

**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos
Materiais - PPGEM**

**CARACTERIZAÇÃO DA VISCOSIDADE APARENTE NO
ESTADO SEMI-SÓLIDO E DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DA LIGA AA7075**

TESE DE DOUTORADO DE:

MARIA DO CARMO B. VIEIRA
Mestre em Engenharia

**Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da
UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,
Metalúrgica e de Materiais - PPGEM.**

**Porto Alegre
2003**

**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos
Materiais - PPGEM**

**CARACTERIZAÇÃO DA VISCOSIDADE APARENTE NO
ESTADO SEMI-SÓLIDO E DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DA LIGA AA7075**

TESE

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de:

DOUTOR EM ENGENHARIA

Área de concentração: Processos de Fabricação

por:

Maria do Carmo B. Vieira

Mestre em Engenharia

2003

Esta tese foi julgada adequada para a obtenção do título de Doutor em Engenharia, Área de concentração: Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela banca examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador:

Prof. Lírio Schaeffer
Doutor em Engenharia
UFRGS - PPGEM

Banca Examinadora:

Prof. Maria Helena Robert
Doutor em Engenharia
UNICAMP - SP

Prof. Jaime Spim
Doutor em Engenharia
UFRGS - RS

Prof. Vicente Canalli
Doutor em Engenharia
PUCRS - RS

Prof. Carlos Ferreira
Doutor em Engenharia
Coordenador do PPGEM

Dedico esta tese aos meus pais, Irene Blaskowski Vieira e José Delamare da Rosa Vieira *in memoriam*.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Lírio Schaeffer pelas orientações, amizade e a confiança estabelecidas no decorrer do trabalho.

Ao Prof. Dr. Vicente Canalli, Washington e Francisco – Laboratório de Conversão de Energia (PUCRS).

Aos Prof. Dr. Telmo Strohaecker e Prof. Dr. Antônio M. Vilela pela cortesia e atenção.

Aos amigos Prof. Carlos Crespo Izquierdo, Prof. Guilherme Dias, Prof. Gerti Coser Brun, Prof. Marlize Cantelli, Prof. Jeanine M. da Luz, Mozart, Sérgio, Vanderlei, Eduardo, Baroni, Paulo, Filippi, Cris, Marcio e Roberto.

Marisa e Carla – Laboratório de Transformação Mecânica do Centro de Tecnologia.

Aos estagiários Camila, Eng. Mecânica (PUCRS), Martin, Eng. Mecânica (UFRGS) e Leonardo, Eng. Mecatrônica (PUCRS).

Ao Eduardo Albuquerque - Alcoa Alumínio S.A.

Ao Prof. José Célia Marroni (CIENTEC) pelos ensaios mecânicos realizac

Ao Marcos - Aços Finos Piratini.

Ao Eng. Renato Barbosa e seus colaboradores - Tractebel Energia S. A
(Usina Termelétrica Charqueadas).

Ao MSc. Ricardo Costi (PPGEE) pelo auxílio na parte eletroeletrônica.

Ao Eng. Paulo César Timm Poletto – VARIG S. A. (Aeroporto Salgado Filho)

Ao Eng. Feltrin - Laboratório de Fundição (UFRGS).

Aos Eng. Egon, Eng. Álvaro e Jair - Labelo - Laboratório Especializado em
Eletroeletrônica (PUCRS) pelas calibrações efetuadas.

RESUMO

O objetivo deste estudo é apresentar uma metodologia que visa otimizar e melhorar o processo de obtenção de materiais no estado semi-sólido. O material escolhido é a liga AA7075 utilizada em operações de forjamento.

Para alcançar este objetivo foi construído um protótipo para obtenção do material nesta condição. A tecnologia utilizada é a globularização da microestrutura da liga através da agitação mecânica seguida de um resfriamento rápido.

Parte-se do princípio que a qualidade e a caracterização do produto final demandam por um sistema de monitoração e controle das variáveis envolvidas no processo de fabricação. Além disso, considera-se que a evolução tecnológica da reofundição precisa ser mais centrada nos métodos de produção do que na novidade do evento.

Foram avaliadas as relações existentes entre a morfologia da microestrutura, comportamento da viscosidade aparente durante a aplicação de forças externas, deformabilidade e dureza do produto obtido nas condições experimentais propostas.

ABSTRACT

This study aims at presenting a methodology so as to improve and optimize the process of obtaining materials under a semi-solid state. The material chosen is the AA7075 alloy used in forging procedures.

In order to achieve our objectives, we built a prototype so as to obtain the material under the desired conditions. The technology used is the globularization of the alloy microstructure, which was achieved through mechanical shaking followed by sudden cooling.

Our fundamental basis is that both the quality and the characterization of the final product depend on a monitoring system as well as the control of the variables involved in the manufacturing process. Besides, we believe that the technological rheocast evolution needs to focus more on the production methods rather than on the novelty of the event.

Finally, we have evaluated the existing relations involving the microstructure morphology, the viscosity behavior during the application of external forces, the deformation and the hardness of the product obtained under the proposed experimental conditions.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Dispositivos eletromagnéticos utilizados para promover agitação	25
Figura 2 - Mecanismo da multiplicação dos grãos por ação dos campos magnéticos	26
Figura 3 - Representação esquemática do crescimento dendrítico.....	30
Figura 4 - Parâmetros envolvidos no crescimento dendrítico.....	34
Figura 5 - Evolução do crescimento dendrítico	36
Figura 6 - Resultados obtidos em ensaios isotérmicos	39
Figura 7 - (a) Morfologia dendrítica; (b) Morfologia globular; Material: Sn-15%Pb....	45
Figura 8 - Comportamento de dois fluídos ao serem movimentados em uma bateadeira	49
Figura 9 - Alterações na forma do fluxo devido aos efeitos da relaxação. Material = solução de álcool polivinílico com borato de sódio	50
Figura 10 - Comportamento gráfico dos fluídos não-newtonianos	51
Figura 11 - Comportamento gráfico de um fluído newtoniano.....	54
Figura 12 - Comportamento de um líquido tixotrópico cisalhados após períodos curtos e longos de repouso	59
Figura 13 - Microestrutura e curvas de fluxos com partículas suspensas	60
Figura 14 - Diagrama do dispositivo proposto	67
Figura 15 - Sistema de placas para medição da viscosidade.....	71
Figura 16 - Cilindro concêntrico associado a placa plana	72
Figura 17 - Evolução gráfica da corrente do transdutor com viscosidades conhecidas	77
Figura 18 - Curvas geradas pelo ensaio DTA/TG. Temperatura <i>liquidus</i> e temperatura <i>sólidus</i> da liga AA 7075.....	82
Figura 19 - Diagrama de equilíbrio	84

Figura 20 - Liga AA 7075 utilizado nas experiências.....	84
Figura 21 - Estado do agitador após 45 min. de agitação da liga AA7075.....	85
Figura 22 - Haste com jaqueta de grafite	86
Figura 23 - Vista do forno aquecido resistivamente	87
Figura 24 - Solução encontrada para confeccionar o cadinho e a haste.....	88
Figura 25 - Segregados presentes nos contornos intercelulares (616°C – 1500 rpm – aumento 500X).....	97
Figura 26 - Segregados presentes nos contornos intercelulares (626°C – 1500 rpm – aumento 200X-2).....	97
Figura 27 - Segregados presentes nos contornos intercelulares (636°C – 500 rpm – aumento 200X).....	98
Figura 28 - Estrutura bruta de fusão - vazado em coquilha.....	101
Figura 29 - Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 500 rpm – temperatura = 616°C.....	102
Figura 30 - Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1000 rpm – temperatura = 616°C.....	102
Figura 31 - Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1500 rpm – temperatura = 616°C.....	103
Figura 32 - Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 500 rpm – temperatura = 626°C.....	103
Figura 33 - Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1000 rpm – temperatura = 626°C.....	104
Figura 34 - Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1500 rpm – temperatura = 626°C.....	104
Figura 35 - Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 500 rpm – temperatura = 636°C.....	105
Figura 36 - Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1000 rpm – temperatura = 636°C.....	105
Figura 37 - Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1500 rpm – temperatura = 636°C.....	106
Figura 38 - Comportamento da viscosidade versus taxa de cisalhamento de uma solução concentrada de polibutadieno	108
Figura 39 - Viscosidade aparente versus tensão de cisalhamento. Material Sn- 15%Pb	109
Figura 40 - Comportamento da viscosidade aparente <i>versus</i> velocidade angular. Temperatura de início de agitação = 616°C	110
Figura 41 - Comportamento da viscosidade aparente <i>versus</i> velocidade angular. Temperatura de início de agitação = 626°C	110

Figura 42 - Comportamento da viscosidade aparente <i>versus</i> velocidade angular. Temperatura de início de agitação = 636°C	111
Figura 43 - Perfil da viscosidade aparente em função da temperatura de início de agitação. Velocidade de agitação inicial = 500 rpm.....	111
Figura 44 - Perfil da viscosidade aparente em função da temperatura de início de agitação. Velocidade de agitação inicial = 1000 rpm.....	112
Figura 45 - Perfil da viscosidade aparente em função da temperatura de início de agitação. Velocidade de agitação inicial = 1500 rpm.....	112
Figura 46 - Comportamento da dureza em função das temperaturas de agitação..	116
Figura 47 - Comportamento da dureza em função das velocidades de agitação....	116
Figura 48 - Performance do material reofundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 616 ± 2°C - rotação: 500 rpm)	121
Figura 49 - Performance do material reofundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 616 ± 2°C - rotação: 1000 rpm)	122
Figura 50 - Performance do material reofundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 616 ± 2°C - rotação: 1500 rpm)	123
Figura 51 - Performance do material reofundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 626 ± 2°C - rotação: 500 rpm)	124
Figura 52 - Performance do material reofundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 626 ± 2°C - rotação: 1000 rpm)	125
Figura 53 - Performance do material reofundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 626 ± 2°C - rotação: 1500 rpm)	126
Figura 54 - Performance do material reofundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 636 ± 2°C - rotação: 500 rpm)	127
Figura 55 - Performance do material reofundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 636 ± 2°C - rotação: 1000 rpm)	128
Figura 56 - Performance do material reofundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 636 ± 2°C - rotação: 1500 rpm)	129
Figura 57 - Performance do ensaio de compressibilidade do material obtido por fusão convencional.....	130
Figura 58 - Performance do ensaio de compressibilidade do material obtido por fusão convencional.....	131

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Obtenção de refundidos	28
Tabela 2 - Resumo envolvendo equações variáveis e diagrama do transdutor de torque	70
Tabela 3 - Evolução da corrente no transdutor proposto para óleos comerciais e água	77
Tabela 4 - Composição química da liga AA7075.....	81
Tabela 5 - Condições experimentais	88
Tabela 6 - Tipos de viscosímetros rotacionais, materiais e fenômenos que estão sendo estudados	91
Tabela 7 - Reações durante a solidificação.....	98
Tabela 8 - Tamanhos de grãos ASTM obtidos nas experiências	99
Tabela 9 - ASTM para tamanho de grão	99
Tabela 10 - Dureza resultante nas amostras ensaiadas em todas as condições de teste	115

LISTA DE SÍMBOLOS

TE (°C)	Temperatura de equilíbrio na ponta do raio da dendrita
TL (°C)	Temperatura <i>liquidus</i>
Ts (°C)	Temperatura <i>solidus</i>
T (°C)	Temperatura na ponta da dendrita
ΔT (°C)	Gradiente de temperatura
r_1	Raio na ponta da dendrita
λ_1	Espaçamento nas pontas das dendritas
λ_2	Espaçamento dos braços dendríticos
η	Constante de proporcionalidade denominada de coeficiente de viscosidade
m	Constante de proporcionalidade para a equação de Ostwald-de-Waele
f_s	Fração sólida em volume
γ	Deformação de cisalhamento
n	Expoente (Power law Index) para a equação de Ostwald-de-Waele que caracteriza o comportamento pseudoplástico
a	Parâmetro que caracteriza a região de transição entre o comportamento do material que obedece a power law
γ^*	Taxa de cisalhamento crítica
μ	Viscosidade absoluta (constante de proporcionalidade entre a tensão aplicada e a velocidade de cisalhamento)
f_s^*	Fração sólida crítica em que a viscosidade aparente tende ao infinito
t	Tempo de cisalhamento (s)

τ	Tensão de cisalhamento (Mpa)
η_{∞}	Viscosidade assintótica
$\eta_{\text{min.}}$	Viscosidade mínima ou viscosidade inicial
η_{ap}	Viscosidade aparente
K	Índice de consistência
E c	Tensão contraeletromotriz (V)
Wmec.	Velocidade angular mecânica do eixo (rad/s)
T	Torque interno (N.m)
Kt	Constante construtiva do torque [(N.m / (Wb. A)]
Ke	Constante construtiva do gerador [V/ (Wb . rad / s)]
Ir	Corrente do rotor (A)
Φ_e	Fluxo magnético produzido pelo campo (Wb)
$\frac{du}{dy}$	Gradiente de velocidade
u	Componente da velocidade
y	Componente da velocidade
L	Comprimento do cilindro interno (m)
r1	Raio do cilindro interno (m)
r2	Raio do cilindro interno até a parede do cilindro externo (m)
a	Distância entre a base do cilindro interno até a base do cilindro externo (m)
b	Vão entre o cilindro interno e a parede do cilindro externo (m)
Ta	Torque (N.m)
Kv	Constante geométrica do viscosímetro = $\frac{N.s}{m^2}$
μ	Viscosidade aparente utilizando a fórmula base do trabalho = $\frac{Kg}{m.s}$
φ	Deformação verdadeira (= $\ln \frac{h_0}{h}$)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO GERAL.....	17
2 ESTADO DA ARTE.....	19
2.1 METODOLOGIAS PESQUISADAS PARA OBTENÇÃO DE REOFUNDIDOS....	20
2.2 EFEITOS ASSOCIADOS AO FLUXO DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO PELA FRAGMENTAÇÃO DENDRÍTICA	29
2.2.1 Avaliação do ciclo de eventos dependentes do tempo e da temperatura.....	29
2.2.2 Considerações sobre a fragmentação dendrítica	36
2.3 MODELOS REOLÓGICOS PROPOSTOS PARA O ESTADO SEMI-SÓLIDO ...	38
2.3.1 Modelamento que relaciona a taxa de cisalhamento imposta, a fração sólida em volume (f_s) e taxa de resfriamento com a viscosidade aparente	38
2.3.2 Modelamentos que consideram o estado semi-sólido como uma mistura	43
2.4 PROPRIEDADES REOLÓGICAS	47
2.4.1 Especificidades dos Fluidos Não-Newtonianos	50
2.4.2 A viscosidade como uma propriedade característica dos fluidos.....	53
2.4.3 Comportamento da viscosidade em relação ao tempo.....	56
2.4.4 Comportamento típico dos materiais tixotrópicos.....	58
2.4.5 Relação entre a viscoelasticidade e a tixotropia
2.5 CONSIDERAÇÕES SOBRE OS MÉTODOS APRESENTADOS NO ESTADO DA ARTE	54
3 MODELO TEÓRICO E METODOLOGIA DE ABORDAGEM	66
3.1 DESCRIÇÃO DO PROTÓTIPO E ANÁLISE QUANTITATIVA	67

3.1.1 Seqüência e princípio de operação	67
3.2 ANÁLISE QUANTITATIVA DA TRANSDUÇÃO	70
3.2.1 Equações do transdutor eletromecânico	70
3.2.2 Considerações da mecânica dos fluídos	71
3.2.3 Integração das equações.....	74
3.3 CONSIDERAÇÕES RELATIVA AO PROTÓTIPO PROPOSTO E METODOLOGIA DE ABORDAGEM	75
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	76
4.1 CALIBRAÇÃO E RESULTADOS EXPERIMENTAIS DO TRANSDUTOR.....	76
4.4.1 Observações importantes	78
4.2 MATERIAIS UTILIZADOS PARA REALIZAÇÃO DOS TESTES	80
4.3 MATERIAIS PARA CONFECÇÃO DO CADINHO E DA HASTE.....	85
4.4 EQUIPAMENTOS	86
4.5 DESCRIÇÃO DA SEQÜÊNCIA DE OPERAÇÕES PARA REALIZAÇÃO DOS EXPERIMENTOS.....	89
4.6 CONSIDERAÇÕES	93
5 RESULTADOS OBTIDOS	94
5.1 MICROESTRUTURAS (ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO)	94
5.1.1 Relações entre o tamanho de grão ASTM, temperatura de agitação e velocidade de agitação	100
5.2 COMPORTAMENTO DA VISCOSIDADE APARENTE EM RELAÇÃO AO TEMPO DE CISALHAMENTO	106
5.3 COMPORTAMENTO DA DUREZA DA LIGA AA7075	113
5.3.1 Evolução da dureza para a mesma velocidade de agitação <i>versus</i> temperaturas de agitação.....	113
5.3.2 Evolução da dureza para a mesma temperatura de agitação <i>versus</i> velocidades de agitação	113
5.3.3 Comentários	114
5.4 ENSAIO DE COMPRESSIBILIDADE	117
5.4.1 Comportamento para a mesma velocidade de agitação <i>versus</i> temperaturas de ensaio	117

5.4.2 Comportamento para a mesma temperatura <i>versus</i> velocidade de agitação.....	117
5.4.3 Principais discussões envolvendo os teste de compressibilidade.....	118
6 CONCLUSÕES GERAIS	132
REFERÊNCIAS.....	134
APÊNDICE.....	143

1 INTRODUÇÃO GERAL

Este trabalho têm como objetivos principais o estudo do comportamento da viscosidade aparente no estado semi-sólido e o desenvolvimento de um sistema de aquisição de dados para sensores e monitorar as variáveis-chave envolvidas na obtenção de materiais com a estrutura esferoidizada. Além disso, serão avaliadas a compressibilidade e a dureza da liga AA7075 após, a obtenção do produto semi-acabado.

Apesar da descoberta da possibilidade de processar os materiais em um estado físico intermediário entre o sólido e o líquido ter ocorrido há trinta anos atrás, a aplicação industrial desta tecnologia é muito limitada e requer esclarecimentos de muitos fenômenos inerentes do processo.

De acordo com estudos publicados em 2001, os pesquisadores Robert e Zoqui ressaltam que o campo de aplicação, em processos de fabricação como o forjamento ou extrusão já são relatados. Consideram que a justificativa para a pouca utilização destes processos, reside na falta de fornecedores de matéria-prima que dominem esta tecnologia.

O trabalho de tese está dividido em seis capítulos, como mostrado a seguir, com seus respectivos conteúdos, de forma resumida.

No capítulo 1 (Introdução) é apresentado o problema a ser estudado. Outrossim, são apresentados os objetivos, as justificativas e a organização do trabalho.

No capítulo 2 (Análise do estado da arte) são detalhadas as principais metodologias existentes para a obtenção de reofundidos, discutidas as diferenças e semelhanças; vantagens e desvantagens. Também são apresentadas abordagens referentes aos efeitos associados ao fluxo durante a fragmentação dendrítica, os modelos reológicos propostos para o estado semi-sólido e as características dos materiais classificados como tixotrópicos.

No capítulo 3 (Modelo Teórico e Metodologia de Abordagem) são apresentadas a descrição do protótipo e a análise quantitativa da transdução, equações da mecânica dos fluidos utilizadas, método de calibração e a norma técnica ASTM C 1276.

O capítulo 4 (Procedimento Experimental) descreve e justifica a escolha dos materiais utilizados, a metodologia e as condições escolhidas para encaminhar os experimentos.

O Capítulo 5 (Resultados Obtidos e Discussões) apresenta os resultados obtidos. São feitas as comparações com outros trabalhos. É feita uma análise crítica desses resultados, de onde se extraem conclusões parciais.

O capítulo 6 (Conclusões) tem-se as conclusões, discutem-se novas propostas da continuação desta pesquisa que podem dar origem a outros trabalhos.

2 ESTADO DA ARTE

Ao conceituar a refundição, o pesquisador Zoqui (2001) salienta que este processo, nada mais é do que a conformação de peças metálicas a partir do processamento de materiais parcialmente solidificados.

Este autor lembra que estas pastas metálicas apresentam características estruturais particulares, constituídas de sólido primário globular envolto por líquido.

Os estudos efetuados por Schaeffer e Espinoza (1999) dividem os meios utilizados na fabricação destas pastas da seguinte forma:

- a) métodos de fabricação por aquecimento dinâmico que incluem o refino químico, a agitação mecânica e a agitação magnetohidrodinâmica;
- b) métodos de fabricação por aquecimentos estáticos. Citam como pertencentes a esta categoria o tratamento termomecânico e o processo denominado SIMA®.

Neste capítulo discutem-se os métodos de obtenção de refundidos por agitação mecânica, agitação magnética e por recristalização. Além disso, são apresentados estudos que visam esclarecer os fenômenos físicos envolvidos na esferoidização dos glóbulos.

2.1 METODOLOGIAS PESQUISADAS PARA OBTENÇÃO DE REOFUNDIDOS

Muitos trabalhos têm sido apresentados para descrever uma série de métodos de processamento de materiais reofundidos (FLEMINGS, 1996; ROBERT, 1997; MEHARABIAN, FLEMINGS, 1974; ROBERT et al., 1997; GUPTA, 1995; GUPTA et al., 1997; SAMUEL et al., 1993, TAHA et al., 1988). Dentre eles, podem-se citar o método do vortex e a reofundição, entre outros. Em relação aos dois primeiros, a reofundição pode proporcionar um maior tempo de contato entre o componente matricial e o reforço, no caso de pesquisa e desenvolvimento dos compósitos de matriz metálica. Reddy e Ejiófor (1997) citam em seus estudos que um tempo de contato de quinze minutos na faixa de temperatura entre 600-650° C foi usado para a liga Al-Si em que se adicionou carboneto de silício e óxido de alumínio.

As pesquisas nas últimas décadas envolvendo o setor de fundição têm procurado, na opinião de Vivés (1999), investigar fenômenos de solidificação na presença de convecção forçada ou não no decurso do resfriamento dos metais e suas ligas. Alguns trabalhos são realizados com o objetivo de induzir uma agitação no material para produzir uma estrutura de grão refinada. Nessa condição as estruturas de solidificação do lingote mudam de colunar – dendrítica para equiaxial dendrítica ou globular - e garantem uma temperatura do material mais homogênea.

Esse mesmo autor chama a atenção para o fato de que pesquisas que fazem uso de vibrações mecânicas sônicas e ultra-sônicas aplicadas durante a solidificação proporcionam os seguintes efeitos: refinamento dos grãos, efeitos dispersivos e desgaseificação do material, o que resulta na diminuição de porosidades nas peças. Também foi relatado que as vibrações de origem mecânica podem ser efetivas no aumento da fluidez dos materiais como consequência dos efeitos citados. Essa

situação é benéfica, pois facilita o preenchimento dos moldes. Os estudos de Vivés trataram do refinamento de grãos quando ligas de alumínio foram submetidas a vibrações eletromagnéticas associadas com o fenômeno de cavitação e foram publicados em 1998.

O pesquisador Ilegbusi (1996), lembra que qualquer discussão que envolva a produção de reofundidos deve levar em conta o fato de que os sistemas sólido-líquidos a serem trabalhados são sensíveis a esforços cisalhantes (*shear thinning*). Para esse autor, essa condição implica que esse sistema seja fluido, ou seja, tenha um determinado grau de fluidez quando submetido a taxas de cisalhamentos.

Em seus trabalhos iniciais, Meharabian e Flemings (1974), apresentaram as taxas de cisalhamentos necessárias para serem obtidas essas estruturas. Posteriormente, neste trabalho, essas condições serão apresentadas, discutidas e comparadas com as de outros pesquisadores.

A seguir serão apresentados os procedimentos utilizados para obtenção de materiais no estado reofundido:

a) Agitação mecânica do material durante a solidificação das ligas, com o objetivo de promover a quebra da estrutura dendrítica e a globularização da parte sólida.

A obtenção de materiais no estado semi-sólido contendo partículas de sólidos não-dendríticas foi primeiramente estudada por Spencer, D.B. em 1972 no MIT.

Esse trabalho demonstrou que ligas metálicas uniformemente agitadas durante o resfriamento tinham sua morfologia alterada, ou seja, em vez de serem alcançadas as estruturas dendríticas, apareceram estruturas globulares em uma pasta com características específicas.

As características específicas dessa pasta possibilitaram uma nova maneira de processar materiais. Para Robert et al. (1997), a partir dessa pesquisa a seqüência de fabricação que utilizavam materiais no estado sólido, isto é, por conformação plástica ou no estado líquido utilizando a fundição, tinha uma alternativa promissora a ser investigada.

Os pesquisadores Meharabian e Flemings (1974) apresentaram um trabalho denominado “Fundição na região sólido-líquida” descrevendo as alternativas técnicas que pudessem viabilizar esse avanço tecnológico para produção em massa de manufaturados próximos a sua forma final (*near net shape*).

Garat et al. (1995), na França, fazem as seguintes observações sobre a viabilidade da utilização dessa metodologia: a agitação mecânica apresenta sérios riscos de degradação dos materiais devido à introdução de óxidos originados na superfície e introduzidos no banho, a dificuldades de avaliar a microestrutura em função dessas inclusões e a reações químicas e corrosão dos materiais utilizados para construção dos dispositivos. A partir dessas ressalvas, afirma que o emprego desse método em escala industrial requer a superação de muitas dificuldades técnicas.

Ao efetuarem testes, durante o estudo de compósitos com matriz metálica, os pesquisadores Samuel, Liu e Samuel (1993) lembram que a presença de óxidos em metais no estado líquido diminui a qualidade e a fluidez dos injetados. O material utilizado nesse trabalho foi a liga Al-Si, em que foram adicionados diferentes percentuais de carboneto de silício como reforço. Os resultados dessa investigação foram apresentados em 1994.

b) Recristalização a temperaturas intermediárias entre a temperatura liquidus e a temperatura solidus. Nesse caso a globularização do sólido, envolto em um

líquido, ocorreria devido à tendência da diminuição da energia interna através da redução da relação superfície/volume, ou seja, menor área superficial em comparação com o volume do sólido.

A pesquisadora Robert (1993) apresentou um trabalho referente à obtenção de estruturas reofundidas nessa condição. Justifica que essa metodologia é uma forma eficiente de se conseguir a pasta ou mistura com a forma globular, que é a forma geométrica mais estável energeticamente.

O fenômeno da recristalização ocorre quando a temperatura atinge áreas que possuem energia suficiente para ultrapassar a rigidez do reticulado encruado distorcido; formam-se núcleos que promovem o aparecimento de novos cristais, livres de tensões. Chiaverini (1986) lembra que quanto mais alta a temperatura, um maior número de áreas fica sujeito à formação de núcleos, sendo que a primeira área a formar um núcleo é a que se caracteriza por possuir a mais elevada concentração de energia.

O autor Van Vlack (1970) aponta que a recristalização é afetada pelos seguintes fatores: quantidade de deformação ou encruamento inicial, a temperatura, tempo na temperatura, tamanho do grão inicial, composição química do metal ou da liga e quantidade de recuperação inicial.

Em relação a essas variáveis, o mesmo autor cita que os seguintes fatos devem ser avaliados:

- para ocorrer recristalização, é suficiente uma quantidade mínima de encruamento; entretanto, quanto menor o encruamento inicial, mais elevada deve ser a temperatura para promover a recristalização;
- aumentando o tempo, diminui a temperatura de recristalização; a temperatura, contudo, é fator mais importante que o tempo;

- quanto maior o grau de encruamento e quanto menor a temperatura de aquecimento, menor o tamanho de grão resultante;
- a temperatura de recristalização diminui à medida que o metal é mais puro; assim, ligas do tipo solução sólida apresentam maiores temperaturas de recristalização.

c) Agitação eletromagnética durante a solidificação de metais. Li (1999), ao discutir esse método, lembra que o mesmo é conhecido desde 1930. Tzavaras e Brody apresentaram em 1980 um trabalho em que essa metodologia é discutida.

A solidificação é descrita como um fenômeno em que um líquido se transforma em sólido como resultado da diminuição da temperatura. Verifica-se essa situação em vários processos industriais, como na fundição e na obtenção de monocristais que caracterizam a produção de semicondutores.

Li (1999) destaca que à medida que um líquido vai solidificando, ocorrem movimento do fluxo e os efeitos originados pela turbulência. Esses dois eventos implicam problemas que são críticos no controle da qualidade de produtos fundidos.

Os metais no estado líquido e os materiais semicondutores comportam-se da mesma forma na presença de campos magnéticos. Os mesmos fundamentos são aplicados na obtenção e no processamento desses materiais. Entretanto, os requisitos necessários para obtê-los diferem muito. No que se refere ao controle da qualidade durante a produção pode-se citar a uniformidade na distribuição dos tamanhos de grãos, macrossegregação, e trincas internas inclusões, entre outros.

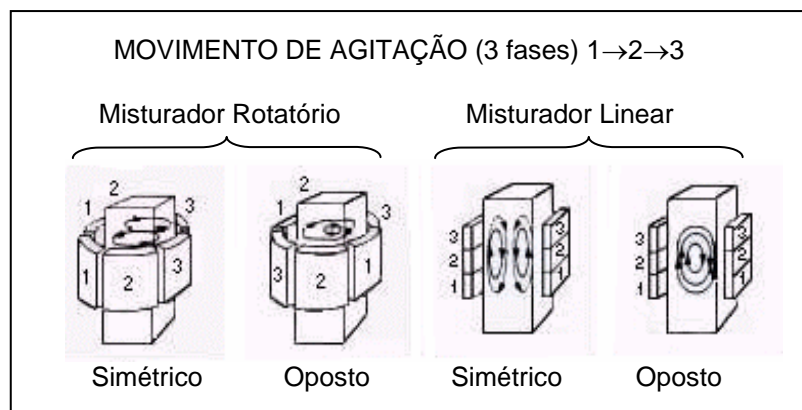
A agitação eletromagnética é produzida pelas forças de Lorenz geradas por um indutor a.c. Os misturadores eletromagnéticos são projetados para proporcionar efeitos convectivos profundos ao longo do recipiente contendo o material líquido próximo à frente de solidificação. Desse modo, campos magnéticos de baixa

freqüência são utilizados para permitir que as forças de Lorenz atuem profundamente no material liquefeito.

Em seus estudos, Li (1999) cita que existem dois tipos de misturadores eletromagnéticos: os misturadores lineares e os rotatórios. Os misturadores lineares atuam de forma similar a um forno de indução.

Os detalhes para projetar esses dispositivos incluem a colocação de um enrolamento para gerar um movimento recirculatório ao longo da direção de solidificação. O misturador rotatório é constituído basicamente pela ação de um motor elétrico, através da ação de um campo magnético rotatório para produzir um movimento girante no fluxo no interior do recipiente que contém o material no estado líquido.

Esses dois tipos de dispositivos podem ser utilizados para se conseguir os efeitos desejados em separado ou combinados. A agitação por ação dos campos magnéticos pode ser utilizada em vários estágios da solidificação. No caso da obtenção de estruturas globulares, ela pode ser utilizada em estágios próximos à solidificação. A figura 1 mostra um esquema desses dois tipos de dispositivo.



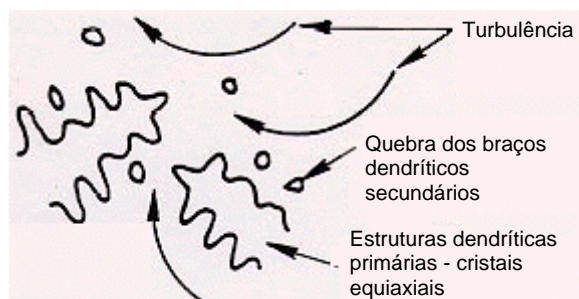
Fonte: Li (1999)

Figura 1 - Dispositivos eletromagnéticos utilizados para promover agitação

Talvez uma das justificativas, na opinião de Li (1999), para a utilização da técnica que faz uso da ação de misturadores eletromagnéticos durante a solidificação seja o entendimento de que sob a ação de campos girantes serão geradas fortes tensões de cisalhamento que provocariam alterações na forma das dendritas situadas próximas à frente de solidificação.

Essas novas estruturas formadas seriam transportadas pelo fluxo e efeitos originados pela convecção que se estabelece. Nessa condição algumas das dendritas seriam refundidas e desapareceriam. Entretanto, outras sobreviveriam e seriam transportadas novamente para a região próxima à solidificação.

As dendritas sobreviventes, com suas estruturas alteradas, possibilitariam locais adicionais para nucleação. Em consequência, ocorreria um refinamento de grão nos estágios finais da produção de fundidos. Compartilham dessa opinião os autores Takeuchi et al. (1999), Tzavaras e Brody (1984) Vivés (1999). A Figura 2 mostra o mecanismo da multiplicação dos grãos induzidas por forte ação de campos magnéticos girantes.



Fonte: Tzavaras e Brody (1984)

Figura 2 - Mecanismo da multiplicação dos grãos por ação dos campos magnéticos

No entendimento de Smith et al. (1995), os benefícios de uma microestrutura refinada são amplamente reconhecidos. Além disso, encontra-se registrada na literatura a opinião de que os tratamentos termomecânicos atuam sobre as estruturas dos fundidos, mas não suprimem totalmente a presença da estrutura dendrítica.

Esse autor parte do princípio de que a competição entre os processos que permitem a obtenção de peças *near net shape* pelos processos convencionais de fundição e a reofundição aumenta a necessidade de se controlar a microestrutura final durante a solidificação. Do mesmo modo, reconhece que a utilização dos agentes refinadores de grão não é eficiente como promotora de locais de nucleação em alguns materiais. Cita em seus estudos que essa adição vem a ser indesejável quando é necessário obter um material altamente puro. Essas limitações justificam o crescente interesse proporcionado pela agitação mecânica ou eletromagnética como meio de controle do crescimento de grãos e da macrossegregação.

Lembra que, mesmo com conhecimento da hidrodinâmica do mecanismo envolvido na agitação, e da previsão dos tamanhos dos grãos equiaxiais, a ocorrência da macrossegregação não é possível. O principal objetivo de seus trabalhos foi determinar as influências do controle dos parâmetros de fundição sobre a taxa de fragmentação dendrítica na zona parcialmente solidificada. O material escolhido para suas investigações foi o sistema binário SCN-ACE (cianeto de enxofre-acetona). Os parâmetros analisados e relacionados com imagens registradas em vídeo foram a taxa de aparecimento de fragmentos livres originados na zona parcialmente solidificada as diferentes temperaturas de superaquecimento, as taxas de resfriamento, a concentração de elementos de liga e as taxas de fluxo do material. O Quadro 1 mostra dados relativos à obtenção de materiais no estado reo-fundido.

Tabela 1 - Obtenção de refundidos

Parâmetros \ Autor	M. H. Robert	M. H. Robert	Cristofoline e Verran	Turng e Wang	Assar. et al.	Turng e Wang
Potência do Motor	-	-	Início → 0,5 cv 1,0 cv	AC com o sensor de torque	1,8 kw	Motor AC
Diâmetro (mm)	Pás, hélices ou múltiplas	Simples	Hélice	53,3 (I) 55,9 (E)	35,6 (I) 39,6 (E)	-
Velocidade (Rpm)	800 1000	1000 1500	570	3000 (pode alcançar)	-	-
Tempo Agitação (min)	3	10	2 1,8 1,5	20 40 60	-	-
Material	AA 7075 Al 3% Si 3% Cu	idem	Al 7% Si 1% Mg	Sn – 15% Pb	Bi – 17% Sn	-
Temperatura de agitação (°C)	580 início (constante)	610 início (constante)	640 636 610	207 202 197	-	Resfriamento contínuo
Capacidade de carga do cadinho	800g	120g	797 531 550	-	-	-
Reforço Adicional	Carboneto de silício particulado e pós o base de carbono		Si C e Al ₂ O ₃	-	-	-
Metodologia	Agitação Mecânica					

2.2 EFEITOS ASSOCIADOS AO FLUXO DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO PELA FRAGMENTAÇÃO DENDRÍTICA

Na ausência da adição de agentes nucleantes, de refinadores de grãos ou de qualquer nucleação heterogênea significativa, os grãos equiaxiais que se formam em fundidos podem somente ser originados a partir de fragmentos de dendritas primárias.

A partir dessa premissa, para Hellawell et al. (1999) é pertinente procurar entender como as dendritas são fragmentadas quando submetidas à agitação assim como, quais os fenômenos envolvidos na quebra e no refinamento dos grãos dessas estruturas. Afirmam que a fragmentação ocorre por flutuações locais de temperatura, e o fluxo age como um mecanismo de dispersão.

Para os autores, os grãos equiaxiais, em peças obtidas por fundição, originam-se ou por nucleação heterogênea a partir de um substrato pré-existente de composição química diferente da do metal líquido, ou por fragmentação das dendritas. Nesse último caso, por fontes intrínsecas.

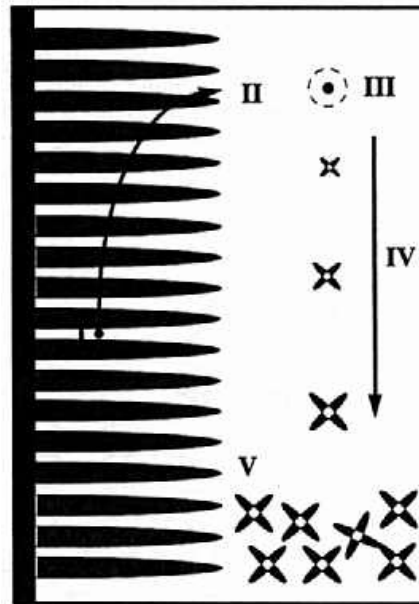
Além dessas observações, identificam cinco eventos dependentes do tempo e da temperatura de operação, envolvidos em líquidos parcialmente solidificados.

Esses estudos partem da análise da separação das dendritas na região colunar e finalizam com o bloqueio dessa frente colunar por uma rede de grãos equiaxiais que se estabelece.

2.2.1 Avaliação do ciclo de eventos dependentes do tempo e da temperatura

O primeiro evento é ilustrado pela Figura 3 e tem como base a idéia proposta por Rosenhain na década de trinta. Essa proposta parte do princípio de que alguns fragmentos das dendritas primárias, aliados aos fenômenos de transporte, podem

originar grãos equiaxiais. Essa origem não estaria ligada à nucleação heterogênea. Nessa situação, as dendritas primárias situadas na zona parcialmente solidificada seriam a mais provável fonte de nucleação. Na seqüência, ocorre a separação dessas estruturas ocorrem.



Fonte: Hellawell et al. (1999)

Figura 3 - Representação esquemática do crescimento dendrítico

O segundo evento diz respeito ao transporte dos fragmentos até regiões ainda no estado líquido, que requer movimentação originada pela convecção natural ou por agitação induzida. Para Hellawell et al. (1999), o movimento do fluido pode ou não jogar algum papel no processo de fragmentação dendrítica.

A convecção natural ocorre dentro ou fora da região parcialmente solidificada. Isso se deve às flutuações de densidade provocadas pelos gradientes de temperatura e por variações na composição. O cientista Hellawell et al. (1999) afirma que essa convecção é denominada de termosolúvel.

Para exemplificar essa situação, o autor cita que em ligas metálicas utilizadas em fundição a dependência composição-densidade supera a dependência da temperatura. Ou seja, o soluto enriquecido de líquido interdendrítico será mais ou menos denso do que a região totalmente líquida e, portanto, tendendo a aumentar ou diminuir na região parcialmente solidificada.

Segundo esse raciocínio, a presença de elementos químicos como o carbono, enxofre ou fósforo proporciona um aumento na densidade do fluxo, mesmo com o líquido interdendrítico situado em temperaturas mais baixas. O contrário ocorre na liga Al-Cu (FeMn).

Num primeiro momento, a alteração na densidade do fluxo aparece na fase líquida como um veio condutor de estruturas em forma de plumas direcionadas (*channel plumes*). Esse fenômeno introduz fragmentos dendríticos na zona totalmente líquida.

Em um segundo momento, essa situação, que também é verificada em solidificação direcionada, dissemina-se em toda a extensão do fluxo. O transporte de fragmentos fica, então, reduzido. É por essa razão que são utilizados agentes nucleantes para promover a nucleação de grãos equiaxiais.

Quando os metais ou as ligas metálicas são agitadas pela ação dos campos girantes (agitação eletromagnética) a eficácia dessa ação pode não ser significativa no que se refere à esferoidização das dendritas situadas na zona parcialmente solidificada. Outrossim, fragmentos que escapam, em função da convecção termossolúvel (*thermosolutal*), são rapidamente arrastados para a região totalmente líquida.

Hellawell et al. (1999) lembra que na região parcialmente solidificada existem milhões de fragmentos e somente uma fração desses necessita escapar da rede

dendrítica para que eles sejam um meio efetivo de nucleação. Também salienta que o veio de estruturas em forma de plumas (*channel plumes*) no meio líquido pode alcançar velocidades superiores a $0,1\text{ms}^{-1}$ (exp na menos 1) em se tratando de metais. O mecanismo de transporte, fora da região parcialmente líquida, pode ocorrer muito rapidamente sem que agitação seja imposta.

O terceiro evento se refere ao desaparecimento dos fragmentos *versus* a sobrevivência, em uma condição em que a temperatura cai continuamente em torno da frente colunar desde que exista um pequeno acúmulo de soluto junto à frente dendrítica. O ponto de liberdade diminui em poucos graus, isto é, na ordem de 5K. Portanto, é possível que para metais totalmente liquefeitos venham a ser lentamente superesfriados.

O tamanho típico dos fragmentos dendríticos situa-se entre 10–50 microns e esses fragmentos se movimentam em relação ao líquido. Em temperaturas acima da *liquidus*, essas partículas dissolvem-se rapidamente devido ao fato de a difusão líquido-sólido estar em uma temperatura em que a fusão ocorre sem mudanças na composição.

Estimativas do tempo de vida até que ocorra a dissolução dessas partículas são menos do que 10s. Quando elas alcançam a temperatura de fusão, seu ciclo de vida não deve ser maior que 1s. A probabilidade de que tais partículas sobrevivam e venham a ser fontes de nucleação de grãos equiaxiais é pequena, até que o líquido seja superesfriado, ou a não ser que sejam atraídas para regiões mais frias, devido à agitação (HELLAWELL et al., 1999).

Ao discutir essa situação que se apresenta em materiais sob agitação, cujos gradientes de velocidades do fluxo sejam da ordem de 1ms^{-1} , as partículas poderiam circular em torno de uma poça líquida em um tempo menor do que 0,1s e teriam

chances de sobrevivência maior do que aquelas retidas no líquido remanescente. Hellawell et al. (1999) considera que essa pode ser uma explicação para que líquidos submetidos à agitação tornem-se estruturas equiaxiais com grãos refinados.

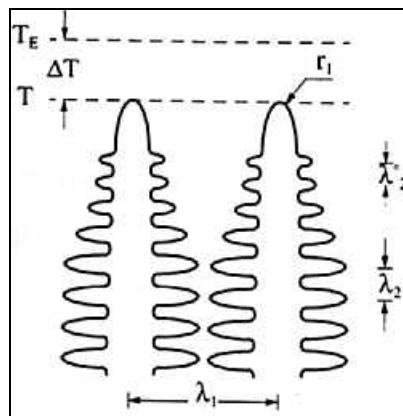
Esse ponto de vista foi apresentado na 4^a th Conferência Internacional sobre processamento no estado semi-sólido realizada em Sheffield, na Inglaterra. Esse autor afirma que dos cinco eventos envolvidos e dependentes do tempo e da temperatura esse é o mais difícil de ser quantificado. Uma das possibilidades de quantificar a cronologia dos fatos seria formular o problema com base na taxa de nascimento (fornecimento de partículas pela região parcialmente solidificada) *versus* a dependência da temperatura e taxa de mortalidade (partículas dissolvidas e fundidas). Mas essa seria uma forma de expressar a situação aproximando-a de um problema demográfico arbitrariamente formulado e conteria lacunas para uma análise física satisfatória.

O quarto evento abrange a questão do crescimento de grão e a sedimentação. O ponto inicial da apresentação dessa situação analisa o contexto quando ocorre a sobrevivência de partículas no líquido abaixo da temperatura *solidus*. Nessa fase inicia o crescimento dendrítico, em que a densidade da mistura contendo a fase sólida excede a densidade da fase líquida em poucos percentuais. Nessas circunstâncias, esse crescimento pode não ocorrer em função das correntes convectivas ou da agitação imposta.

O autor Hamsen et al. (1996), em estudos publicados, salienta que a análise do que ocorre no líquido remanescente deve ser feita com muito cuidado. Deve-se avaliar as combinações temperatura-concentração-dependência da taxa do crescimento dendrítico com a taxa de sedimentação através das equações de

Stokes modificadas.

Em relação ao crescimento dos cristais, Hellawell et al. (1999), citam que o mesmo pode ser acelerado. Entretanto, embora a partição das partículas sólidas também esteja aumentando, a fração sólida real dentro ou fora dos envelopes contendo os cristais pode ser considerada pequena. A quantidade, afirmam, não excede 5% desde que seja desconhecida a forma como o líquido se movimenta dentro da área que circunda o cristal ou fora dele. A Figura 4 ilustra esta situação.



Fonte: Hellawell, Liu, Lu (1999)

Figura 4 - Parâmetros envolvidos no crescimento dendrítico

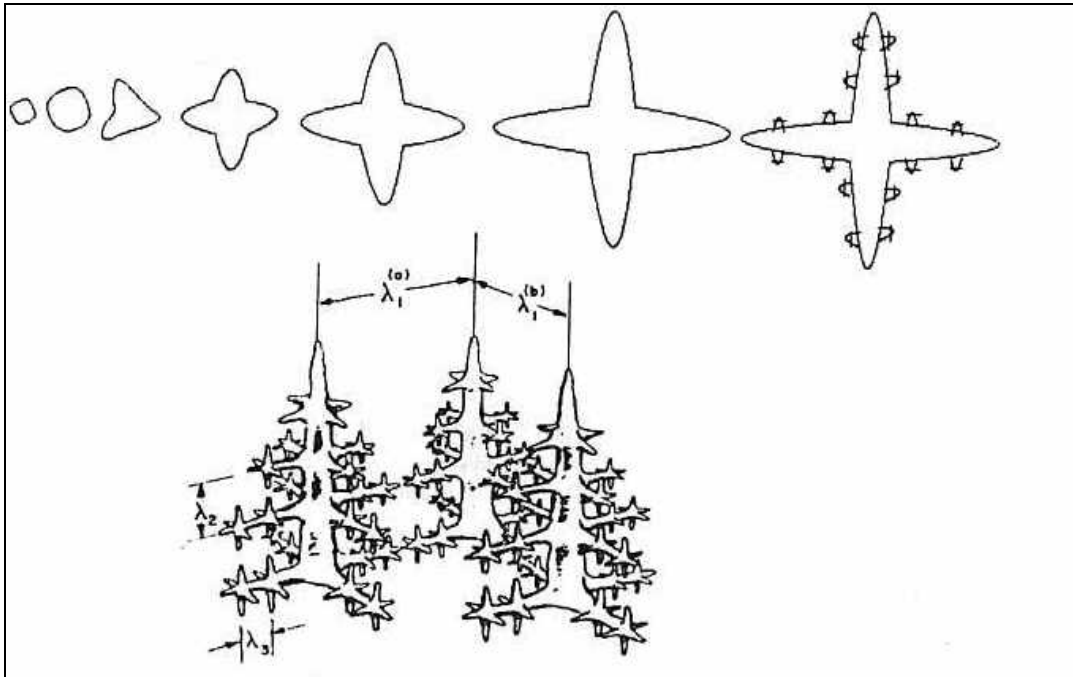
Uma tentativa utilizada por Jang e Hellawell (1998) parte do pressuposto de que o líquido interdendrítico é o remanescente e que a leve diferença verificada na densidade desse em relação à fase enriquecida em soluto é que provoca a diferença dessa propriedade. Assumem também que os cristais fazem um movimento rotacional entre eles e áreas vizinhas.

Estudos para procurar entender melhor essa situação fizeram uso de líquidos transparentes para estabelecer uma analogia do que ocorre quando os materiais são metálicos. Ensaios de laboratório demonstram ser essa analogia correta.

O cientista Beckermann (1996) assumiu essa linha de pensamento e a relacionou com os movimentos originados pelas correntes de convecção. Hellowell et al. (1999) ressalta que, a partir deste trabalho, uma questão extra fica estabelecida. Isto é, o crescimento dendrítico poderia ser espontâneo. Dessa forma, abre-se um novo ponto para debates. As perguntas não têm encontrado respostas claras e o fenômeno ocorre em frações de segundos.

O quinto e último evento está ligado ao crescimento dendrítico. Quando o número e as dimensões dos cristais excedem um certo nível, o crescimento contínuo da frente é bloqueado. Essa região de transição colunar-dendrítica está associada a um problema de natureza geométrica, ou seja, de acordo com a direção de crescimento dos cristais que formam a frente colunar. O avanço poderia se dar de maneira vertical ou horizontal.

Ao estudar o crescimento dendrítico, o pesquisador Muller (1994) lembra que ele ocorre quando existe espaço livre entre os grãos representado por líquido com ponto de fusão mais baixo que o dos cristais iniciais. De acordo com esse autor, é típico nessas ligas metálicas o espaço intergranular ser preenchido por estruturas tipo dendríticas. A Figura 5 ilustra essa situação. Nelas, os cristais inicialmente esféricos vão se deformando, fruto da velocidade diferenciada de crescimento em que existem relações com as direções cristalográficas preferenciais, formando estruturas com ramificações primárias, secundárias e terciárias, sendo que o espaçamento entre as secundárias tem correlação direta com a taxa de resfriamento.



Fonte: Müller (1994)

Figura 5 - Evolução do crescimento dendrítico

2.2.2 Considerações sobre a fragmentação dendrítica

Todo o ciclo de evolução envolvido no crescimento de cristais foi feito partindo do pressuposto da existência de fragmentos dendríticos na formação da zona colunar. Esta avaliação é apresentada no primeiro evento. Portanto, fica claro que as dendritas de origem metálica não são quebradas mecanicamente no decurso da fundição dos mesmos. Essas estruturas, de acordo com Hellawell et al. (1999), talvez possam sofrer deformação plástica. O autor observa que essa situação seria um acontecimento raro.

Para esse autor, existem duas considerações a fazer. A primeira é se o crescimento dendrítico ocorre junto às paredes do molde na forma de uma rede cristalina permeável. A segunda é que cristais dendríticos isolados ficariam flutuando na fase líquida e seriam conduzidos ao longo dessa fase por movimentos naturais ou induzidos.

De acordo com o primeiro argumento, o líquido pode somente se movimentar em torno da rede cristalina. Além disso, uma partição líquida se movimentar-se-ia em torno do envelope contendo o cristal.

Os filamentos cristalinos isolados em uma atmosfera líquida possuem densidade muito semelhante ao do material completamente liquefeito, podendo-se movimentar sem dificuldades e sem qualquer ação externa. Também poderiam, ocasionalmente, colidirem à medida que se movimentam. Porém, as chances de esses impactos provocarem deformações plásticas seriam remotas.

Outro fato a considerar sobre o fluxo interdendrítico na rede cristalina colunar é que o impacto das colisões, no máximo, provocariam flexões elásticas nos ramos dendríticos. Outros mecanismos podem atuar e seria relevante considerar a relação rede dendrítica/crescimento e fragmentações em torno da frente de solidificação que vai se estabelecendo.

Ao observar-se a Figura 4, pode-se verificar que três são os parâmetros considerados importantes: os espaçamentos das dendritas primárias, o raio de curvatura da ponta da dendrita e o espaçamento dos braços dendríticos. Sendo que os espaçamentos dendríticos são dependentes da velocidade de resfriamento.

Partindo dessas observações, a discussão da contribuição dos movimentos, no meio líquido provocados pela convecção pode influenciar em fusões localizadas. Porém, Hellawell et al. (1999) pensa que o fluxo é um meio de transporte dos fragmentos e não causa da fragmentação.

Esse mesmo pesquisador destaca que em fundição, a taxa de crescimento da frente colunar diminui continuamente se a temperatura na interface metal–molde fosse constante. Isso ocorreria de forma parabólica à medida que o gradiente de temperatura diminui. Como a diminuição da taxa de crescimento é a causa do

aumento da curvatura na ponta da dendrita, conseqüentemente, o espaçamento primário aumenta. Esse último efeito ocorre de maneira lenta.

2.3 MODELOS REOLÓGICOS PROPOSTOS PARA O ESTADO SEMI-SÓLIDO

Alguns estudos têm sido realizados para caracterizar as propriedades reológicas de ligas metálicas no estado semi-sólido. Os modelos procuram estudar o comportamento da viscosidade, além de tentarem observá-la sob vários parâmetros e condições experimentais.

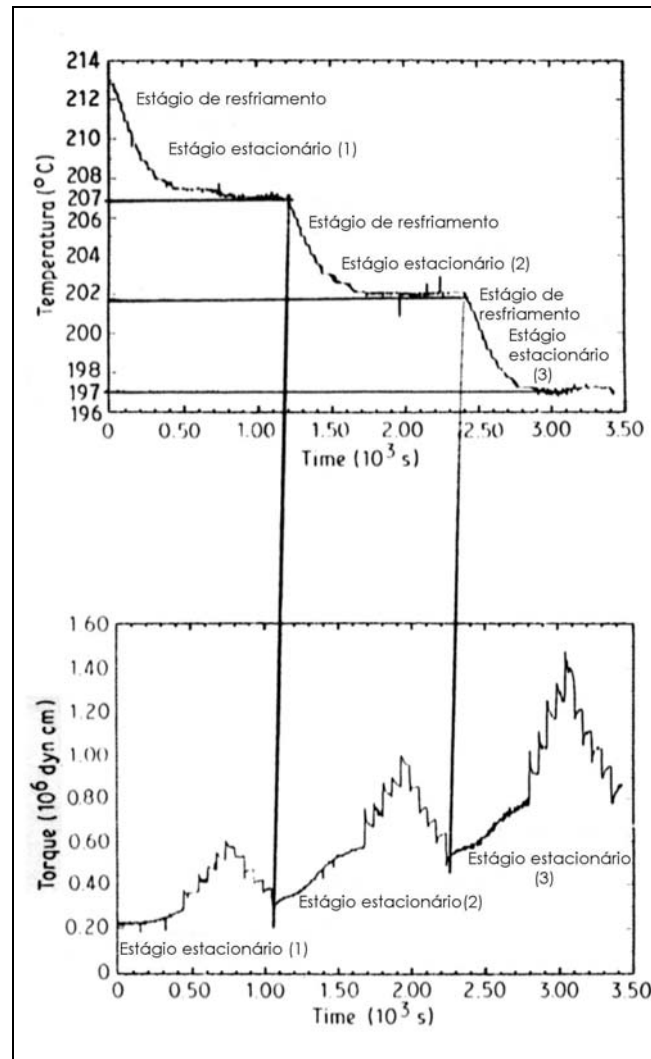
2.3.1 Modelamento que relaciona a taxa de cisalhamento imposta, a fração sólida em volume (f_s) e taxa de resfriamento com a viscosidade aparente

Os pesquisadores Turng e Wang (1991), apresentaram um trabalho com o intuito de trazer para discussão um modelo empírico para a viscosidade. O material sob estudo foi a liga Sn-15%Pb que foi submetida à várias condições de processamento. Compararam os resultados encontrados com ensaios de fluidez simulados numericamente com resultados de suas experiências. Verificaram concordâncias entre os resultados obtidos.

O primeiro passo dos experimentos destes autores consistiu em aquecer o material selecionado acima da temperatura *liquidus*, resfriá-lo lentamente até atingir patamares fixos de temperaturas. Estes estudos denominados de experimentos em estágios isotérmicos, consistiram em estabelecer três patamares de temperaturas. Durante os estágios de resfriamento o material foi continuamente agitado a uma taxa de cisalhamento pré-determinada até que o mesmo atingisse, uma temperatura constante. Neste instante a liga, no estado semi-sólido, o valor da taxa de

cisalhamento é alterado. As temperaturas escolhidas para realizar os testes foram 207, 202 e 197°C.

As relações entre o tempo, a temperatura do material e o torque imposto estão ilustradas na Figura 6.



Fonte: Turng e Wang (1991)

Figura 6 - Resultados obtidos em ensaios isotérmicos

As experiências também foram efetuadas sob resfriamento contínuo. Da mesma forma que os testes acima descritos, o material foi aquecido acima da temperatura *liquidus*. O resfriamento contínuo ocorreu na faixa de solidificação da

liga. Entretanto, de acordo com a taxa de resfriamento, procurou-se dividir os referidos testes em três categorias: resfriamentos lentos, rápidos e uma combinação dos dois.

Para os testes efetuados sob resfriamento contínuo, o valor da taxa de cisalhamento foi mantido constante. Na condição em que foram alterados resfriamentos rápidos com lentos os valores referentes a essa variável foram alterados. Turng e Wang relatam com base na análise dos dados experimentais, que a taxa de cisalhamento e a fração sólida em volume exercem efeitos dominantes no comportamento reológico da liga sob estudos.

Essas observações foram confirmadas por investigações realizadas por Loue et al. (1992), ao estudarem o comportamento reológico da liga Al7%Mg%0,3 parcialmente solidificada, quando adicionaram SiC. Verificaram que durante o resfriamento contínuo, a viscosidade desse material aumentava gradualmente com o aumento da fração sólida e, no momento em que uma fração sólida crítica era atingida, o valor desse acréscimo foi acentuado.

Observaram que na taxa de cisalhamento situada entre 200-800s⁻¹ a liga no estado semi-sólido obedece a lei das potências, onde:

$$\eta = m (fs) \gamma^n \quad (1)$$

onde:

η = viscosidade aparente;

fs = fração sólida em volume;

n = constante empírica denominada de índice de fluxo;

γ = taxa de cisalhamento;

m = Constante de proporcionalidade para a equação de Ostwald-de-Waele.

Outrossim, consideraram que quando as taxas de cisalhamento forem suficientemente altas, os aglomerados de partículas desaparece e cada partícula tem um comportamento particular. Nesta condição, a viscosidade tem um comportamento que denominam de “viscosidade constante assintótica”. Este comportamento pode ser empiricamente expresso pela expressão:

$$\eta (\dot{\gamma} \cdot fs) = \eta_{\infty}(fs) \left[1 + \left(\frac{\dot{\gamma}^*(fs)}{\dot{\gamma}} \right)^a \right]^{n \cdot a} \quad (2)$$

Os termos “n” e “a” correspondem aos seguintes comportamentos: n = índice da lei das potências que caracteriza o comportamento pseudoplástico da pasta; a = caracteriza a região de transição entre o comportamento da viscosidade material que obedece a lei das potências para o comportamento assintótico. Os valores “n” e “a” foram obtidos pelo ajuste de dados experimentais.

- a) o aumento da viscosidade diminui com a adição das partículas do carboneto utilizado no final do processo;
- b) o tempo decorrido para novamente movimentar o material no estado semi-sólido até que a viscosidade chegue a um valor praticamente estacionário foi considerado muito menor do que o correspondente tempo de repouso.

Essas experiências foram realizadas em um viscosímetro tipo Searle. O modelo para a viscosidade proposto foi expresso pelas fórmulas (1) e (2):

O termo fs^* foi considerado como sendo a fração sólida crítica em que a viscosidade aparente tendia ao infinito. Outrossim, quando a taxa de cisalhamento tendia ao infinito a viscosidade tinha um comportamento assintótico. O comportamento reológico, correspondente a essa situação, para esses autores, é caracterizado como de transição, onde o material segue a lei das potências e regiões de comportamento newtoniano. O termo Y^* é considerado como sendo a

taxa de cisalhamento crítica.

A partir dessas considerações pode-se inferir que existe uma condição, em que a pasta submetida a esforços cisalhantes passa de um comportamento newtoniano para não-newtoniano. Cabe salientar que em um fluido cujo comportamento é newtoniano, a viscosidade é uma característica constante e dependente do material. Já no caso de fluidos não-newtonianos, essa propriedade é influenciada pela tensão de cisalhamento, taxa de cisalhamento e temperatura.

No que se refere ao comportamento da viscosidade aparente, na condição em que a liga semi-sólida é testada durante o resfriamento contínuo, observaram que esta propriedade é maior do que no regime estacionário de temperatura para a mesma fração sólida.

Supõem que essa diferença está associada com a diminuição da taxa de cisalhamento, o aumento da taxa de resfriamento e um conseqüente aumento da fração sólida. Além disso, associam tais fatos às duas condições experimentais escolhidas: o resfriamento contínuo e o regime estacionário da temperatura.

Em relação à amostra do material que foi ensaiada em regime estacionário de temperatura, essa discrepância verificada nos valores da viscosidade pode estar relacionada com o comportamento tixotrópico. Também consideram que o tempo de relaxação, ou seja o tempo necessário para que as condições de torque, atinjam um valor constante, geralmente aumenta com o incremento da fração sólida ou diminui com o decréscimo da taxa de cisalhamento.

Quando avaliam o comportamento da mesma amostra submetida a resfriamentos contínuos, supõem que o material não tem tempo ou tensões de deformações suficientes para alcançarem valores constantes. Isto é, o resultado de um valor maior para a viscosidade aparente pode estar associado ao fato de que as

estruturas de solidificação predominantes sejam dendríticas e não-esferoidizadas. Outro fato a ser considerado é a possibilidade de maior quantidade de líquido retido dentro da fase sólida.

Turng e Wang (1991) chamam a atenção de que se a liga Sn-15%Pb for submetida a taxas de cisalhamentos constantes até que a fração sólida crítica seja alcançada, poderia ser possível injetar o material. Esse procedimento e a conseqüente mudança na viscosidade poderiam ser associados ao que denominam pré-parâmetro de fundição.

O significado dessas análises implicaria o fato de que a taxa de cisalhamento estaria correlacionada com a microestrutura obtida, e a viscosidade aparente da liga semi-sólida poderia ser controlada antes que os estágios de injeção começassem a ocorrer. Portanto, concluem que os seus estudos podem apontar caminhos aptos a produzirem ligas semi-sólidas com controle da viscosidade. Essa condição também proporcionaria estabelecer os já citados parâmetros de pré-fundição através das relações entre a taxa de cisalhamento e das frações sólidas.

Esses dados podem ser úteis em projetos de cavidades e na pesquisa de condições de processamento ótimas.

2.3.2 Modelamentos que consideram o estado semi-sólido como uma mistura

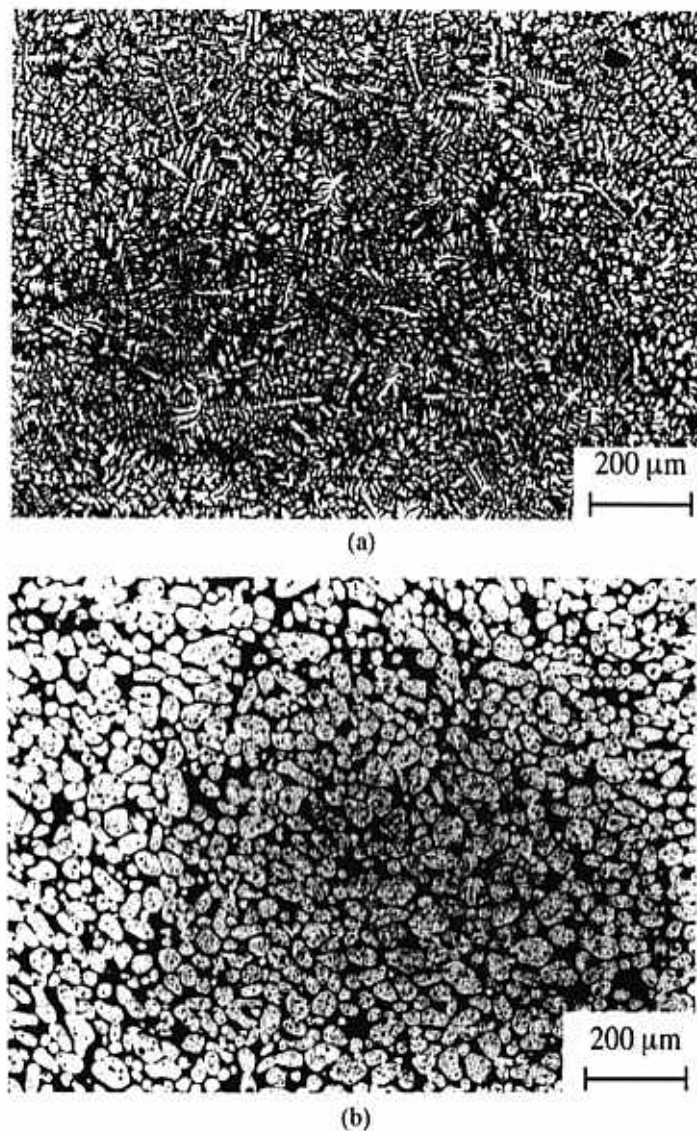
Em trabalhos publicados, os pesquisadores Martin, Favier e Suéry (1997) justificam que estudos referentes ao comportamento reológico das ligas constituídas de uma fase sólida e outra líquida são importantes pois proporcionariam avanços técnicos na área de fundição contínua. Da mesma forma, apontam para necessidade da evolução dos fundamentos teóricos básicos na obtenção de peças próximas da sua forma final.

Os pesquisadores citados lembram que nas operações de fundição e forjamento no estado semi-sólido, os materiais são submetidos a tensões tanto de origem térmica como mecânicas. Ressaltam que a natureza multifásica do que chamam de mistura potencializa a segregação na fase líquida. Este tipo de segregação é denominada de macrossegregação devido ao fato de os constituintes em movimento estarem situados na escala de produtos fundidos, isto é, na faixa compreendida entre 1 – 100 μ .

Para esses autores muitas teorias e trabalhos têm sido publicados sobre as condições nas quais a macrossegregação ocorre; tais condições estão relacionadas com o fenômeno da convecção natural e com as deformações inerentes decorrentes da solidificação. No caso das deformações que ocorrem na situação onde se tem uma fase líquida saturada com uma fase sólida, essas deformações não tem recebido a mesma atenção.

No desenvolvimento de seus trabalhos, as considerações envolvem o estabelecimento dos seguintes pressupostos:

- a) a mistura bifásica sólida e líquida é tratada como uma suspensão que pode ter seu comportamento reológico caracterizado. Os autores chamam a atenção para o fato de que essa caracterização requer conhecimento termomecânico tanto da fase sólida como da fase líquida, de suas interações e da morfologia da estrutura resultante. A Figura 7 ilustra as estruturas tanto dendríticas quanto globulares da liga Sn-15%Pb, que foi o material escolhido para seus estudos;
- b) a fração sólida em volume obtida durante as condições isotérmicas estabelece uma conexão com a matriz líquida.



Fonte: Martin, Favier e Suéry (1997)

**Figura 7 - (a) Morfologia dendrítica; (b) Morfologia globular;
Material: Sn-15%Pb**

Experimentalmente foi observado que a extensão da segregação líquida, durante a deformação a que é submetido o sólido em formação, é dependente da morfologia dos microconstituintes e, em menor extensão, da taxa de deformação. Esses autores apontam que a morfologia dendrítica considerada pelo modelo clássico de solidificação está intimamente relacionada com significativas segregações líquidas. Por outro lado, a morfologia globular, obtida por tratamento

termomecânico, conduz a deformações mais homogêneas das estruturas sólidas componentes da mistura.

Na apresentação das equações constitutivas desse modelo, apresentado no trabalho intitulado “Comportamento viscoplástico de materiais cujas partículas estão saturadas por um meio líquido” (MARTIN; FAVIER; SUÉRY, 1997), salientam que seria ideal o modelo levar em conta os efeitos da variação da temperatura. Entretanto, restringem seus equacionamentos ao estudo das deformações impostas sob condições isotérmicas. Assumem que as tensões são decorrentes da presença da fase líquida e modeladas pela pressão intersticial o que implica assumir que o líquido é inviscido. A modelagem do comportamento do fluxo líquido segue os pressupostos da lei de Darcy.

Outro modelo, tendo como base os fundamentos teóricos do comportamento das misturas multifásicas, foi apresentado por Nguyen et al. (1994). Nesse estudo a fase sólida é estudada através do comportamento do potencial viscoplástico. A base teórica assume fenômenos relacionados para descrever o comportamento de materiais em pó aquecidos em temperaturas altas.

Martin et al. (1997) observam que essas investigações têm em comum o fato de levar em conta os efeitos da pressão intersticial exercida pela fase líquida em nível macroscópico. As experiências são efetuadas segundo parâmetros estabelecidos que negligenciam esses efeitos. A deformação sofrida pela fase sólida é feita como se não houvesse uma fase líquida.

Os pesquisadores Charreyon e Flemings (1985) conduziram testes de compressão e filtração e concluíram que a contribuição da pressão do líquido pode ser negligenciada. Os materiais submetidos a essa investigação foram a liga Sn-15%Pb no estado semi-sólido.

Nguyen et al. (1994), no período compreendido entre 1992-1994, também utilizaram testes de filtração e compressão, porém sob condições de escoamento. Os materiais selecionados para investigar o comportamento do potencial viscoplástico foram as ligas Al-Si (A356) e Al-Pb no estado semi-sólido.

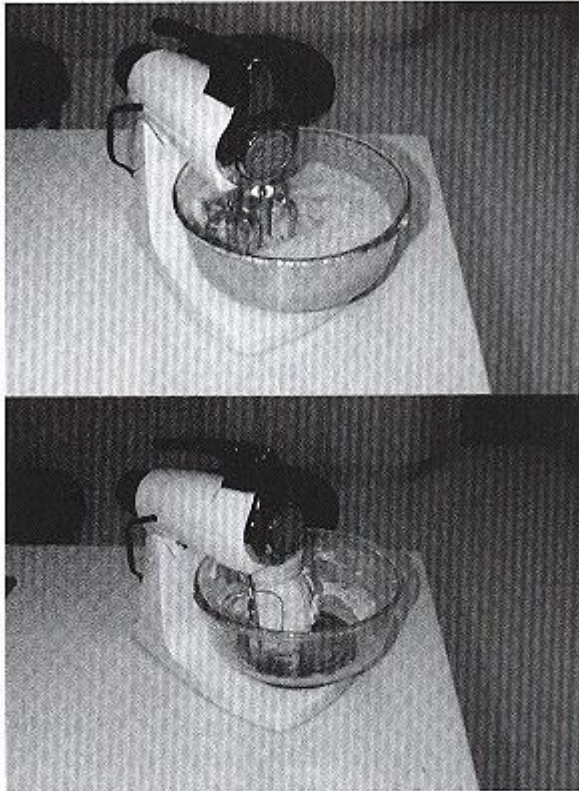
Pode-se observar pela análise das condições experimentais escolhidas para realizar ensaios que os pesquisadores não realizaram trabalhos que avaliassem os efeitos da pressão do líquido sobre o comportamento viscoplástico dos materiais. Martin et al. (1997) salienta que as preocupações com esse fato não devem ser somente acadêmicas, mas também das indústrias que utilizam os processos de fundição e forjamento. Nesses processos as pressões de trabalho não são negligenciáveis. Uma das sugestões introduzidas no estudo do comportamento viscoplástico, apresentada por esse cientista, foi considerar como dilatante o comportamento desses materiais.

2.4 PROPRIEDADES REOLÓGICAS

A reologia é uma área do conhecimento que está relacionada ao estudo do comportamento dos materiais durante o escoamento. As pesquisas destas propriedades visam caracterizar o comportamento de fluidos complexos como polímeros, sistemas biológicos, pastas e outros. Pode ser investigada utilizando análises físicas e matemáticas e do ponto de vista qualitativo e quantitativo. Esta definição encontra-se nos estudos de Morrison (2000).

Suas considerações iniciais sobre esta área do conhecimento definem quem são os parâmetros reológicos dos fluidos não-newtonianos a seguir nomeadas:

- a) Viscosidade – propriedade física relacionada ao processamento dos materiais. Para caracterizá-la é preciso avaliar seu comportamento em relação ao tempo de cisalhamento;
- b) Tensão limite de escoamento (yield stress) – é considerado um parâmetro relógico complexo. Tem a ver com o tensor das tensões;
- c) Efeitos viscoelástico/elásticos – são considerados pelo pesquisador como o mais espetacular efeito não-newtoniano. São encontrados durante o processamento de polímeros e seus compósitos. Estes feitos estão relacionados com os seguintes fenômenos:
 - Efeito de Weissenberg: este efeito tem a ver com as forças axiais projetadas durante o processamento para impulsionar o material. Seu aparecimento está relacionado com altas velocidades de agitação. O material adere nas paredes do recipiente e no misturador devido a inércia das partículas em movimento. A Figura 8 exemplifica de forma simples a sua característica.



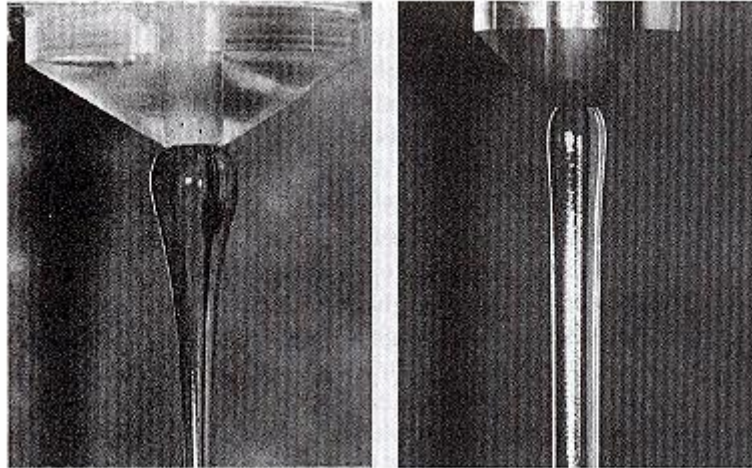
a) Comportamento de um fluido newtoniano ao ser movimentado.

b) Comportamento de um fluido não-newtoniano ao ser movimentado.

Fonte: Morrison (2000)

Figura 8 – Comportamento de dois fluídos ao serem movimentados em uma batedeira

- Módulo de elasticidade: * Tem a ver com o tempo de relaxação Os fluidos viscoelásticos quando submetidos a tensões deformam e, continuam a deformar-se mesmo quando as tensões são removidas. * Tem a ver com a qualidade do produto acabado no caso de peças injetadas e semi-acabados quando o processo de fabricação for extrusão.
- Die swell (Comportamento do fluido ao escoar em cavidades): fenômeno relatado para polímeros durante o processamento por extrusão ao ar. O material pode dilatar ou contrair na saída da cavidade. A Figura 9 ilustra este fenômeno.



Fonte: Morrison (2000)

**Figura 9 – Alterações na forma do fluxo devido aos efeitos da relaxação.
Material = solução de álcool polivinílico com borato de sódio**

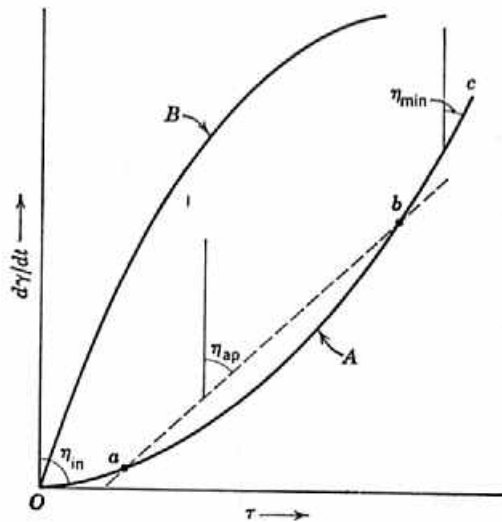
2.4.1 Especificidades dos Fluidos Não-Newtonianos

Algumas suspensões, como os materiais poliméricos, por exemplo, são classificadas como não-newtonianas. A viscosidade desses materiais não é constante sob regime estacionário de temperatura. Essa propriedade é uma função da taxa ou tensão de cisalhamento.

De acordo com esses conceitos, Zbigniew (1987), divide os materiais cujo fluxo é não-newtoniano da seguinte forma:

- a) independentes do tempo, a viscosidade é uma função da taxa ou tensão de cisalhamento, isto é, $\eta = f(\dot{\gamma} \text{ ou } \tau)$. Fazem parte desse grupo os materiais considerados pseudoplásticos, dilatantes e plásticos;
- b) dependentes do tempo, a viscosidade é dependente da taxa ou tensão de cisalhamento e do tempo, isto é, $\eta = f(\dot{\gamma} \text{ ou } \tau, t)$. Fazem parte desse grupo os materiais tixotrópicos e os reopéticos.

As características das curvas de um fluxo dos materiais não-newtonianos independentes do tempo são mostradas pelo gráfico da Figura 10.



Fonte: Zbigniew (1987)

Figura 10 - Comportamento gráfico dos fluídos não-newtonianos

A curva “A “ representa o fluxo de um material pseudoplástico; o segmento “Oa” representa o comportamento inicial da viscosidade (η_i); o segmento “ab” indica o comportamento da chamada viscosidade estrutural, no qual a relação com a tensão ou taxa de cisalhamento é denominada de viscosidade aparente; o segmento “bc” é representativo do comportamento da viscosidade mínima η_{min} . A curva “B” é representativa dos materiais cujo fluxo é classificado de dilatante.

Ao analisar-se o comportamento gráfico ilustrado pela Figura 10, Zbigniew (1987) faz os seguintes comentários:

- a) a forma da curva “A” indica que a viscosidade desses materiais aumenta com o aumento da taxa ou da tensão de cisalhamento. Além disso, quando os materiais são submetidos a tensões de cisalhamento consideradas baixas, o coeficiente de viscosidade atinge um valor máximo.

A viscosidade máxima corresponde à viscosidade inicial e se aproxima de um formato correspondente a uma linha reta;

- b) à medida que o fluxo evolui, a viscosidade diminui continuamente com o incremento da tensão de cisalhamento. Finalmente, quando sob ações de fortes efeitos cisalhantes, essa propriedade alcança um valor mínimo constante, como mostrado pela porção representada por uma reta;
- c) a curva “B” é representativa dos materiais classificados como dilatantes. A viscosidade aumenta com o incremento da taxa de cisalhamento. Este tipo de fluxo é menos freqüente do que os fluxos considerados pseudoplásticos, mas é encontrado em certas suspensões altamente concentradas, como argilas e areias.

Segundo o mesmo autor, muitas equações têm sido propostas para descrever o comportamento dos fluxos pseudoplásticos e dilatantes, porém a mais utilizada é a equação empírica denominada de equação da lei das potências, a seguir descrita:

$$\tau = K\gamma^n \quad (3)$$

onde:

n = constante empírica denominada de índice de fluxo e definida como:

$$n = \frac{d(\log \tau)}{d(\log \gamma)} \quad (4)$$

K = índice de consistência

τ = tensão de cisalhamento

γ = taxa de cisalhamento

Essa equação descreve o comportamento das curvas de fluxo da maioria dos materiais pseudoplásticos quando submetidas a faixas limitadas de taxas de cisalhamento.

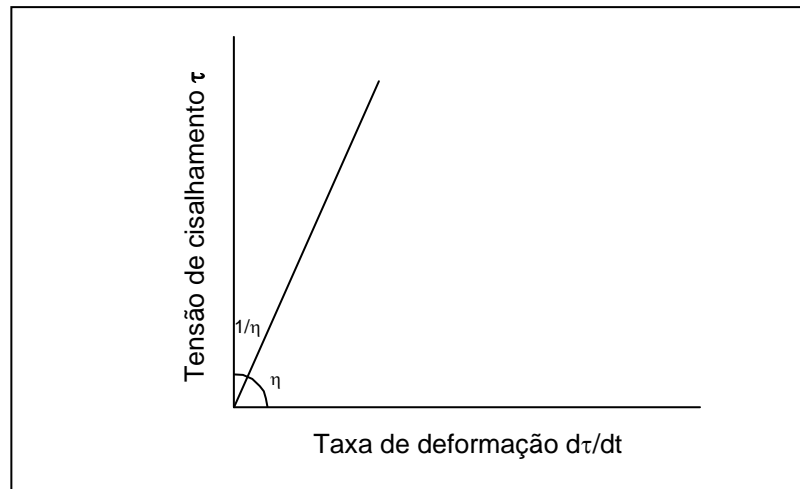
Na situação na qual o índice de fluxo “ n ” é igual à unidade na equação da *Power Law*, o material é classificado como tendo um comportamento newtoniano, e a viscosidade tem um valor constante. Se $n < 1$, o fluxo é de um material pseudoplástico e, quando $n > 1$, o fluxo é de um material dilatante.

2.4.2 A viscosidade como uma propriedade característica dos fluidos

Na discussão sobre a natureza e as propriedades dos materiais utilizados em engenharia, Zbigniew (1997) ressalta que a deformação a que são submetidos os sólidos amorfos e os líquidos envolve o comportamento do fluxo de qualquer fluido. A viscosidade é a propriedade característica determinante desse comportamento e pode ser definida como a resistência que um fluido oferece durante o fluxo.

Zbigniew (1997) se propõe a apresentar essa propriedade através da verificação do que ocorre durante os fluxos laminares onde a tensão de cisalhamento é constante. Esses fluxos foram inicialmente estudados por Couette e são os mais fáceis de serem explicados.

Podem ser produzidos pelo cisalhamento lento de uma fina camada de uma película fluida entre duas placas planas ou entre as superfícies de cilindros coaxiais. A Figura 11 é o objeto das considerações feitas por Zbigniew sobre o significado físico da viscosidade.



Fonte: Zbigniew (1987)

Figura 11 - Comportamento gráfico de um fluido newtoniano

Na Figura 11, uma substância é colocada entre duas placas paralelas bem próximas de modo que as perturbações nas bordas possam ser desprezadas. A placa inferior é fixa e uma força tangencial F é aplicada na placa superior, a qual exerce uma tensão de cisalhamento F/A na substância entre as placas em qualquer ponto a . A movimentação da placa A em relação à B , que é estacionária, provoca um movimento das camadas da substância. A velocidade das partículas líquidas em cada camada é função da distância l entre A e B . Dessa maneira, a taxa na qual a velocidade das partículas muda em relação a sua posição é a medida da taxa do fluxo. A taxa de mudança da velocidade das partículas, v , com a posição *versus* a distância l , é dv/dl , é o gradiente de velocidade. Newton expressou a relação entre a força tangencial e o gradiente de velocidade pela seguinte fórmula:

$$F_s = \eta \frac{dv}{dl} A \quad (5)$$

Sendo que $\tau = Fs/A$, obtemos a seguinte relação:

$$\tau = \eta \frac{dv}{dl} \quad (6)$$

Nessa fórmula, η é uma constante de proporcionalidade denominada de coeficiente de viscosidade ou simplesmente de viscosidade. A taxa de fluxo também pode ser expressa em função da taxa de mudanças da tensão de cisalhamento τ em função do tempo t .

Os líquidos que seguem a equação (6) são denominados de newtonianos. Em um diagrama tensão *versus* deformação, comportam-se de maneira similar aos sólidos de Hooke.

Na Figura 11, a inclinação (*slope*) representa a viscosidade do líquido e a fluidez ($1/\eta$) correspondente. O coeficiente de viscosidade, chamado simplesmente de viscosidade, é uma constante característica para cada material da mesma forma que o módulo de elasticidade é uma característica elástica constante para um sólido elástico. Os valores da viscosidade variam muito para os diferentes tipos de materiais.

A taxa de cisalhamento é importante quando o comportamento do material em relação ao tempo é considerado. Outrossim, quando os aspectos geométricos do fluxo são o aspecto importante a ser analisado, utiliza-se o gradiente de velocidade. A viscosidade cinemática é igual à viscosidade dinâmica (N.s/m²) dividida pela densidade (Kg/m³).

Garat et al. (1995) salientam que os metais no estado líquido se comportam como um fluido newtoniano. Citam que, nessa condição, os valores da viscosidade são muito baixos, em torno de 0,001 Pa.s, independentes do tempo e dos esforços

cisalhantes. Porém, no estado semi-sólido, quando a morfologia da fase sólida é globular e a fração sólida em volume do material situa-se entre 0,3 e 0,7, os valores da viscosidade dos metais podem variar na faixa compreendida entre 0,1Pa.s e 1Mpa.s. Estes atributos conferem ao material uma alta viscosidade aparente quando em repouso e possibilitam seu processamento como se fosse um sólido. A viscosidade aparente diminui com os esforços cisalhantes impostos, permitindo que em tal condição os moldes sejam preenchidos tal qual um líquido viscoso.

2.4.3 Comportamento da viscosidade em relação ao tempo

Um estudo detalhado sobre o comportamento tixotrópico dos materiais foi apresentado por Barnes (1997). Esse autor lembra que uma das primeiras definições apresentadas pelos pesquisadores Frundlich e Rawstzer se referia a um fenômeno observado em sistemas coloidais, que consistia em alterações na consistência dos mesmos quando sob temperatura e velocidades constantes.

Nos estudos de Barnes é ressaltado que o verdadeiro significado desse evento envolve um aumento da viscosidade quando o fluido está em repouso e uma diminuição dessa propriedade quando o material é submetido a esforços cisalhantes.

Barnes (1997) salienta que freqüentemente, o fenômeno da tixotropia é confundido com o comportamento que determinados materiais exibem quando submetidos a esforços cisalhantes (*shear thinning*). Esse pesquisador afirma que o termo tixotropia é utilizado para descrever a resposta que microestruturas (partículas em suspensão) apresentam quando sob ações cisalhantes ou em repouso e os efeitos reológicos originados em relação ao tempo em que o fenômeno ocorre.

Para os cientistas que concordam com essa opinião, o termo tixotropia só é utilizado para descrever pequenas alterações na viscosidade, sem estabelecerem referências à reversibilidade do fenômeno.

Outros, como Freundlich e Rawtzer, entendem como tixotropia a condição apresentada por sistemas coloidais que aparece quando os mesmos são agitados e desaparece quando esses materiais retornam ao repouso.

Em função da opinião acima exposta, Barnes não se surpreende que existam confusões sobre o entendimento do que essa característica representa. Além disso, observa que existem pesquisadores que confundem o comportamento tixotrópico com o comportamento sensível à agitação (*shear thinning*).

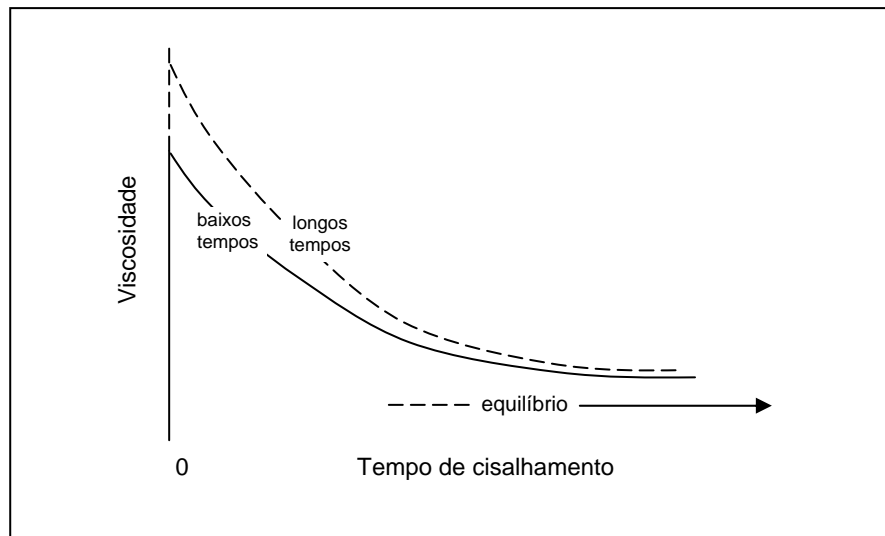
Na literatura científica encontram-se várias definições para o que a tixotropia descreve. Barnes, Hutton e Walter (1995) assim a definiram no British Standard Institution: “*diminuição da viscosidade em relação ao tempo quando o material é submetido a tensões ou a taxas de cisalhamentos e um gradual aumento dessa propriedade quando esses esforços cessam*”.

Barnes (1997) considera que é necessária uma definição mais abrangente para o evento a fim de que o mesmo possa ser melhor entendido. Supõe que nesse conceito a idéia da transição ou reversibilidade e a relação com o tempo possam ser encontradas. O autor cita que todos os líquidos com partículas suspensas demonstram comportamento tixotrópico, sendo que esse comportamento somente reflete uma dependência, em relação ao tempo, das partículas sob diferentes condições de fluxo ou em repouso. Faz referências de que as forças propulsoras das mudanças na aglomeração das partículas durante o escoamento são resultantes de tensões inerentes ao fluxo, colisões e movimentos brownianos.

O termo microestrutura utilizado nos estudos de Barnes está associado à idéia de partículas suspensas ou alinhamento de fibras, ou seja: uma distribuição espacial favorável das partículas e das fibras, ou densidade de fibras ou associação molecular em soluções poliméricas. Todos os fatores citados estão relacionados com a magnitude da viscosidade e de elasticidade e também envolvem um tempo de mudanças para que essas propriedades demonstrem alterações sob ações cisalhantes ou forças brownianas.

2.4.4 Comportamento típico dos materiais tixotrópicos

Ao discutir esse item, Barnes parte do pressuposto de que se colocarmos um material tixotrópico em um viscosímetro e aplicarmos uma taxa de cisalhamento constante, a viscosidade diminuirá com o tempo até atingir um valor estacionário. Se, por outro lado, deixarmos o material em repouso por um determinado período e o subtermos novamente a esforços cisalhantes, os valores resultantes para a viscosidade, nessa condição, serão inicialmente maiores, tenderão a um valor semelhante ao da situação anterior. Entretanto, o valor inicial da viscosidade não necessariamente será o mesmo devido ao fato de que essa propriedade é dependente das condições de agitação do material e do tempo de repouso após a agitação. Esse fato é ilustrado na Figura 12.



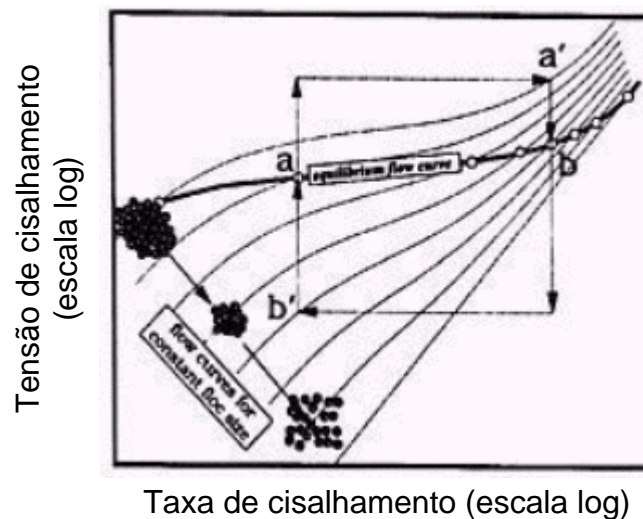
Fonte: Barnes (1997)

Figura 12 - Comportamento de um líquido tixotrópico cisalhados após períodos curtos e longos de repouso

Esse mesmo pesquisador afirma que se for realizada uma terceira experiência, em que as amostras, após atingirem o equilíbrio, forem deixadas em repouso por um período igual ao anterior, os resultados serão os mesmos. Além disso, a taxa de cisalhamento tenderá a diminuir, e o valor da tensão de cisalhamento tenderá a diminuir rapidamente. Outra observação, no que diz respeito à referida propriedade, é que após essa queda ela apresentará um crescimento lento até alcançar um novo patamar de equilíbrio.

Após essas considerações, Barnes (1997) se propõe a discutir o que pode estar acontecendo com o aglomerado de partículas. Inicia suas avaliações interpretando a Figura 13, que representa a relação entre viscosidade e taxa de cisalhamento típica de um material tixotrópico. Verifica que, no início, a partir do ponto onde a amostra do material encontra-se em repouso, existe uma série de flocos. A partir desse momento, se aplicarmos uma taxa de cisalhamento por um dado período de tempo, o tamanho desses flocos diminuirá. Se, ao contrário,

diminuirmos a taxa de cisalhamento, as partículas individuais, que segundo o autor são responsáveis pela diminuição da viscosidade, começam a colidir e a flocular. Esse acontecimento necessita de um período de tempo para ocorrer.



Fonte: Barnes (1997)

Figura 13 - Microestrutura e curvas de fluxos com partículas suspensas

Os estudos de Turng e Wang (1991), tendo por base resultados de experiências, mostram que amostras da liga Sn-15%Pb, que foram submetidas a taxas de cisalhamentos compreendidas entre 200 – 800 s^{-1} (exp.-1), obedecem ao modelo descrito pela lei das potências. Reportam que outros investigadores também observaram esse comportamento. Entretanto, quando a taxa de cisalhamento aplicada excede um valor que os autores denominam de crítico, a viscosidade aparente tende a se aproximar de um valor assintótico.

Essa situação ainda não foi explicitamente relatada para ligas no estado semi-sólido.

As possíveis explicações para esses acontecimentos podem ser atribuídas aos seguintes acontecimentos:

- a) comportamentos dos materiais sensíveis ao cisalhamento (*shear thinning*) na região onde os mesmos obedecem à lei das potências e à tendência newtoniana assintótica;
- b) ao fato de que partículas sólidas tendem a se agregar através do que denominam “processo de soldagem das partículas” que ocorre durante as colisões;
- c) quanto maiores os aglomerados, mais líquido ficará retido entre eles. Esse acontecimento está relacionado com uma maior fração sólida em volume e, portanto, maior viscosidade aparente.

Entretanto, pensam Turng e Wang (1991), que seria razoável existir um equilíbrio médio em relação ao tamanho desses aglomerados e as taxas ou tensões cisalhamentos. Nesse sentido, quando os esforços aplicados forem suficientemente altos, as partículas demonstrariam um comportamento individual. Essa linha de raciocínio é compartilhada por Barnes.

Retornando aos estudos desse pesquisador, ele salienta que qualquer suspensão de partículas concentradas (aglomeradas) é sensível ao cisalhamento.

Ao se referir aos sistemas que floculam e cujas dimensões não são homogêneas, mas diminuem com a taxa ou tensão de cisalhamento, aponta que a viscosidade também tende a diminuir com as alterações dos flocos.

Para Barnes (1997), o verdadeiro comportamento de um material tixotrópico, em repouso manifesta-se após um tempo infinito de cisalhamento. Além disso, a relação com os valores escolhidos das taxas, das tensões e do tempo tendem ao infinito. Para o autor, todos esses estados de equilíbrio podem ser classificados

como assintóticos, sendo que o tempo decorrido para que se verifiquem diminuições no tamanho dos flocos (*break dow*) pode requerer horas. Por outro lado, o tempo necessário para reaglutinação das partículas (*rebuilding time*) pode ser de alguns dias para caracterizar um verdadeiro sistema tixotrópico.

A resposta típica da extensão das mudanças de um estado estacionário para outro, em relação ao comportamento da viscosidade, pode ser calculado através do chamado modelo exponencial das tensões. Fazem parte desse modelo o valor da viscosidade antes do início do cisalhamento, e após, em um período infinito e uma constante adimensional denominada de “r” que, em casos simples, pode ser considerada como um (1).

O fenômeno já apresentado, isto é, o tipo de atração entre as partículas submetidas a tensões, pode, segundo Barnes, possibilitar mais agregação do que desagregação das mesmas. A justificativa para esse acontecimento estaria relacionada com o fenômeno denominado de antitixotropia.

2.4.5 Relação entre a viscoelasticidade e a tixotropia

Os sistemas viscoelásticos cisalhados na região linear (seguem a Lei de Hooke) demonstram uma dependência em relação ao tempo devido ao fato de que as partículas necessitam de um tempo para responder às tensões originadas pelo fluxo. Quando os intervalos de tempos são pequenos, as respostas não são rápidas e são, portanto, classificadas como tendo um comportamento elástico. Por outro lado, quando o tempo envolvido é maior, o sistema pode auto-ajustar-se continuamente e fluir, demonstrando efeitos viscosos. Na primeira condição tem-se altas frequências e, na segunda, baixas frequências em termos da magnitude das tensões envolvidas.

No que se refere à viscoelasticidade em um regime não-linear, ou simplesmente inelástico, mas sensível aos esforços cisalhantes (*shear thinning*), as partículas precisam de um tempo para responder às alterações que ocorrem no fluxo. Barnes (1997) exemplifica com essa situação a diferença fundamental entre o que caracteriza a viscoelasticidade linear e o comportamento tixotrópico. Salaria que, embora a viscoelasticidade esteja situada na região não-linear, onde as partículas reagem aos efeitos impostos, elas não mudam. Já a tixotropia ocorre na mesma região, porém as partículas mostram alterações em resposta às deformações impostas.

O comportamento dos sistemas sensíveis ao cisalhamento (*shear thinning*) pode ser decorrente dos seguintes fatores:

- a) alinhamento das partículas na direção do fluxo;
- b) reordenação das partículas em suspensão;
- c) quebra dos flocos, entre outros.

Na constatação de que os eventos citados são transientes, pode-se dizer que em princípio, que o comportamento tixotrópico pode ser esperado sempre que os sistemas forem sensíveis ao cisalhamento (*Shear thinning*).

Um dos meios de se efetuar medições do comportamento tixotrópico é através da verificação de um *loop* de histerese. Esse ensaio consiste em estabelecer o *loop*, que significa aumentar linearmente a taxa ou a tensão de cisalhamento, partindo do zero até um valor máximo e, na seqüência, retornar ao valor inicial. O teste pode ser repetido várias vezes até que um *loop* constante seja atingido. A área compreendida entre a curva superior e a inferior pode ser medida com o auxílio de um reômetro acoplado a um computador e computada como medida da tixotropia.

Outro teste simples e considerado mais sensível do que o anterior é avaliar a *performance* de um líquido tixotrópico e obter os resultados através de vários experimentos nos quais a taxa ou a tensão de cisalhamento partem de um valor constante até outro com um pré-histórico do material conhecido. Mesmo nesse teste é impossível eliminar as respostas elásticas e a inércia dos instrumentos utilizados para fazer as medições.

2.5 CONSIDERAÇÕES SOBRE OS MÉTODOS APRESENTADOS NO ESTADO DA ARTE

As metodologias discutidas contém particularidades, vantagens e desvantagens relacionadas com a obtenção de reofundidos. No caso da agitação mecânica os fenômenos físicos presentes estão relacionados com ondas mecânicas e suas características. Estas ondas requerem uma fonte de perturbação e certas conexões físicas que podem interferir umas nas outras. São originadas pela deformação de uma região de um meio elástico. Transportam energia em um meio e o mecanismo responsável por este evento difere de caso a caso. As propriedades do meio perturbado influem nas características das ondas. Os meios mais rígidos proporcionam velocidades de propagação maiores que os meios mais flexíveis.

No caso da utilização da tecnologia de recristalização, os fenômenos da globularização das fases dendríticas são termicamente ativados, pois envolvem difusão de massa. É obtida uma estrutura final com morfologia globular, geralmente irregular, contendo líquido retido no seu interior, resultado dos fenômenos de coalescência dos ramos dendríticos adjacentes e de glóbulos em contato.

A agitação proporcionada pelas ondas eletromagnéticas dispensam o meio elástico para se propagarem. São de grande utilidade prática e são utilizadas em todos os ramos da ciência. Possuem como característica principal a sua velocidade. Podem vencer vários obstáculos físicos, como gases, atmosfera, água, paredes, dependendo de sua frequência. Outra particularidade destas ondas é que elas podem transmitir momento linear, ou seja, elas exercem uma pressão ou força por unidade de área. Circulam ora numa direção, ora em outra, originando correntes oscilantes com uma frequência determinada e produzem um campo magnético, também oscilante. Nos fenômenos eletromagnéticos as correntes de deslocamento são preponderantes às de condução (frequência alta ou condutividade baixa). No estudo das ondas eletromagnéticas a ênfase é dada as chamadas ondas planas, ou seja, aquelas que se propagam numa direção fixa.

3 MODELO TEÓRICO E METODOLOGIA DE ABORDAGEM

Neste capítulo, busca-se a produção de materiais de alta complexidade e considera-se necessário um eficaz monitoramento durante os estágios de processamento, que define a microestrutura final e as propriedades mecânicas resultantes.

A estratégia de controle utilizada neste estudo considera aspectos tecnológicos e econômicos. É ressaltada a utilização de sensores capazes de operarem em situações que permitam obter condições estáveis durante a obtenção do material sob investigação.

A maioria dos estudos sobre o comportamento da viscosidade no estado semi-sólido, utiliza a lei das potências para efetuar as medições desta grandeza física. Neste trabalho é utilizada a sugestão de Dealy (1981) que parte do princípio de que a corrente elétrica é diretamente proporcional à viscosidade e inversamente proporcional a velocidade rotacional.

A norma técnica ASTM C 1276 publicada de 1994 é empregada como documento de referência. Esta norma é um método padrão para medir a viscosidade de pós de molde em temperaturas superiores ao ponto de fusão destes materiais.

3.1 DESCRIÇÃO DO PROTÓTIPO E ANÁLISE QUANTITATIVA

3.1.1 Seqüência e princípio de operação

O diagrama de blocos do protótipo do viscosímetro proposto é ilustrado na Figura 14. Trata-se de um viscosímetro de haste, que impulsiona em um movimento rotativo a massa metálica fundida da qual se quer determinar a viscosidade.

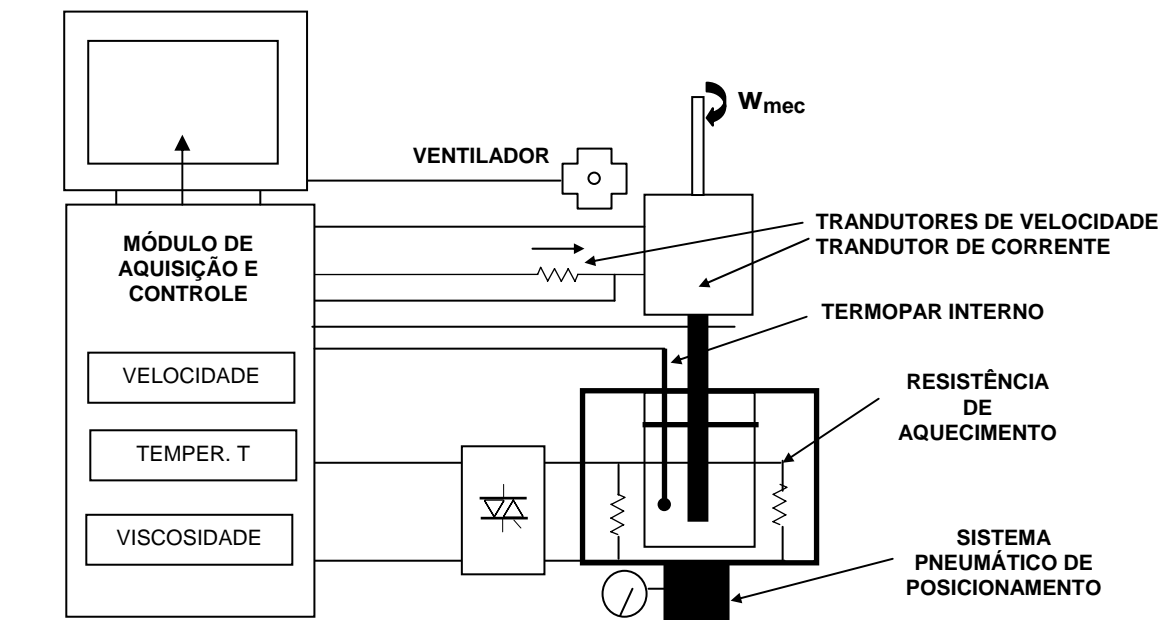


Figura 14 - Diagrama do dispositivo proposto

Na Figura 14 verifica-se uma série de componentes, cujas principais funções são descritos a seguir:

a) Módulo de aquisição e controle

Permite obter registros de grandezas como temperatura, corrente de rotor do transdutor eletromecânico, velocidade de giro da haste, instrumentando inclusive relacionando por meio de funções analíticas as grandezas avaliadas, permitindo

além da medição o controle flexível e registro das variáveis do processo. Para tal se emprega uma placa de captura de dados ISA para microcomputador padrão IBM-PC.

b) Termopar

Termopares múltiplos permitem determinar a evolução da temperatura interna e de superfície da massa cuja viscosidade será analisada. O sistema de aquisição e controle permite tanto monitorar as grandezas do processo em tempo real, como o controle estático de temperatura.

c) Sistema de aquecimento

A resistência de aquecimento permite conduzir a liga até a temperatura ideal pretendida e necessária ao estudo. A esta resistência foi conectado um controlador estático de potência com controle ciclo integral, importante na redução do conteúdo harmônico da corrente.

d) Medição indireta de velocidade

Para o registro da velocidade é utilizado um transdutor de corrente e um de tensão do transdutor eletromecânico. A informação destes sensores é proporcional a velocidade do transdutor eletromecânico. Com isto é possível tanto registrar a velocidade, como controlá-la sem nenhum dispositivo auxiliar acoplado ao eixo. Cabe ressaltar que este princípio não agrega elementos móveis. Nesta condição elimina-se perdas mecânicas, sendo esta uma evolução significativa, quando comparada com outros viscosímetros existentes no mercado. Esta característica vem a ser um aspecto relevante na busca de medidas mais precisas.

e) Transdutor de corrente

Como transdutor de corrente de rotor foi empregado um sensor resistivo. A informação elétrica deste sensor é teoricamente proporcional a viscosidade que se quer determinar, facilitando o procedimento experimental e permitindo desta forma transformar a viscosidade em uma grandeza elétrica mensurável e portanto controlável.

f) Transdutor eletromecânico

O transdutor eletromecânico consiste em motor CC usado em ventilação de ônibus de 24V de alta rotação. Como se sabe os motores deste tipo, especialmente no caso de excitação separada com ímã permanente permitem uma relação teórica linear entre o torque e a corrente de armadura (rotor).

g) Computador IBM-PC

O computador IBM-PC é o dispositivo responsável pela interface entre homem máquina. Através de um programa desenvolvido permite o usuário do sistema verificar e controlar todo o processo. Este dispositivo junto com o programa permite também o armazenamento de dados em banco de dados para uma análise posterior.

h) Sistema pneumático de posicionamento

O sistema pneumático de posicionamento é um dispositivo acessório de posicionamento que visa a retirada do cadinho proporcionando a adequada profundidade de penetração da haste na massa da liga fundida.

3.2 ANÁLISE QUANTITATIVA DA TRANSDUÇÃO

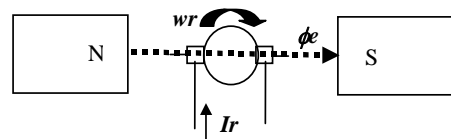
Este estudo envolve inicialmente o estudo em separado das equações eletromecânicas do transdutor e da mecânica dos fluídos culminando em sua integração para determinar a constante do viscosímetro a ser determinada experimentalmente por comparação.

3.2.1 Equações do transdutor eletromecânico

As equações da máquina elétrica de alta rotação empregada como transdutor, tem sua equação de torque, diagrama e variáveis sumarizadas na Tabela 2.

Tabela 2 - Resumo envolvendo equações variáveis e diagrama do transdutor de torque

equações regentes	torque	tensão contraeletromotriz
<i>transdutor eletromecânica</i>	$T = K_t \cdot \phi_e \cdot I_r$ (1)	$E_c = K_e \phi_e w_{mec}$ (2)
<i>E_c</i>	tensão contraeletromotriz [V]	
<i>w_{mec}</i>	velocidade angular mecânica do eixo [rad/s]	
<i>T</i>	Torque interno [N.m]	
<i>K_t</i>	constante construtiva de torque [N.m/(Wb.A)]	
<i>K_e</i>	constante construtiva do gerador [V/(Wb.rad/s)]	
<i>I_r</i>	corrente de rotor [A]	
<i>φ_e</i>	fluxo magnético produzido pelo campo [Wb]	



Como principal constatação tem-se a **proporcionalidade do torque no eixo com a corrente de rotor quando a excitação de campo é separada ou independente**. Neste caso ϕ_e é criado por um ímã permanente no motor, e a proporcionalidade teórica constatada.

3.2.2 Considerações da mecânica dos fluídos

Neste item será estudada a proporcionalidade existente entre o torque e a viscosidade aparente de forma analítica.

A equação que define a *viscosidade dinâmica* e

$$\tau = \mu \frac{du}{dy} \quad (7)$$

Onde:

τ = é a *tensão de cisalhamento* entre o leito de líquido e o fluxo laminar;

μ = é a viscosidade; e

$\frac{du}{dy}$ = é o gradiente de velocidade normal.

Vários métodos são empregados para a medida da viscosidade. Os dois métodos mais comuns são o *de cilíndrico concêntrico rotativo* e o *de capilar*.

Considerando as placas planas mostradas na Figura 15. Uma placa é estacionária e a outra move-se com velocidade constante u . O perfil de velocidades para o fluido entre as duas placas é uma linha reta e o gradiente de velocidade é $\frac{du}{dy}$

$$= \frac{u}{b} \quad (4)$$

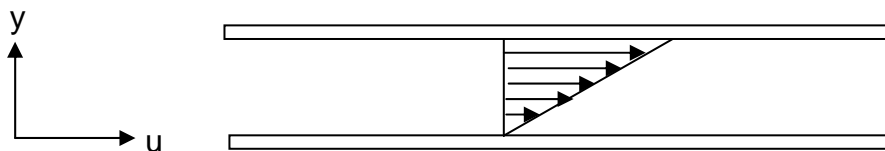


Figura 15 - Sistema de placas para medição da viscosidade

O sistema seria usado para medir a viscosidade pela medida da força requerida para manter a placa a uma velocidade constante u . O sistema é impraticável sob o ponto de vista da construção, contudo, o modelo é aproximado a situação da placa plana com o cilindro concêntrico mostrado na Figura 16.

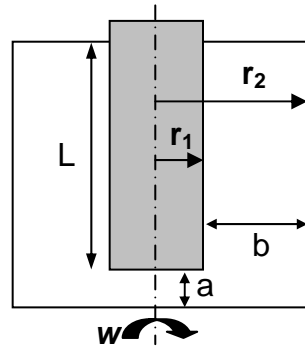


Figura 16 - Cilindro concêntrico associado a placa plana

Neste trabalho o cilindro externo é estacionário e o cilindro interno é mantido a uma velocidade constante angular ω . Se o espaço é anelar e suficientemente pequeno em comparação ao raio do cilindro externo, então o cilindro rotativo se aproxima da situação da placa paralela e o perfil de velocidades no vão pode ser assumido como linear. Então,

$$\frac{du}{dy} = \frac{r_2 \cdot \omega}{b} \quad (8)$$

onde, agora a distância y é dada na direção do raio e é assumido que b é muito menor que r_1 . Se o torque T é medido, a tensão de cisalhamento do fluido é expressa por:

$$\tau = \frac{\mathbf{T}a}{2\pi \cdot (\mathbf{r}_1)^2 \cdot \mathbf{L}} \quad (9)$$

Onde:

L é o comprimento do cilindro;

A viscosidade μ é determinada pela combinação das equações 4 , 5 e 6 resultando.

$$\mu = \frac{\mathbf{T}a \cdot \mathbf{b}}{2\pi \cdot (\mathbf{r}_1)^2 \cdot \mathbf{r}_2 \cdot \mathbf{L} \cdot \mathbf{w}} \quad (10)$$

Se o cilindro concêntrico é construído de modo que o espaço a é pequeno, então o disco da base também contribuirá para que o torque e influenciará no calculo da viscosidade . O torque na base do disco é:

$$\mathbf{T}d = \frac{\mu \cdot \pi \cdot \mathbf{w}}{2 \cdot \mathbf{a}} \cdot (\mathbf{r}_1)^4 \quad (11)$$

Onde a e b são mostrados na Figura 16. Combinando os torque do disco e o do vão anelar b resulta

$$\mathbf{T} = \mu \cdot \pi \cdot \mathbf{w} \cdot (\mathbf{r}_1)^2 \cdot \left[\frac{(\mathbf{r}_1)^2}{2 \cdot \mathbf{a}} + \frac{2 \cdot \mathbf{L} \cdot \mathbf{r}_2}{\mathbf{b}} \right] \quad (12)$$

$$\mu = \frac{\mathbf{T}}{\pi \cdot (\mathbf{r}_1)^2 \cdot \left[\frac{(\mathbf{r}_1)^2}{2 \cdot \mathbf{a}} + \frac{2 \cdot \mathbf{L} \cdot \mathbf{r}_2}{\mathbf{b}} \right] \cdot \mathbf{w}} \quad (13)$$

O torque, a rpm e as dimensões r_1 , r_2 , a e b são mensuráveis. Aplicando-se a equação 10, determina-se analiticamente a viscosidade.

3.2.3 Integração das equações

O princípio de funcionamento do viscosímetro proposto está centrado na proporcionalidade encontrada entre a corrente de rotor I_r do transdutor proposto e a viscosidade dinâmica μ . Esta proporcionalidade é definida analiticamente integrando as equações (1) e (10), resultando:

$$\mu = \frac{\mathbf{Kt} \cdot \phi \mathbf{e} \cdot \mathbf{I_r}}{\pi \cdot (\mathbf{r}_1)^2 \cdot \left[\frac{(\mathbf{r}_1)^2}{2 \cdot \mathbf{a}} + \frac{2 \cdot \mathbf{L} \cdot \mathbf{r}_2}{\mathbf{b}} \right] \cdot \mathbf{w}} \quad (14)$$

Desta forma,

$$\mathbf{Kv} = \frac{\mathbf{Kt} \cdot \phi \mathbf{e}}{\pi \cdot (\mathbf{r}_1)^2 \cdot \left[\frac{(\mathbf{r}_1)^2}{2 \cdot \mathbf{a}} + \frac{2 \cdot \mathbf{L} \cdot \mathbf{r}_2}{\mathbf{b}} \right] \cdot \mathbf{w}} \quad (15)$$

onde K_v é a constante do viscosímetro com w constante.

Assim,

$$\boxed{\mu = \mathbf{Kv} \cdot \mathbf{I_r}} \quad (16)$$

possibilitando a proporcionalidade entre a corrente de rotor do transdutor e a viscosidade cinemática. A constante, ou na pior das hipóteses, **função experimental de proporcionalidade K_v** pode ser obtida por comparação, de acordo com o item 3.2.3.

O princípio de operação do protótipo sob teste está baseado na premissa de que é possível avaliar a resistência da viscosidade do fluido contra uma haste através da variação da corrente de rotor do transdutor. O princípio de operação dos modelos tradicionais mede esta mesma propriedade através do torque provocado sobre uma mola calibrada de forma que quanto maior for o torque de calibração maior será o campo de medição.

3.3 CONSIDERAÇÕES RELATIVA AO PROTÓTIPO PROPOSTO E METODOLOGIA DE ABORDAGEM

Neste capítulo são descritos de forma geral as características desejáveis para montar um equipamento para medir a viscosidade aparente. Um entorno computacional e módulo de aquisição de dados são necessários.

Além disso, são deduzidas as fórmulas que possibilitam relacionar as equações, do transdutor e da mecânica dos fluidos que permitem estabelecer correlações, entre a corrente do rotor, a viscosidade e a velocidade de agitação em rpm.

Com o desenvolvimento de uma placa de captura dedicada interna ao computador, cria-se uma ferramenta capaz de fazer a leitura de diversos dados, como temperatura, tensão, corrente elétrica e níveis lógicos, bem como fornecer dados ao sistema. Podem também gerar programas da forma desejada para diversas aplicações.

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

São descritos o método de calibração do protótipo projetado, a norma técnica de referência para realizar as medições, os materiais utilizados, as condições experimentais e a seqüência das operações. Além disso, no final deste capítulo são apresentados quadros que descrevem os principais tipos de viscosímetros utilizados e seus objetivos.

4.1 CALIBRAÇÃO E RESULTADOS EXPERIMENTAIS DO TRANSDUTOR

A calibração do sistema pode ser efetuada por comparação de posse de fluidos de *viscosidade cinemática* conhecida. A Tabela 3 ilustra resultados experimentais de medição de corrente no transdutor para os óleos comerciais disponíveis no mercado. Também foi empregada água, no estudo realizado nas condições ambientais.

Tabela 3 - Evolução da corrente no transdutor proposto para óleos comerciais e água

n	ÓLEO SAE	$\eta_{40^\circ\text{C}}$ (cSt) [cm ² /s]	μ [g/(cm.s)]	Ir [A]	T°C	w [rpm] (fixa)
A	H ₂ O	100	1,0	1,56A		
2	30	105,7	0,933	1,61A		
3	40	152,8	1,354	1,62A		
4	50	209,1	1,857	1,64A	ambiente	2000
5	90	193,7	1,721	1,72A		
6	140	435,4	3,906	1,85		

Com base na Tabela 3 e do gráfico experimental da Figura 17, verifica-se experimentalmente que a corrente aumenta com o incremento da viscosidade, o que deixa claro o teor da aportação proposta.

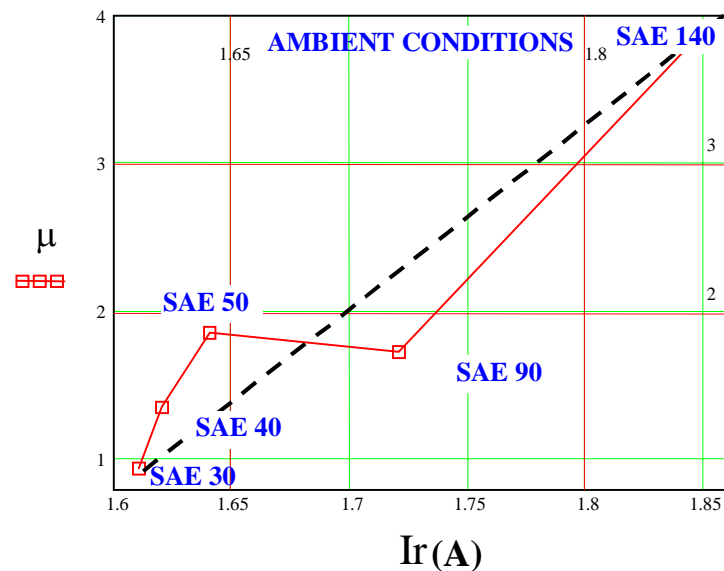


Figura 17 - Evolução gráfica da corrente do transdutor com viscosidades conhecidas

Os dados obtidos acerca da viscosidade cinemática η conhecida dos óleos, serviram como base para o cálculo da viscosidade dinâmica μ , através desta equação:

$$\mu = \eta \cdot d \quad (17)$$

Onde:

d é a densidade em g/cm^3 .

4.1.1 Observações importantes

- a) Foi constatado através do experimento proposto que um dos pontos apresentou certa divergência em relação aos dados fornecidos pelo fabricante [13], cuja afirmação do boletim técnico informa valores típicos, não caracterizando especificações. As informações do boletim estão baseadas em dados disponíveis na época de sua publicação, conforme anexo. Isto de certa forma corrobora com a dificuldade que se tem de avaliar a viscosidade.
- b) Empregando um sentido lógico nos dados estudados, lançamos a questão sobre a diferença constatada sobre o ponto divergente. **De acordo com os dados de [13]**, a viscosidade dinâmica calculada a 40°C do óleo SAE 50 da linha F-3 AMO é **MAIOR** do que para o óleo SAE90 da linha IPIRGEROL EP, o que nos parece questionável, pois o princípio proposto dá indicações do contrário, que fisicamente julga-se ser mais coerente.
- c) Fatores que poderiam incrementar o erro nas medições efetuadas:

- foram utilizados óleos automotivos para efetuar a calibração do equipamento. O ideal seria utilizar óleos padrões para este procedimento. As limitações financeiras impediram a aquisição desses materiais;
 - as medições foram realizadas na temperatura ambiente;
 - para determinação da equação que fornece a equação da haste giratória, foi utilizado junto com a placa de captura um tacômetro óptico da marca Lutron DT 2236;
 - a dificuldade verificada para efetuar a comprovação da velocidade foi a falta de armazenamento de dados e possibilidade de comunicação com outros instrumentos. As velocidades testadas foram 0, 100, 300, 500, 700, 1000, 1500 e 2000 rpm;
 - todos os testes foram repetidos com e sem carga no eixo do motor utilizado como transdutor;
 - foram empregados instrumentos disponíveis no comércio para avaliação da temperatura da marca Novus 305 Thermometer;
 - para instrumentação do sinal lido no termopar tipo K foi desenvolvido e incorporado ao amplificador de instrumentação um circuito de compensação de junção fria. Esta compensação é contínua, adicionando ao sinal do termopar a diferença da temperatura ambiente em relação a 0°C;
 - para a calibração dos sinais de tensão e corrente elétrica foi utilizado um instrumento Fluke 867B Graphical Multimeter;
- d) Tendo em vista a série de variáveis envolvidas nas medições, estima-se que o protótipo tenha a capacidade de verificar tendências e verificar

pontos de operações distintos. Com importantes investimentos financeiros seria possível incrementar melhorias.

4.2 MATERIAIS UTILIZADOS PARA REALIZAÇÃO DOS TESTES

O material escolhido para realizar os experimentos foi a liga de alumínio AA7075 (ASTM CG 62 A ou SAE 215). São consideradas de baixa módulo de elasticidade quando comparadas com os aços ligados e aços para posterior beneficiamento. Pode ser utilizada pela indústria aeronáutica, eletroeletrônica (fabricação de transdutores). A Composição Química é mostrada na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química da liga AA7075

Nº	% Al	Cu_H	Fe_H	Mg_H	Mn_B	Si_B	Ti	Zn_H	Cr_B	Ni_B	Bi	Pb	Sn_B	B_A
Méd	90,0321	1,50	0,26	2,12	0,03	0,15	0,056	5,53	0,201	0,008	0,0208	0,045	0,004	0,0008
Sd	0,0245	0,01	0,00	0,01	0,00	0,00	0,000	0,00	0,000	0,000	0,0003	0,000	0,000	0,0000
Sd%	0,0272	0,64	1,25	0,41	0,10	1,35	0,475	0,03	0,209	0,446	1,4641	0,216	1,686	0,3092

	Be	Ca_B	Ga_A	Li	Na_A	Sr	V	Sb	Zr	Al_Arc	Al_SPK	Bg	Soma
Méd	0,0001	0,0004	0,015	!0,0000	0,0005	!0,0001	0,012	!0,0000	0,017	308,9380	82,9075	47,9455	0,073
Sd	0,0000	0,0000	0,000	0,0000	0,0001	0,0000	0,000	0,0000	0,000				0,000
Sd%	0,0106	7,9838	0,242	0,0000	14,0582	0,0000	0,320	3,2401	0,024				0,372

Fonte: Alcoa - Sp.

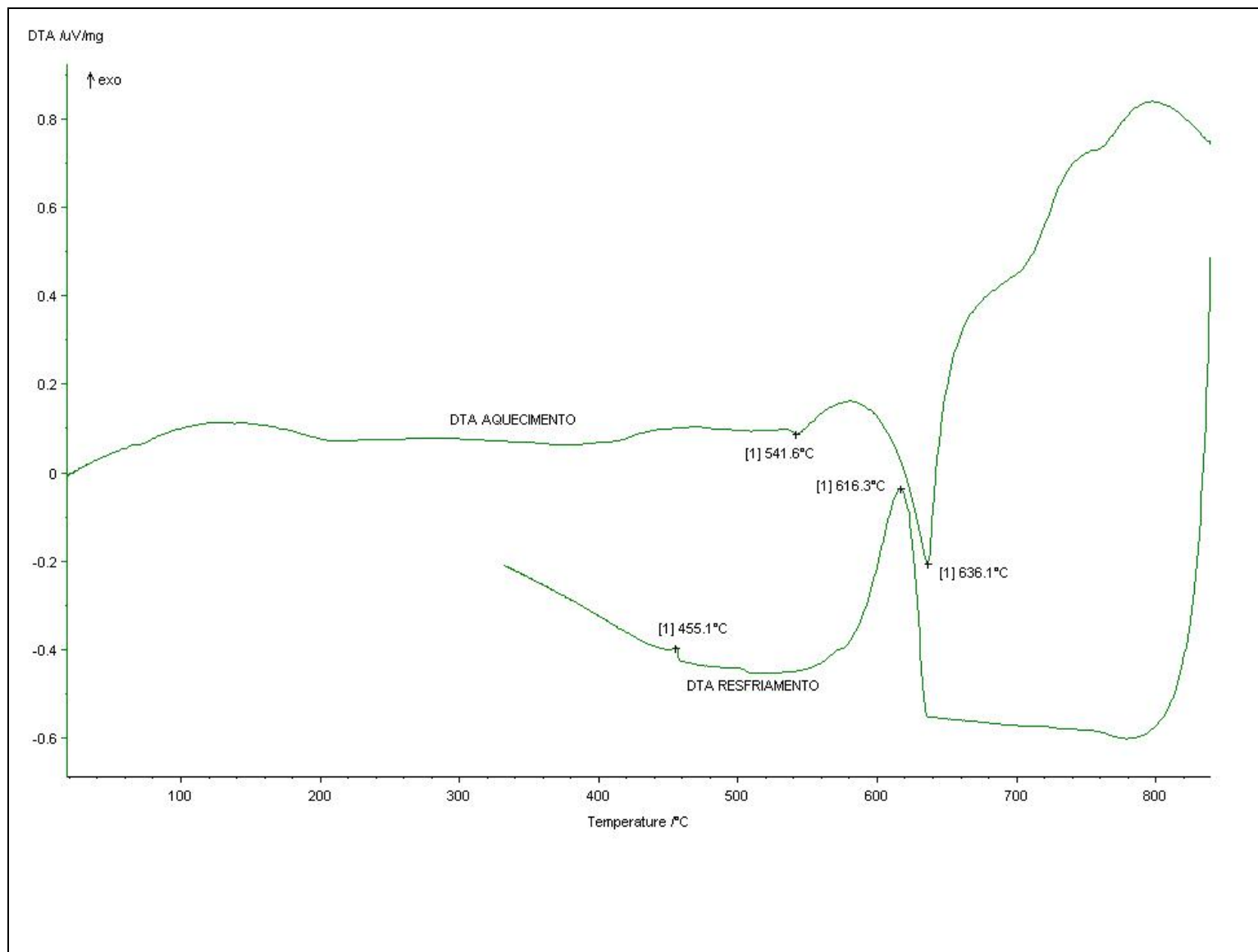


Figura 18 – Curvas geradas pelo ensaio DTA/TG. Temperatura *liquidus* e temperatura *sólidus* da liga AA 7075

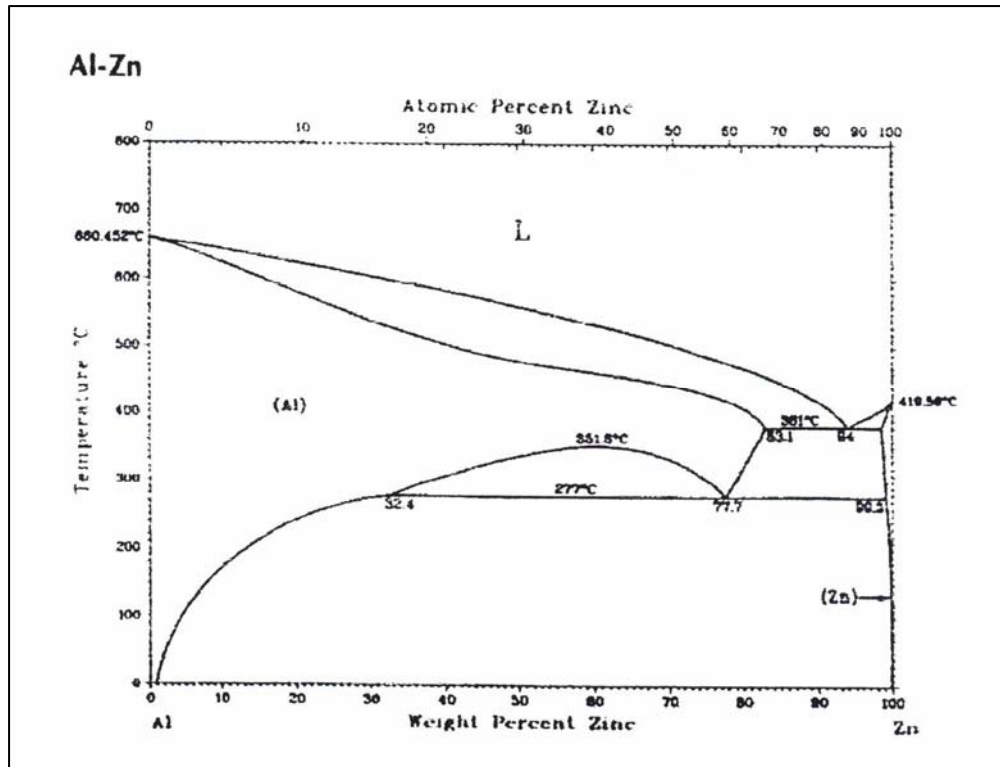
Dados da Análise de DTA/TG:

- a) Massa da amostra – 70,3 mg;
- b) Massa de referência – 70,3 mg de alumina;
- c) Taxa de aquecimento - 15C / min.;
- d) Taxa de resfriamento – 15C / min.;
- e) Vazão de N₂ - 50 ml / min.

Esta liga pertence ao sistema Al-Zn-Mg-Cu (série 7XXX), é endurecível por precipitação tem como desvantagem a baixa soldabilidade. Os autores Andreatta (2002) relatam que as ligas desta série são suscetíveis a corrosão localizadas como pitting, intergranular e por exfoliação. O objetivo dos estudos destes pesquisadores foi analisar o comportamento eletroquímico das fases metálicas. Pertencentes aos sistemas quaternários fases intermediárias e ternárias formam contínuas séries de soluções sólidas em equilíbrio com soluções sólidas de alumínio.

Dos sistemas que se encontram em metalurgia, cerâmicos e em geologia são considerados os mais complexos. Em geral são multicompostos, com quatro, cinco ou mais componentes. Informações detalhadas sobre os mesmos são escassas. A representação gráfica destes equilíbrios é considerada pouco prática e de difícil visualização com os ângulos à origem iguais a 60 graus.

O diagrama de equilíbrio entre o Al-Zn é mostrado na Figura 19.



Fonte: Metals Handbook, Phase Diagram, vol. 2, 5.ed.

Figura 19 - Diagrama de equilíbrio



Figura 20 – Liga AA 7075 utilizado nas experiências

4.3 MATERIAIS PARA CONFECCÃO DO CADINHO E DA HASTE

Após tentativas de utilizar o aço SAE 316L como o material indicado para impulsionar o sistema sólido-líquido, verificou-se que o fluxo abrasivo que se apresenta ataca a haste demonstrando a necessidade de recobrimento da mesma. A Figura 21 mostra o estado do aço escolhido após proceder-se a agitação.



Figura 21 - Estado do agitador após 45 min. de agitação da liga AA7075

Tintas cerâmicas também apresentam dificuldades para serem utilizadas como revestimento protetor em condições adversas. Além disso, devido ao fato de o fluxo ser altamente abrasivo partículas de tintas podem desprenderem-se e contaminar o material.

Devido a estes relatos o grafite foi escolhido como o material mais indicado para as condições experimentais que se apresentaram. As seguintes propriedades deste material o tornam uma opção adequada: resistência abrasiva, resistência aos choques térmicos, inércia química em temperaturas elevadas, condutibilidade térmica, entre outras. A Figura 22 mostra o referido aço revestido com uma jaqueta de grafite.



Figura 22 – Haste com jaqueta de grafite

4.4 EQUIPAMENTOS

a) Forno Elétrico

O forno com aquecimento elétrico resistivo foi equipado com controladores de temperatura, haste, cacinho, motor elétrico para rotacionar a haste e um dispositivo digital para medir a viscosidade

Qualquer forno elétrico aquecido eletricamente pode ser utilizado com a condição de ser capaz de proporcionar uma temperatura estável e uniforme na zona escolhida para os testes.



Figura 23 - Vista do forno aquecido resistivamente

b) Dimensões cadinho/haste

As dimensões do cadinho e da haste devem ser tal que, quando o cadinho é preenchido com o material no estado fundido devem atender aos seguintes requisitos do documento de referência: o corpo da haste deve ser imerso na profundidade mínima de 1 cm. A distância mínima minimizará efeitos da parede. Não há limite para a distância máxima entre a haste e o cadinho. Entretanto, grandes cadinhos e conseqüentemente grandes quantidades de material fundido podem demorar um tempo para estabilizar a temperatura do material.

O diâmetro interno do cadinho é de 80 mm e o diâmetro da haste utilizada para impulsionar o material 26 mm. Nesta condição, a distância entre a haste e o cadinho é de 54 mm. O pesquisador Fleming recomenda em seus trabalhos clássicos a distância de 10 mm. A Figura 24 mostra o conjunto cadinho/haste e a Tabela 5 todas as condições de testes.



Figura 24 – Solução encontrada para confeccionar o cadinho e a haste

Tabela 5 - Condições experimentais

Velocidade de agitação de início (rpm)	Temperatura de início (°C)	Tempo de agitação (s)	Taxa de resfriamento (°C por s)
500	616	180	6,67s
	626		
	636		
1000	616	180	6,67s
	626		
	636		
1500	616	180	6,67s
	626		
	636		

4.5 DESCRIÇÃO DA SEQÜÊNCIA DE OPERAÇÕES PARA REALIZAÇÃO DOS EXPERIMENTOS

- a) A liga foi aquecida até 700°C (temperatura de superaquecimento). No instante em que a temperatura referida foi atingida desligou-se o forno;
- b) esperou-se baixar a temperatura até atingir os valores situados entre as temperaturas *solidus* e *liquidus*;
- c) aciona-se a placa de aquisição de dados;
- d) ajuste da tensão aplicada ao rotor até que a velocidade de agitação seja atingida;
- e) a amostra é rotacionada no momento em que as temperaturas de início são atingidas;
- f) decorrido o período de agitação, as amostras foram resfriadas por um tempo de 3 minutos. O resfriamento foi realizado com a imersão do cadinho contendo o material, em um recipiente com um volume de 500 litros de água na temperatura ambiente;
- g) a massa da carga foi de 850 gramas em todas as experiências;
- h) esta seqüência de operações foi padrão para todas as condições escolhidas para realizar os testes;
- i) para caracterização microestrutural, as amostras foram polidas e atacadas com uma solução de 0,5ml de HF em 100ml de água. Para avaliar e revelar a microestrutura, o período de imersão das amostras foi de 20 segundos;
- j) para classificar os grão encontrados nas micrografias utilizou-se a norma ASTM E 112 que apresenta as maneiras mais usuais para a determinação do tamanho de grão. Segundo Espinoza (1999) este é o método mais

empregado por ser simples e permitir comparações com as cartas-padrão da ASTM.

- k) a curva do DTA/TG do resfriamento foi utilizada para os testes;
- l) procedimento para o cálculo do tamanho de grão:
 - transformar a área de uma polegada quadrada em milímetros quadrados;
 - baseado na área em milímetros quadrados calcular o raio desta área;
 - fazer círculos com o raio calculado na micrografia;
 - calcular quantos grãos estão dentro de cada área circular;
 - calcular a quantidade média de grãos por área circular;
 - com este dado verificar na tabela ASTM qual o tamanho de grão (n).

Para medir os tamanhos de grão utilizou-se a metodologia da ASTM, que [é um índice universalmente aceito. Este número é obtido mediante a seguinte equação:

$$N=2^{n-1} \quad (18)$$

Onde N é o número de grãos observados por polegada quadrada quando o metal é examinado ao microscópio com um aumento linear de cem vezes.

Tabela 6 - Tipos de viscosímetros rotacionais, materiais e fenômenos que estão sendo estudados

Tipos de Viscosímetros	Material	Objetivos do Estudo	Autor
Cilindro concêntrico Fluxo couette (coaxial)	Bi – 17% Sn	1 – Modelamento do fluxo térmico 2 – Análise do comportamento reológico	A. M., ASSAR
ASTM C 1276-94	Pós de molde	Método padrão para medir a viscosidade de pós de molde	Norma [] técnica ASTM
Viscosímetro de Couette	Sn – 15% Pb	Perspectivas de fundição na região sólido-líquido	FLEMINGS, M. C.
Concêntrico	Al Si 7Mg + 15% SiC	Características do cisalhamento.	BRUSETHAUG, S. FEKUS, F. J.
Concêntrico	A356	Efeitos dos parâmetros de processamento sobre o microestrutura e viscosidade	YANG, Y. S TSAO, C. Y. A.
Haake-Rotovisco RV20 (cilindro coaxial)	Duralcom	Medir a viscosidade absoluta. Relacionar a viscosidade com o morfologia das partículas sólidas	McLEOD, A. D.

Tabela 6 - Tipos de viscosímetros rotacionais, materiais e fenômenos que estão sendo estudados (continuação)

Tipos de viscosímetros	Material	Objetivos do Estudo	Autor(es)
Searle	Al – Si (hiperentético)	Estudar a relação entre a microestrutura e a viscosidade	FLEMINGS, M. C.
Ensaio de compressão (placas)	A 356 + 15% SiC	Taxa de deformação (cisalhamento) e degradação do estrutura da partículas na fase primária	MADA, M AJERSH, F.
Searle - Viscosímetro rotacional	Al 20% Si	Avaliar a estabilidade do rotor e precisão dos controles de temperatura. Segregação dentro do volume do material em teste	KIRKWOOD, A. H.
-	Al – Si Al – Ni Hipereutético	Estudo das propriedades reológicas.	FLEMINGS, M. C. et al.
Searle - Viscosímetro relacional	AlSi 7% Mg 0,3% + SiC	Propriedades reológicas da liga AlSi 7 Mg 0,3 e a adição do SiC como reforço	LOUE, W. R. et al.
Viscosímetro de Couette	Al 4,5% Cu 1,5% Mg	Propriedades reológicas, fração sólida, taxa de cisalhamento e taxa de resfriamento (mede a viscosidade aparente).	CORNIE, J. A. KATTOMIS, T. Z.
Concêntrico	Sn - 15% Pb	Modelo de viscosidade para o estado semi-sólido	TURNG e WANG

4.6 CONSIDERAÇÕES

Verificou-se após análise gráfica resultante que houve alterações da velocidade de agitação, uma variação da corrente do rotor diretamente proporcional com a viscosidade, que a variação da corrente elétrica é inversamente proporcional à velocidade. A partir destas observações pode-se inferir que através da equação

teórica $\eta = \frac{K_m}{K_v} \times \frac{I_r}{W}$ obtêm-se a linearidade dos pontos que determinam a constante

$K_a = \frac{K_m}{K_v}$ e pode-se calcular a viscosidade.

O protótipo projetado com a dupla função, ou seja, produzir o material reofundido e sensorear a variável viscosidade aparente da liga AA7075 mostrou-se adequado.

Outrossim, a escolha do grafite para agitar este material não contaminou as amostras como se pode observar nas figuras que mostram as microestruturas obtidas.

As dificuldades técnicas encontradas foram as seguintes: as pastas abrasivas atacam quimicamente os materiais, vibração dos componentes mecânicos e a necessidade de centralizar a haste que impulsiona o material a cada experiência.

5 RESULTADOS OBTIDOS

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos das grandezas físicas medidas e as possíveis interrelações que podem ser feitas. Além disso, procura-se comparar os dados com outros trabalhos. As medições da viscosidade foram realizadas em condições não-isotérmicas.

5.1 MICROESTRUTURAS (ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO)

A estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final. Para Garcia (2001) esta afirmação vale não somente no caso de peças de fundição que já apresentam a forma definitiva, mas também naqueles produtos que serão trabalhados para a produção de chapas, fios ou forjados.

Para este autor, embora, acredite-se que eventuais defeitos da estrutura bruta de solidificação sejam eliminados durante a etapa de conformação plástica dos lingotes, não é exatamente isso que ocorre, na prática. Mesmo que determinados defeitos desapareçam macroscopicamente com o processo de deformação, geralmente a maioria deles é conduzida até o produto acabado.

a) Comportamento microestrutural da liga versus velocidade de agitação e temperatura de início.

As figuras 29 a 37 mostram que o tamanho de grão diminui com o incremento desta variável para uma mesma temperatura. Também é possível verificar, que nesta condição, observa-se uma homogeneização da granulometria.

Quanto a presença de porosidades, observa-se um aumento significativo a medida que a temperatura e a velocidade de agitação são elevadas a patamares maiores.

Esta situação fica evidenciada ao comparar-se o que aconteceu, quando a liga semi-sólida foi agitada na velocidade de 1000 rpm e na temperatura de 636°C onde a presença de porosidade é menor do que nas temperaturas de 626°C e 616°C.

As microestruturas mostradas nas Figuras 35 e 36 mostram uma certa ausência de nitidez entre os glóbulos e os poros presentes. Esta situação poderia estar relacionada com o fenômeno da oxidação das amostras. Para tentar elucidar esta situação, repetiu-se a caracterização microestrutural conforme o procedimento experimental adotado. O resultado da contra-prova mostrou a mesma situação. A possível explicação deste fato pode estar relacionado com a limitação do microscópio de avaliar a amostra em determinado *zoom* e possibilitar uma boa definição.

b) Tamanho de glóbulos:

De acordo com os resultados obtidos tem-se tamanhos de grãos situando-se entre os números ASTM 1 e ASTM 3, ou seja, os grãos encontrados variam de tamanho nos seguinte parâmetros:

- ASTM 1: São encontrados, em média, 1 grão numa área de 1 in², em uma micrografia aumentada em 100x;
- ASTM 2: São encontrados, em média, 2 grãos (de 1,5 a 3,0) numa área de 1 in², em uma micrografia aumentada em 100x;
- ASTM 3: São encontrados, em média, 4 grãos (de 3,0 a 6,0) numa área de 1 in², em uma micrografia aumentada em 100x.

c) Formação de fase devido à segregação:

Ao analisar-se a presença de precipitados, verificou-se que os mesmos foram identificados nas condições descritas nas figuras 25, 26 e 27. Nas outras condições experimentais, as análises efetuadas não mostraram a ocorrência destas estruturas.

Na literatura, referente ao estudo das características do processo da solidificação das ligas de alumínio, são mencionados os seguintes aspectos envolvendo as principais reações que podem ser identificadas. A partir da formação da rede dendrítica, os seguintes eventos podem ser caracterizados: precipitação da fase Al₃Fe que se transforma via uma reação peritética em Al₈Fe₂Si. Após esta última, ocorre entre as temperaturas situadas entre 620°C e 610°C, a quantidade de sólido presente é de 97 - 98%. Na seqüência é possível observar a formação das fases contendo Mg₂Si e Si.

Estes comentários foram feitos durante o estudo do seguinte material (AlZn 7,5 Cu 0,7 Mg (Fe)). A tentativa de identificar as fases presentes foi através da técnica da análise térmica. As possíveis reações durante a solidificação.

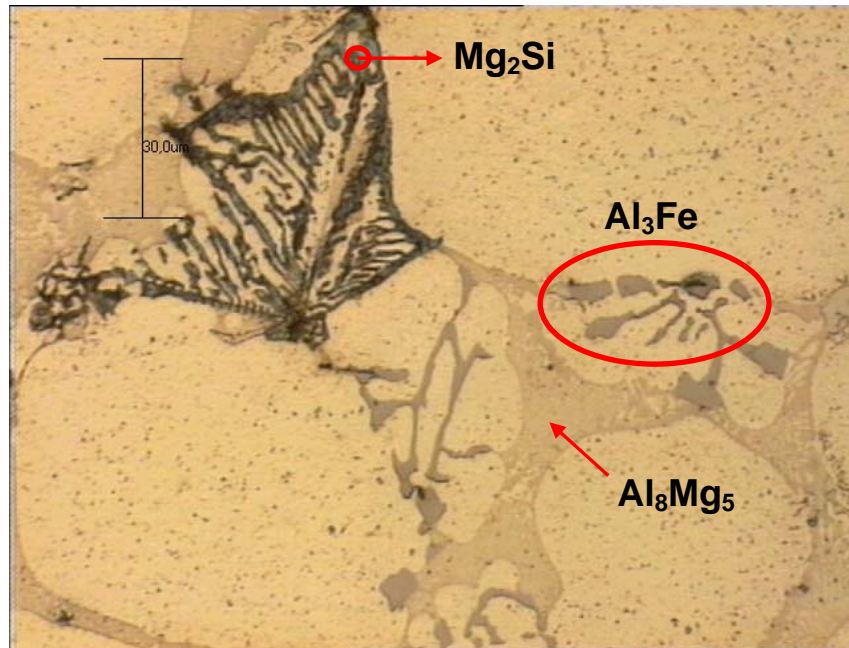


Figura 25 – Segregados presentes nos contornos intercelulares (616°C – 1500 rpm – aumento 500X)

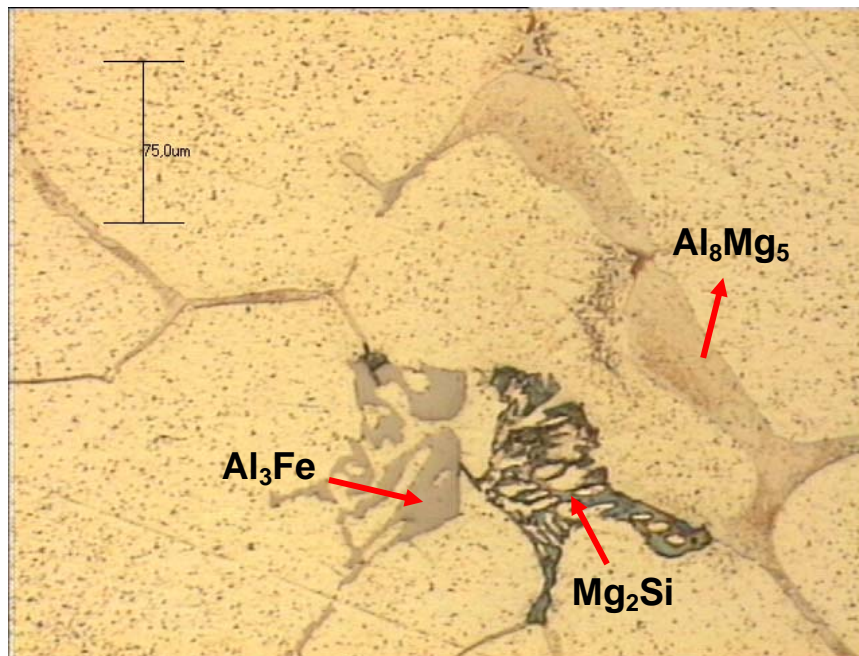


Figura 26 – Segregados presentes nos contornos intercelulares (626°C – 1500 rpm – aumento 200X-2)

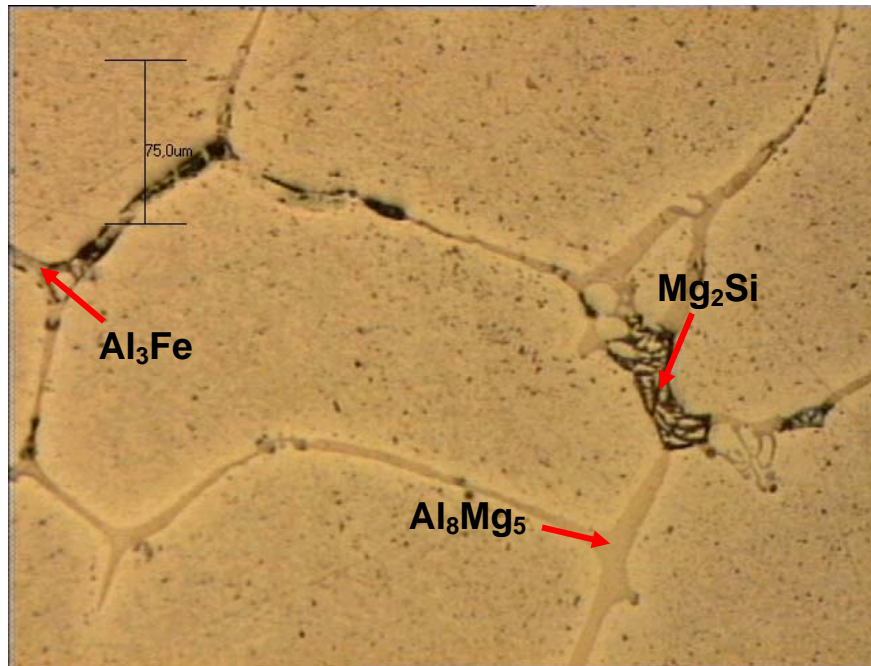


Figura 27 – Segregados presentes nos contornos intercelulares (636°C – 500 rpm – aumento 200X)

As identificações dos precipitados presentes foram feitas através de comparações encontradas na literatura considerando as cores características dos mesmos. Embora não seja objetivo de estudo do presente trabalho, estas identificações requerem análises químicas para melhor caracterização das estruturas. A Tabela a seguir mostra todas as reações e as relaciona com as possíveis temperaturas de ocorrência de cada uma delas.

Tabela 7 – Reações durante a solidificação

Número da reação	Reação	Possível temperatura (°C)
1	Evolução da fase dendrítica	612
2	Líquido \rightarrow Al + Al_3Fe	612
3	Líquido \rightarrow Al + Al_3Fe + Mg_2Si	587
4	Líquido \rightarrow Al + Al_3Fe + Mg_2Si + Al_8Mg_5	448

Fonte: Foundry Alloys, vol. 2, p. 238.

Robert (2001) considera interessante desenvolver estudos sobre os fenômenos que ocorrem durante o resfriamento no processo de re fundição. A pesquisadora faz as seguintes observações: é importante uma avaliação dos parâmetros referentes a esta tecnologia para prevenir o aparecimento de precipitados no entorno dos grãos. Estas questões estão relacionadas com as propriedades mecânicas do material.

A Tabela 8 indica as faixas de tamanho de grão ASTM obtidos durante a realização das experiências. Já a Tabela 9 indica o número de tamanho de grão com o número de grãos por in² a um aumento de 100x.

Tabela 8 - Tamanhos de grãos ASTM obtidos nas experiências

	616°C			626°C			636°C		
	500 rpm	1000 rpm	1500 rpm	500 rpm	1000 rpm	1500 rpm	500 rpm	1000 rpm	1500 rpm
	Teste A	Teste B	Teste C	Teste D	Teste E	Teste F	Teste G	Teste H	Teste I
Área 1	1,55	1,13	0,50	4,10	0,75	0,50	6,62	0,45	1,38
Área 2	4,35	0,48	0,38	1,98	0,75	1,85	1,12	1,95	1,05
Área 3	1,35	0,18	1,22	3,10	0,80	3,20	3,81	1,90	0,82
Média	2,42	0,60	0,70	3,06	0,77	1,85	3,85	1,43	1,08
n	2	1	1	3	1	2	3	1	1

Tabela 9 - ASTM para tamanho de grão

Número do Tamanho de Grão	Numero de Grãos por in ² a um Aumento de 100x
n	Faixa Médio
1	- 1
2	1,5 - 3,0 2
3	3,0 - 6,0 4
4	6,0 - 12,0 8
5	12,0 - 24,0 16
6	24,0 - 48,0 32
7	48,0 - 96,0 64
8	96,0 - 192,0 128

5.1.1 Relações entre o tamanho de grão ASTM, temperatura de agitação e velocidade de agitação

- a) Temperatura de 616°C e velocidades de agitação correspondentes a 500, 1000 e 1500 rpm observou-se uma diminuição do tamanho de grão ASTM. A diminuição foi significativa na condição em que as amostras foram submetidas a velocidades maiores. Além disso, embora os valores referentes às velocidades de 1000 e 1500 rpm sejam os mesmos, as médias não são iguais.
- b) Temperatura de 626°C e velocidades de agitação correspondentes a 500, 1000 e 1500 rpm. Observou-se: quando a velocidade de agitação foi de 500 rpm, o número ASTM correspondeu a 3, e a seguir caiu para 1 na velocidade de 1000 rpm. Houve um aumento com o incremento da velocidade. Nesta condição, isto é, $t = 626^{\circ}\text{C}$ e $\text{vel.} = 1500 \text{ rpm}$, o valor encontrado foi de 2.
- c) Temperatura de 636°C e velocidades de agitação correspondentes a 500, 1000 e 1500 rpm. Nestas condições experimentais os comportamentos das amostras foram similares às tendências verificadas a 616°C e para as mesmas velocidades da agitação. Os valores médios correspondentes foram diferentes.

No que se refere à qualidade do reofundido, o método utilizado neste trabalho para avaliar os tamanhos de glóbulos, pode ser utilizado como um teste para verificar tendências. O pesquisador Zoqui refere-se em seu trabalho de pós-

doutorado a utilização do fator de forma como um índice de qualidade. Cabe ressaltar que este cientista chama atenção para utilização do termo “glóbulo” para caracterizar o fenômeno de esferoidização.

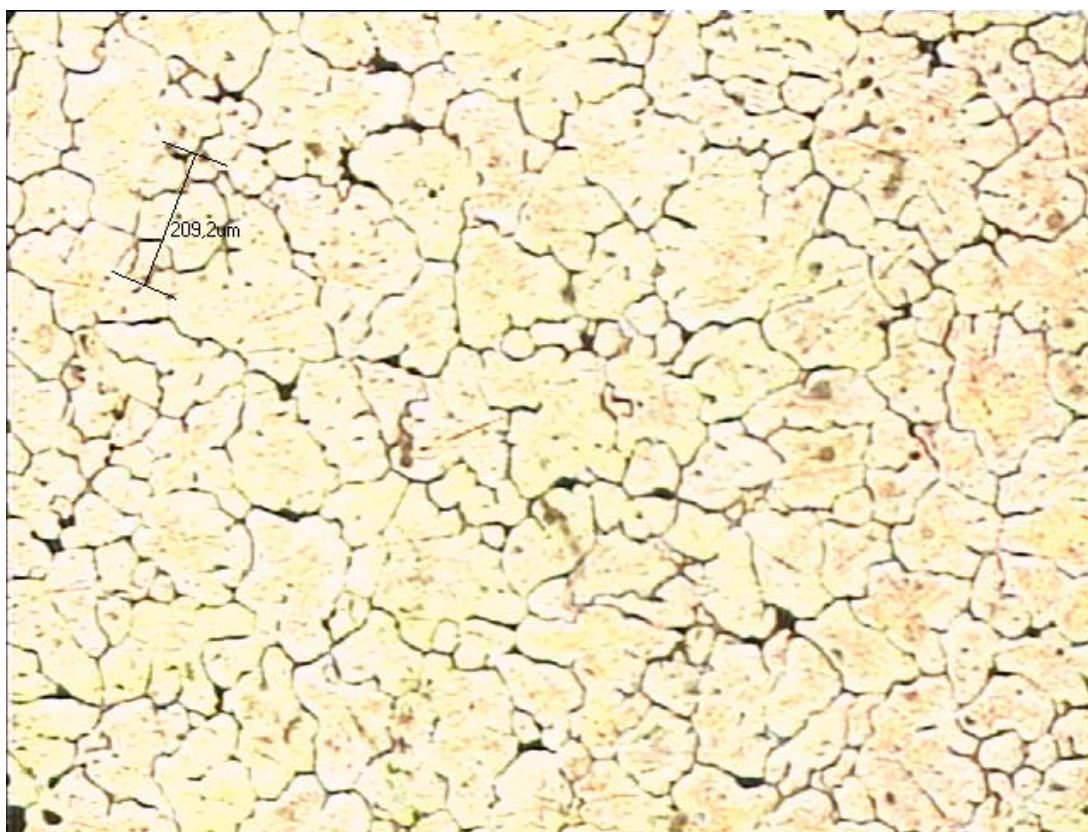


Figura 28 - Estrutura bruta de fusão - vazado em coquilha

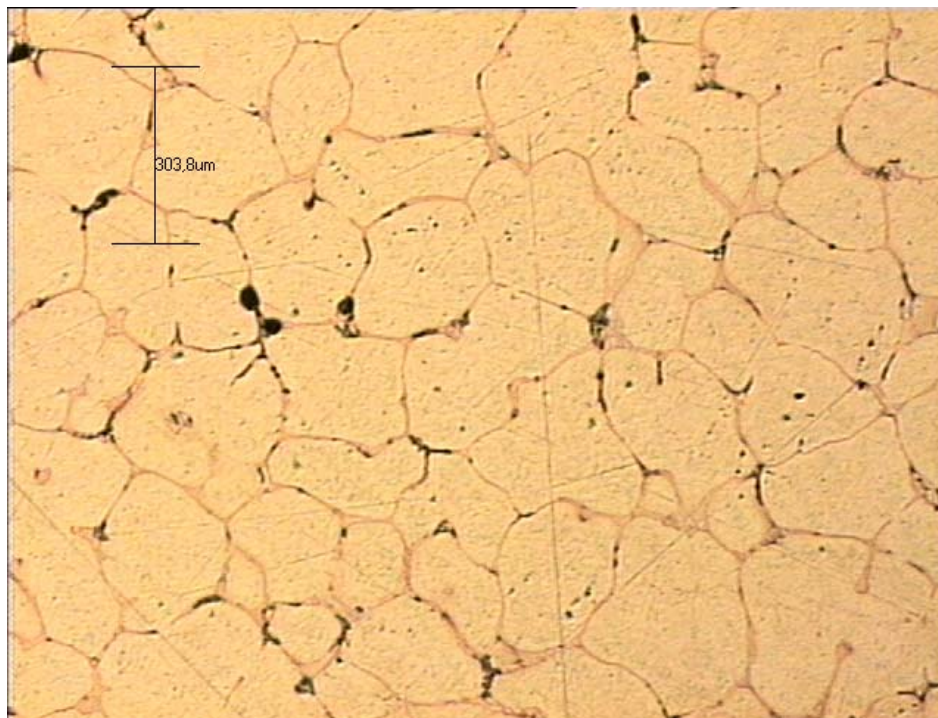


Figura 29 – Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 500 rpm – temperatura = 616°C

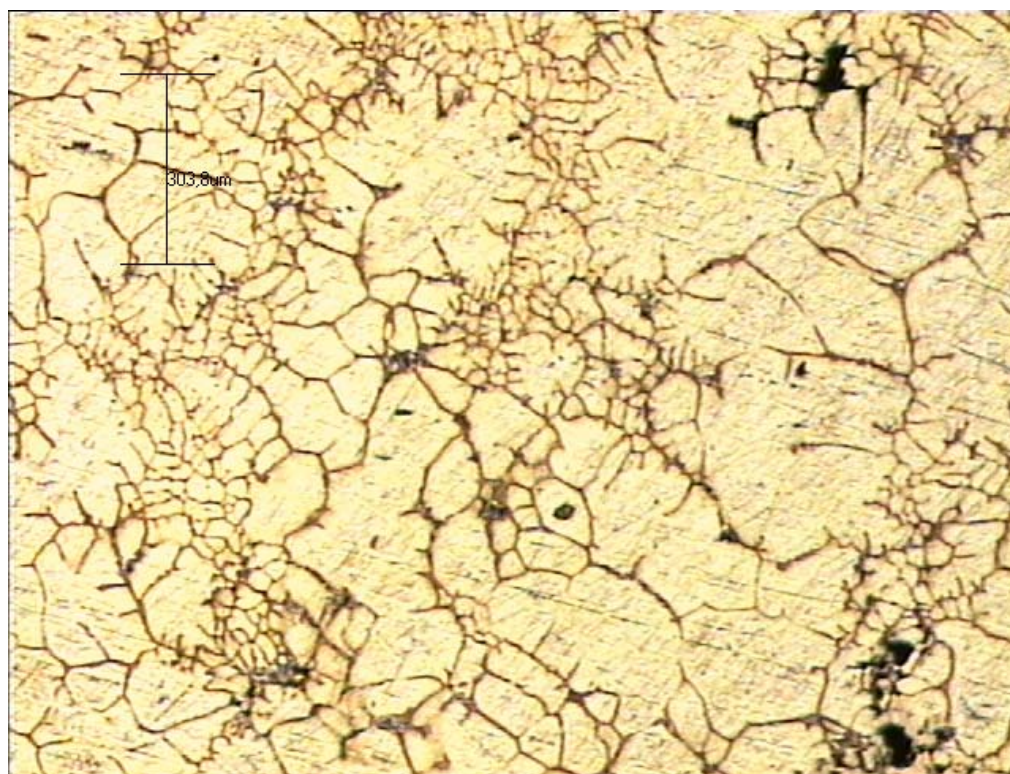


Figura 30 – Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1000 rpm – temperatura = 616°C

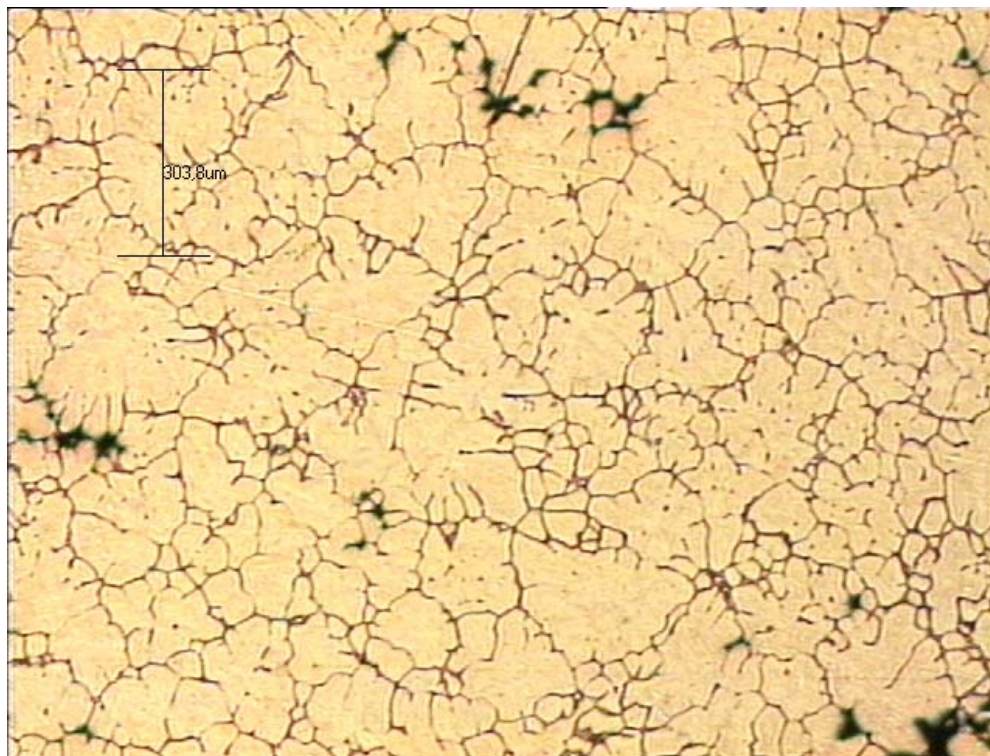


Figura 31 – Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1500 rpm – temperatura = 616°C

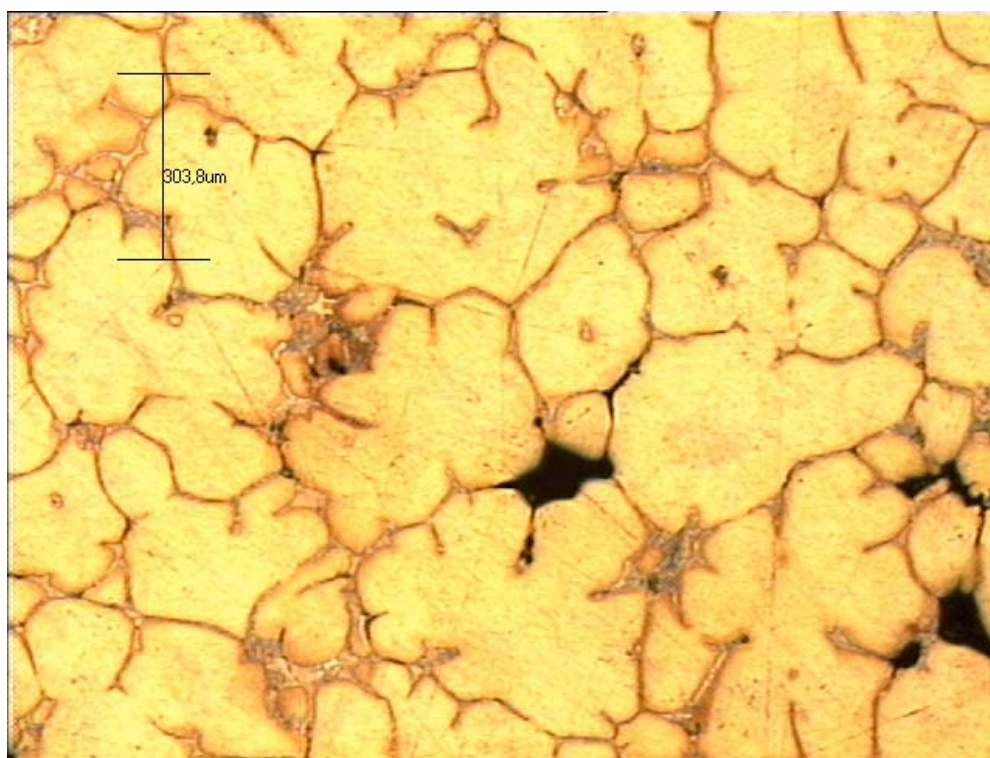


Figura 32 – Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 500 rpm – temperatura = 626°C

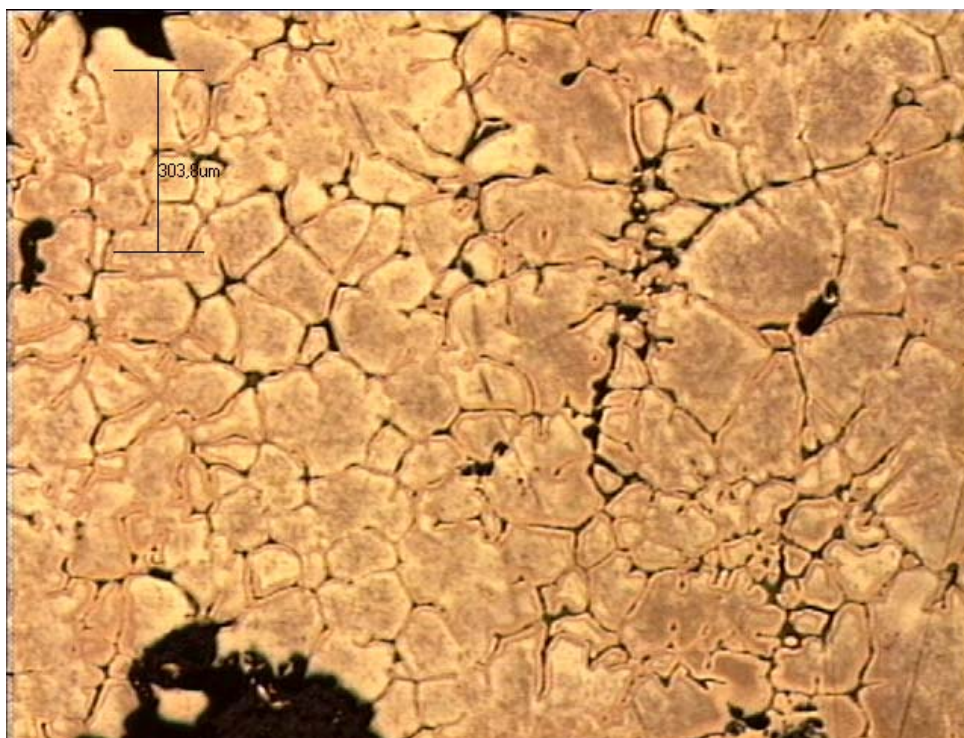


Figura 33 – Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1000 rpm – temperatura = 626°C

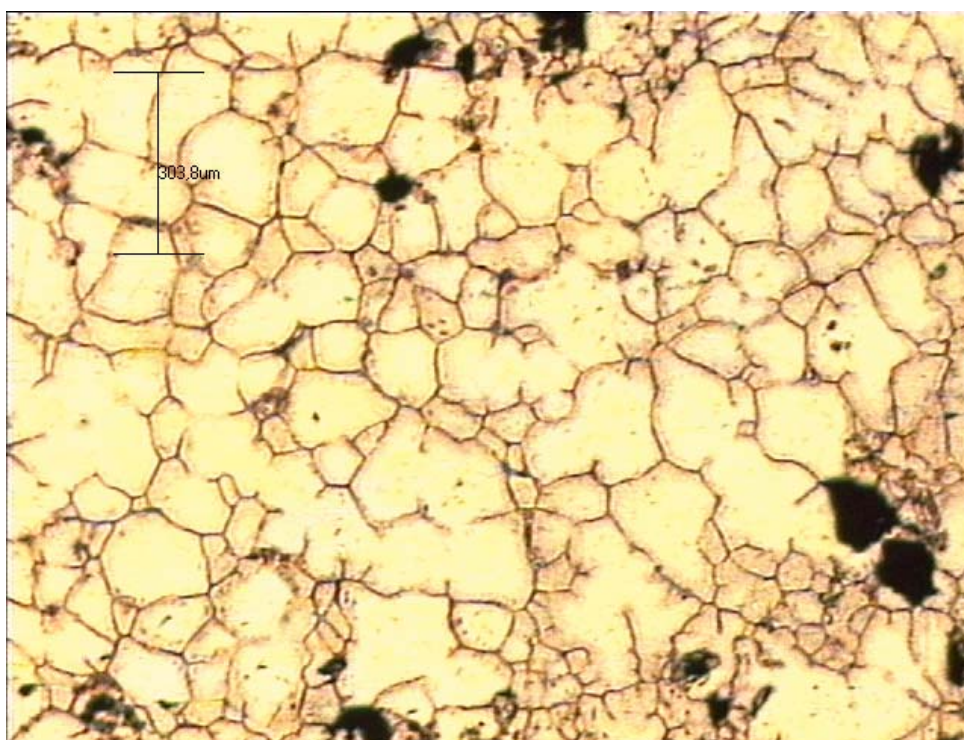


Figura 34 – Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1500 rpm – temperatura = 626°C

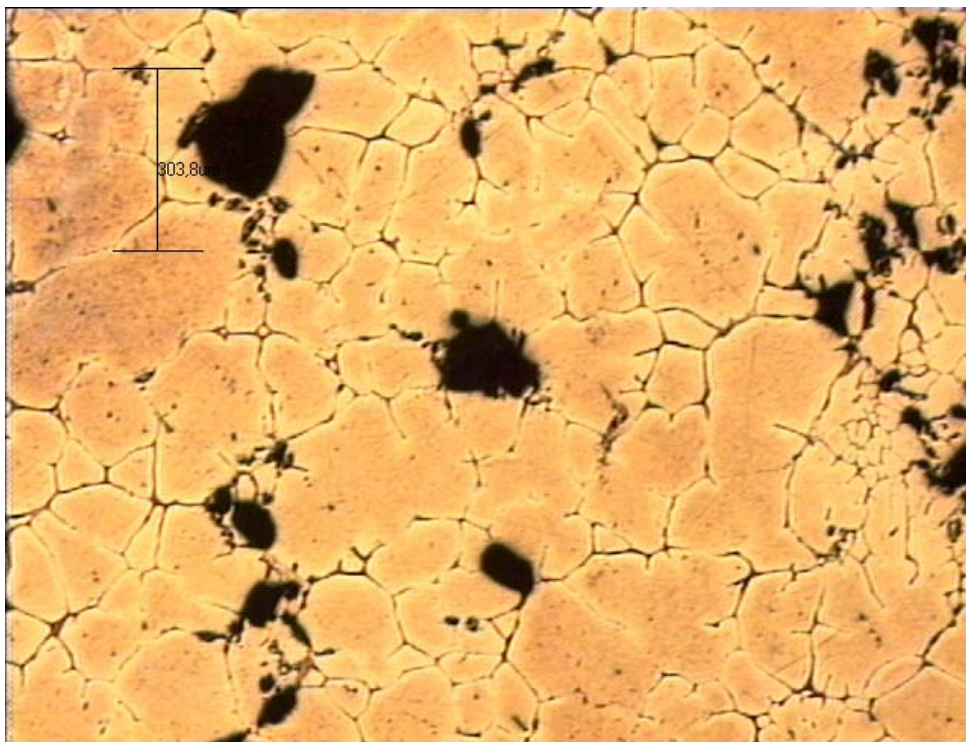


Figura 35 – Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 500 rpm – temperatura = 636°C

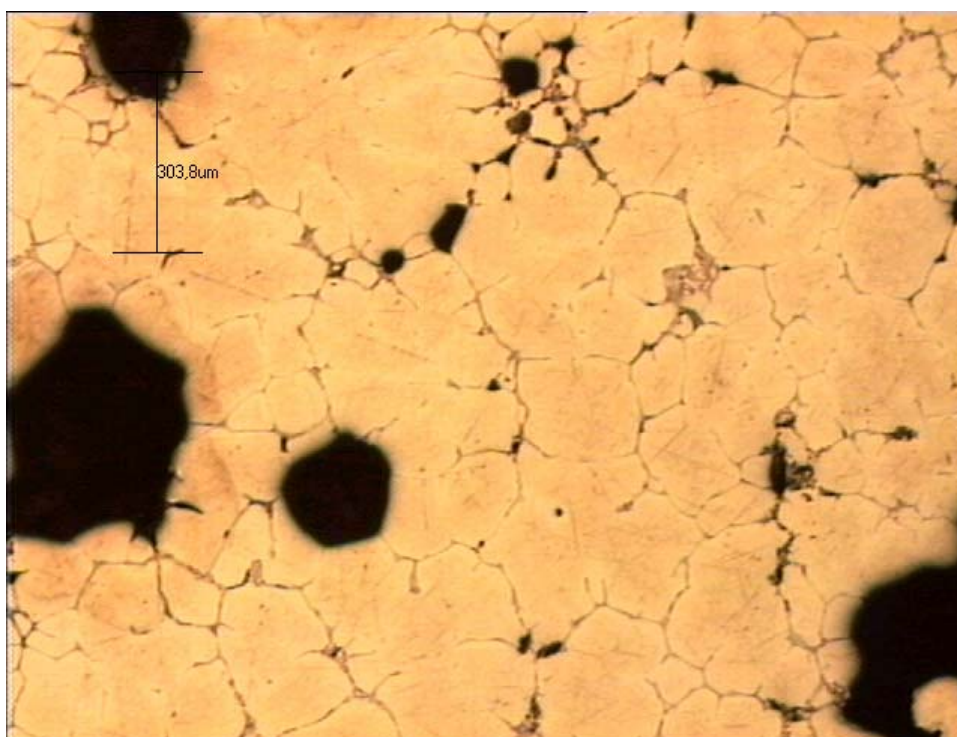


Figura 36 – Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1000 rpm – temperatura = 636°C

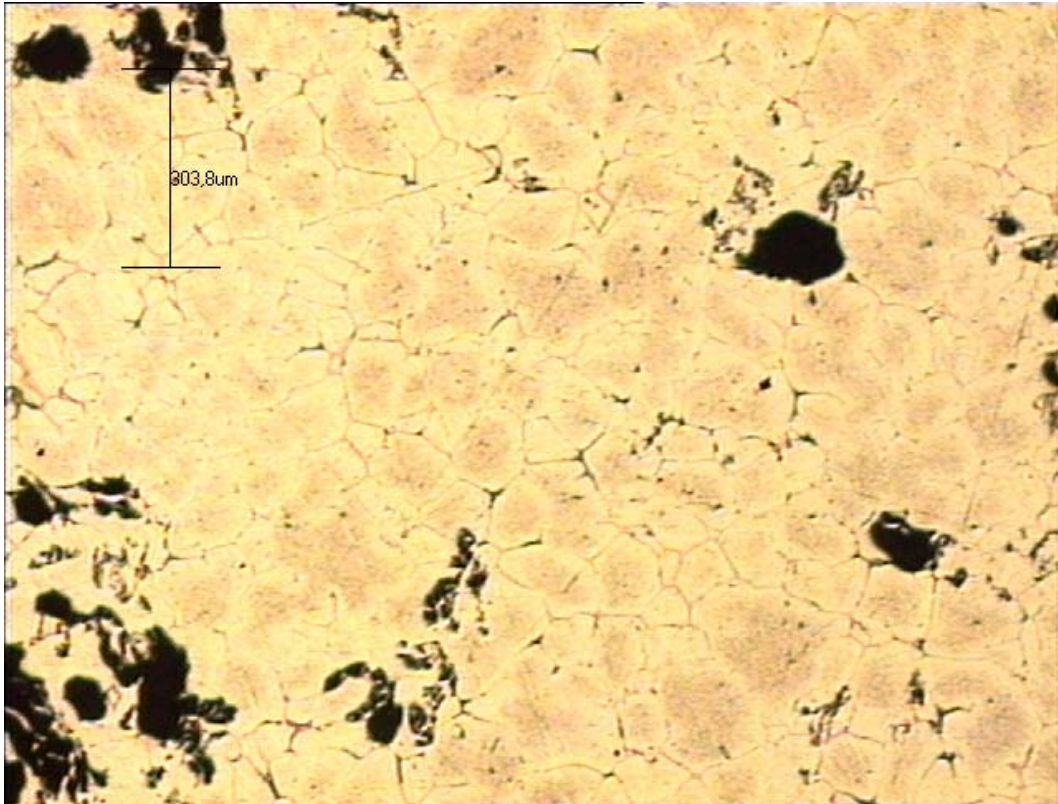


Figura 37 – Microestrutura resultante – velocidade de agitação de início = 1500 rpm – temperatura = 636°C

5.2 COMPORTAMENTO DA VISCOSIDADE APARENTE EM RELAÇÃO AO TEMPO DE CISALHAMENTO

Durante o tempo de coletas de dados a curva de tendências mostrou um decaimento da viscosidade aparente com o aumento da velocidade angular. Esta característica é típica de fluidos não-newtonianos e tixotrópicos.

Quanto ao caráter não-newtoniano da liga AA7075, no estado semi-sólido, pode-se inferir, pelos gráficos mostrados nas figuras 40 a 45, que o principal requisito, para que um fluido pertença a este grupo de materiais vem a ser a alteração da viscosidade com o tempo de cisalhamento (MORRISON, 2000). As mudanças observadas, nos ensaios, mostram que o material testado é não-newtoniano.

Após a análise do comportamento dos gráficos mostrados nas figuras 40 a 45, é possível verificar que:

- a) quando submeteu-se o material à velocidade de agitação de 500 rpm a variação da viscosidade aparente é bastante significativa, ou seja: o material nesta condição é muito tixotrópico;
- b) a menor variação da viscosidade aparente ocorreu quando a velocidade de agitação situou-se em torno de 1000 rpm;
- c) do ponto de vista tecnológico, processar o material reofundido a 616C / 500 rpm significa operar numa situação, na qual esta variação causaria prejuízos à qualidade do produto acabado.

Nos casos de extrusão, injeção, laminação ou conformação mecânica de polímeros este fenômeno está associado as seguintes não-conformidades: mau acabamento superficial, preenchimento insuficiente dos moldes e matrizes, porosidades, entre outros.

No caso de pesquisa e desenvolvimento de compósitos de matriz metálica seria difícil adicionar cargas ou reforços. O fenômeno que poderá ocorrer é a falta de homogeneidade na dispersão e problemas de molhabilidade entre as partículas.

Morrison (2000) analisa os dados experimentais do comportamento reológico do polímero polibutadieno, chama a atenção de que o primeiro sinal de que um material é não-newtoniano vem a ser a flutuação dos valores da viscosidade. A figura 38 mostra estas dispersões.

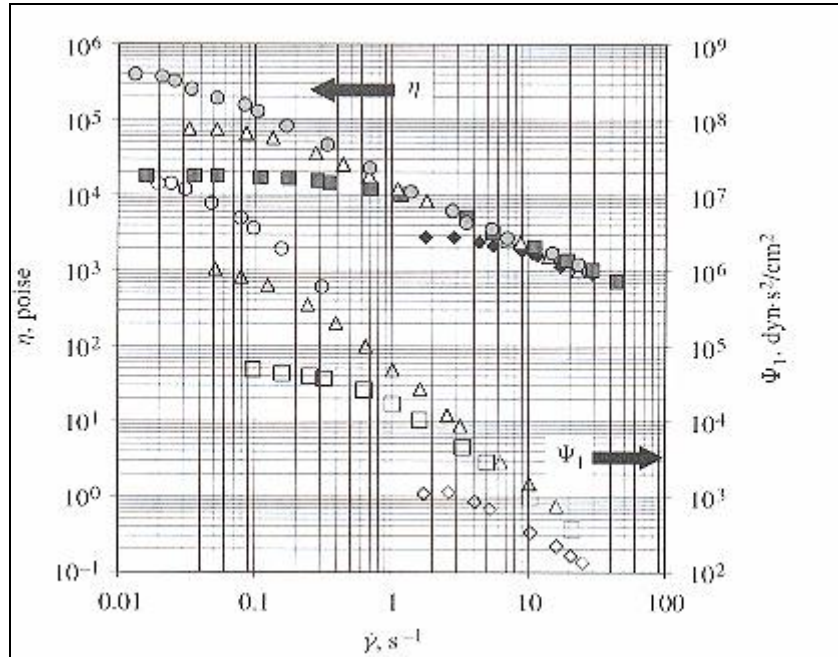


Figura 38 - Comportamento da viscosidade versus taxa de cisalhamento de uma solução concentrada de polibutadieno

Outro estudo que também mostra tendência similar é a pesquisa conduzida por Turng e Wang (1991). O material, cujo comportamento reológico foi avaliado foi a liga binária Sn–15%Pb. O gráfico representativo dos resultados obtidos é mostrado na figura 39. As curvas de tendências foram calculadas utilizando equações empíricas.

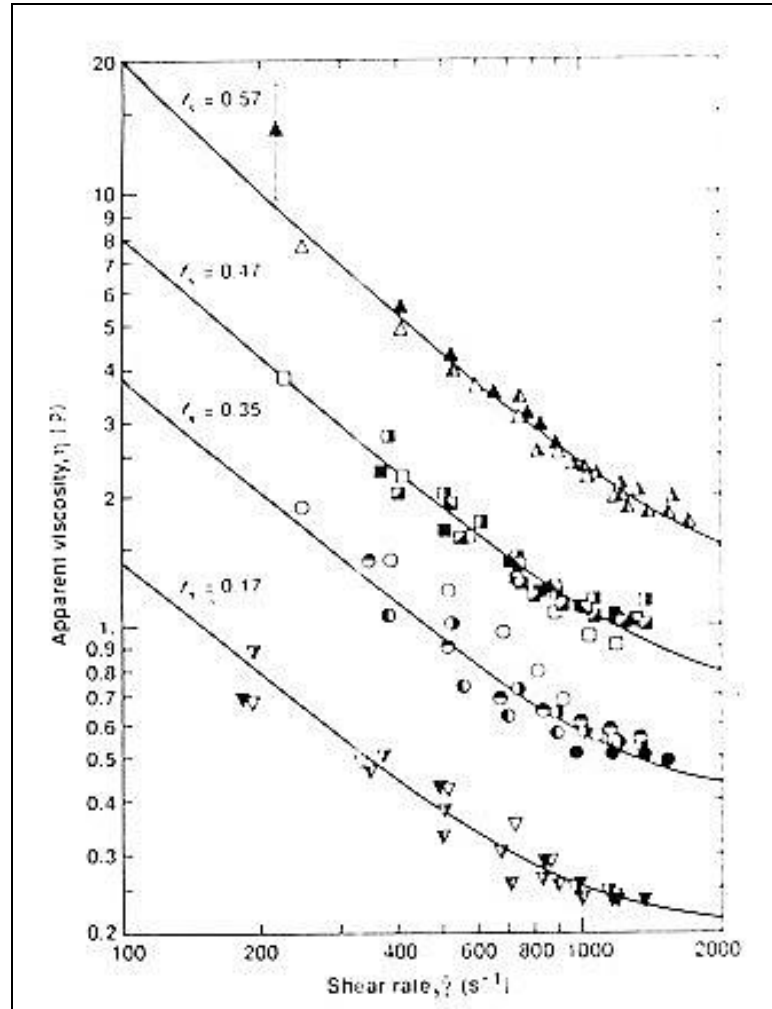


Figura 39 - Viscosidade aparente versus tensão de cisalhamento. Material Sn-15%Pb. Os símbolos representam os dados obtidos experimentalmente.

As pesquisas encaminhadas pelos professores Brevick e Altan (1971) na Ohio State University, mostram que os valores da viscosidade ao serem plotados variam. Justificam tal fato a possíveis oscilações de temperatura durante os ensaios. O objetivo dos seus estudos foi determinar experimentalmente a viscosidade, no estado semi-sólido, em função da taxa de cisalhamento.

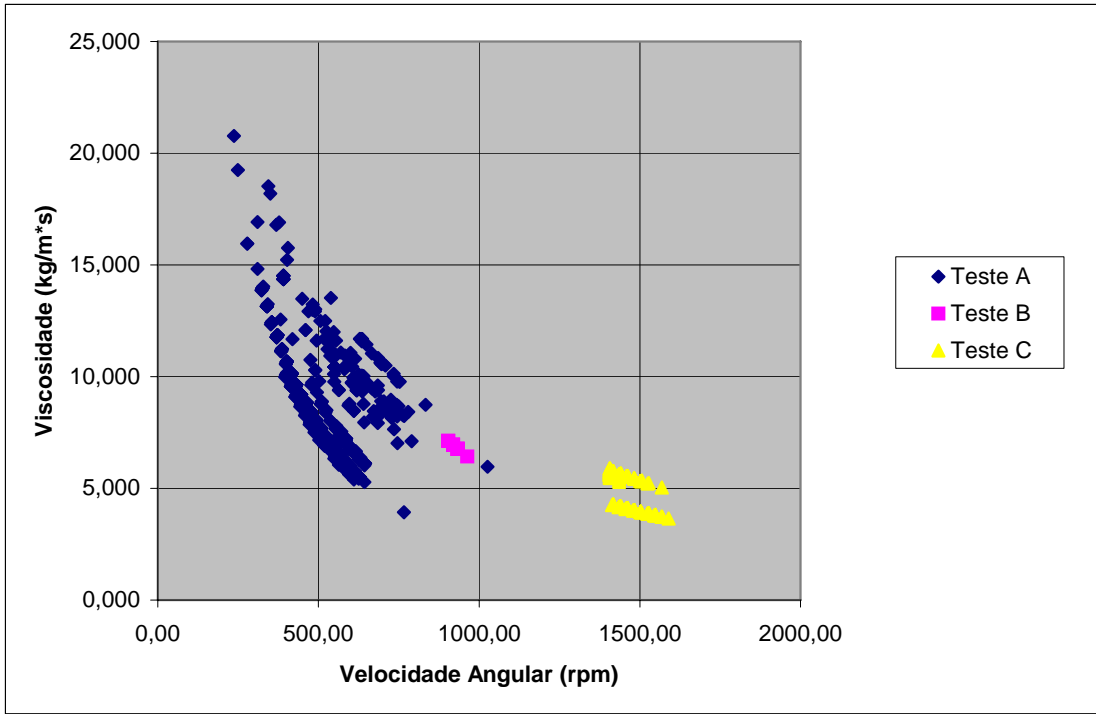


Figura 40 – Comportamento da viscosidade aparente versus velocidade angular. Temperatura de início de agitação = 616°C

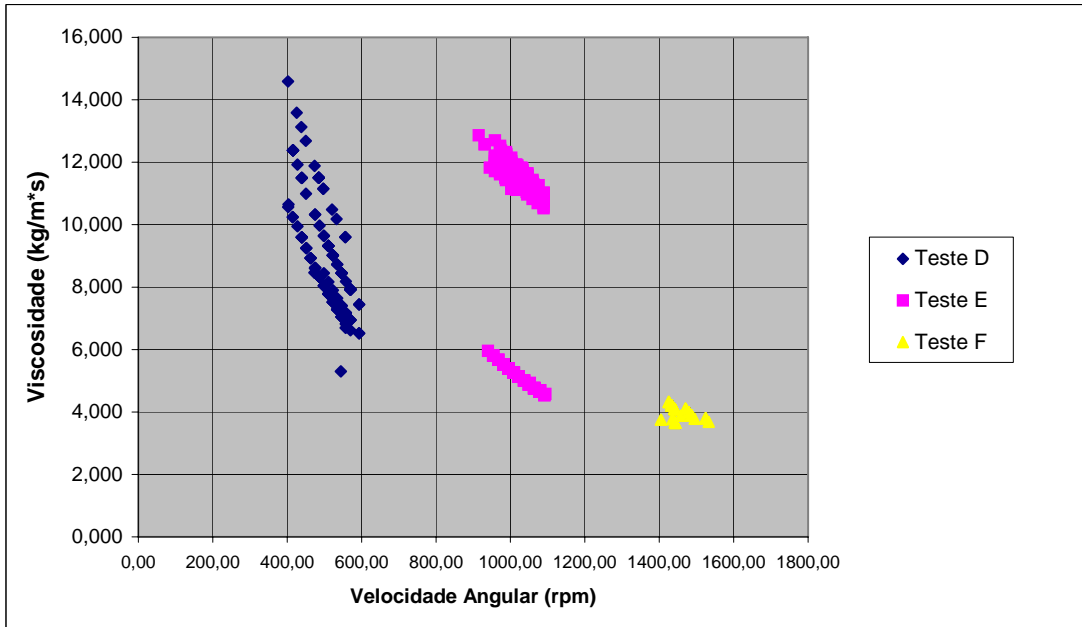


Figura 41 - Comportamento da viscosidade aparente versus velocidade angular. Temperatura de início de agitação = 626°C

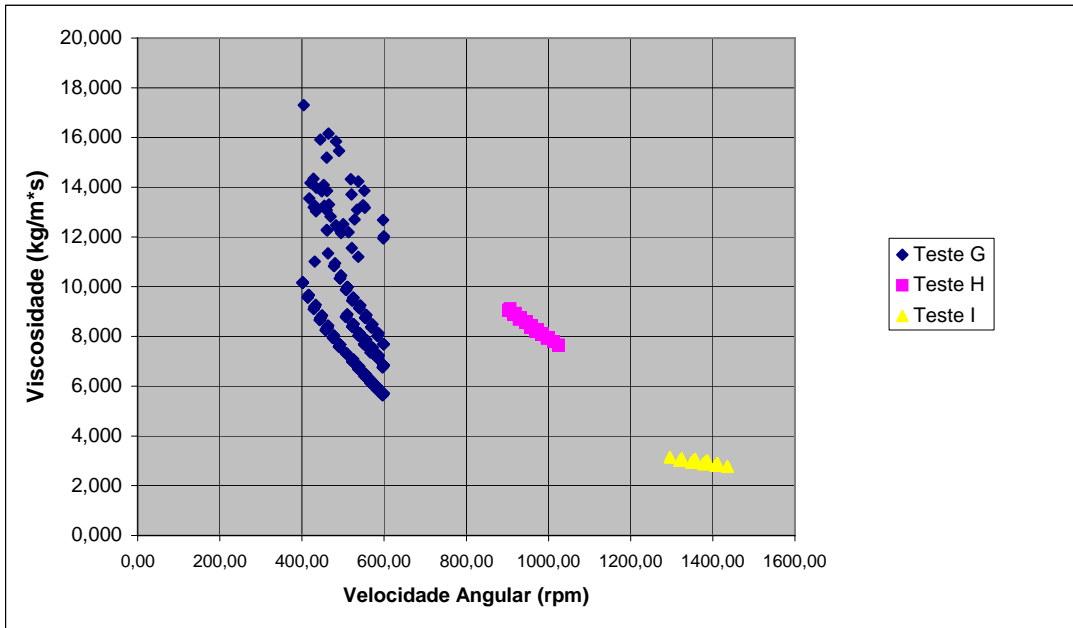


Figura 42 - Comportamento da viscosidade aparente versus velocidade angular. Temperatura de início de agitação = 636°C

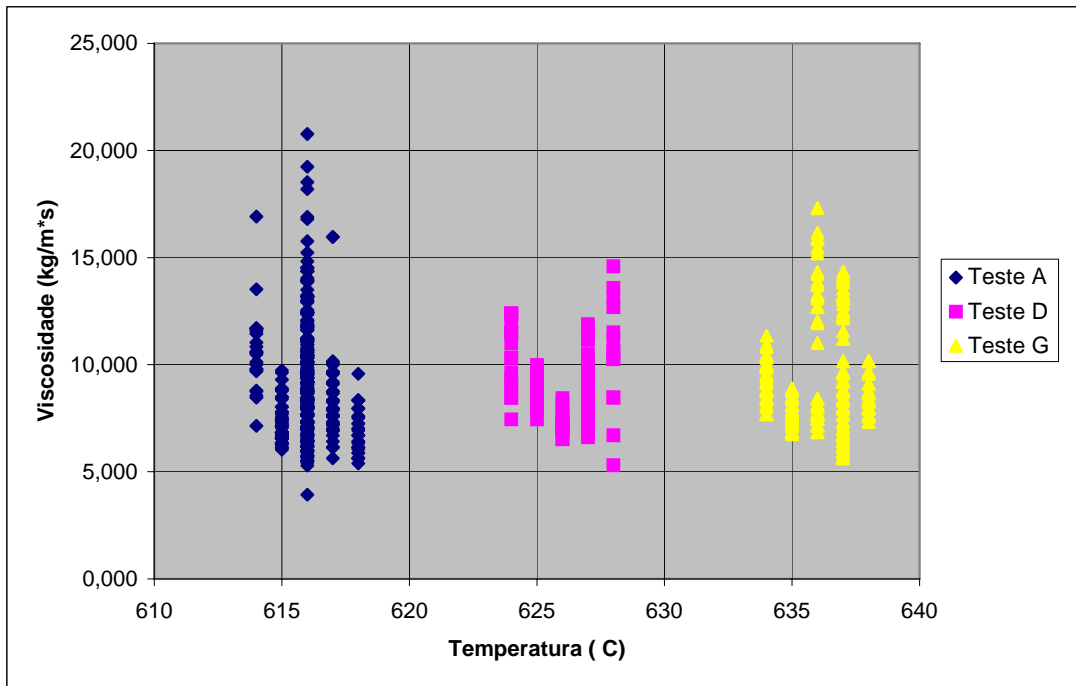


Figura 43 – Perfil da viscosidade aparente em função da temperatura de início de agitação. Velocidade de agitação inicial = 500 rpm

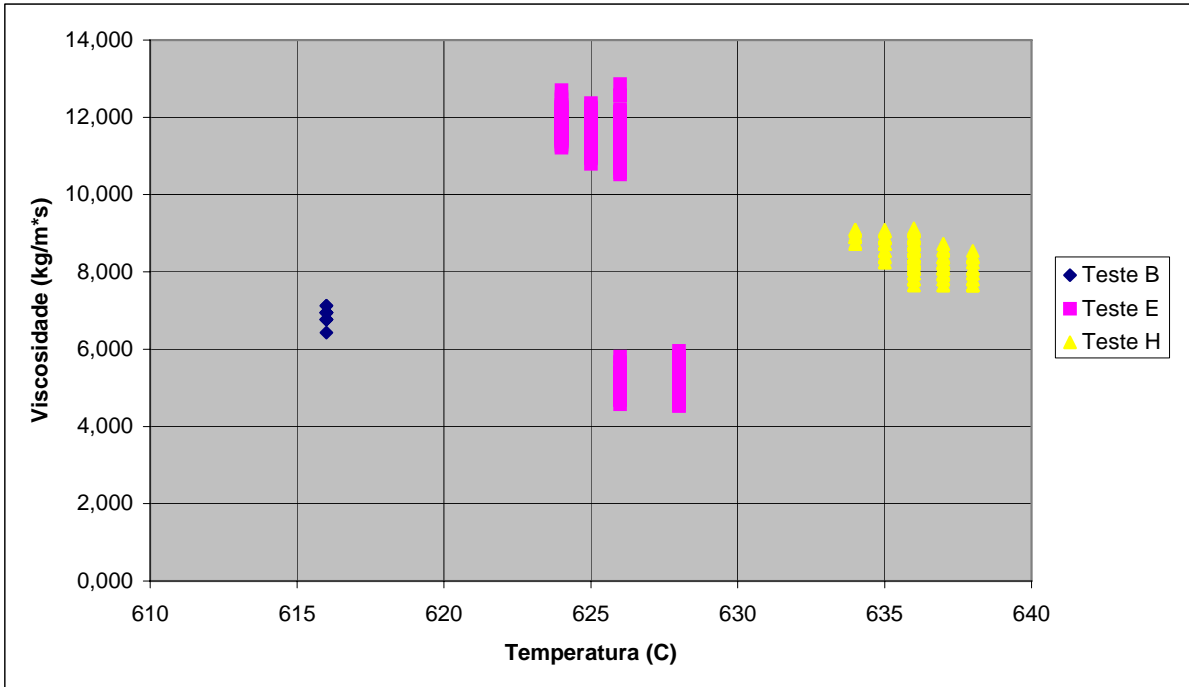


Figura 44 - Perfil da viscosidade aparente em função da temperatura de início de agitação. Velocidade de agitação inicial = 1000 rpm

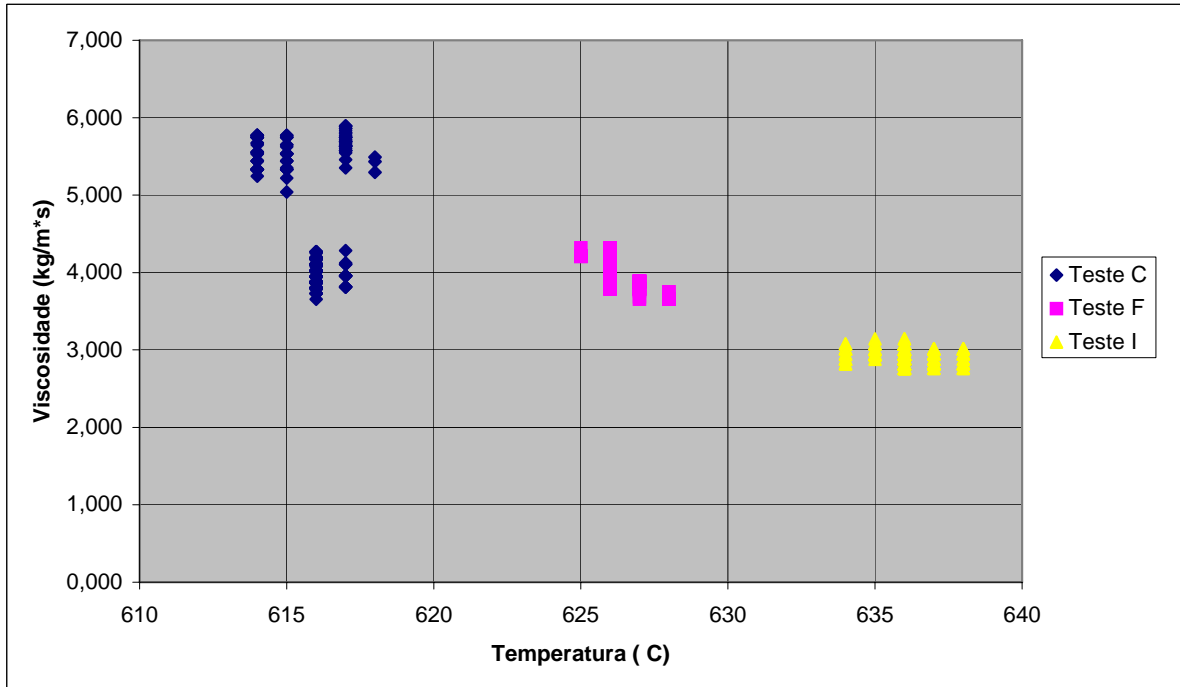


Figura 45 – Perfil da viscosidade aparente em função da temperatura de início de agitação. Velocidade de agitação inicial = 1500 rpm

5.3 COMPORTAMENTO DA DUREZA DA LIGA AA7075

5.3.1 Evolução da dureza para a mesma velocidade de agitação *versus* temperaturas de agitação

O comportamento da dureza da liga quando movimentado a 500 rpm não demonstraram diferenças significativas entre os valores obtidos, variaram entre 106HB e 88HB.

Na velocidade de 1000 rpm foram obtidos valores cuja variação situou-se entre 104HB e 66,6HB. Nesta condição a diferença entre o maior valor (104HB) e o menor (66,6HB) demonstram uma discrepância mais relevante.

O rotacionamento do material a 1500 rpm apresentou os menores valores, quando comparados com as outras velocidades de agitação.

5.3.2 Evolução da dureza para a mesma temperatura de agitação *versus* velocidades de agitação

Na temperatura de 616°C o maior valor encontrado foi de 106HB e o menor 70HB.

No caso, quando o valor da temperatura correspondeu a 626°C apresentaram-se valores muito próximos em termos de magnitude dos valores. Ver gráfico e tabela.

Para o patamar de 636°C observaram valores decrescentes, quando comparados com as outras temperaturas de ensaio. Além dessas observações, nesta condição ocorreu a menor dureza que correspondeu ao valor de 60HB.

Os valores desta propriedade mecânica ensaiados na situação na qual o material foi tratado termicamente (T6) o valor obtido foi de 154HB.

5.3.3 Comentários

A dureza é uma propriedade que permite avaliar a resistência que um determinado material apresenta à deformação permanente. A utilização deste ensaio fornece dados sobre as condições de fabricação e tratamento das ligas metálicas, as diferenças estruturais locais e a influência dos elementos liga.

Os ensaios das amostras foram realizados em um durômetro HPO 250, com diâmetro da esfera de 5,0 mm e carga de 250 kgf.

Para o alumínio e suas ligas consideradas mais duras esta grandeza situa-se entre 30 a 140 Kgf/ mm². A interpretação física da dureza Brinell considera o fenômeno do encruamento que o metal sofre sob a ação da carga de compressão a qual é submetido, ou seja, a resistência a deformação permanente.

Ao discutir os princípios ensaio mecânicos o autor Padilha (1997) comenta que existem mais de uma dezena de ensaios de dureza. Podem ser classificados, conforme a maneira que o ensaio é realizado, em três tipos: por penetração, por choque e por risco.

No trabalho, cujo o objetivo foi avaliar a relação entre o comportamento reológico e a caracterização microestrutural da liga Al-4%Cu durante o estado semi-sólido, o pesquisador Freitas e Ferrante relacionou resultados obtidos através do ensaio de dureza por penetração para avaliar a viscosidade.

De acordo com este estudo, este autor mostra que é possível obter dados desta propriedade utilizando a equação de Streicher. A hipótese sugerida é que a

deformação elástica provocada por penetrador cilíndrico sobre uma placa semi-infinita pode ser calculada.

Ao analisar-se física e metalurgicamente a relação entre dureza e viscosidade observa-se uma tendência a serem diretamente proporcionais. Porém, nos resultados obtidos analisou-se que ocorreu exatamente o contrário do esperado. Com o auxílio das micrografias descobriu-se que o motivo desta alteração pode estar relacionada com uma significativa presença de poros nas outras amostras.

A possível explicação deste fenômeno pode estar associada as altas temperaturas de trabalho e, também, as velocidades de agitação.

Tabela 10 – Dureza resultante nas amostras ensaiadas em todas as condições de teste

Temperatura (°C)	Velocidade (RPM)	Tempo (s)	Dureza (HB)
616			106
626	500	180	88
636			97
616			104
626	1000	180	100
636			66,6
616			70
626	1500	180	87
636			60

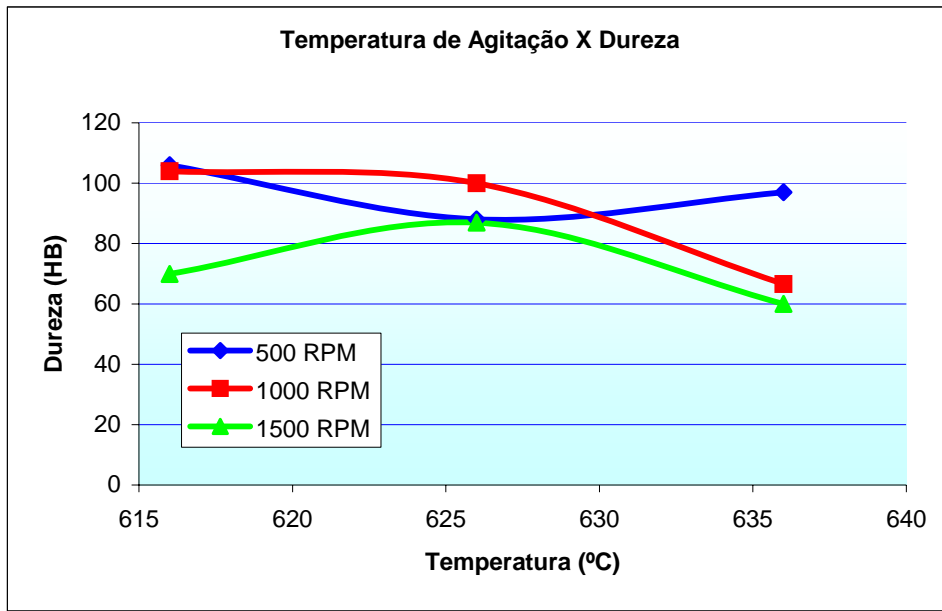


Figura 46 – Comportamento da dureza em função das temperaturas de agitação

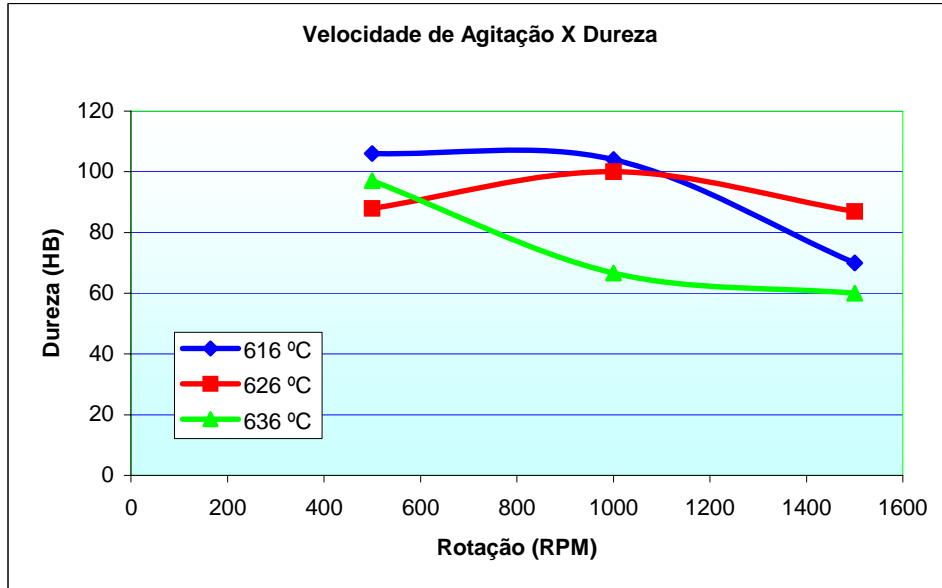


Figura 47 - Comportamento da dureza em função das velocidades de agitação

5.4 ENSAIO DE COMPRESSIBILIDADE

5.4.1 Comportamento para a mesma velocidade de agitação *versus* temperaturas de ensaio

A compressibilidade do material reofundido rotacionado a 500 rpm mostrou uma tendência de aumentar com o aumento da temperatura de ensaio. O maior valor nesta condição ocorreu na temperatura de 636°C. Esta situação pode estar relacionada, entre outros efeitos a presença de precipitados (gráfico a seguir).

Quando a velocidade de agitação foi duplicado (1000 rpm) o comportamento mostrou alterações. Cabe ressaltar que nesta velocidade não foram encontrados precipitados. Na temperatura de 636°C foi encontrado o menor valor de ruptura (gráficos a seguir).

No caso, onde submeteu-se a amostra a 1500 rpm, a tendência verificada demonstrou um comportamento semelhante ao verificado na temperatura de agitação de 500 rpm, isto é, a carga necessária para romper as amostras aumentou com a temperatura (gráficos a seguir).

5.4.2 Comportamento para a mesma temperatura *versus* velocidade de agitação

Na condição de teste na qual as amostras foram submetidas a temperatura de agitação de 616°C a menor tensão de ruptura foi verificada, quando a amostra foi relacionada a 500 rpm, isto é, 110.325 N/mm².

Quando a liga foi relacionada na temperatura de 626°C a tensão de ruptura ocorreu quando a velocidade de agitação repetiu a situação acima descrita, ou seja, a amostra rompeu sob uma carga correspondente a 147.590 N/mm².

Na seqüência desta análise pode-se observar que na temperatura de 636°C ocorreram tanto a menor tensão de ruptura (57.850 N/mm²) e a maior tensão de ruptura que correspondeu a carga imposta de 190.249 N/mm².

Os ensaios foram realizados a frio e com velocidade de deformação constante. A tensão de ruptura da amostra fundida convencionalmente e tratada termicamente (TG) foi sob uma carga de 292.238 N/mm².

5.4.3 Principais discussões envolvendo os teste de compressibilidade

No campo da pesquisa, os resultados dos ensaios de compressão são utilizados para serem feitas comparações com os testes de tração, bem como das curvas de tensão x deformação nos dois ensaios. Este tipo de estudo é geralmente feito na área da aeronáutica, para ligas de alumínio de alta resistência mecânica e para certas ligas de aço. Estes comentários foram feitos por Souza (1982).

Em estudos recentes, Barlat et al. (2002) apresentaram um trabalho que teve como objetivo apresentar um modelo matemático da relação tensão –deformação durante o processo de laminação. Os materiais utilizados em seus estudos, para validar o modelo, foram : alumínio puro e as ligas 3003-O, 2008-T4 , 6022-T4 , 5182-O e 5032-T4. Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente.

Este autor salienta que a deformação plástica dos metais e suas ligas à temperatura ambiente, ocorre preferencialmente pelo movimento das discordâncias, ou seja, aumentar a resistência mecânica significa dificultar a movimentação das discordâncias. Além disso, cita que um modelo apresentado por Kalidindi , em 1998, para verificar fenômenos físicos relacionados com o endurecimento por deformação ou encruamento esta relacionado com baixas energias (stacking fault energy – SFE) necessárias para iniciar os deslocamentos.

Os materiais com baixo SFE são as ligas cúbicas de face centrada. A deformação plástica, neste caso, ocorre por escorregamento e a magnitude das interações entre as partículas presentes. Por outro lado, no caso, onde o fenômeno estaria relacionado com altas SFE, como ligas de alumínio de alta resistência mecânica a deformação plástica ocorre unicamente por escorregamento.

O modelo de Barlat, F. utiliza os conceitos de densidades de discordâncias e os deslocamentos médios livres das mesmas. Parte do princípio de que nos estágios próximos a ocorrência das deformações plásticas, para certas ligas, os deslocamentos das discordâncias não ocorrem de forma organizada e bem definida.. Já o deslocamento das microestruturas parece mostrar-se bem caracterizado pelos deslocamentos das discordâncias .

No estudo acima mencionado, quando os eventos relacionados com as deformações plásticas têm início e o movimento das partículas termina observa-se, que neste instante, as áreas adjacentes estão cercadas de altas densidades de deslocamentos. A relação deslocamento e regiões livres estão associadas com os seguintes aspectos microestruturais: distribuição do soluto, partículas dispersas ou outros obstáculos e estão vinculadas com a trajetória livre para ocorrência dos deslocamentos. Tendo por base estes argumentos, após o início das deformações, é importante considerar a densidade dos deslocamentos, interação das discordâncias e o espaçamento médio para caracterizar o deslocamento das microestruturas.

Para que os resultados dos ensaios de compressão sejam confiáveis, há a necessidade de uma perfeita centralização da amostra entre as placas da máquina, para que a carga de compressão atue exatamente na direção do seu eixo. As placas da máquina devem ser paralelas, a fim de garantir essa axialidade. Valores

incoerentes obtidos nestes testes, para um mesmo material, podem ser indicativos de processos fora de controle ou não-conformidades.

Ao analisar-se física e metalurgicamente a relação entre compressibilidade e viscosidade observa-se uma tendência a serem inversamente proporcionais. Porém, nos resultados obtidos analisou-se que ocorreu exatamente o contrário do esperado. Com o auxílio das micrografias descobriu-se que o possível motivo desta alteração pode estar relacionada com uma significativa presença de poros nas outras amostras.

A possível explicação deste fenômeno pode estar associada as altas temperaturas de trabalho, as velocidades de agitação e, também, as condições relacionadas a velocidade de resfriamento das amostras metálicas.

Os comportamentos de cada condição dos testes de compressibilidade são exibidos nas páginas que seguem.

Analisando-se os resultados dos testes de compressão, nas diferentes condições de testes, verifica-se a ocorrência de fratura intercrystalina dúctil, pois a liga AA7075 é considerada como sendo de uma plasticidade razoavelmente boa, mas de pequena resistência nos contornos de grão: os cristais se separam ao longo dos contornos de grão, logo após depois de alguma deformação plástica.

Quanto maior a velocidade de agitação têm-se uma tendência de aumento da compressibilidade. Esta observação poderia ser explicada pelo aumento de imperfeições cristalinas, favorecendo a ocorrência de fraturas intercrystalinas dúcteis.

As Figuras 48 a 56 ilustram detalhadamente o comportamento das amostras obtidas durante os experimentos. As Figuras 57 e 58 demonstram a performance do material fundido convencionalmente.

Identificação do Corpo de Prova:			CP – 01	
Temperatura:	616 ± 2 °C	Rotação:	500 rpm	
Tempo de Agitação:	180 s			
Diâmetro Inicial:	19,0 mm	Volume: 8392,5 mm³		
Altura Inicial:	29,6 mm			

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	φ
29,6	0	283,5	19,0	0,0	0,00
28,6	28439	293,4	19,3	96,9	0,03
27,6	71098	304,1	19,7	233,8	0,07
26,6	81886	315,5	20,0	259,5	0,11
25,6	88750	327,8	20,4	270,7	0,15
24,6	96596	341,2	20,8	283,1	0,19
23,6	102970	355,6	21,3	289,6	0,23
22,6	107383	371,3	21,7	289,2	0,27
21,6	110325	388,5	22,2	283,9	0,32
Ruptura	110325				

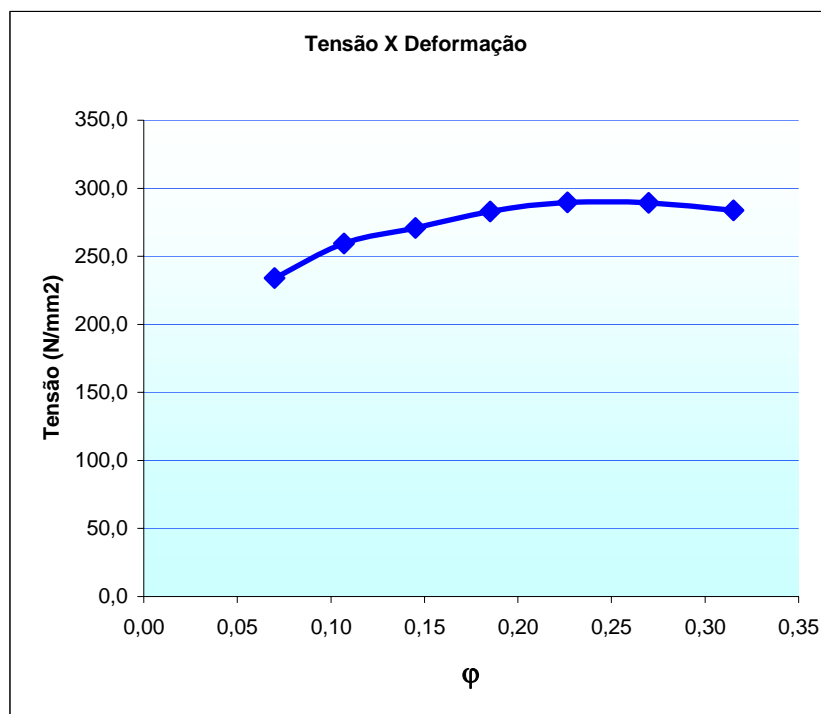


Figura 48 - Performance do material refundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 616 ± 2°C - rotação: 500 rpm)

Identificação do Corpo de Prova:

Temperatura: **616 ± 2 °C**

Rotação: **CP - 02**

1000 rpm

Tempo de Agitação: **180 s**

Diâmetro Inicial: **20,3 mm**

Volume: **9742,0 mm³**

Altura Inicial: **30,1 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	φ
30,1	0	323,7	20,3	0,0	0,00
29,1	85318	334,8	20,6	254,8	0,03
28,1	112286	346,7	21,0	323,9	0,07
27,1	130919	359,5	21,4	364,2	0,10
26,1	145138	373,3	21,8	388,8	0,14
25,1	152984	388,1	22,2	394,2	0,18
24,1	161319	404,2	22,7	399,1	0,22
Ruptura	162790				

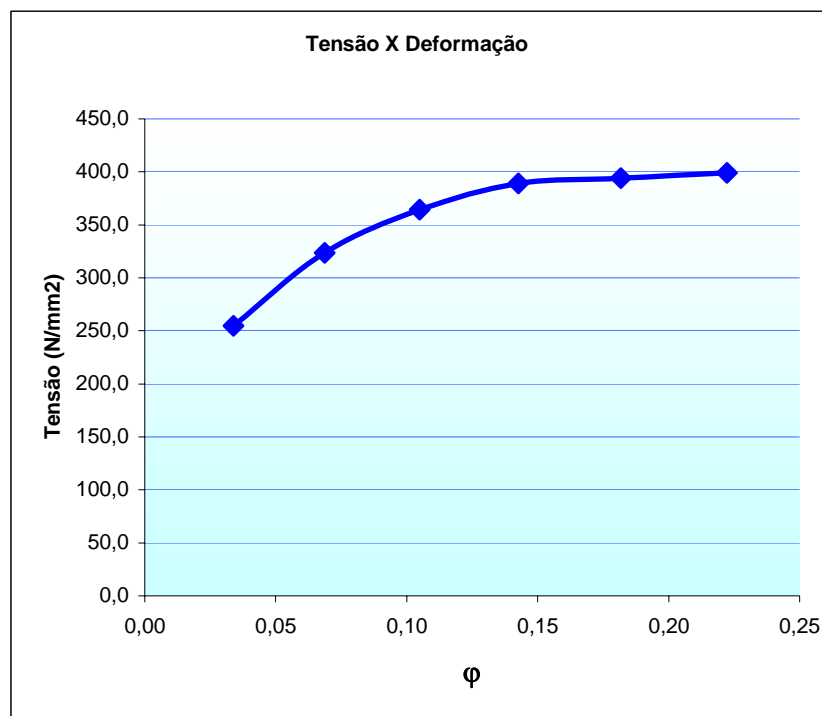


Figura 49 - Performance do material refundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 616 ± 2°C - rotação: 1000 rpm)

Identificação do Corpo de Prova:

CP - 03

Temperatura: **616 ± 2 °C**

Rotação: **1500 rpm**

Tempo de Agitação: **180 s**

Diâmetro Inicial: **19,4 mm**

Volume: **9074,7 mm³**

Altura Inicial: **30,7 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	φ
30,7	0	295,6	19,4	0,0	0,00
29,7	58840	305,5	19,7	192,6	0,03
28,7	85318	316,2	20,1	269,8	0,07
27,7	101989	327,6	20,4	311,3	0,10
26,7	113267	339,9	20,8	333,3	0,14
25,7	120622	353,1	21,2	341,6	0,18
24,7	128467	367,4	21,6	349,7	0,22
23,7	136312	382,9	22,1	356,0	0,26
22,7	140235	399,8	22,6	350,8	0,30
Ruptura	140235				

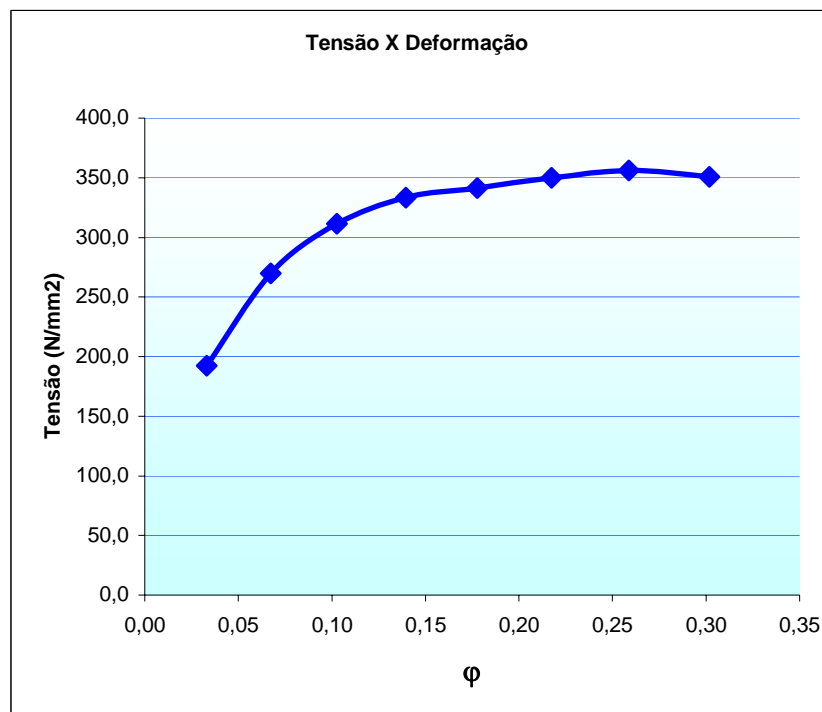


Figura 50 - Performance do material refundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 616 ± 2°C - rotação: 1500 rpm)

Identificação do Corpo de Prova:

Temperatura: $626 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$

Rotação: **CP – 04**
500 rpm

Tempo de Agitação: **180 s**

Diâmetro Inicial: **20,1 mm**

Volume: **9551,0 mm³**

Altura Inicial: **30,1 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	ϕ
30,1	0	317,3	20,1	0,0	0,00
29,1	84337	328,2	20,4	257,0	0,03
28,1	105912	339,9	20,8	311,6	0,07
27,1	118660	352,4	21,2	336,7	0,10
26,1	128467	365,9	21,6	351,1	0,14
25,1	137783	380,5	22,0	362,1	0,18
24,1	144648	396,3	22,5	365,0	0,22
Ruptura	147590				

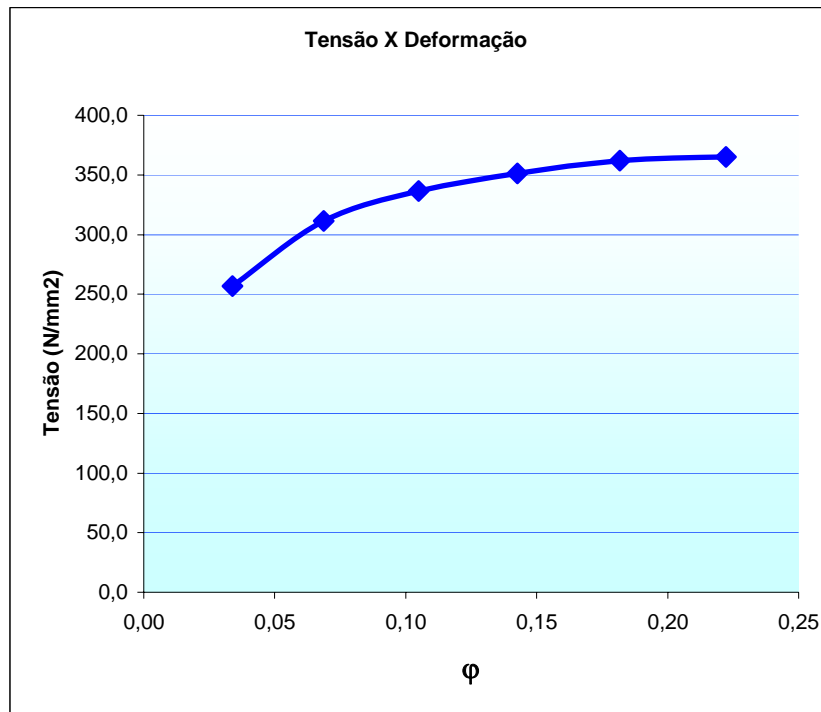


Figura 51 - Performance do material refundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: $626 \pm 2^\circ\text{C}$ - rotação: 500 rpm)

Identificação do Corpo de Prova:

Temperatura: **626 ± 2 °C**

Rotação: **CP - 05**
1000 rpm

Tempo de Agitação: **180 s**

Diâmetro Inicial: **20,1 mm**

Volume: **9551,0 mm³**

Altura Inicial: **30,1 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	φ
30,1	0	317,3	20,1	0,0	0,00
29,1	86299	328,2	20,4	262,9	0,03
28,1	108854	339,9	20,8	320,3	0,07
27,1	121602	352,4	21,2	345,0	0,10
26,1	137293	365,9	21,6	375,2	0,14
25,1	150042	380,5	22,0	394,3	0,18
24,1	163771	396,3	22,5	413,2	0,22
23,1	174068	413,5	22,9	421,0	0,26
22,1	187797	432,2	23,5	434,5	0,31
Ruptura	196623				

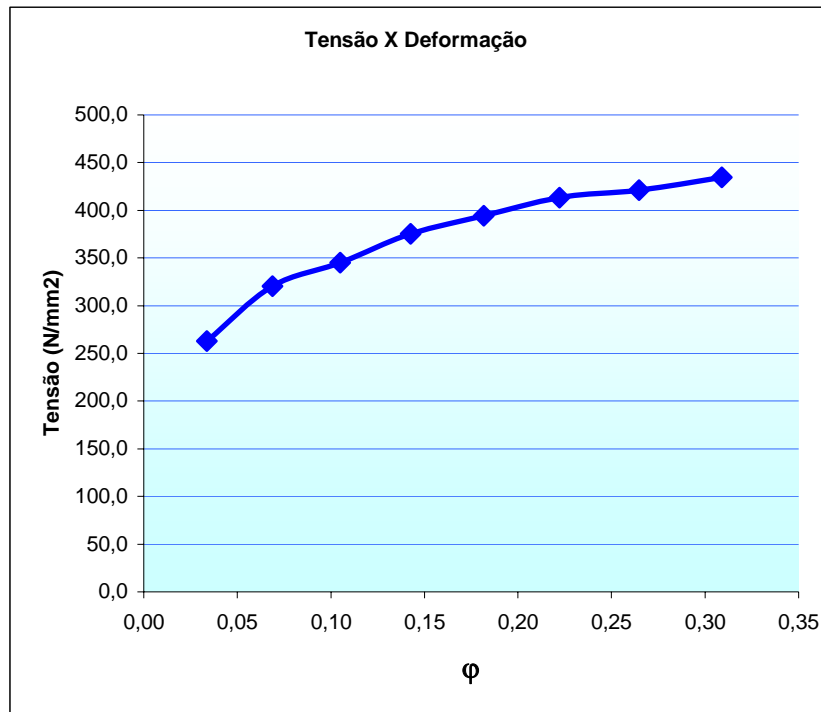


Figura 52 - Performance do material refundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 626 ± 2°C - rotação: 1000 rpm)

Identificação do Corpo de Prova:

Temperatura: $626 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$

Rotação: **CP - 06**
1500 rpm

Tempo de Agitação: **180 s**

Diâmetro Inicial: **20,1 mm**

Volume: **9551,0 mm³**

Altura Inicial: **30,1 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	ϕ
30,1	0	317,3	20,1	0,0	0,00
29,1	89241	328,2	20,4	271,9	0,03
28,1	114738	339,9	20,8	337,6	0,07
27,1	129448	352,4	21,2	367,3	0,10
26,1	145138	365,9	21,6	396,6	0,14
25,1	153964	380,5	22,0	404,6	0,18
24,1	163281	396,3	22,5	412,0	0,22
23,1	173087	413,5	22,9	418,6	0,26
Ruptura	177991				

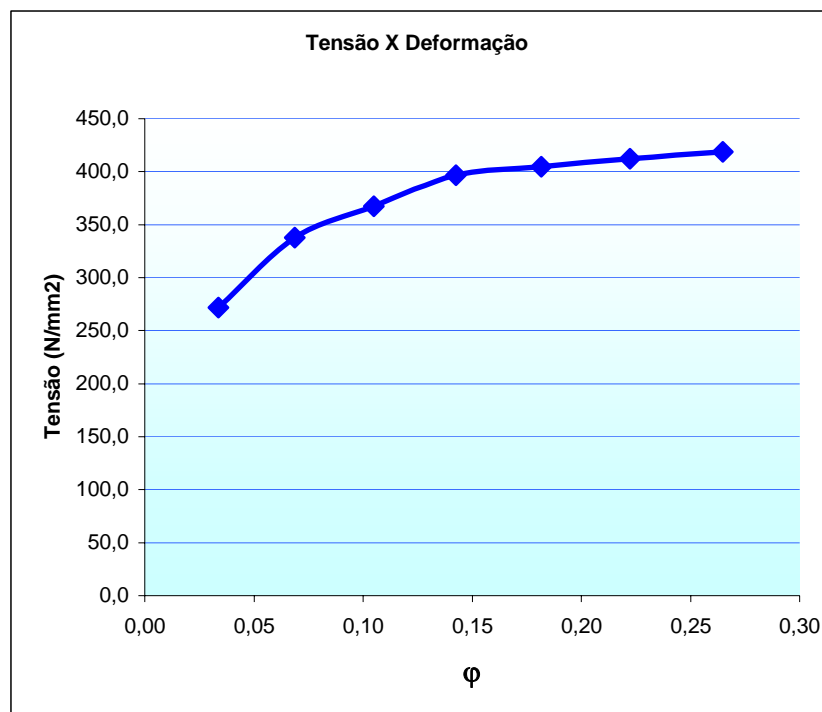


Figura 53 - Performance do material refundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: $626 \pm 2^\circ\text{C}$ - rotação: 1500 rpm)

Identificação do Corpo de Prova:

Temperatura: $636 \pm 2^\circ\text{C}$

Rotação: **CP – 07**
500 rpm

Tempo de Agitação: **180 s**

Diâmetro Inicial: **20,0 mm**

Volume: **9487,6 mm³**

Altura Inicial: **30,2 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	ϕ
30,2	0	314,2	20,0	0,0	0,00
29,2	43738	324,9	20,3	134,6	0,03
28,2	103362	336,4	20,7	307,2	0,07
27,2	135332	348,8	21,1	388,0	0,10
26,2	147590	362,1	21,5	407,6	0,14
25,2	159358	376,5	21,9	423,3	0,18
24,2	170636	392,0	22,3	435,2	0,22
23,2	178971	408,9	22,8	437,6	0,26
Ruptura	178971				

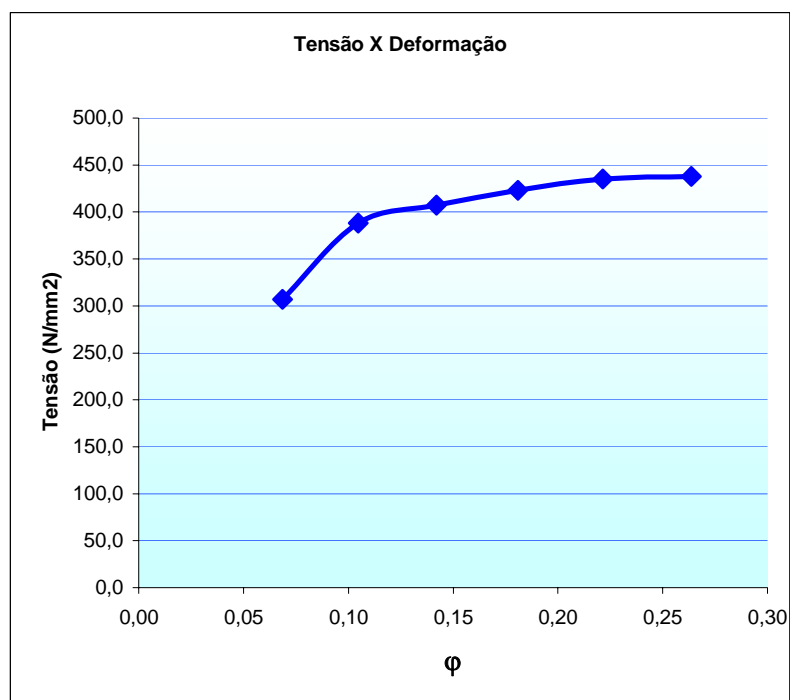


Figura 54 - Performance do material refundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: $636 \pm 2^\circ\text{C}$ - rotação: 500 rpm)

Identificação do Corpo de Prova:

Temperatura: **636 ± 2 °C**

Rotação: **CP - 08**

1000 rpm

Tempo de Agitação: **180 s**

Diâmetro Inicial: **19,5 mm**

Volume: **9556,7 mm³**

Altura Inicial: **32,0 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	φ
32,0	0	298,6	19,5	0,0	0,00
31,0	41678	308,3	19,8	135,2	0,03
30,0	51485	318,6	20,1	161,6	0,06
29,0	55898	329,5	20,5	169,6	0,10
28,0	57859	341,3	20,8	169,5	0,13
Ruptura	57859				

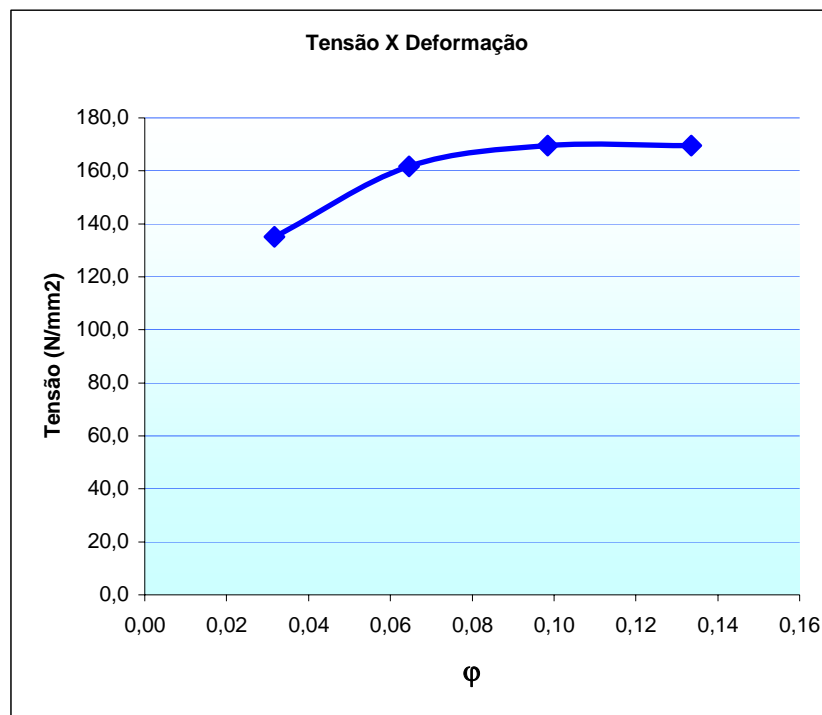


Figura 55 - Performance do material refundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: 636 ± 2°C - rotação: 1000 rpm)

Identificação do Corpo de Prova:

Temperatura: $636 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ Rotação: **CP - 09**
1500 rpmTempo de Agitação: **180 s**Diâmetro Inicial: **20,0 mm**Volume: **9738,9 mm³**Altura Inicial: **31,0 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	ϕ
31,0	0	314,2	20,0	0,0	0,00
30,0	55408	324,6	20,3	170,7	0,03
29,0	79434	335,8	20,7	236,5	0,07
28,0	98557	347,8	21,0	283,4	0,10
27,0	118660	360,7	21,4	329,0	0,14
26,0	132880	374,6	21,8	354,7	0,18
25,0	147002	389,6	22,3	377,4	0,22
24,0	159848	405,8	22,7	393,9	0,26
23,0	171616	423,4	23,2	405,3	0,30
22,0	179952	442,7	23,7	406,5	0,34
21,0	187307	463,8	24,3	403,9	0,39
Ruptura	190249				

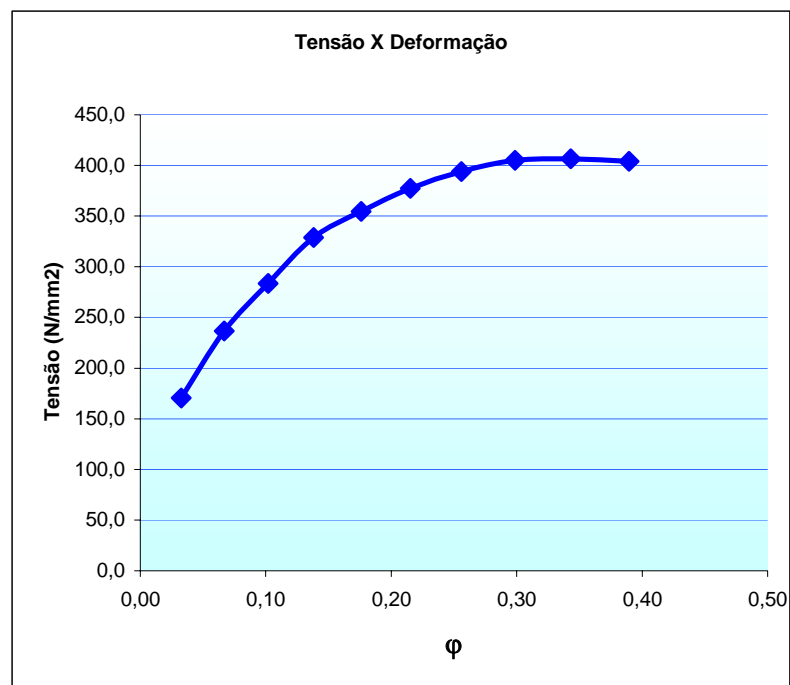


Figura 56 - Performance do material refundido e condições de ensaio durante o teste de compressibilidade (temperatura: $636 \pm 2^\circ\text{C}$ - rotação: 1500 rpm)

Identificação do Corpo de Prova:

CP – 10

Amostras do material enviado pela ALCOA

Diâmetro Inicial: **20,3 mm**Volume: **9709,6 mm³**Altura Inicial: **30,0 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	ϕ
30	0	323,7	20,3	0,0	0,00
29	165242	334,8	20,6	493,5	0,03
28	212804	346,8	21,0	613,7	0,07
27	233889	359,6	21,4	650,4	0,11
26	245166	373,4	21,8	656,5	0,14
25	259386	388,4	22,2	667,9	0,18
24	272625	404,6	22,7	673,9	0,22
23	283412	422,2	23,2	671,3	0,27
Ruptura	292238				

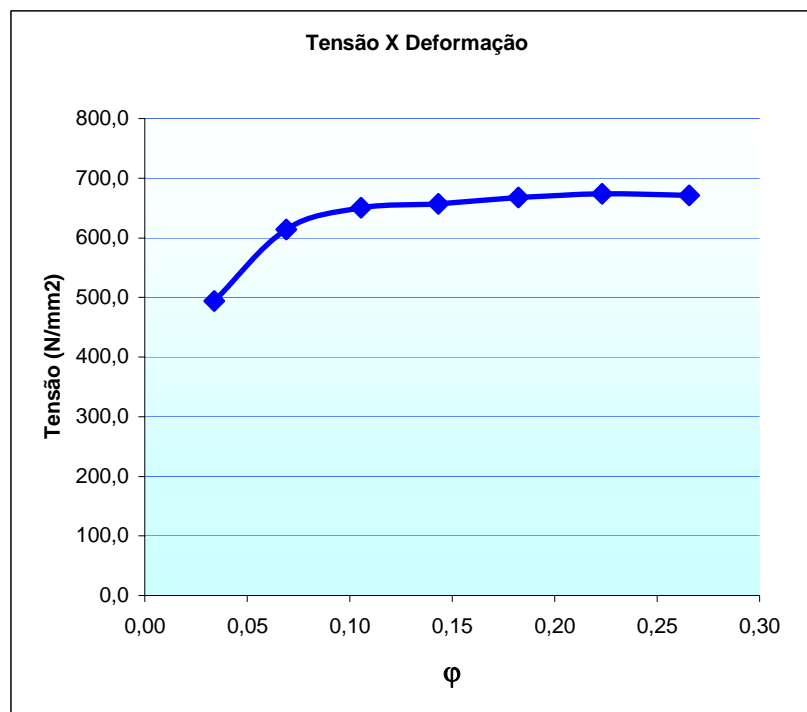


Figura 57 - Performance do ensaio de compressibilidade do material obtido por fusão convencional

Identificação do Corpo de Prova: **CP – 11**

Amostras do material enviado pela ALCOA

Diâmetro Inicial: **20,1 mm**

Volume: **9551,0 mm³**

Altura Inicial: **30,1 mm**

Altura (mm)	Carga (N)	Área (mm ²)	Diâmetro (mm)	Tensão (N/mm ²)	ϕ
30,1	0	317,3	20,1	0,0	0,00
29,1	184365	328,2	20,4	556,1	0,03
28,1	212804	339,9	20,8	619,8	0,07
27,1	233398	352,4	21,2	655,6	0,10
26,1	247128	365,9	21,6	668,6	0,14
25,1	257915	380,5	22,0	671,0	0,18
24,1	267722	396,3	22,5	668,8	0,22
23,1	279490	413,5	22,9	669,2	0,26
Ruptura	290277				

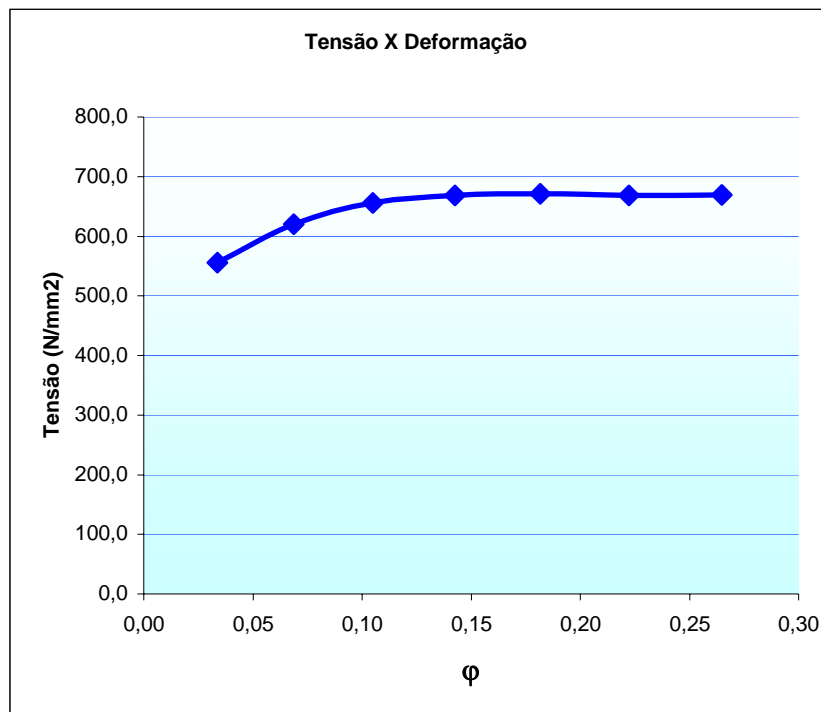


Figura 58 - Performance do ensaio de compressibilidade do material obtido por fusão convencional

6 CONCLUSÕES GERAIS

a) Quanto ao comportamento da viscosidade aparente os resultados sugerem que na faixa de temperatura intermediária, entre a *solidus* e a *liquidus*, o maior grau de variação da tixotropia encontra-se na temperatura próxima a *solidus*.

Uma possível explicação para este fato pode ser atribuída aos seguintes fenômenos: maior fração sólida pode estar associada e sujeita aos fenômenos de aglomeração das partículas, e quando submetidas à agitação predominam os efeitos da desaglomeração das mesmas.

b) Quanto ao ensaio de compressibilidade, o menor valor registrado correspondeu a condição de teste: temperatura (636°C e velocidade de agitação de 1000 rpm).

Uma possível explicação para este fato seria que, nestes parâmetros, podem ser encontradas as condições de processamento mais adequadas para obter peças acabadas ou semi-acabadas com as características técnicas desejadas.

Para uma melhor avaliação seria interessante produzir uma peça com material refundido que proporcione uma análise mais adequada da processabilidade.

c) Os valores de dureza revelados pelos ensaios correspondem aos encontrados na literatura e citados no presente trabalho.

d) As presenças de precipitados encontrados em três condições de testes podem estar associados a taxa de resfriamento.

A presença de precipitados merece mais estudos pois estão relacionadas com a degradação das propriedades mecânica.

e) Quanto ao tamanho de grão ASTM

Na temperatura de 616°C, o valor que correspondeu ao maior número foi na condição em que a amostra foi agitada a 500 rpm.

No caso em que o patamar da temperatura situou-se em 626°C, o valor aumentou para 3 na velocidade de agitação de 500 rpm. O mesmo fato também foi encontrado quando a temperatura foi aumentada para 636°C (500 rpm). A quantificação dos grãos segundo esta norma também deve considerar os valores médios.

No que se refere às variações dos tamanhos dos glóbulos, resultantes das condições experimentais impostas, estudos mais específicos poderiam ser feitos para verificar suas relações com as oscilações da viscosidade resultante.

REFERÊNCIAS

ALEXANDROU, N., AHMED, Alauddin. **A Numerical Simulation of Injection Mold Filling For Semi-solid Materials**. American Society for Mechanical Engineering, FED-v.231/MD-v.66, p. 159-170, 1995.

ANDREATTA, F. et al. **AFM and SEM characterisation of the Microstructure of AA7075-T6**. Netherlands Institute for Metals Research and Delft University of technology, Rotterdamseweg 137, 2600GA Delft, 2002.

ASSAAD, A. Al. **A Phenomenological Theory of Diffusion In Multiphase Mixtures**. American Society for Mechanical Engineering, FED-v.231/MD-v. 66, p. 261-277, 1995.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **Annual Book of ASTM Standards**. Designation: D 445-94, Standard Test Method for Kinematic Viscosity of Transparent and Opaque Liquids (the Calculation of Dynamic Viscosity), v. 05.01, p. 162-169, 1996.

_____. **Annual Book of ASTM Standards**. Designation: C 1276- 94, Standard Test Method for Measuring the Viscosity of Mold Powders Above Their Melting Point Using a Rotational Viscometer, v. 15.01, p. 425-427, 1996.

_____. **Annual Book of ASTM Standards**. Designation: D 4683-95, Standard Test Method for Measuring Viscosity at High Shear Rate and Temperature by Tapered Bearing Simulator, v. 05.03, p. 7-12, 1996.

_____. **Annual Book of ASTM Standards**. Designation: D 4693 – 95, Standard Test Method for Low- Temperature Torque of Grease-Lubricated Wheel Bearings, v. 05.03, p. 19-25, 1996.

_____. **Annual Book of ASTM Standards**. Designation: D 4684 – 92 Standard Test Method for Determination of Yield Stress and Apparent Viscosity of Engine Oils at Low Temperature, v. 05.03, p. 13-18, 1996.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **Annual Book of ASTM Standards**. Designation: D 2161, Appendix (Nonmandatory Information), X1. Examples Illustrating Viscosity Conversions, v. 05.01, p. 726, 1996.

_____. **Annual Book of ASTM Standards**. Designation: D 445, Annexes (Mandatory Information), A1. Viscometer Types, Calibration, and Verification, v. 05.01, p.167-169, 1996.

BARLAT, F., GLAZOV, Brem J. C., LEGE, D. J. A simple model for dislocation behaviour. Strain and strain rate hardening evolution in deforming aluminum alloys. **International Journal of Plasticity**, 18, p. 919-939, 2002.

BARNES, H. A. Thixotropy – a review. **Journal of Non-Newtoniano Fluid Mechanics**, n.70, p.1-33, 1997.

BARNES, H., HUTTON, WALTER, K. **An Introduction to Rheology**. Amsterdam: Elsevier, 1989.

BAUR, J., WOLF, A., FIITZ, W. **Thixoforging of Aluminium and Brass – Products, Dies and Facilities**. Congress – New Development in Thixoforming. Stugtdart, p. 195-205, 1999.

BECKERMANN, C., WONG, C. Y. **Metallurgical Materials Transactions**, n.18, p.267-283, 1996.

BOYLAN, J. Semi-Solid Formed Aluminum, Alumax Engineering Metal Process Inc. **Advanced Materials & Process**, 10, p.27-28, 1997.

BREVICK, Gerald D., ALTAN, Taylan. **Experimental Determination of the viscosity of de semi-solid Aluminum 356 alloy as function of shear rate**. Ohio State University, Columbus, 1971.

BRUSETHAUG, S., FEKUS, F. J. Test with a thixotropic particulate reinforced AISi pressure die casting alloy on a vacuum assisted pressure die casting machine. **Giesserei**, 81(19), p. 669-673, 1994.

BUIOCHI, F. **Medição de viscosidade de líquidos por ultra-som**. Tese (Doutorado). Escola Politécnica de São Paulo - USP. São Paulo, 2000. p. 1-4.

BURGS, R. Gilmer, ALEXANDROU, Andreas N., ENTOV, Vladimir. Thixotropy rheology os semisolid suspensions. **Journal of Materials Processing Techonology**, 110, p. 164-176, 2001.

CAMPBELL, J., HOLLIDAY, M., SIRRELL, B. **Benchmark Testing the Flow and Solidification Modeling of Al Casting**. Disponível na Internet. <http://www.tms.org/pubs/journals>. 2 set. 1999.

CELENTANO, Diego J. A thermomechanical model with microstructure evolution for aluminium alloy casting processes. **International Journal of Plasticity**, 18, p. 1291-1335, 2002.

CHARREYON, P. O., FLEMINGS, M. C. Rheology of semi-solid dendritic Sn-Pb

alloys at low strain: application to forming process. **International Journal Mechanical Science**, n.27, p. 781, 1985.

CHEN, S. H., WANG, T. C. A new deformation theory with strain gradient effects. **International Journal of Plasticity**, 18, p. 971- 995, 2002.

CHIAVERINI, V. **Plasticidade dos Metais, Tecnologia Mecânica-Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas**. 2.ed. São Paulo: Makron Books e McGraw-Hill, 1986, p. 39-61. v. 1.

COHEN, Doug. How to Select Rotor-Stator Mixers. **Chemical Engineering**. p.76-79, August 1998.

COSTI, R. L. **Estudo e implementação de protótipo de viscosímetro de baixo custo aplicado a pesquisa de ligas no estado semi-sólido**. 2003. 81 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) - Faculdade de Engenharia, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2003.

COSTI, R. L.; VIEIRA, M. C. SCHAEFFER, L.; CANALLI, V. M. **Rotational low cost viscometer prototype to semi-solid alloy - paper code 140** - V Induscon - Conferência de Aplicações Industriais, 2002.

CRAMB, A. W., SRIDHAR, S., PHINICHKA, N., et al. **Observing and Measuring Solidification Phenomena at High Temperatures**. Disponível na Internet. <http://www.tms.org/pubs/journals>. 2 set. 1999.

CRISTOFOLINE, Verran. **Estudo do processamento de ligas de alumínio e de compósitos com matriz metálica**. Joinville. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - UDESC, 1997.

DAILY, W., JAMES, Harteman. **Dinâmica de los fluidos com aplicacuiones em ingenieria**. Mexico: Centro Regional de Ayuda Tecnica, Agencia para el Desarrollo International, 1969.

DEALY, J. M. **Viscometers for on line measurements and control**. Department of Chemical Engineering, McGill University, 1981, p. 62-78.

DEALY, Jonh M. Official nomenclature for material describing the response of a viscoelastic fluid to various shearing and extensional deformations. **Journal of Rheology**, 39(1), p.253-265, January/February, 1995.

DIETSCHE, William. Mix or Match: choose the best mixers every time. **Chemical Engineering**, p. 70-75, August 1998.

EL-MAGD, Essam Brodmann. Influence of precipitates on ductile fracture of aluminium alloy AA7075 at high strain rates. **Materials Science and Engineering**, A307, p. 143-150, 2001.

ESPINOZA, M. E. **Estudo de parâmetros no processo semi-sólido de ligas de Alumínio**. Tese (Doutorado). Laboratório de Transformação Mecânica, PPGEM, Escola de Engenharia - UFRGS. Porto Alegre, 1999.

FLEMINGS, M. C. Rheocasting. In: **Encyclopedia of Materials Science and Engineering**. Boston, Massachusetts: Pergamon Press, 1986. p. 4241-4243. v. 6.

FLEMINGS, M. C. Semi-solid forming of hypereutectic Al-Si. **Minerals, Metals and Materials Society/AIME**, p. 787-793, 1996.

FLEMINGS, M. C., CHEN, S. F., DIEWWANIT, I., CORNIE, J. A. Rheology and Structure of Some Aluminum Base Composite. **The Minerals, Metals & Materials Society**, Pennsylvania, p. 202-210, 1993.

FREITAS, E., FERRANTE, M. Rheology and Microstructural Development of a Al-4wt%Cu Alloy in the semi-solid state. **Materials Science Engineering**, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos. São Carlos/SP.

GARAT, M. et al. Development of Semi-Solid Metal Forming Feedstock And Finished Parts, Light Metals. **The Minerals Metals & Materials Society**. Edited by J. Evans, p. 1233-1242, 1995.

GARCIA, Amauri. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Campinas/SP: Unicamp, 2001.

GREENSPAN, H. P. **The theory of Rotating Fluids**. Massachusetts: Breukelen Press, 1990.

GUPTA, M., LIM, S. C., NG, W. B. Processing, microstructure, and mechanical properties of (Al-Cu)C composites Synthesised using partial liquid phase casting process. **Materials Science and Technology**, v.13, p. 584-589, July 1997.

HAMSEN, G. et al. **Metallurgical, Materials, Transactions**, 27(A), p. 569-581, 1996.

HELLAWELL, A., LIU, S., LU, S. Z. **Dendrite Fragmentation and the Effects of Fluid Flow in Casting**. Disponível na Internet. <http://www.tms.org/pubs/journals>. 2 set. 1999.

HORSTEMEYER, M. F., BASKES, M. I., GODFREY, A, HUGHES, D. A. A large deformation atomistic crystal orientation effects on the stress-strain relationship. **International Journal of Plasticity**, 18, p. 203-229, 2002.

JANG, J., HELLAWELL, A. **Journal Ironmaking & Steelmaking**, n.18, p.267-283, 1998.

KANG, C. G., JUNG, H. K., JUNG, K. W. Thixiforming of na aluminum component whit a die designed by process simulation. **Journal Materials Processing Technology** 111, p. 37-41, 2001.

KAPRANOS, P., LIU, T. Y., ATKINSON, H. V., KIRKWOOD, D. H. Investigation into the rapid compression of semi-solid alloy slugs. **Journal of Materials Processing Technology**, 111, p. 31-36, 2001.

KATTAMIS, T. Z., CORNIE, J. A. **Solidification Processing of Particulate Ceramic-Aluminum Alloy Composites**. Ohio: ASM International, Metals Park, 1988. p. 47-51.

KIM, C. H. **Process Measurement Instrument Engineers Handbook**. Pennsylvania: Chilton Book, 1982. p. 440-480.

LESEUR D. R., SYN, C. K., WHITTENBERGER, Sherby, O D. Flow Stresses in metal laminates and pure metal during high temperature extrusion. **International Journal of Plasticity**, 18, p. 155-184, 2002.

LI, B. Q. **Solidification Processing of Materials In Magnetic Fields**. Disponível na Internet. <http://www.tms.org/pubs/journals>. 2 set. 1999.

LLEGBUSI, O. J. Application of a Time-Dependent Constitutive Model to Rheocast System. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.5(1), p.117-123, february, 1996.

LOUE, W. R., LANDKROON, S., KOOL, W. H. Rheology of Partially Solidified AlSi7MgO 0,3 and the influence of SiC Additions. **Materials Science and Engineering**. A151,(2), p. 255-262, May 1992.

MADA, M., AJERSCH, F. **Deformation of A356-15%SiC Semi-solid alloys During Squeezing Flow**. Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum. Quebec: 1993. p. 91-103.

MADA, M., AJERSCH, F. Viscosity Measurement of A356-15%SiC Semi-solid Alloys Using a Squeezing Flow Viscometer. **The Minerals, Metals & Materials Society**, Pennsylvania, p.276-289, 1993.

MALISHEV, A., NIKOLAIEV, Shuvalov, Y. **Tecnologia dos metais**. São Paulo: Mestre Jou, 1970.

MANGIN, Christophe G. E., ISAACS, Jacqueline A., CLARK, Joel P. MMCs for Automotive Engine Applications. **Journal of Materials**. p. 49-51, February, 1996.

MARTIN C. L., FAVIER, D., SUÉRY, M. Viscoplastic Behaviour of Porous Metallic Materials Saturated With Liquid Part 1- Constitutive Equations. **International Journal of Plasticity**, v.13, n.3, p.215-235, 1997.

MARTIN, C. L., BROWN, S. B., FAVIER, D., SUÉRY, M. Shear deformation of high solid fraction (>0,6) semi-solid Sn-Pb under various structures. **Materials, Science Engineering**, A202, p. 112, 1995.

MARTIN, C. L., FAVIER, D., SUÉRY, M. Viscoplastic Behaviour of Porous Metallic Materials Saturated With Liquid Part 2- Experimental Identification on a Sn-Pb Model Alloy. **International Journal of Plasticity**, v.13, n. 13, p. 237-259, 1997.

McLEOD, A. D. Isostructural viscosity of F3S-based Duralcan metal matrix composites at 700C. **Key Engineering Materials**, 104-107,(2), p. 881-890, 1995.

MEHARABIAN, R., FLEMINGS, M. C. Casting In The Liquid-Solid Region. **New Trends in Materials Processing**, p. 98-123, 1974.

MEJER, E. H., HAN, H. M. **Scale-Up of Mixing Process in Continuous Mixers Mixing and Compounding of Polymer**. New York: Manas I. Zloczower and Tadmar, Z., 1994. p. 458-469.

MODIGELL, M., KOKE, J. Rheological modelling on semi-solid metal alloys and simulation of thixocasting processes. **Journal of Materials Processing Technology**, pp53-58, 2001.

MORRISON, Faith A. **Understanding Rheology**, Michigan Technological University, Oxford University Press, Oxford, 2000.

MÜLLER, A. **Solidificação e Análise Térmica dos Metais**. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 1994.

NGUYEN, T. P. **Modélisation du comportement rhéologique d'alliages à l'état semi-solide**. PhD dissertation, ING. Grenoble, 1991.

NGUYEN, T. P., FAVIER, D., SUÉRY, M. Theoretical and experimental study of the isothermal mechanical behaviour of alloys in the semi-solid state. **International Journal of Plasticity**, n.10, p. 693, 1994.

NOURI, J. M., WHITELOW, J. H. Flow of Newtonian and Non-Newtonian Fluids in a Concentric Annulus With Rotation of the Inner Cylinder. **Journal of Fluids Engineering**, v.116, p. 821-827, December, 1994.

NOURI, J. M., WHITELOW, J. H. Particle velocity characteristics of dilute to moderately dense suspension flows in stirred reactors. **International Journal of Multiphase Flow**, vol. 18, p. 21-33, 1992.

PADILHA, Angelo P. **Materiais de Engenharia, Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus, 1997.

PEROUCHE, F., DRIVER J. H. Slip system rheology of Al – 1% Mn crystal deformed by hot plane strain compression. **International Journal of Plasticity**, 18, p. 185-202, 2002.

REDDY, R. G. e EJIOFOR, J. U. Developments in the Processing and Properties of Particulate Al-Si Composites. **Journal of Materials Science**. 49 (11), p. 31-37, 1997.

RESENDE, L. M., KLEIN, A. N., PRATA, A. T. Rheological Properties of Granulometric Mixtures for Powder Injection Molding. **Advanced Powder Technology**, p. 598-603, 2001.

ROBERT, M. H., ADAMIAK, M. **Preliminary studies on the suitability of rheocast Al alloys for deep drawing.** **Journal of Materials Processing Technology**, 109, p. 168-173, 2001.

ROBERT, M. H., KAPRANOS, Platon. **Tixotomização de Ligas de Alumínio.** Departamento de Engenharia de Fabricação, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade de Campinas. Campinas, SP.

ROBERT, M. H., MARTINS, A. C., FOGAGNOLO, J. B. **Produção de Ligas de Alumínio Reforçadas (compósitos) por compofundição.** IV Seminário Internacional de Tecnologia da Indústria, 2 a 5 de Setembro de 1997, São Paulo, S.P.

RUI-SEM, Lin, YU-CHUN, Hou, QUN-FANG. Correlation of viscosities of pure liquids in a wide temperature Range. **Fluid Phase Equilibria**, 140, p. 221-231, 1997.

SAMUEL, A. M., LIU, H., SAMUEL, F. H. On The Castability of Al-Si/SiC Particle-Reinforced Metal-Matrix Composites: factors affecting fluidity and soundness. **Composite Science and Technology**. Canada, University du Quebec a Chicoutimi, 49(1), p.1-12, 1993.

SCHAEFFER, Lirio. **Conformação dos metais: metalurgia e mecânica.** Porto Alegre: Rígel, 1995.

SCHIOZER, Dayr. **Mecânica dos Fluidos.** Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 1996. p. 15-18.

SEARS, Zemansky. **Física – Mecânica – Hidrodinâmica.** Brasília: Livros Técnicos e Científicos, Universidade de Brasília, 1976. v. 1.

SHAMES, H. Irving. **Mecânica dos fluidos: princípios básicos.** São Paulo: Edgard Blucher, 1973. v. 1.

SMITH, N. R., PARADIES, C. J., GLICKSMAN, M. E. The Influence Of Forced Convection During Solidification on Fragmentation of the Mushy Zone of A Model Alloy, Light Metals. **The Minerals, Metals & Materials Society**. Edited by J.Evans, p. 1087-1096, 1995.

SOLIDIFICATION Characteristics of Aluminum Alloys. p. 238-245. v. 2 (Foundry Alloys).

SOUZA, Sérgio A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos.** 5.ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982.

SPENCER, D. B., MEHARABIAN, R., FLEMINGS, M. C. Rheological behaviour of Sn-15% Pb in the crystallization range. **Metallurgical Transactions**, v.3, p. 1925-1932, 1972.

STUBBS, David A., ROLLIE, E. Dutton. **An Ultra Sonic Sensor for High - Temperature Materials Processing**. Disponível na Internet. <http://www.tms.org/pubs/journals>. 2 set. 1999.

TAHA, M. A., EL-MAHALLAWY, N. A, ASSAR, A. M. Control of the Continuous Rheocasting Process Part 2, Rheological Behaviour Analysis. **Journal of Materials Science**, 23, p. 1385-1390, 1988.

TAHA, M. A., EL-MAHALLAWY, N. A, ASSAR, A. M. Control of the Continuous Rheocasting Process Part 1, Heat Flow Model. **Journal of Materials Science**, 23, p. 1379-1384, 1988.

TAKEUCHI, E. et al. **Applied MHD in the process of Continuous Casting, Magnetohydrodynamics in Process Metallurgy**. Disponível na Internet. <http://www.tms.org/pubs/journals>. 2 set. 1999.

TURNG, L. S., WANG, K. K. Rheological behaviour and modelling of semi-solid Sn-15% Pb alloy. **Journal of Materials Science**, 26, p. 2173-2183, 1991.

TZAVARAS, A. A., BRODY, H. D. Electromagnetic Stirring and Continuous Casting- Achievements, Problems and Goals. **Journal of Metals**, 36(3) p.31-37, 1984.

VAN VLACK, L. **Princípios de Ciência dos Materiais: controle de microestrutura**. São Paulo: Edgard Blucher, 1970. p. 300-317.

VIEIRA, M. C. B. **Projeto e Construção de um Protótipo para Obtenção de Matéria-Prima no Estado Reo-Fundido para Forjamento Semi-Sólido**. Projeto apresentado no exame de qualificação, UFRGS, 2001.

VIVÉS, Charles. **Grain Refinement in Aluminum Alloys by Means of Electromagnetic Vibrations Including Cavitation Phenomena**. Disponível na Internet. <http://www.tms.org/pubs/journals>. 2 set. 1999.

VRADIS, George C., HAMMAD, Khaled J. **Non-Isothermal Controlled Shearing Rate Rheometry of Yield-Pseudoplastic: Effects of Shear Heating**. American Society for Mechanical Engineering, FED-v.231/MD-v. 66, p. 245-251, 1995.

WALTERS, K., JONES, M. **Instrumentation Reference Book**. Edited by B. E. Noltingk, 1988. p. 41-47.

YANG, Y. S., TSAO, C. Y. C. Viscosity and structure variation of Al-Si in the semi-solid state. **Journal of Materials Science**, 32, p. 2087- 2092, 1997.

ZARO, Milton. **Controle da qualidade on-line de fundidos através de análise térmica das ligas Al-Si**. Tese (doutorado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 1992.

ZBIGNIEW, D. Jastrzebski, **Viscosity: the nature and properties of engineering materials**. 3.ed. Lafayette College, John Wiley & Sons, 1987. p. 226-241.

ZOQUI, E. J. **Obtenção e caracterização de ligas Al-Si Reofundidas**. Tese de

Livre Docência, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. Campinas/RS, 2001.

ZOQUI, Eugênio J., ROBERT, M. H. Contribution to the study of mechanisms involved in the formation of rheocast structure. **Journal of Materials Processing Technology**, 109, p. 215-219, 2001.

APÊNDICE

ASSOCIAÇÃO DO CILÍNDRICO CONCÊNTRICO COM AS PLACAS PLANAS

O sistema de placas planas estudado nesse trabalho poderia ser usado para avaliar a viscosidade pela medida da força requerida para manter a placa a uma velocidade constante u .

Por isso vários métodos são empregados para a medida da viscosidade. Os dois métodos mais comuns são o de *cilindro concêntrico rotativo* e o de *capilar* [].

O método utilizado e estudado neste trabalho será o de cilindro concêntrico. Assim é possível contudo aproximar a situação da placa plana com o cilindro concêntrico de acordo com a figura a seguir:

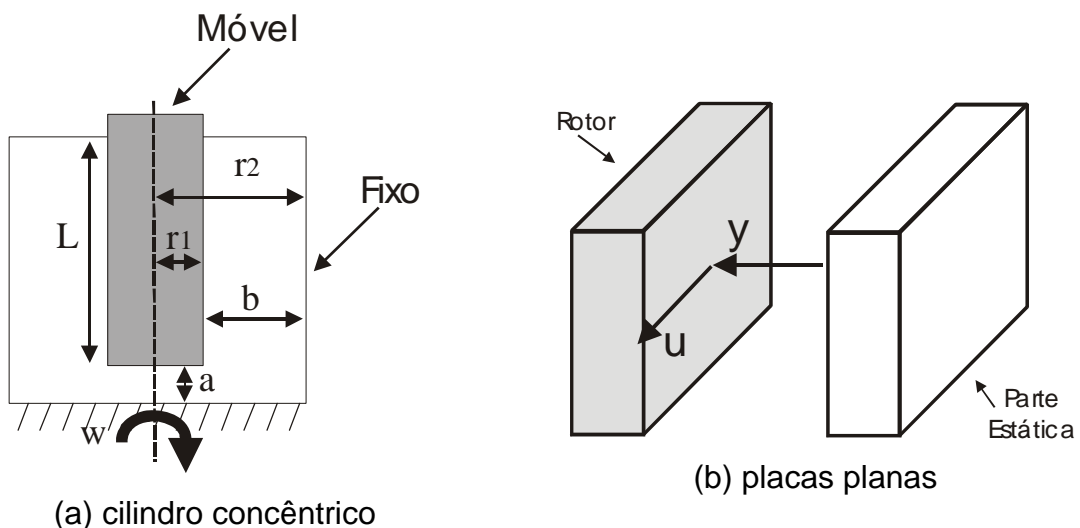


Figura 1 - Cilindro concêntrico associado a placa plana

Como indica a Figura 1, o cilindro externo é estacionário e o cilindro interno rotacionário.

A velocidade angular do cilindro interno ω [rad/s] é mantida constante.

PREMISSAS DO ESPAÇO ANELAR

Se o espaço anelar b é suficientemente pequeno em comparação ao raio do cilindro interno então é possível afirmar que $r1 \cong r2$.

Esta premissa é necessária para que a variação da velocidade linear du [m/s] em relação a variação da distância y , $\frac{du}{dy}$ seja constante como afirmado para as placas planas na equação 4. Nesta situação o cilindro se aproxima daqueles das placas planas.



Figura 2 – Translação e Rotação

Observando a Figura 2 e da física, a relação entre uma velocidade angular w [rad/s] e a velocidade linear u [m/s] é:

$$\mu = \frac{r \cdot \theta}{t} = r \cdot w \quad (1)$$

onde r é o raio, θ é o ângulo descrito e t o tempo.

Assim pode-se afirmar para o dispositivo cilíndrico girando a uma velocidade angular w [rad/s] que $\frac{du}{dy}$ é constante no espaço anelar b .

Assim surge a equação 2.

$$\frac{du}{dy} = \frac{r_2 \cdot \omega}{b} \cong \frac{r_1 \cdot \omega}{b} \quad (2)$$

onde, o eixo y se encontra na direção do raio assumindo que b é muito menor que r_1 .

DETERMINAÇÃO DA ÁREA DO CILINDRO ROTATIVO

Com o objetivo de determinar a tensão de cisalhamento no cilindro, são calculadas sua área lateral A_L e a área da base A_B , de acordo com a Figura 3.



Figura 3 - Área do cilindro concêntrico dividido em área da lateral e área da base

onde L representa apenas a parte imersa no fluído

DETERMINAÇÃO DA TENSÃO DE CISALHAMENTO

A tensão de cisalhamento do cilindro pode ser determinada a partir da equação (3).

$$\tau = \frac{F_{\text{Cisalhamento}}}{A} \quad \left[\frac{N}{m^2} \right] \quad (3)$$

$$\tau_L = \frac{F_{CL}}{A_L} = \frac{F_{CL}}{2\pi r_1 L} \quad (4)$$

$$\tau_B = \frac{F_{CB}}{A_B} = \frac{F_{CB}}{\pi r_1^2} \quad (5)$$

Onde τ_L é a tensão de cisalhamento da lateral (4), A_L é a área da lateral, F_{CL} é a força de cisalhamento da lateral, τ_B é a tensão de cisalhamento da base (5), A_B é a área da base, F_{CB} é a força de cisalhamento da base, L é o comprimento do cilindro imerso no líquido.

RELAÇÃO ENTRE A FORÇA DE CISALHAMENTO E O TORQUE

Da física tem-se que:

$$T = F.r \quad [N \cdot m] \quad (6)$$

onde T é o torque, F é a força de cisalhamento e r é o raio.

$$F_{CL} = \frac{T_L}{r_1} \quad (7)$$

$$F_{CB} = \frac{T_B}{\frac{r_1}{2}} \quad (8)$$

Um vez que o torque máximo ao centro se aproxima de zero e o torque em r_1 é o máximo empregou-se o raio médio $\frac{r_1}{2}$ para o cálculo de F_{CB} .

RELAÇÃO ENTRE A TENSÃO DE CISALHAMENTO E O TORQUE

Substituindo (8) em (4) e (8) em (5) resultam:

$$\tau_L = \frac{\frac{T_L}{r_1}}{2 \cdot \pi \cdot r_1 L} \quad (9)$$

$$\tau_B = \frac{\frac{T_B}{\frac{r_1}{2}}}{\pi \cdot r_1^2} \quad (10)$$

RELAÇÃO ENTRE A VISCOSIDADE E O TORQUE

A partir de (2) é possível determinar $\left(\frac{dy}{du}\right)_L$ e $\left(\frac{dy}{du}\right)_B$

$$\left(\frac{dy}{du}\right)_L = \frac{b}{w \cdot r_2} \quad (11)$$

$$\left(\frac{dy}{du}\right)_B = \frac{a}{w \cdot r_1} \quad \left[\frac{S}{rad} \right] \quad (12)$$

Resultando

$$\mu_L = \tau_L \left(\frac{dy}{du}\right)_L \quad (13)$$

$$\mu_B = \tau_B \left(\frac{dy}{du}\right)_B \quad (14)$$

onde μ_L é a viscosidade da lateral e μ_B é a viscosidade da base.

Substituindo (9) em (13) e (14) em (10) resulta em:

$$\mu_L = \frac{T_L}{2 \cdot \pi \cdot r_1^2 L} \cdot \left(\frac{dy}{du}\right)_L \quad (15)$$

$$\mu_B = \frac{T_B}{\pi \cdot r_1^3} \cdot \left(\frac{dy}{du}\right)_B \quad (16)$$

Substituindo (11) em (15) e (12) em (16) vem:

$$\mu_L = \frac{T_L}{2 \cdot \pi \cdot r_1^2 \cdot L} \cdot \frac{b}{w \cdot r_2} \quad (17)$$

$$\mu_B = \frac{T_B}{\pi \cdot r_1^3} \cdot \frac{2 \cdot a}{w \cdot r_1} \quad (18)$$

Isolando o torque em (17) e (18) resultam:

$$T_L = \frac{\mu_L \cdot 2 \cdot \pi \cdot r_1^2 \cdot L \cdot w \cdot r_2}{b} \quad (19)$$

$$T_B = \frac{\mu_B \cdot \pi \cdot r_1^4 \cdot w}{2 \cdot a} \quad (20)$$

Combinando os torque da base T_B e o torque da lateral T_L resulta em um torque total T_T no cilindro:

$$T_T = T_L + T_B \quad (21)$$

Assim:

$$T_T = \frac{\mu_L \cdot 2 \cdot \pi \cdot r_1^2 \cdot L \cdot w \cdot r_2}{b} + \frac{\mu_B \cdot \pi \cdot r_1^4 \cdot w}{2} \quad (22)$$

Como a viscosidade μ_L e μ_B é a mesma viscosidade μ vem:

$$T_T = \frac{\mu \cdot 2 \cdot \pi \cdot r_1^2 \cdot L \cdot w \cdot r_2}{b} + \frac{\mu \cdot \pi \cdot r_1^4 \cdot w}{2 \cdot a} \quad (23)$$

Chegando-se finalmente a:

$$T_T = \mu \cdot \pi \cdot w \cdot (r_1)^2 \cdot \left[\frac{2 \cdot L \cdot r_2}{b} + \frac{(r_1)^2}{2 \cdot a} \right] \quad (24)$$

que relaciona o torque total no cilindro com a viscosidade.

Isolando μ na equação (24) vem:

$$\mu = \frac{T_T}{\pi \cdot w \cdot (r_1)^2 \cdot \left[\frac{(r_1)^2}{2 \cdot a} + \frac{2 \cdot L \cdot r_2}{b} \right]} \quad (25)$$