - a)}$$

Assim, a hipótese nula será rejeitada se $F_o > F_{\alpha,1,N-a}(=1,54)$, onde $N=n.a$.

Fonte: Montgomery, D.C., "Design and Analysis of Experiments", 3ª edição, John Wiley and Sons, 1991.

ANEXO 2

Tamanho de grão, valores respectivos às três réplicas, em mm.

Potência (W)	V=1cm/s			V=3cm/s		
	Fundo	Meio	Topo	Fundo	Meio	Topo
0	1,33±0,54	1,20±0,47	1,52±0,51	1,38±0,56	1,26±0,56	1,31±0,58
	1,62±0,49	1,52±0,51	1,40±0,54	1,43±0,51	1,29±0,53	1,17±0,50
	1,19±0,48	1,31±0,51	1,27±0,60	1,57±0,49	1,24±0,51	1,32±0,50
600	1,33±0,55	0,44±0,11	0,33±0,06	1,37±0,51	0,36±0,16	0,25±0,04
	1,37±0,57	1,41±0,53	1,46±0,53	1,48±0,51	0,34±0,07	0,27±0,05
	0,90±0,17	0,34±0,06	0,30±0,06	1,29±0,53	0,30±0,06	0,25±0,04
900	1,29±0,60	0,33±0,11	0,31±0,07	1,04±0,44	0,46±0,24	0,34±0,08
	0,88±0,50	0,26±0,17	0,21±0,03	0,80±0,33	0,29±0,12	0,20±0,04
	0,74±0,20	0,27±0,05	0,23±0,06	1,00±0,47	0,54±0,22	0,50±0,17
1200	1,10±0,47	0,14±0,03	0,12±0,02	0,95±0,50	0,15±0,03	0,12±0,02
	0,62±0,19	0,22±0,08	0,13±0,03	0,67±0,25	0,17±0,03	0,13±0,02
	1,07±0,49	0,15±0,02	0,11±0,02	0,76±0,33	0,16±0,03	0,12±0,02

ANEXO 3

Espaçamento interdendrítico, valores respectivos às três réplicas, valores em μm .

Potência (W)	V=1cm/s			V=3cm/s		
	Fundo	Meio	Topo	Fundo	Meio	Topo
0	63,46 \pm 8,08	71,64 \pm 4,19	70,41 \pm 14,06	69,31 \pm 4,68	53,85 \pm 5,91	42,76 \pm 4,14
	75,17 \pm 11,38	71,11 \pm 9,79	73,42 \pm 6,51	65,51 \pm 7,31	63,11 \pm 7,05	72,06 \pm 7,35
	63,63 \pm 6,24	77,28 \pm 2,02	82,48 \pm 10,45	66,24 \pm 4,00	69,47 \pm 3,55	68,46 \pm 6,19
600	58,83 \pm 5,92			67,10 \pm 5,85		
	58,91 \pm 6,18	G	G	60,85 \pm 6,05	G	G
	61,86 \pm 5,83			62,24 \pm 4,60		
900	64,11 \pm 6,25			65,65 \pm 4,23		
	60,53 \pm 3,63	G	G	61,92 \pm 9,74	G	G
	64,57 \pm 8,34			67,03 \pm 5,46		
1200	55,06 \pm 4,94			62,99 \pm 6,42		
	60,64 \pm 4,42	G	G	62,17 \pm 3,99	G	G
	56,70 \pm 6,95			64,97 \pm 3,46		

G=Globularizado

ANEXO 4

Tamanho de glóbulo, valores respectivos às três réplicas em μm .

Potência (W)	V=1cm/s			V=3cm/s		
	Fundo	Meio	Topo	Fundo	Meio	Topo
0	NG	NG	NG	NG	NG	NG
	NG	NG	NG	NG	NG	NG
	NG	NG	NG	NG	NG	NG
600	NG	83,96 \pm 7,66	84,72 \pm 12,78	NG	91,73 \pm 9,10	90,72 \pm 10,50
	NG	87,48 \pm 10,28	88,15 \pm 13,71	NG	79,78 \pm 10,41	83,80 \pm 11,62
	NG	84,72 \pm 8,23	85,44 \pm 12,80	NG	88,72 \pm 11,71	79,44 \pm 12,41
900	NG	81,69 \pm 11,11	86,55 \pm 11,82	NG	85,81 \pm 6,23	74,11 \pm 6,25
	NG	69,12 \pm 10,10	69,09 \pm 6,15	NG	81,27 \pm 9,25	70,17 \pm 6,81
	NG	74,94 \pm 6,46	78,78 \pm 10,33	NG	76,21 \pm 7,20	70,22 \pm 4,27
1200	NG	77,05 \pm 3,44	76,93 \pm 8,88	NG	80,75 \pm 5,40	85,88 \pm 7,43
	NG	81,97 \pm 7,37	74,80 \pm 5,40	NG	77,48 \pm 7,36	77,88 \pm 9,58
	NG	77,05 \pm 3,44	73,64 \pm 8,38	NG	79,18 \pm 7,10	73,42 \pm 6,51

NG=Não globularizado

ANEXO 5

Fator de forma, valores respectivos às três réplicas em μm .

Potência (W)	V=1cm/s			V=3cm/s		
	Fundo	Meio	Topo	Fundo	Meio	Topo
0	>10	>10	>10	>10	>10	>10
	>10	>10	>10	>10	>10	>10
	>10	>10	>10	>10	>10	>10
600	>10	1,71±0,60	1,71±0,57	>10	1,71±0,56	1,75±0,61
	>10	1,88±0,71	1,75±0,61	>10	1,73±0,56	1,74±0,58
	>10	1,78±0,64	1,72±0,60	>10	1,73±0,61	1,79±0,66
	>10	1,72±0,56	1,76±0,61	>10	1,72±0,52	1,72±0,56
900	>10	1,75±0,61	1,74±0,60	>10	1,73±0,53	1,64±0,47
	>10	1,72±0,54	1,71±0,55	>10	1,73±0,55	1,70±0,50
	>10	1,68±0,50	1,70±0,53	>10	1,67±0,46	1,73±0,55
1200	>10	1,67±0,50	1,68±0,51	>10	1,69±0,53	1,69±0,51
	>10	1,69±0,52	1,69±0,51	>10	1,71±0,53	1,70±0,51

ANEXO 6

Teor de segunda fase, valores respectivos às tres réplicas.

Potência (W)	V=1cm/s			V=3cm/s		
	Fundo	Meio	Topo	Fundo	Meio	Topo
0	15,50±2.43	21.50±6.17	21.75±5.18	14.30±2,00	19.66±2,16	18.12±2.91
	18.27±1.36	19.74±2.99	17.28±1.79	16.36±1.42	19.10±2.12	16.11±1.41
	18.13±2.83	22.38±4.76	19.78±2.37	19.62±1.52	18.10±2.65	16.80±1.07
600	17.24±1.67	18.66±1.84	16.83±2.46	15.57±1.63	19.34±1.97	17.81±1.34
	16.85±2.54	20.37±1.97	19.63±3.44	14.17±1.11	17.16±2.00	16.82±1.70
	18.51±1.83	19,15±1,88	18.47±3.02	13.32±1.37	19.97±1.44	20.95±0.90
900	15,35±0,81	16,51±0,91	15,35±0,88	11,57±0,25	14,46±0,93	15,37±0,49
	15,78±0,45	17,31±1,11	14,98±1,28	12,91±0,56	15,56±0,58	15,00±0,65
	14,38±0,52	15,24±1,45	15,28±1,03	12,61±0,55	14,00±0,70	15,83±0,22
1200	20,57±0,95	19,46±1,02	19,33±0,66	14,78±0,52	18,71±0,43	19,51±0,67
	19,45±0,57	20,81±2,01	21,45±0,63	17,54±0,96	21,30±0,52	21,59±1,06
	22,03±0,89	20,77±0,68	18,95±0,60	17,06±0,50	17,41±0,53	19,18±0,69

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE