

FAUSTO CAIRES PINHEIRO

ANÁLISE COMPARATIVA DE BARRAS EXTRUDADAS DA LIGA AA6063 A
PARTIR DE BILLETS PRÉ-DEFORMADOS E FUNDIDOS

SÃO PAULO

2006

FAUSTO CAIRES PINHEIRO

ANÁLISE COMPARATIVA DE BARRAS EXTRUDADAS DA LIGA AA6063 A
PARTIR DE BILLETS PRÉ-DEFORMADOS E FUNDIDOS

Trabalho de Formatura apresentado ao
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de
Materiais da Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo.

Área de Concentração: Engenharia Metalúrgica

Orientador: Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut

SÃO PAULO

2006

Caíres Pinheiro, Fausto

ANÁLISE COMPARATIVA DE BARRAS EXTRUDADAS DA LIGA
AA6063 A PARTIR DE BILLETS PRÉ-DEFORMADOS E
FUNDIDOS.

São Paulo, 2006.

64p.

Trabalho de Formatura – Escola Politécnica da Universidade de São
Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1. Análise comparativa de barras extrudadas. I Universidade de São
Paulo. ESCOLA POLITÉCNICA. Departamento de Engenharia
Metalúrgica e de Materiais. II. t

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente aos meus pais, Raimundo e Vera, e minha irmã Aline pela paciência, pelos ensinamentos de vida e pelo amor e carinho incondicionais.

A minha noiva, Tiemy, por ser uma pessoa especial e pelo carinho, paciência e conselhos nos momentos difíceis durante minha graduação na Escola.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Ronald Lesley Plaut, pelas recomendações e conselhos para que a realização e conclusão deste trabalho fossem possíveis e para meu enriquecimento pessoal e profissional.

Ao Eng. Rodrigo Camargo Campana da Companhia Brasileira do Alumínio (CBA) pela disposição em transmitir sua experiência sobre extrusão através de conselhos, material técnico e recomendações para os ensaios.

Aos técnicos de laboratório do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Cláudio, Danilo, Lívio e Rubens pela amizade e ajuda na realização de ensaios e preparação de amostras.

Aos funcionários da Macro Extrusão de Alumínio Ltda. que possibilitaram a realização com sucesso dos experimentos deste trabalho, transmitindo também suas experiências na extrusão.

Aos colegas de curso André Hirano, Andreas, Cid, Cristiane, Daniel, Gerson, Leandro, Marcelo, Marcio, Mariana e Rafael pela amizade e companhia em todos os momentos.

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS	iv
LISTA DE TABELAS	vii
RESUMO	viii
ABSTRACT.....	ix
1. Revisão Bibliográfica	1
1.1 Aplicações.....	1
1.2 Extrusão	1
1.2.1 Deformação plástica.....	2
1.2.2 Perfil de pressões e determinação da força de Extrusão.....	4
1.3 Fabricação de Billets para Extrusão	13
1.3.1 Lingotamento - Processo “Direct Chill”	14
1.3.2 Solidificação das ligas AA6XXX	16
1.3.2 Homogeneização das ligas da série AA6XXX	17
1.4 Tratamento Térmico das ligas AA6XXX	18
2. Objetivos	21
3. Materiais e Métodos	22
3.1 Ensaio de Extrusão	22
3.1.1 Billets.....	22
3.1.2 Parâmetros de Extrusão	22
3.1.3 Aquisição de dados da Prensa	23
3.1.4 Aquisição de dados de Temperatura	24
3.2 Tratamento Térmico.....	25
3.2.1 Preparação das amostras.....	25
3.2.1 Tratamento em forno industrial.....	25
3.3 Medidas de Dureza.....	26
3.4 Metalografia Qualitativa	26
3.4.1 Microscopia Óptica.....	27

4. Resultados	28
4.1 Extrusão	28
4.1.1 Perfil de pressão e força de Extrusão.....	28
4.1.2 Medidas de temperatura.....	31
4.2 Tratamento Térmico.....	37
4.2.1 Tratamento térmico industrial	37
4.3 Caracterização Microestrutural.....	39
4.3.1 Billets.....	39
4.3.2 Barras Extrudadas	42
5. Discussão.....	45
5.1 Extrusão	46
5.1.1 Força de Extrusão.....	46
5.1.2 Parâmetros de extrusão	47
5.1.3 Perfil de Resfriamento e temperatura emergente.....	48
5.2 Tratamento Térmico.....	50
5.3 Caracterização Microestrutural.....	51
6. Conclusão.....	52
6.1 Extrusão	52
6.2 Tratamento Térmico.....	52
6.3 Caracterização Microestrutural.....	53
7. Bibliografia	54

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Configuração esquemática do processo de extrusão ^[1]	1
Figura 1.2 - Principais variáveis de extrusão ^[1]	3
Figura 1.3 – Variação da pressão com a posição relativa do impulsor para os processos de extrusão direta e indireta ^[1]	4
Figura 1.4 - Componentes de atrito durante a extrusão ^[1]	8
Figura 1.5 – Representação do billet durante a extrusão para a previsão do trabalho interno ^[1]	8
Figura 1.6 – Condições do fluxo de metal na extrusão ^[1]	9
Figura 1.7 – Estado de tensões conforme sistema descrito na figura 4, sendo diagramas de corpo livre a) do elemento dentro da parede do container e b) do elemento dentro da zona morta. c) apresenta a relação geométrica entre dz , dD e ds ^[1]	10
Figura 1.8 - Perfil de forças do ensaio 9F e capacidade da prensa.....	11
Figura 1.9 - Esquema simplificado do sistema hidráulico de uma prensa de extrusão para o cálculo da força de extrusão ^[1]	12
Figura 1.10 - Rotas para produção de billets de extrusão, a) Direct Chill e b) pré-deformado - extrusão.....	13
Figura 1.11 - Processo DC com lingotamento a) vertical e b)horizontal ^[9]	14
Figura 1.12 - Diagrama do equilíbrio pseudo-binário Al-Mg ₂ Si do sistema Al-Mg-Si ^[12]	16
Figura 1.13 - Morfologia e coerência dos precipitados tipo bastonete ^[14]	19
Figura 1.14 - a) Comportamento da tensão de escoamento de acordo com os mecanismos de endurecimento ^[15] e b) curva típica de tensão de escoamento <i>versus</i> tempo de envelhecimento ^[12]	20
Figura 3.1 Esquema de divisão do billet para medidas de temperatura.....	24
Figura 3.2 Posicionamento das barras no tratamento térmico industrial, sendo a barra hachurada a de referência.....	26

Figura 4.1 - Diagrama pseudo-binário Al-Mg ₂ Si. As linhas tracejadas indicam a composição e a temperatura do ponto A, que representa o trabalho à 763K da liga AA6063.....	30
Figura 4.2 - Dispersão dos valores de $\bar{\sigma}$ observados e ensaios descartados.....	31
Figura 4.3 - Temperatura média de aquecimento dos billets.....	32
Figura 4.4 – Perfil de resfriamento dos ensaios a) 3D e 7D e b) 3F e 7F.....	33
Figura 4.5 - Gradiente de temperaturas e coeficiente de transferência de calor das amostras a)3D e b)7D.....	34
Figura 4.6 – Gradiente de temperaturas e coeficiente de transferência de calor das amostras a)3F e b)7F.....	35
Figura 4.7 - Temperatura emergente média dos ensaios.....	36
Figura 4.8 - Flutuação dos valores de dureza.....	38
Figura 4.9 – a) vista geral do billet fundido, tamanho natural; b) região próxima a superfície, detalhe para a região coquilhada na superfície, aumento 4x; c) região central, aumento 50x; d) região central, aumento 100x. Microestrutura composta de grãos equiaxiais com estrutura dendrítica.....	39
Figura 4.10 – a) vista geral do billet pré deformado. Tamanho natural; b) região próxima a superfície. Aumento 4x; c) região central. Aumento 4x; d) região do meio-raio. Aumento 50x. Microestrutura composta de grãos recristalizados na superfície, grãos e subgrãos próximos da superfície e no meio raio e grãos equiaxiais na região central.....	40
Figura 4.11 – Seção longitudinal da barra 6F a) centro; b) meio raio e c) superfície. Aumento de 50x.....	43
Figura 4.12 – Seção longitudinal da barra 5D a) centro; b) meio raio e c) superfície. Aumento de 50x.....	44
Figura 5.1 – Correlação entre tensão de deformação média ($\bar{\sigma}$) e lnZ. Valores da literatura ^[3]	47
Figura 5.2 - Correlação entre lnZ e a RE. Valores da literatura ^[18]	48

Figura 5.3 - Correlação entre o perfil de resfriamento experimental e por MDF.....	49
--	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1 - Tecnologias e características observadas para o controle de qualidade do billet.....	14
Tabela 3.1 - Composição Química da liga AA6063 ^[16]	22
Tabela 4.1 - Principais parâmetros coletados e calculados durante o processo de extrusão, índices F para billet fundido e D para billet pré-deformado.....	29
Tabela 4.2 - Medidas dos ensaios de dureza com respectivo valor médio.	37

RESUMO

ANÁLISE COMPARATIVA DE BARRAS EXTRUDADAS DA LIGA AA6063 A PARTIR DE BILLETS PRÉ-DEFORMADOS E FUNDIDOS

Este trabalho procura apresentar de forma comparativa o desempenho de billets fundidos e pré-deformados para extrusão da liga AA6063 durante as etapas convencionais de fabricação de perfis estruturais, no caso desde a extrusão até o tratamento térmico de envelhecimento, correlacionando dados operacionais de temperatura e pressão da máquina com essas propriedades.

Para a caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas das barras extrudadas utilizou-se de ensaios de dureza e caracterização metalográfica por microscopia óptica de luz polarizada das barras extrudadas. Realizou-se também a caracterização dos billets visualmente e por microscopia óptica de luz polarizada.

Observou-se pouca diferença entre os billets durante a operação de extrusão sob o aspecto de força de atrito, sendo que os dados de força aplicada pela máquina indicam valores ligeiramente menores para a extrusão do billet pré-deformado. Os parâmetros de extrusão obtidos nos ensaios foram representativos e acompanharam o comportamento previsto na literatura, considerando que a literatura consultada relaciona esses parâmetros para a liga AA6082.

As amostras provenientes do billet pré-deformado apresentaram homogeneidade microestrutural maior que nos billets fundidos, sendo o efeito da heterogeneidade observado nos valores de dureza, que apresentaram maior variação nas amostras de origem no billet fundido.

Palavras-chave:

1. Extrusão de Alumínio
2. Billets para extrusão
3. Correlação Microestrutura x Propriedades
4. Endurecimento por precipitação

ABSTRACT

COMPARATIVE ANALISYS OF EXTRUDED AA6063 ALLOY BARS FROM DEFORMED AND AS CAST BILLETS

This work proposes to show by comparison the performance of deformed and as cast AA6063 extrusion billets during the common steps of producing structural bars, from extrusion until age hardening heat treatment, correlating operating data of temperature and in the machine with observed material properties.

Mechanical and metallurgical properties characterization was evaluated on the bars by Brinell Hardness test and polarized-light optical metallography. Also, billets were characterized visually and by polarized-light optical metallography.

A poor difference was observed between the billets during extrusion on friction force aspect, besides the fact that the applied force data seems to be quite small values on deformed billet during extrusion. The extrusion parameters observed during extrusion were representative following the literature behavior, despite the fact that the consulted literature relates those parameters on AA6082 alloy extrusion.

The deformed billet sample bars has shown more microstructural homogeneity than as cast billet sample, the effect of the heterogeneities on as cast billet sample bars was observed on hardness values, which showed higher variation than the deformed sample.

Key-words:

- | | |
|--|----------------------|
| 1. Aluminum Extrusion | 2. Extrusion Billets |
| 3. Correlation Microstructure x Properties | 4. Age hardening |

1. Revisão Bibliográfica

1.1 Aplicações

Os produtos de extrusão são versáteis quanto a sua aplicação abrangendo diversas áreas como construção civil, automotiva, aeronáutica, industrial e de interiores. Com excelente resistência à corrosão, boa resistência mecânica e boa conformabilidade as ligas de alumínio utilizadas para extrusão atendem aos mais diversos requisitos de qualidade desses setores, desde acabamento superficial a manutenção das dimensões de projeto.

1.2 Extrusão

Extrusão é um processo de deformação plástica em que um billet (tarugo) de metal é forçado a fluir por compressão através do furo de uma matriz que possui uma seção transversal de área menor que a do billet original, sendo dessa forma um processo de compressão indireta. A figura 1.1 apresenta de forma esquemática essa definição

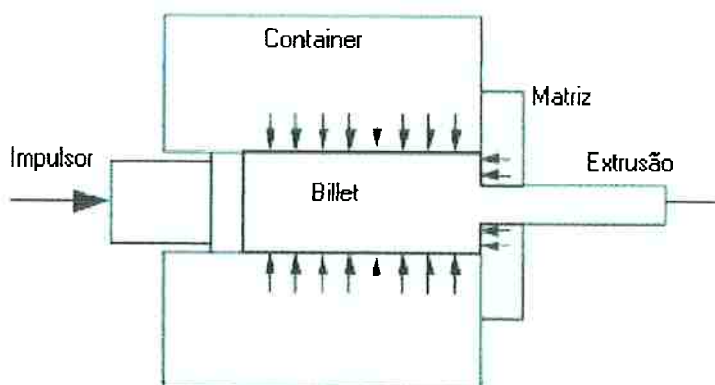


Figura 1.1 – Configuração esquemática do processo de extrusão^[1].

O método mais comum e utilizado na extrusão de alumínio é o processo direto^[1], que segue a configuração apresentada na figura 1.1 em que o billet dentro de um container é empurrado por um impulsor contra a matriz.

1.2.1 Deformação plástica

A teoria da plasticidade é aplicada para investigar a mecânica da deformação na extrusão, sendo que a diferença fundamental na extrusão de alumínio e a de outros metais é que o centro do billet é extrudado primeiro do que a região próxima à interface billet-container, causando uma deformação por cisalhamento mais severa. Como a força necessária para fazer fluir o billet pelo furo da matriz é superior ao limite de cisalhamento do material, o fluxo de metal na extrusão depende de diversos fatores^[1], dentre eles:

- Propriedades do billet na temperatura de operação;
- Interfaces de atrito entre billet-container e billet-matriz;
- Comprimento e liga do billet;
- Temperatura do billet, do container e do ferramental;
- Tensão de deformação;
- Velocidade de Extrusão;
- Razão de Extrusão;
- Pressão de Extrusão.

Essas e outras variáveis no processo de extrusão afetam diretamente a qualidade do produto final sob os aspectos de propriedades mecânicas, elétricas e superficiais e a partir de parâmetros como razão de extrusão (RE) e pressão de extrusão é que se pode analisar a viabilidade da extrusão de um dado perfil, uma vez que cada prensa de

extrusão possui uma capacidade, expressa em toneladas, que será posteriormente discutida.

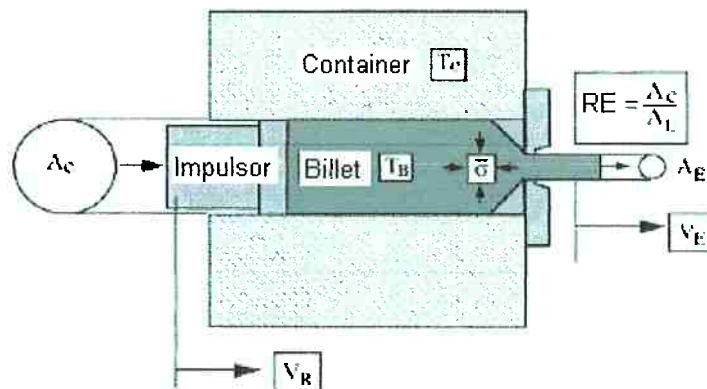


Figura 1.2 - Principais variáveis de extrusão^[1].

A pressão de extrusão para um dado perfil de RE já definido depende das variáveis acima apresentadas e a influência dessas na pressão segue abaixo:

- *Temperatura do billet:* a extrusão é comumente feita a altas temperaturas, no caso do alumínio a aproximadamente 600K^[2], para metais e ligas que não possui plasticidade a temperatura ambiente. Considerada uma das variáveis mais importantes, ela possibilita diminuir a força necessária para extrusão, no entanto ao mesmo tempo compromete a velocidade de extrusão, pois essa que aumenta a taxa de deformação e essa por sua vez eleva localmente a temperatura durante a deformação podendo chegar inclusive à temperatura de fusão, comprometendo assim estruturalmente e dimensionalmente o produto.
- *Velocidade de extrusão:* essa variável afeta diretamente a pressão de extrusão e a temperatura de extrusão, como já discutido. Quanto menor a velocidade mais tempo disponível para gerar o calor para o fluxo de metal, sendo que no alumínio a condução de calor é mais presente por esse metal apresentar alta condutividade térmica.

- *Tensão de deformação*: sua importância está relacionada ao próprio processo de deformação plástica que, além dela, depende também da geometria final e do atrito.

A RE afeta diretamente a pressão de extrusão e sua influência será discutida mais adiante.

1.2.2 Perfil de pressões e determinação da força de Extrusão

No processo de extrusão direta há uma forte influência do atrito entre o billet e o container na força a ser aplicada e, por consequência, o dimensionamento do sistema hidráulico da prensa. Já no processo de extrusão indireta há apenas o atrito da matriz com o billet uma vez que a matriz é quem comprime o billet, estando o billet em repouso em relação ao container.

A influência do atrito pode ser observada no gráfico apresentado na figura 1.3 aonde é apresentado o perfil de pressão típico no processo de extrusão direta e indireta^[1], aonde denota que para a extrusão de uma mesma peça a pressão necessária no processo direto é maior que para o processo indireto.

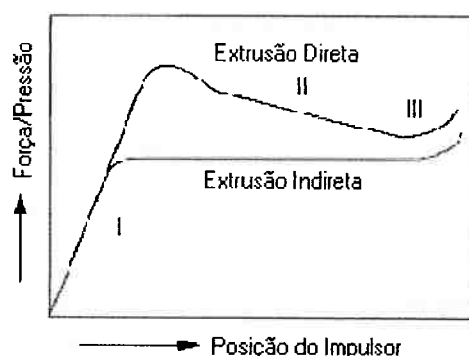


Figura 1.3 – Variação da pressão com a posição relativa do impulsor para os processos de extrusão direta e indireta^[1].

As regiões I, II e III para o perfil de pressão no processo de extrusão direta correspondem a^[1,2]:

Região I: O billet é recalado e a pressão evolui rapidamente para seu valor de pico;

Região II: A pressão decai linearmente à medida que o billet diminui seu comprimento útil e dessa forma a força de atrito decorrente da interação container-billet. Sendo assim essa região é proporcional ao atrito.

Região III: A pressão chega a seu valor mínimo, o de fim de extrusão, seguido de um pequeno aumento com a compactação do descarte.

A pressão de pico deve estar compreendida dentro da capacidade de pressão da prensa. A diferença entre as pressões máxima e mínima é atribuída a força necessária para deslocar o billet pelo container vencendo assim a força de atrito. A pressão total P_T no sistema observada no impulsor compreende a força de atrito, a força de deformação do material e a força redundante/trabalho interno, como equacionado abaixo^[1]:

$$P_T = P_D + P_F + P_R \quad (1)$$

Por ser um processo termomecânico deve-se levar em consideração a temperatura em que se ocorre a deformação. Diversos autores^[3, 4, 5, 6] tomaram parâmetros para relacionar deformação e temperatura para compreender o comportamento do material durante o processamento termomecânico e estimar a curva tensão-deformação. Um desses parâmetros é o sugerido por Zenner e Hollomon (Z), que segue a seguinte relação:

$$Z = \varepsilon \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

com $\dot{\varepsilon}$ igual a taxa de deformação, posteriormente exemplificada, Q a energia de ativação da deformação a quente, R a constante universal dos gases e T a temperatura absoluta em que ocorre a deformação. A temperatura absoluta de deformação (T_{def}) é medida próxima a região de máxima deformação, sendo na extrusão comumente chamada *temperatura emergente*, equacionada conforme a equação (3), com T_T sendo a temperatura do billet e T_E a temperatura emergente média.

$$\frac{1}{T_{def}} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{T_T} + \frac{1}{T_E} \right) \quad (3)$$

P_D é a pressão necessária para deformação plástica do material, que pode ser representada pela seguinte função^[3, 4]

$$P_D = f(\bar{\sigma}, \bar{\varepsilon}) \quad (4)$$

onde a tensão de deformação é definida por^[3, 4]

$$\bar{\sigma} = f(\dot{\varepsilon}, \bar{\varepsilon}, T) \quad (5)$$

a partir do parâmetro de Zener-Hollomon para relacionar deformação e temperatura de trabalho, a deformação e a taxa de deformação são definidas a partir da equação (7), a equação de Feltham^[3, 4]

$$\bar{\varepsilon} = \ln(RE) \quad (6)$$

$$\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon} = \frac{\partial \bar{\varepsilon}}{\partial t} = \frac{6V_R D_B^{-2} (0,171 + 1,86RE) \tan(38,7 + 6,9 \ln RE)}{D_B^3 - D_E^3} \quad (7)$$

T é a temperatura de deformação (T_{def}) do material e a Relação de Extrusão (RE) é dada por^[2]

$$RE = \frac{A_{Barra}}{A_{Tarugo}} \quad (8)$$

P_F é a pressão necessária para vencer as forças de atrito entre o container e o billet, entre a zona morta e o fluxo de metal e entre o billet e a matriz, como apresentado na figura 1.4, é dada pela seguinte função^[1]

$$P_F = f(p_r, m, m', m'', D, L, L') \quad (9)$$

Onde

p_r – pressão radial

m – fator de atrito entre o billet e o container

m' – fator de atrito na interface zona morta/fluxo de metal

m'' – fator de atrito entre o billet e a matriz

D – diâmetro do billet

L – comprimento do billet

L' – comprimento da seção de uma matriz sólida

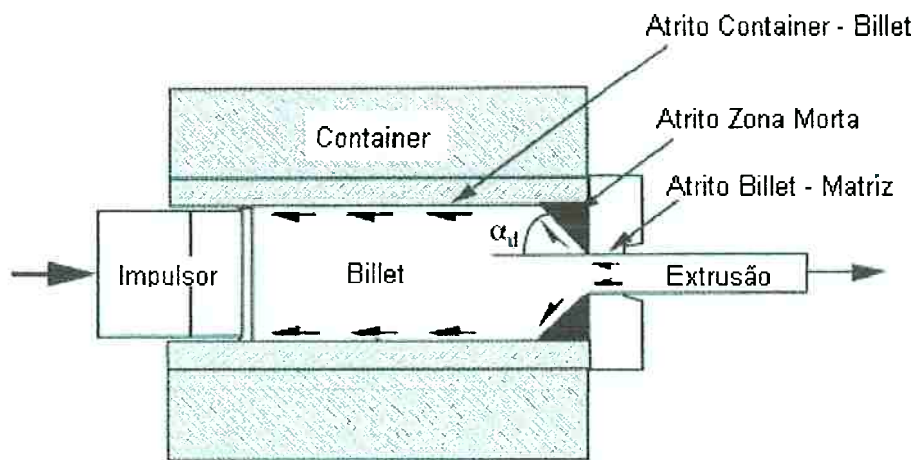


Figura 1.4 - Componentes de atrito durante a extrusão^[1].

Por fim, P_R é a pressão para contrapor a força redundante e/ou de trabalho interno do material, dada por^[1]

$$P_R = f(\bar{\sigma}, \alpha) \quad (10)$$

A força redundante é explanada^[5] a partir da divisão do billet durante a extrusão em 3 regiões, como apresentado na figura 1.5.

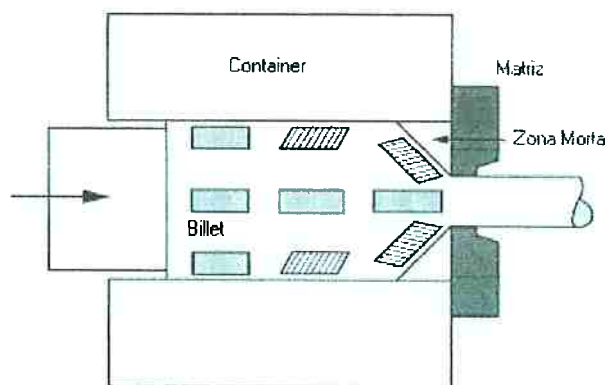


Figura 1.5 – Representação do billet durante a extrusão para a previsão do trabalho interno^[1].

Na região central do billet há apenas estiramento durante a extrusão correspondente somente a mudança de seção transversal. As regiões próximas à parede do container sofrem predominantemente cisalhamento devido ao atrito e as regiões próximas à zona morta sofrem cisalhamento devido às forças presentes na interface container-matriz-metal. Com isso, as forças de cisalhamento não relacionadas à mudança de seção do billet durante a extrusão são consideradas forças internas, sendo essas as responsáveis em grande parte pela discrepância observada na pressão de extrusão prática e a pressão prevista teoricamente para deformação plástica uniforme.

Diversos autores^[3,6,7] tomam como ferramenta para o cálculo da pressão de extrusão apresentada acima modelos de conservação de massa e energia que prevêm ou não a pressão para o trabalho redundante, sendo essa pressão relacionada a parâmetros como a RE e o ângulo da zona morta. A relação desses parâmetros e o uso da conservação de energia são explicitadas nas figuras 1.6 e 1.7 que apresentam respectivamente as condições de entrada e saída durante a extrusão e o estado de tensões durante a extrusão.

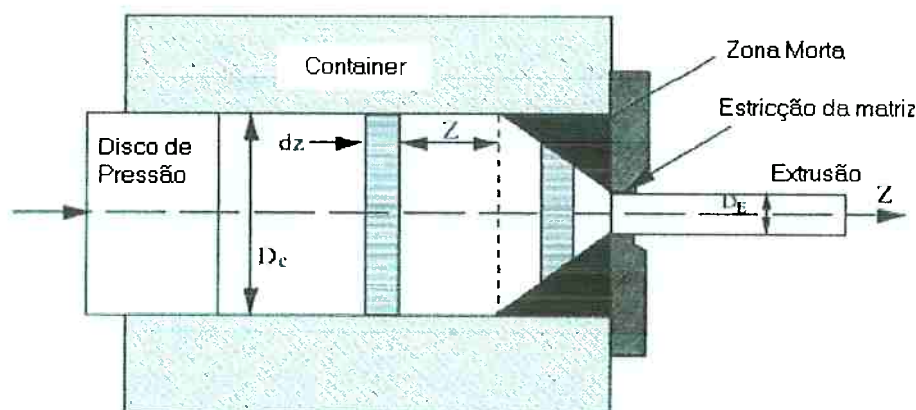


Figura 1.6 – Condições do fluxo de metal na extrusão^[1].

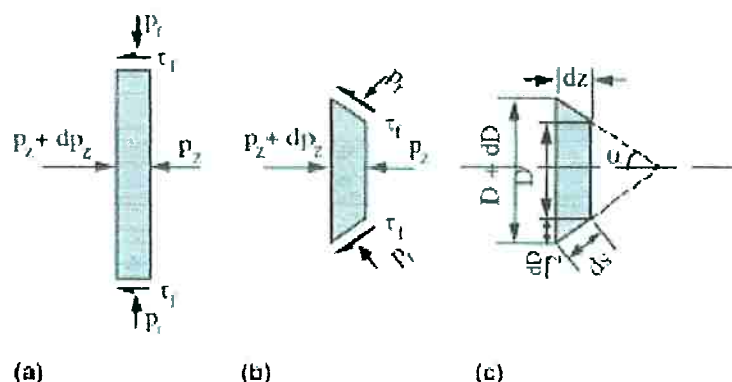


Figura 1.7 – Estado de tensões conforme sistema descrito na figura 4, sendo diagramas de corpo livre a) do elemento dentro da parede do container e b) do elemento dentro da zona morta. c) apresenta a relação geométrica entre dz , dD e ds ^[1].

Do valor de pressão de extrusão obtido teoricamente através do equacionamento apresentado ou na prática através dos manômetros da prensa, sabe-se que a força de extrusão depende da tensão de escoamento do material do billet, da RE, das condições de atrito nas interfaces billet-container e billet-matriz, entre outras variáveis como temperatura inicial do billet e a velocidade de extrusão. A força de extrusão pode ser exemplificada como

$$F_E = P_T A_C \quad (11)$$

onde A_C é a área do container aonde o billet é colocado. Apesar de apresentar diâmetros diferentes, o billet após ser recalcado – atingindo a pressão de pico – terá seu diâmetro igual ao do container e seu comprimento proporcionalmente diminuído.

A força de extrusão é o parâmetro que determina a capacidade da prensa^[1,2] em toneladas e para que a extrusão seja bem sucedida a força aplicada pela prensa F_M seja maior que a força necessária para extrusão F_E ($F_M > F_E$). Por ser proporcional a pressão de extrusão o perfil de forças segue o mesmo comportamento dessa.

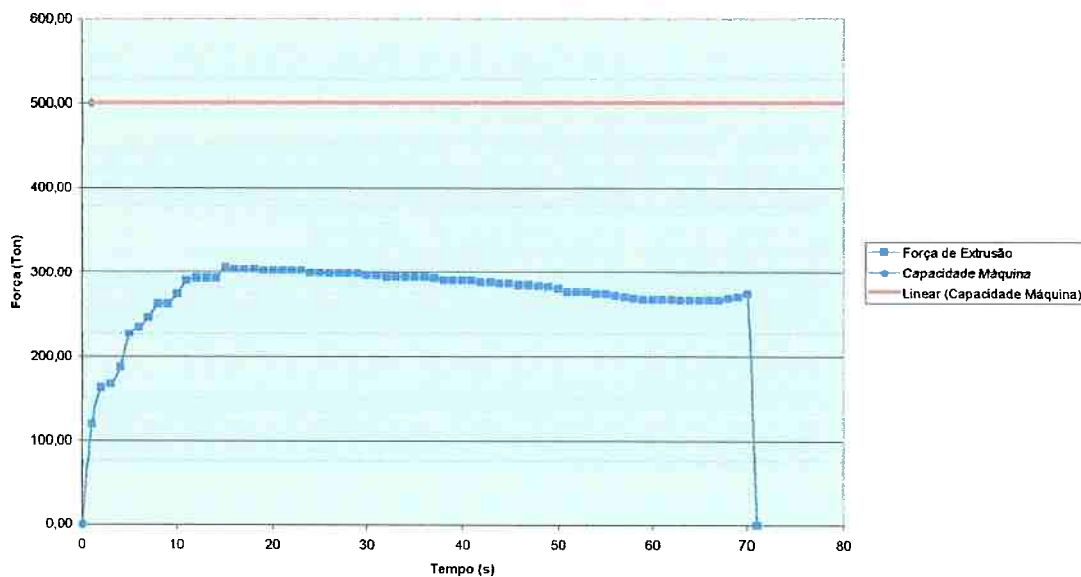


Figura 1.8 - Perfil de forças do ensaio 9F e capacidade da prensa.

Para a determinação da força de extrusão deve-se analisar o sistema hidráulico da prensa, em especial os cilindros que proporcionam o deslocamento do impulsor. Grande parte das prensas de extrusão possuem 3 cilindros sendo um principal e dois de apoio que atuam na movimentação do impulsor. Os cilindros de apoio podem ou não atuar na extrusão, mas se observa que em todas as prensas^[2] somente os cilindros de apoio atuam no recuo do impulsor ao término da extrusão porque, por serem cilindros menores, o volume de óleo a ser deslocado pelos cilindros de apoio será menor tornando assim o recuo um procedimento mais rápido e contribuindo assim para diminuir o tempo ocioso da prensa, aumentando a produtividade da mesma. O tempo ocioso no processo de extrusão é todo aquele que não está envolvido diretamente com a extrusão propriamente dita, como o carregamento do billet na prensa, retirada do descarte, recuo do impulsor e outros procedimentos paralelos de apoio da prensa.

Na figura 1.9 é apresentada de maneira simplificada a parte do sistema hidráulico que é analisada para o cálculo da força de extrusão, no caso as entradas de óleo a alta pressão, os cilindros, o impulsor e o billet recalcado.

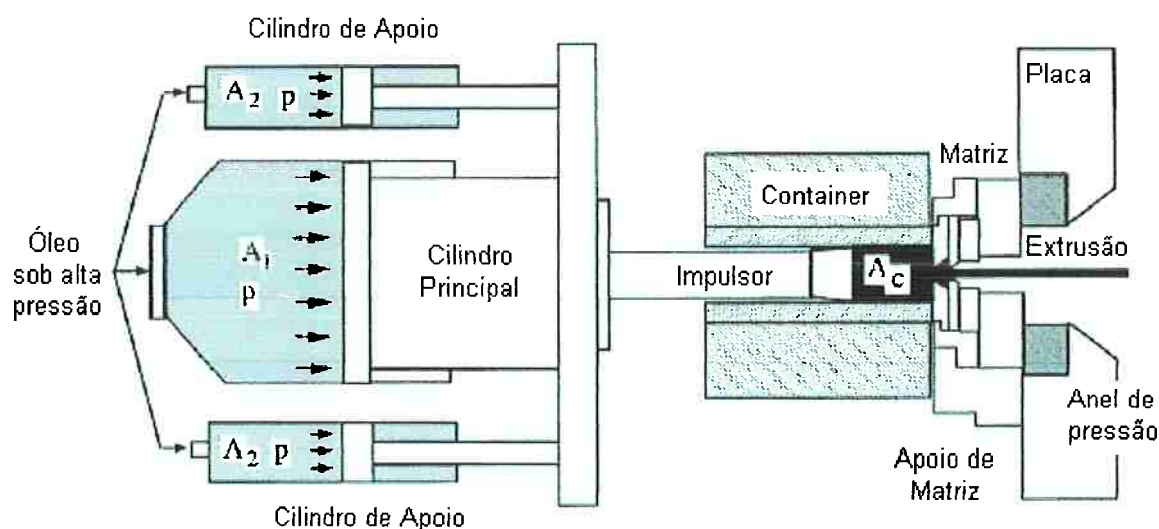


Figura 1.9 - Esquema simplificado do sistema hidráulico de uma prensa de extrusão para o cálculo da força de extrusão^[1].

Para prensas que utilizam os cilindros de apoio na extrusão o cálculo da força de extrusão é

$$F_E = p(A_1) + p(2A_2) \quad (12)$$

em prensas que os cilindros de apoio atuam somente no recuo do impulsor basta desprezar o segundo termo do lado direito da equação (12).

1.3 Fabricação de Billets para Extrusão

Os processos de fabricação de billets para extrusão, aspecto que será discutido neste trabalho sob o ponto de vista de sua influência no processo de extrusão e nas propriedades do produto final, se diferenciam somente após o tratamento térmico de homogeneização. Os processos que serão abordados serão o *Direct Chill* (DC), de lingotamento semicontínuo de billets, e a Extrusão, processo utilizado atualmente para fabricação de billets pré-deformados. A rota de produção de billets é apresentada abaixo.

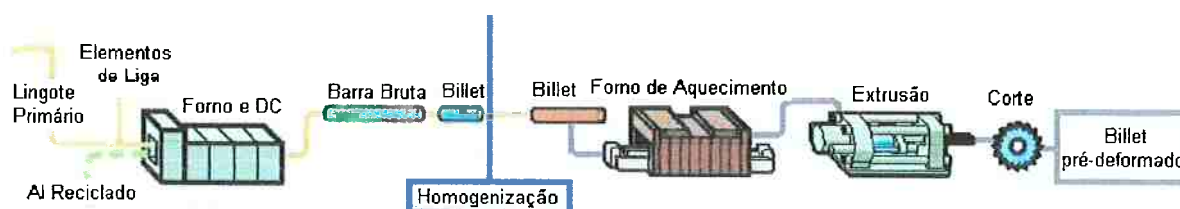


Figura 1.10 - Rotas para produção de billets de extrusão, a) Direct Chill e b) pré-deformado - extrusão.

A matéria prima para o lingotamento de billets difere quanto a sua origem, podendo ser alumínio primário ou secundário (reciclado). O maior problema no uso de material reciclado está relacionado ao tipo de material que, se não for corretamente selecionado, poderá levar ao banho impurezas de outras ligas danosas ao forno e ao billet, elevando os custos com retorno, homogeneização e correções de composição.

Dessa forma a qualidade do billet parte de 3 tecnologias: a de lingotamento, a de tratamento do metal líquido e a de homogeneização. As características a serem observadas^[8] quanto cada processo são apresentadas na tabela 1.1.

Tabela 1.1 - Tecnologias e características observadas para o controle de qualidade do billet.

<i>Tecnologia</i>	<i>Características</i>
Lingotamento	Geometria, Superfície e Estrutura Metalográfica
Tratamento do Metal	Estrutura Metalográfica e Limpeza do Metal
Homogeneização	Estrutura Metalográfica

1.3.1 Lingotamento - Processo “Direct Chill”

O processo Direct Chill (DC) consiste no lingotamento semicontínuo do alumínio em forma de barras cilíndricas com seu diâmetro definido pelo molde de cobre resfriado a água e dessa forma produzir de maneira direta billets para extrusão.

Grande parte das máquinas de DC de alta capacidade é do tipo vertical^[9], sendo que atualmente tem-se voltado para o uso do processo de lingotamento horizontal por apresentar menor manutenção do sistema de resfriamento e comprimentos de billet maiores, tornando o processo mais contínuo. O esquema dos dois modos de lingotamento são apresentados nas figuras 1.11 a) e b), respectivamente.

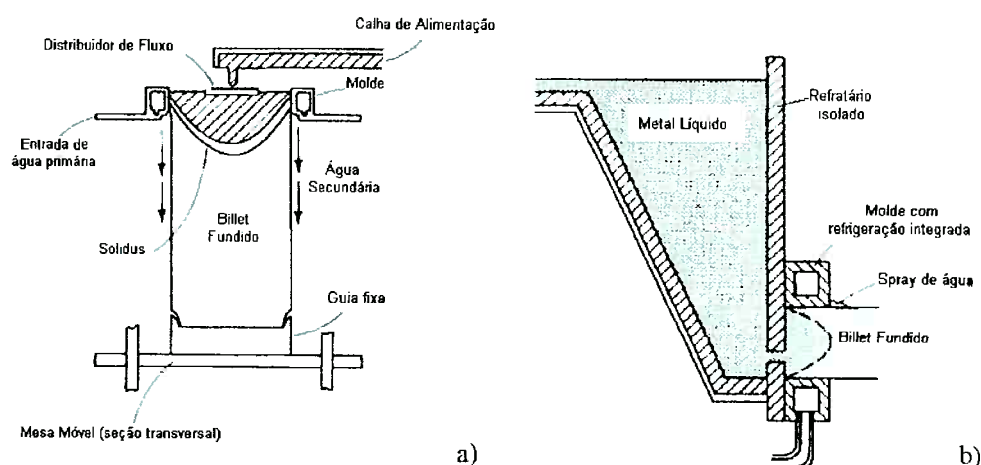


Figura 1.11 - Processo DC com lingotamento a) vertical e b) horizontal^[9].

Como apresentado na figura 1.11 a) e b), o processo tem partida quando uma liga superaquecida é vazada dentro de um molde refrigerado a água. Há a solidificação de uma casca como resultado do resfriamento que, com a contração, há a formação de um espaçamento de ar entre o lingote e o molde. O lingotamento prossegue de acordo com o distanciamento da mesa móvel em relação ao molde conforme a velocidade de fusão, sendo que durante a fusão há a formação da zona pastosa aonde líquido e fases sólidas coexistem, questão essa que terá fator decisivo na ocorrência e na morfologia de macrossegregações.

As variáveis que afetam a qualidade final do billet para extrusão do processo DC são discutidos brevemente abaixo^[10]:

- **Velocidade de solidificação:** parâmetro que afeta a produtividade e determina fortemente a qualidade do billet, seu controle é correlacionado ao tamanho do rechupe. Com o aumento da velocidade de solidificação as isotermas da zona pastosa se deslocam, aumentando a incidência do defeito de refusão causando micro e macro rechupes.
- **Superaquecimento:** Aumentos de temperatura não afetam as características de transferência de calor, mas o tamanho do rechupe aumenta devido ao aumento do calor latente e ao gradiente de temperaturas entre a fase líquida e a sólida.
- **Nível de metal:** Parâmetro crítico na fundição de billets, no processo DC essa se inicia na primeira superfície de contato entre o molde e o metal líquido. Desde que haja uma quantidade apreciável de líquido superaquecido dentro da casca solidificada, pressão metalostática e agitação do metal líquido, a fase solidificada tende a se refundir e a consequência é a liquação e alta macrosegregação. Sendo o nível de metal ótimo, a quantidade de calor a ser extraída pelo jato d'água será menor, portanto a casca solidificada será mais espessa e mais estável.

Dentre as variáveis de processo apresentadas, as relacionadas ao resfriamento pelo jato d'água possui o maior efeito na microestrutura do billet por essa ser responsável pelo gradiente de temperaturas observado da casca solidificada ao centro do billet ainda líquido e/ou pastoso afetando na espessura final da zona coquilhada, uma das responsáveis por defeitos superficiais nos produtos extrudados.

1.3.2 Solidificação das ligas AA6XXX

A solidificação das ligas da série 6XXX é de difícil modelamento por apresentar um sistema quartenário Al-Fe-Mg-Si. O conceito de eutético é adaptável partindo que há um grau de liberdade adicional^[11] e, no sistema Al-Mg-Si, há um aspecto diferenciado por haver um comportamento quasi-binário Al-Mg₂Si, ocorrendo um binário eutético observado no diagrama pseudobinário do sistema Al-Mg-Si em que se observa teor de solubilidade da fase Mg₂Si máximo de 1,85%.

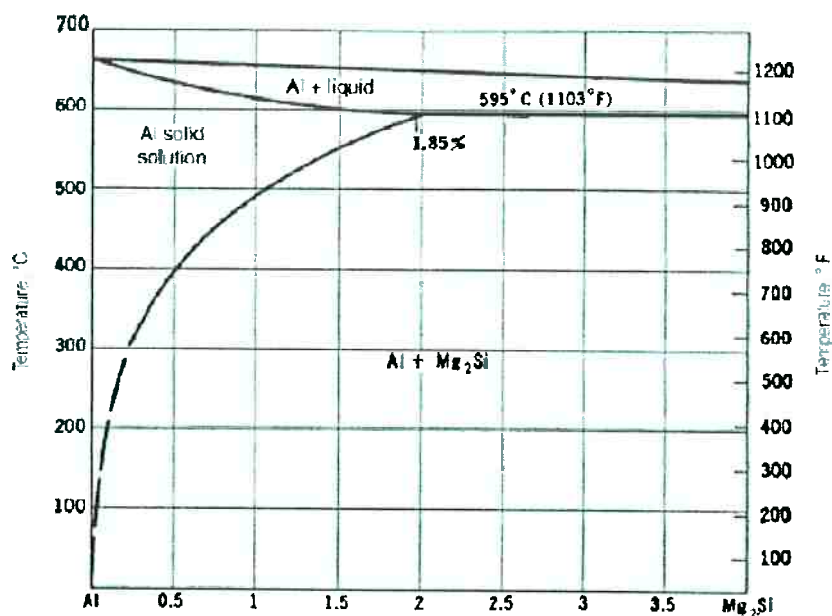


Figura 1.12 - Diagrama do equilíbrio pseudo-binário Al-Mg₂Si do sistema Al-Mg-Si^[12].

Nas ligas da série 6XXX observa-se que o Al sólido sempre é formado simultaneamente a outras fases nos interstícios dendríticos durante o estágio final de solidificação com o líquido remanescente concentrado nos espaços entre as dendritas, estando rico em solutos até que esses interceptam uma superfície binária eutética^[11]. A movimentação durante a solidificação entre o sólido e o líquido interdendrítico leva a macrosegregação e, mesmo as reações peritéticas sendo suprimidas, essas são visíveis na microestrutura quando a reação das fases envolve elementos com altas taxas de difusão, como Cu, Mg e Si, ocorrendo inclusive reações de solidificação secundária com as fases Mg_2Si , $\beta\text{-AlFeSi}$, Si e outras^[11,13]. A segregação dendrítica observada no processo DC é resultado dessa redistribuição de soluto durante a solidificação através do líquido interdendrítico.

Procura-se cada vez mais um metal mais limpo, isto é, com teores de hidrogênio residual e presença de inclusões menores sendo que essa exigência vai de encontro ao aumento da exigência da extrusão quanto ao desenvolvimento de ligas mais eficientes, como a 6063, a melhor da qualidade mecânica e superficial e maior vida útil das matrizes de extrusão.

1.3.2 Homogeneização das ligas da série AA6XXX

A homogeneização é o tratamento térmico que submete o billet por um período relativamente longo (geralmente 10 horas^[2,8]) a altas temperaturas para reduzir a macrosegregação proveniente da solidificação, possibilitando dessa forma o aumento da ductilidade a quente do billet, propriedade desejável durante a extrusão. A temperatura do processo é função da liga que se está tratando, pois depende das temperaturas “solvus” e “liquidus” de cada uma; o tempo de tratamento depende da extensão que se pretende para as reações no estado sólido. O resfriamento após o tratamento é também importante, pois visa interromper as reações, cujo desenvolvimento excessivo pode trazer consequências indesejáveis.

No caso das ligas da série 6XXX as temperaturas de homogeneização se situam entre 560 e 590°C^[8], e nessa faixa de temperaturas a segregação é minimizada como resultado do processo de difusão no estado sólido do soluto presente nos contornos de grão e controla a distribuição de dispersóides e reduz a tensão residual^[10]. Apesar dos elementos Mg e Si apresentarem altas taxas de difusão, analisadas a partir da difusão do intermetálico Mg_2Si ^[11], impurezas como Cr, Ti e Fe que possuem baixas taxas de difusão controlam a velocidade de difusão e, conseqüentemente, o tempo de homogeneização.

Na homogeneização além de solubilizar eutéticos primários grosseiros e precipitar o Mg e o Si procura-se transformar a fase frágil β -Al-Fe-Si em α -Al-Fe-Si ou em $FeAl_3$ sendo a presença de Mn na composição importante para atuar como catalisador dessa transformação^[8].

1.4 Tratamento Térmico das ligas AA6XXX

Grande parte das ligas de alumínio possui o mecanismo de endurecimento por precipitação, mecanismo esse foi mais bem compreendido a partir do desenvolvimento da técnica de difusão de raios X que possibilitou, paralelamente, a verificação desse mecanismo nos históricos trabalhos de Guinier e Preston, em que ambos observaram em uma liga de alumínio endurecida por precipitação a aglomeração de átomos em zonas muito pequenas, zonas essas que foram nomeadas como zonas de Guinier-Preston^[14].

O aumento da dureza por precipitação está intimamente ligado à solubilização a alta temperatura de solutos endurecedores e posterior saturação da matriz com a queda brusca e controlada da temperatura. Estando assim a matriz supersaturada, configura-se um equilíbrio meta-estável com maior densidade de lacunas por haver átomos menores na matriz, nessa fase ainda de forma desordenada. Com um novo aumento de temperatura, menor que no primeiro momento, há o aumento da difusividade dos átomos

substitucionais e esses se aglomeram localmente em grupos formando as zonas de Guinier-Preston (GP).

Nas ligas da série 6XXX o elemento endurecedor é o intermetálico Mg_2Si que possui configuração da zona de GP de bastonete ao longo das três direções do plano $\langle 100 \rangle$ da matriz^[14] e, como se observa na figura 1.13, de comportamento semicoerente.

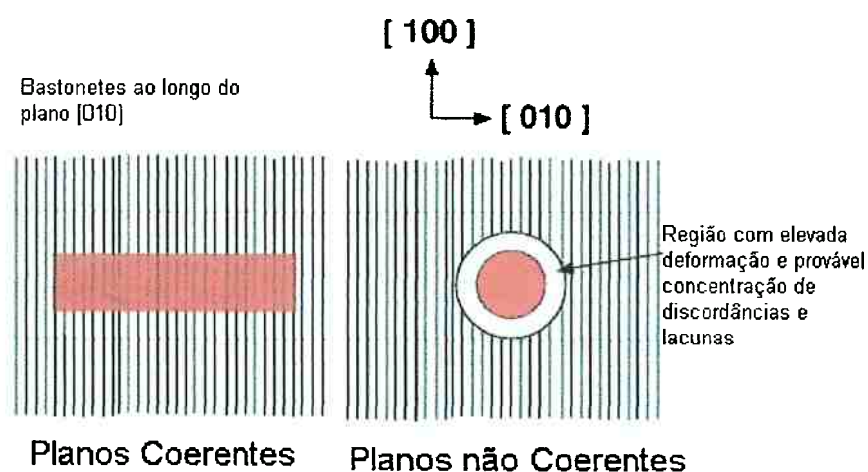


Figura 1.13 - Morfologia e coerência dos precipitados tipo bastonete^[14].

No tratamento térmico de endurecimento por precipitação, ou tratamento de envelhecimento, há dois mecanismos de endurecimento que explicam o comportamento das propriedades mecânicas após o tratamento, sendo esses o de corte de precipitados e outro de contorno dos precipitados por discordâncias^[15].

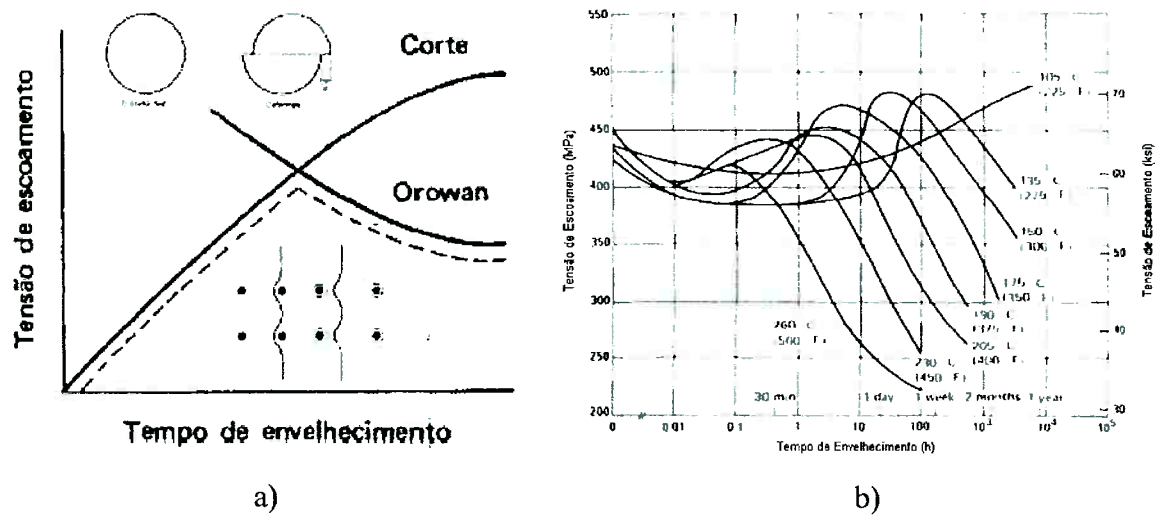


Figura 1.14 - a) Comportamento da tensão de escoamento de acordo com os mecanismos de endurecimento^[15] e b) curva típica de tensão de escoamento *versus* tempo de envelhecimento^[12].

Esses mecanismos concorrentes são fruto do tamanho da partícula, que é menor no início do envelhecimento – corte pelas discordâncias - e maior no final – formação de anéis de discordância.

2. Objetivos

O principal objetivo deste trabalho é caracterizar os billets de extrusão disponíveis no mercado, no estado fundido e pré-deformado, durante as etapas convencionais de produção de perfis estruturais da liga AA 6063. As etapas de produção constituem em:

- a) extrusão a quente das barras e
- b) tratamento térmico de envelhecimento das barras.

O presente trabalho visa também correlacionar dados operacionais de temperatura e pressão da máquina com as propriedades obtidas nas barras após o tratamento de envelhecimento, com análise da solubilização de microconstituintes em prensa através do perfil de resfriamento pós-extrusão.

As técnicas e metodologias a serem empregadas para realizar essa caracterização são:

- Análise numérica pelo método das diferenças finitas (MDF);
- Ensaio de dureza Brinell (HB);
- Análise macroscópica dos billets visualmente e por microscopia óptica de luz polarizada;
- Análise microscópica das barras extrudadas por microscopia óptica de luz polarizada.

3. Materiais e Métodos

3.1 Ensaio de Extrusão

3.1.1 Billets

Os billets para extrusão de alumínio que foram utilizados no presente trabalho foram de dois tipos, fundidos e pré-deformados, da liga AA6063 homogeneizados e não torneados, que tem sua composição típica^[16] apresentada na tabela 3.1:

Tabela 3.1 - Composição Química da liga AA6063^[16].

Composição Química (% massa)							
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,20 – 0,60	0,35	0,10	0,10	0,45 – 0,90	0,10	0,10	0,10

Os certificados de composição dos billets usados no experimento estão em anexo e seguem a faixa de composição esperada para a liga AA6063.

3.1.2 Parâmetros de Extrusão

Antes de se fazer o ensaio de extrusão alguns parâmetros iniciais como comprimento do billet, diâmetro e seção da barra, temperatura do billet, do container e do ferramental foram fixados.

Para o comprimento do billet levou-se em conta que o comprimento total da barra seria de 18 metros, concluindo então que o comprimento do billet para se ter esse comprimento de barra levando em consideração perdas é de 230mm.

A escolha por barras de seção redonda se deu pela facilidade de modelamento, previsibilidade da extração de calor e do fluxo do material, que é idêntico ao do billet. Para a escolha do diâmetro da barra o parâmetro observado foi a Relação de Extrusão (RE), com fórmula apresentada em (6), com valor usual indicado pela literatura^[2] entre 80 e 90. A matriz disponível que mais se aproximava dessa faixa foi a barra de 7/16" (11,11 mm) que possui RE de 84.

As temperaturas do billet, do container e do ferramental seguiram valores usuais de indústria, observados também na literatura^[2].

3.1.3 Aquisição de dados da Prensa

A prensa utilizada da marca DELTA modelo E-500 é dotada apenas de um manômetro que indica a pressão do sistema hidráulico que se aplica sobre o cilindro principal da prensa, sendo sobre essa que será feito o controle durante o ensaio. Como essa leitura é insuficiente para se observar o perfil de pressões durante a extrusão e outras informações relevantes como força de extrusão e taxa de deformação se faz necessário o uso de cálculos para a obtenção desses dados já apresentados na revisão bibliográfica deste trabalho.

Com o uso de uma filmadora foi registrado o comportamento do manômetro durante o ensaio de extrusão e com essas imagens foram levantadas curvas de perfil de pressão e força, além de curvas auxiliares que constam na discussão dos resultados. O tempo de extrusão também foi medido com um cronômetro digital para confrontar possíveis divergências na filmagem do manômetro.

3.1.4 Aquisição de dados de Temperatura

Todas as medidas de temperatura foram realizadas por um termopar de contato da marca INSTRUTEMP modelo TH-1300 calibrado com precisão para a faixa de temperaturas de 400 a 600°C, ordem de temperatura essa que se observa na extrusão no aquecimento do billet (temperaturas na ordem de 450°C) e na temperatura na saída da prensa, chamada de *temperatura emergente* (na ordem de 500°C).

Para observar o perfil de temperaturas do billet e da barra extrudada foi empregada a metodologia de dividir ambos em três partes: cabeça, tronco e pé. No billet a cabeça é a região que entra primeiro em contato com a matriz de extrusão, o tronco é o meio do billet e o pé é a última região a ser extrudada, onde ficará o rejeito da extrusão, ou talão, para o destaque da barra após a extrusão. Na figura 3.1 segue desenho esquemático da medição de temperaturas no billet.

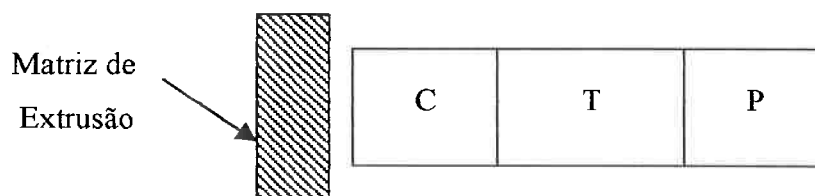


Figura 3.15 Esquema de divisão do billet para medidas de temperatura.

Para a medida de temperatura da barra extrudada com divisão em 3 partes levou-se em consideração que a medida é a *temperatura emergente*, sendo que a *temperatura emergente* na cabeça da barra é da primeira ponta da barra e é feita em movimento. Assim como na cabeça a medida do tronco da barra é feita em movimento e para fixar aonde era o centro da barra foi considerada o comprimento total da barra pré-determinada, sendo assim as medidas de temperatura no tronco da barra foram aferidas a 9 metros da medida da cabeça. A última medida, a do pé, foi feita parada com a operação de extrusão finalizada e próxima à matriz de extrusão.

3.2 Tratamento Térmico

3.2.1 Preparação das amostras

As amostras foram obtidas a partir do corte da barra extrudada no centro com comprimento de 1m, sendo feita a escolha pela região central por apresentar menos influências das perturbações iniciais e finais do processo de extrusão, minimizando a possibilidade de defeitos de extrusão como coring^[2].

Sendo as barras preparadas em têmpera T4 (solubilizado) foi feito o tratamento térmico objetivando as propriedades mecânicas da têmpera T5, comumente utilizada pela indústria. O tratamento térmico em escala laboratorial para a validação o processo similar industrial e o levantamento da curva de evolução da dureza em função do tempo de tratamento.

3.2.1 Tratamento em forno industrial

O tratamento térmico foi feito no forno elétrico tipo estufa de marca DJ modelo F.E.T.A.L. com capacidade variável e potência de 36kW sobre uma gaiola de carga diversa. O ensaio foi feito durante as operações usuais da fábrica, sendo então reproduzidas todas as condições de tratamento térmico praticadas.

As amostras foram simetricamente posicionadas conforme apresentado na figura 3.3 em relação à barra de referência, cuja temperatura foi aferida durante todo o tratamento térmico para que se validasse a temperatura em que as barras foram submetidas, a medida foi feita com um termopar de contato de marca INSTRUTEMP modelo TH-075 introduzido na barra de referência. O conjunto das barras foi posicionado na região central do forno para ter maior homogeneidade térmica e aproveitar os fluxos convectivos do forno.



Figura 16 Posicionamento das barras no tratamento térmico industrial, sendo a barra hachurada a de referência.

O tratamento térmico foi feito a uma única temperatura de 180°C e com tempo de 5 horas, sendo no final retirado do forno e resfriado ao ar.

3.3 Medidas de Dureza

As amostras foram preparadas metalograficamente, por meio de técnicas convencionais, e então submetidas ao ensaio de dureza Brinnel em durômetro da marca Süssen com carga de 62,5 kg, pré-carga de 10 kg e esfera de 2,5mm, sendo realizadas 3 medidas na parcela central da barra extrudada.

3.4 Metalografia Qualitativa

Preliminarmente foram extraídas duas seções transversais de cada tipo de billet, fundido e pré-deformado, para que fossem caracterizadas e diferenciadas entre si.

Feita a extrusão e o tratamento térmico de envelhecimento, após análise dos dados obtidos na prensa de extrusão, foi selecionado um par de amostras, uma proveniente do billet fundido e outra do billet pré-deformado, para que se pudesse analisá-las igualmente sob todos os aspectos. A seleção foi necessária devido a flutuações dos parâmetros da prensa durante o ensaio de extrusão.

3.4.1 Microscopia Óptica

As amostras foram analisadas na seção transversal, sendo todas embutidas em resina, lixadas em lixa de grama 180, 220, 360, 400, 600 mesh e polidas eletroliticamente.

4. Resultados

4.1 Extrusão

4.1.1 Perfil de pressão e força de Extrusão

Durante o processo de extrusão o manômetro de pressão da máquina foi filmado para que a partir dessas imagens fossem calculadas as forças de extrusão e o levantamento do seu comportamento, que foram confrontadas com a capacidade da máquina (500 Ton), como se observa nas curvas em anexo dos 19 ensaios.

Nas curvas do ensaio de billets pré-deformados há variações bruscas de força e que não acompanham o comportamento típico da força de extrusão. Essas variações estão diretamente relacionadas à variação de velocidade de extrusão, um dos controles disponíveis, para as medições de temperatura e a evidência para isso é que as variações de pressão ocorreram nas duas etapas em que se mede em movimento a *temperatura emergente*.

Apesar dessas variações foi possível a obtenção dos principais dados utilizados no cálculo dos parâmetros de extrusão como deformação média ($\bar{\epsilon}$), taxa de deformação média ($\frac{d}{dt}$), temperatura de deformação (T_{def}), tensão média ($\bar{\sigma}$) e o número de Zener-Hollomon (Z). Esses parâmetros são apresentados na tabela 4.1.

A partir da tabela 4.1 pode-se partir para algumas considerações e o descarte de alguns dados. Além do ensaio 10D não ter dados suficientes para o cálculo dos parâmetros relacionados à deformação devido a uma falha durante a filmagem do manômetro, ensaios que não tiveram T_{def} igual ou maior a 763K (490°C) podem ser descartados de acordo com o valor da respectiva tensão média ($\bar{\sigma}$). Isso porque a essa temperatura os precipitados Mg_2Si da liga AA6063 encontram-se solubilizados, de acordo com o diagrama de equilíbrio pseudobinário Al-Mg₂Si apresentado na figura 4.2 e na literatura^[2].

Tabela 4.1 - Principais parâmetros coletados e calculados durante o processo de extrusão, índices F para billet fundido e D para billet pré-deformado.

Ensaio	T _{def} (K)	$\bar{\varepsilon}$	$\frac{\underline{D}}{\varepsilon}$	Z	$\bar{\sigma}$
1F	777	4,48	0,16	$1,24 \cdot 10^{11}$	35,34
2F	770	4,48	0,17	$1,15 \cdot 10^{11}$	34,23
3F	772	4,48	0,25	$1,48 \cdot 10^{11}$	33,82
4F	732	4,48	0,24	$3,94 \cdot 10^{12}$	40,85
5F	753	4,48	0,18	$2,25 \cdot 10^{11}$	35,74
6F	764	4,48	0,17	$1,87 \cdot 10^{11}$	34,35
7F	747	4,48	0,17	$3,38 \cdot 10^{11}$	36,74
8F	759	4,48	0,19	$2,52 \cdot 10^{11}$	34,16
9F	747	4,48	0,16	$4,27 \cdot 10^{11}$	35,81
10F	746	4,48	0,19	$5,93 \cdot 10^{11}$	35,28
1D	671	4,48	0,08	$1,64 \cdot 10^{12}$	41,67
2D	648	4,48	0,11	$6,35 \cdot 10^{12}$	45,30
3D	709	4,48	0,17	$2,06 \cdot 10^{12}$	39,46
4D	742	4,48	0,21	$1,86 \cdot 10^{11}$	38,25
5D	766	4,48	0,12	$1,88 \cdot 10^{11}$	35,81
6D	765	4,48	0,12	$2,34 \cdot 10^{11}$	35,16
7D	727	4,48	0,13	$3,03 \cdot 10^{10}$	33,11
8D	751	4,48	0,15	$1,58 \cdot 10^{11}$	34,88
9D	774	4,48	0,15	$1,44 \cdot 10^{11}$	35,41
10D	750	4,48	Falta de dados	Falta de dados	Falta de dados

Outro parâmetro apresentado na tabela 4.1 que evidenciou a necessidade de descartar ensaios é o de tensão média ($\bar{\sigma}$). Ensaio que possuem T_{def} muito baixo em

particular apresentaram valores de $\bar{\sigma}$ fora da dispersão observada para os demais ensaios que se observou valores de T_{def} próximos ou acima da faixa determinada, com isso ensaios que apresentaram T_{def} próximo de 763K e $\bar{\sigma}$ dentro da dispersão não foram descartados. Na figura 4.3 é apresentada a dispersão de $\bar{\sigma}$ versus $\ln(Z)$ e os ensaios que foram descartados.

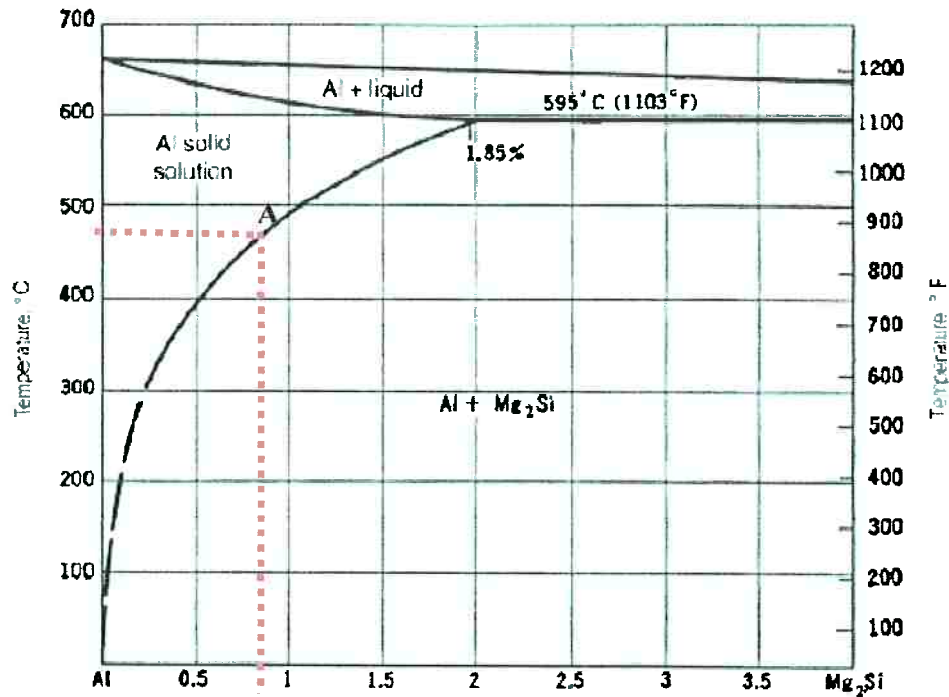


Figura 4.17 - Diagrama pseudo-binário Al-Mg₂Si. As linhas tracejadas indicam a composição e a temperatura do ponto A, que representa o trabalho à 763K da liga AA6063.

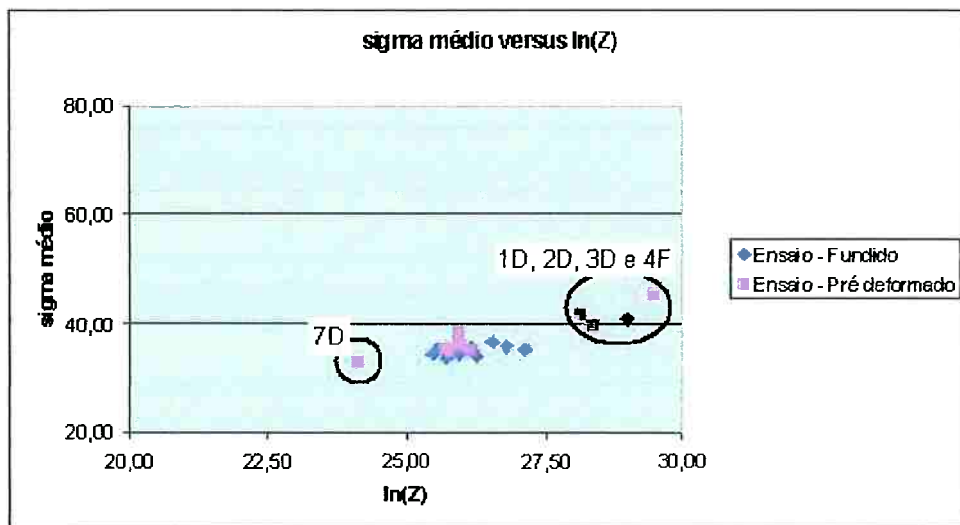


Figura 18 - Dispersão dos valores de $\bar{\sigma}$ observados e ensaios descartados

4.1.2 Medidas de temperatura

Para a extrusão mediu-se a temperatura do billet e, segundo a literatura^[1,2,6], a temperatura mais alta deve estar presente na cabeça do billet para diminuir a tensão inicial (P_{pioo}) para a extrusão. Devido ao tipo de carregamento do billet no forno a maior temperatura foi observada, em média, no tronco. Observa-se também que os billets fundidos foram aquecidos a uma temperatura um pouco maior que os billets pré-deformados.

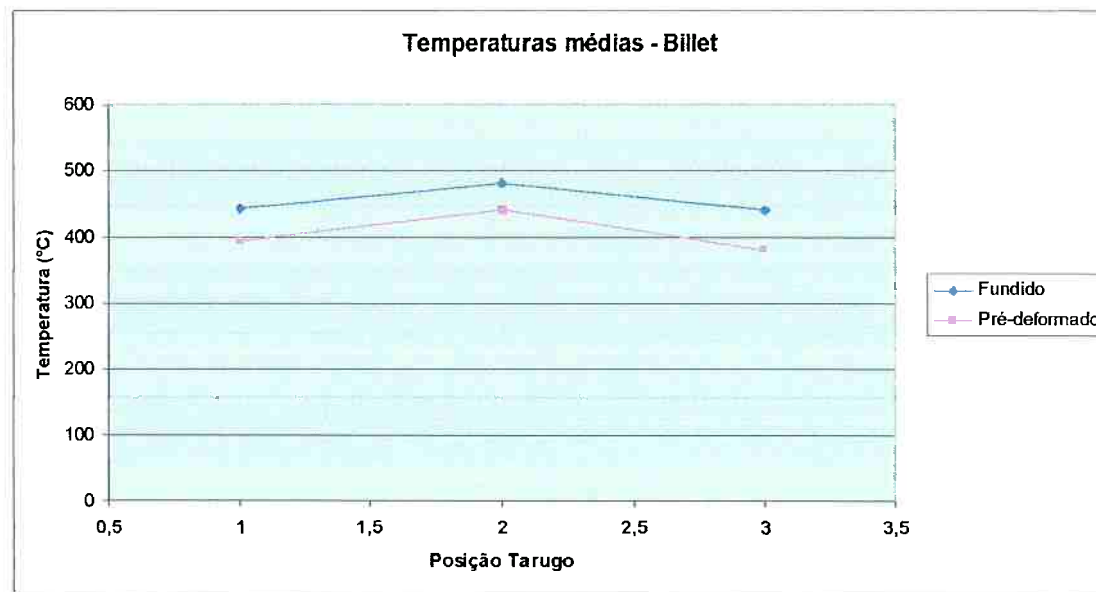
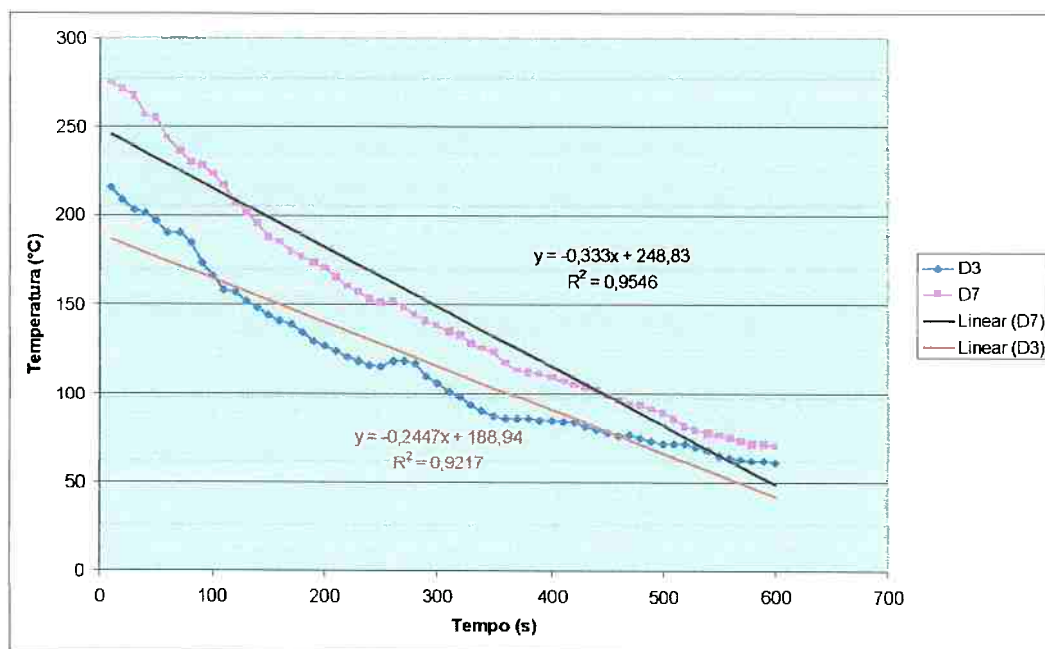
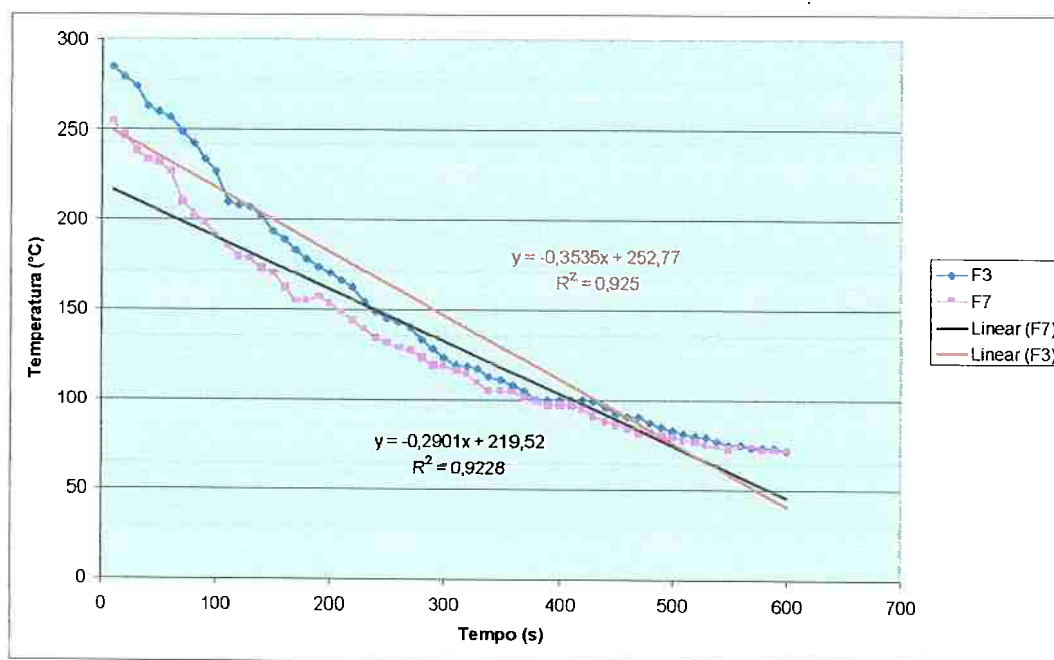


Figura 19 - Temperatura média de aquecimento dos billets.

Na operação de extrusão foram selecionadas duas barras de cada tipo de billet para medidas de resfriamento. A partir desses dados pôde ser levantado o gradiente de temperaturas na seção da barra através do método das diferenças finitas (MDF) e determinado o coeficiente de transferência de calor das respectivas barras, tomando-se como referências a temperatura inicial e após 6 minutos. Os resultados são apresentados abaixo, com os cálculos detalhados em anexo.

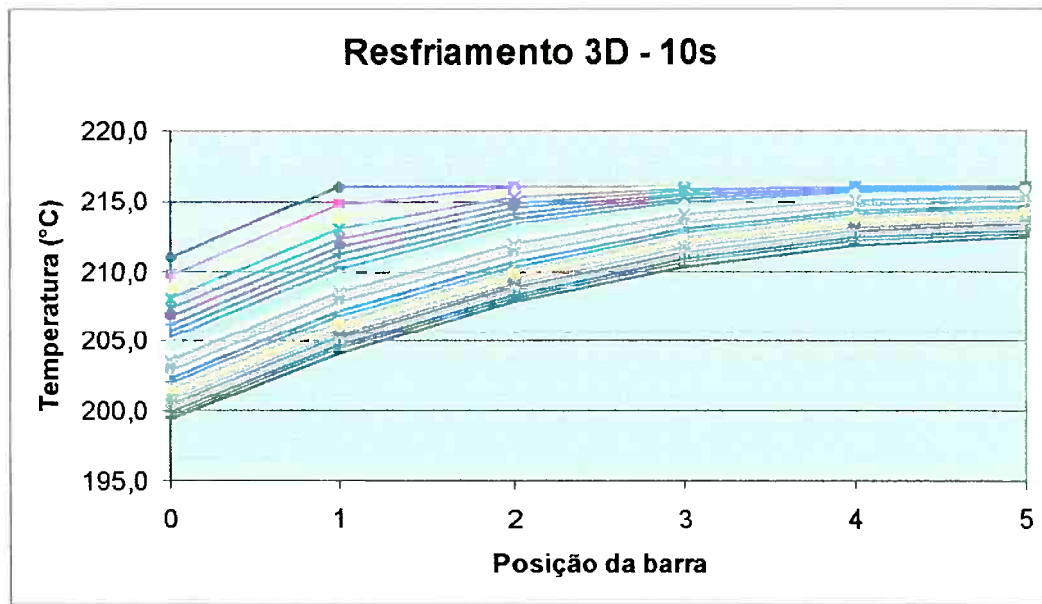


a)

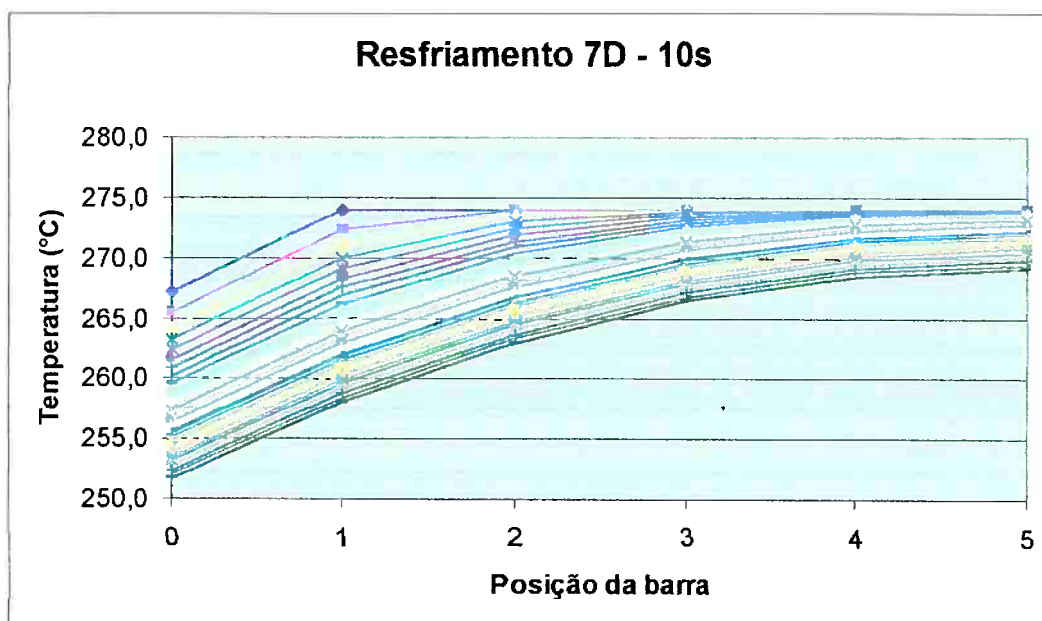


b)

Figura 20 – Perfil de resfriamento dos ensaios a) 3D e 7D e b) 3F e 7F.

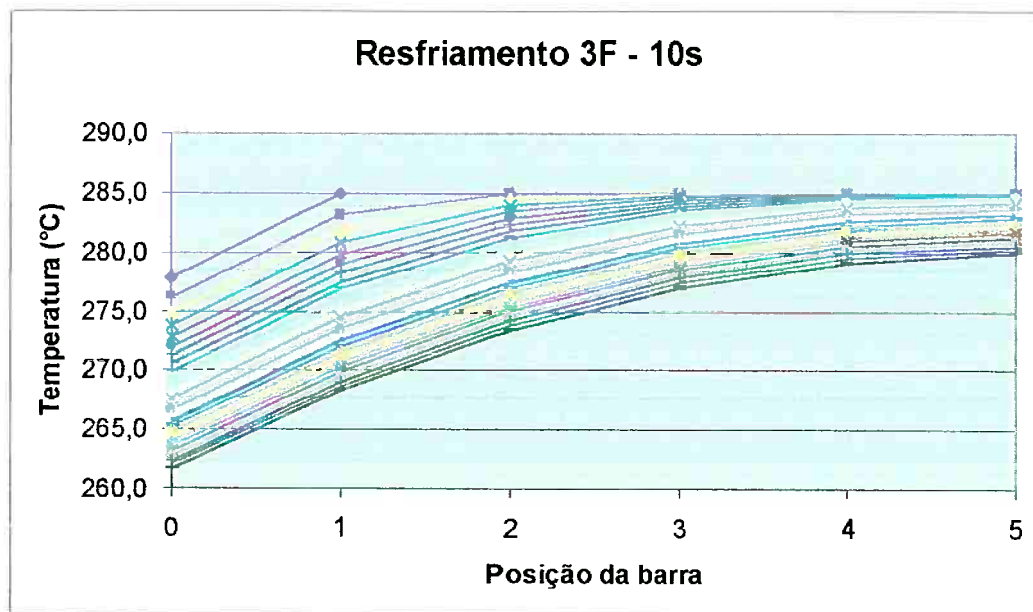


a) $h = 2547 \text{ W}/(\text{m}^2\text{°C})$

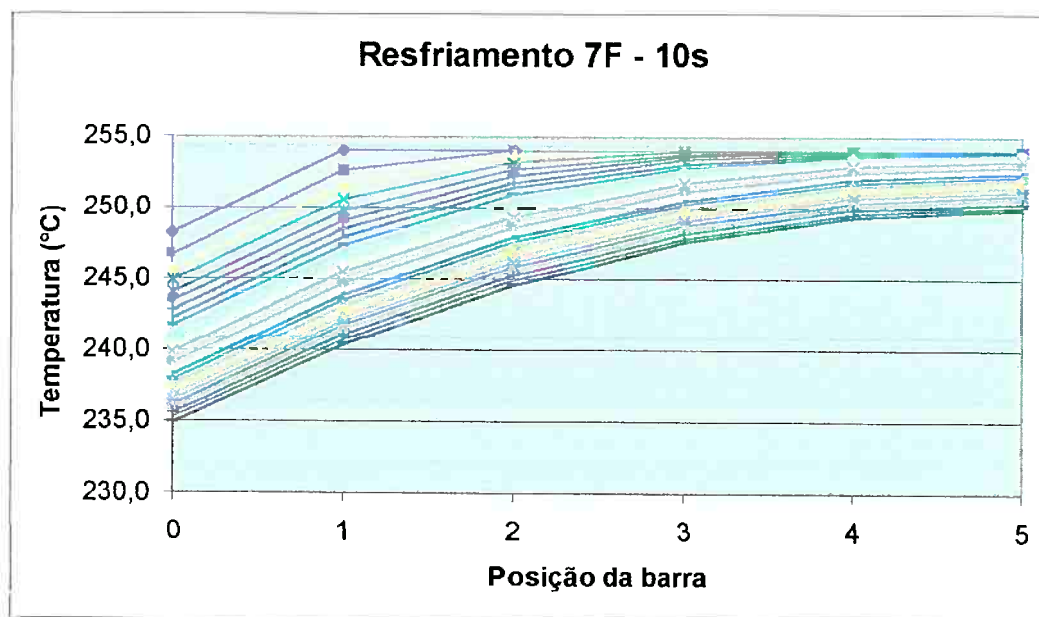


b) $h = 2649 \text{ W}/(\text{m}^2\text{°C})$

Figura 21 - Gradiente de temperaturas e coeficiente de transferência de calor das amostras a)3D e b)7D.



a) $h = 2654 \text{ W/(m}^2\text{°C)}$



b) $h = 2446 \text{ W/(m}^2\text{°C)}$

Figura 22 – Gradiente de temperaturas e coeficiente de transferência de calor das amostras a)3F e b)7F.

Das figuras 4.4, 4.5 e 4.6 pode-se observar que há pouca diferença no perfil de resfriamento e no gradiente de temperaturas entre as barras. Apesar do coeficiente de transferência de calor h apresentar uma pequena diferença deve-se considerar que o alumínio possui alta condutividade térmica em relação a outros metais (237 W/m.K contra apenas 28 W/m.K nos aços^[17]).

Durante a operação de extrusão foram feitas as medidas de *temperaturas emergentes* em todos os ensaios e, assim como no billet, esperava-se que a temperatura na cabeça da barra fosse maior por ser a primeira região a se deformar, sendo assim diretamente relacionada a P_{pico} , no entanto não é o que se observa.

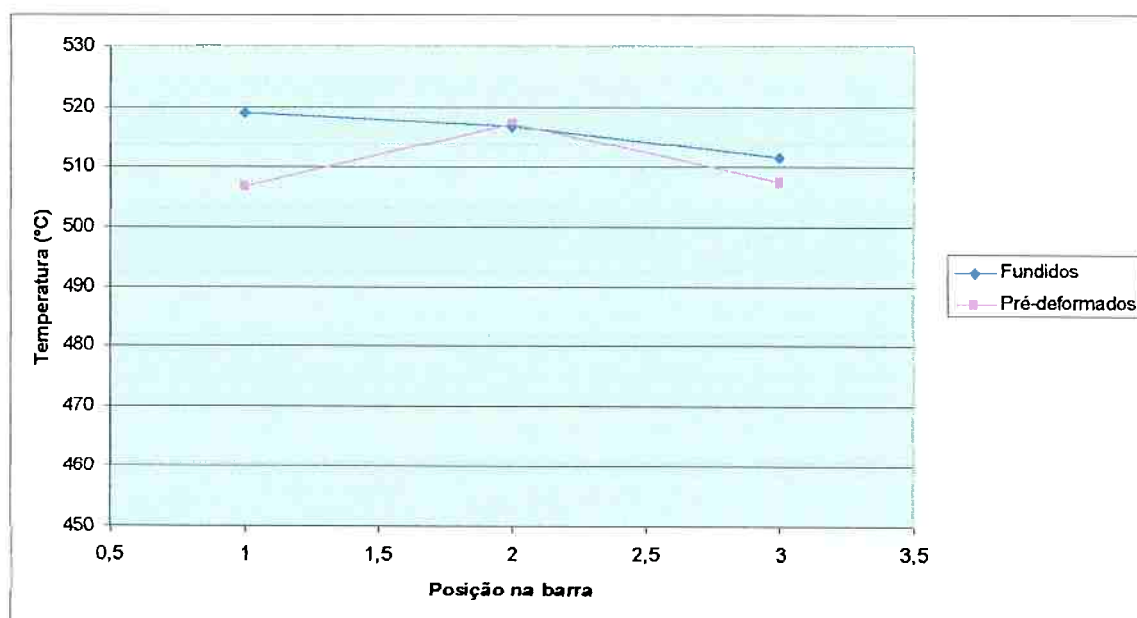


Figura 23 - Temperatura emergente média dos ensaios.

4.2 Tratamento Térmico

4.2.1 Tratamento térmico industrial

No tratamento térmico industrial a temperatura das amostras foi monitorada continuamente através de uma barra de sacrifício de mesmo material e dimensões das demais obtidas no ensaio de extrusão. Após o tratamento as amostras foram embutidas na seção transversal e medida a dureza na porção central dessas.

Tabela 4.2 - Medidas dos ensaios de dureza com respectivo valor médio.

Ensaio	1ª medida (HB)	2ª medida (HB)	3ª medida (HB)	Média (HB)
4D	68	69	69	69,0 ± 0,6
5D	68	68	69	68,0 ± 0,6
6D	66	69	68	68,0 ± 1,5
7D	65	68	69	67,0 ± 2,1
8D	65	68	68	67,0 ± 1,7
9D	61	66	65	64,0 ± 2,6
1F	78	78	80	79,0 ± 1,2
2F	54	68	72	65,0 ± 9,5
3F	78	78	76	77,0 ± 1,2
5F	68	72	70	70,0 ± 2,0
6F	76	74	76	75,0 ± 1,2
7F	80	84	82	82,0 ± 2,0
8F	78	76	76	77,0 ± 1,2
9F	74	70	70	71,0 ± 2,3
10F	76	76	72	75,0 ± 2,3

A partir do desvio padrão pode-se descartar a amostra do ensaio 2F, que apresenta valor de $65,0 \pm 9,5$.

Os valores de dureza das barras a partir de billets fundidos apresentaram maior flutuação que das barras dos billets pré-deformados, no caso $75,8 \pm 4,0$ (nas barras de billet pré-deformado foi $67,2 \pm 1,7$). Com isso, as barras de origem fundida apresentaram maior dureza, porém maior irregularidade que das barras de origem pré-deformada que apresentaram valor de dureza inferior e maior regularidade entre as amostras.

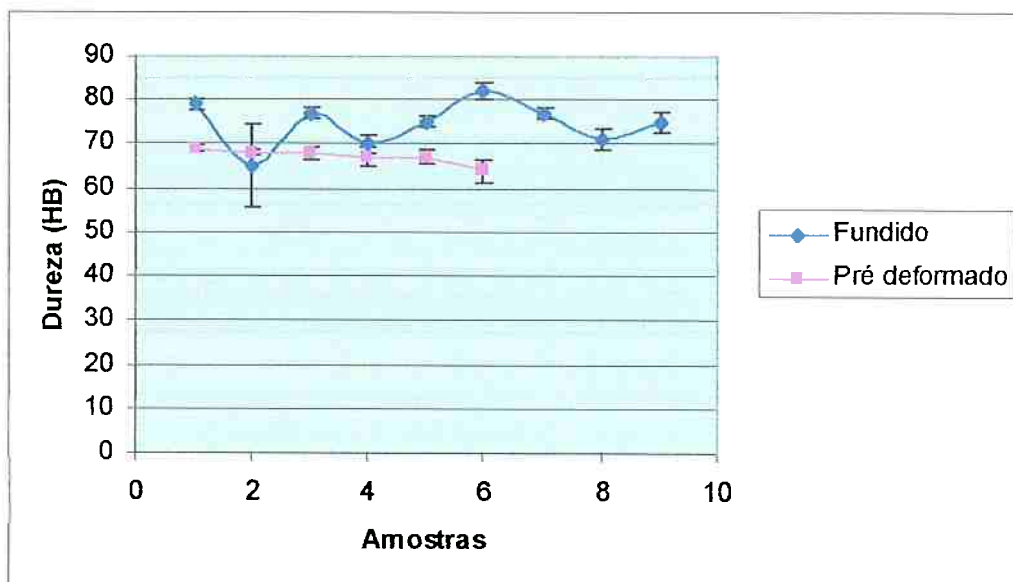


Figura 24.8 - Flutuação dos valores de dureza.

4.3 Caracterização Microestrutural

4.3.1 Billets

Foram retiradas duas amostras da seção transversal de cada um dos billets utilizados para a extrusão das barras. As duas amostras atacadas para revelar a estrutura macroscópica com o uso do reagente Tucker modificado (50mL HNO_3 , 50mL HCl , 50mL H_2O e 5mL HF).

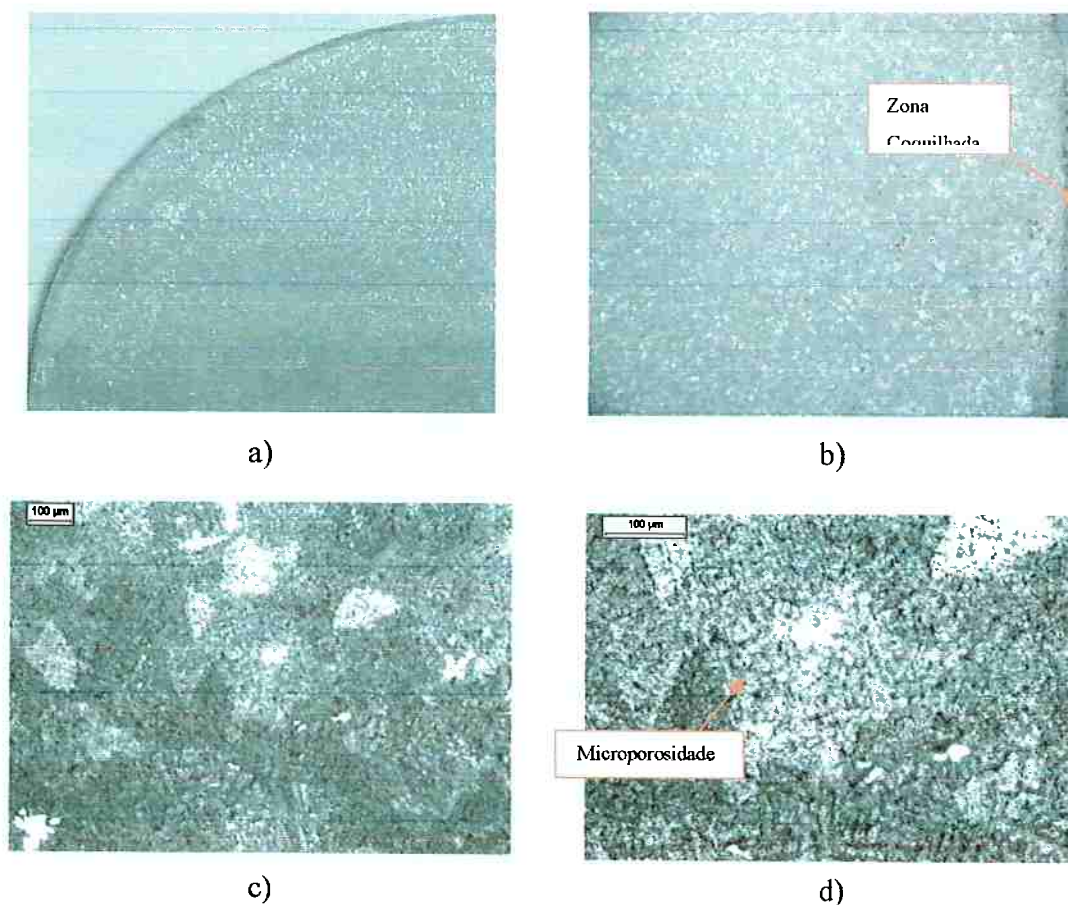


Figura 25 – a) vista geral do billet fundido, tamanho natural; b) região próxima a superfície, detalhe para a região coquilhada na superfície, aumento 4x; c) região central, aumento 50x; d) região central, aumento 100x. Microestrutura composta de grãos equiaxiais com estrutura dendrítica.

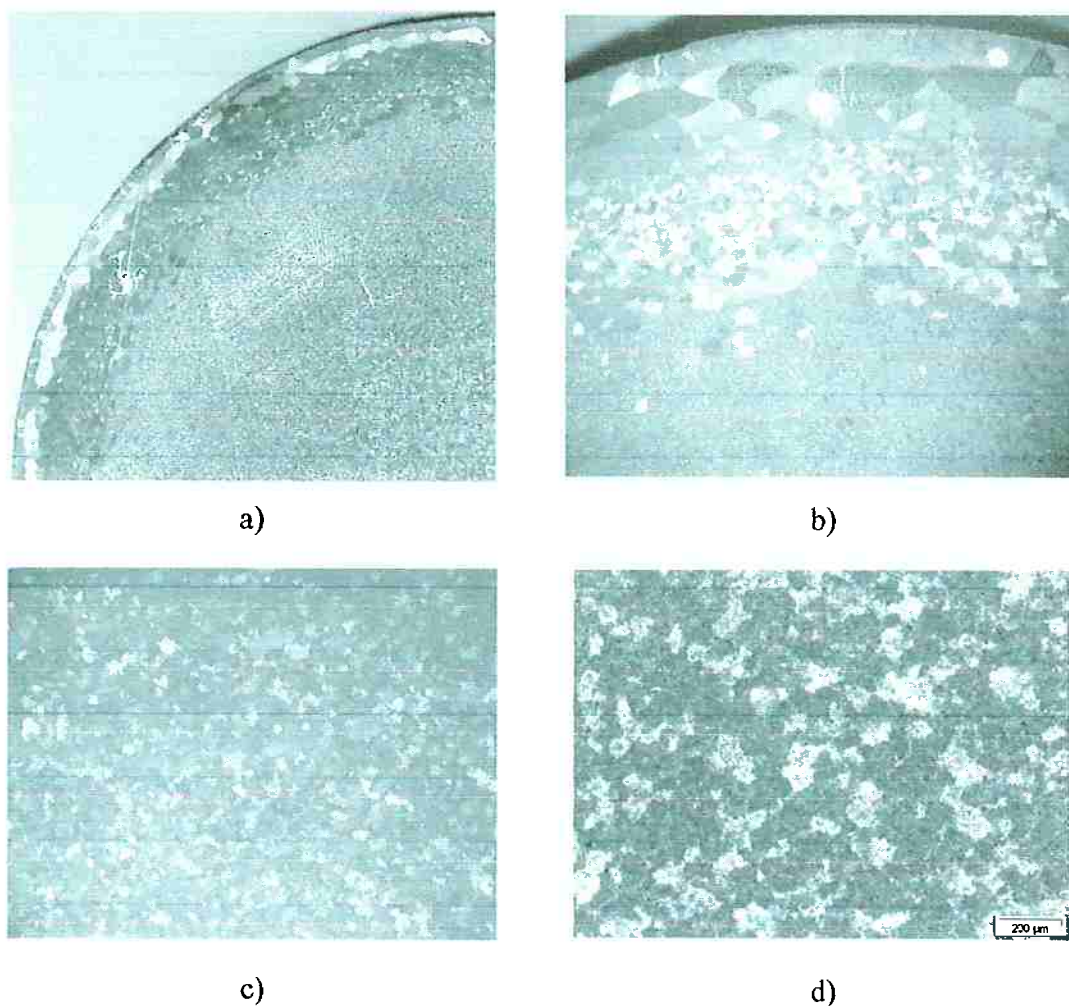


Figura 26 – a) vista geral do billet pré deformado. Tamanho natural; b) região próxima à superfície. Aumento 4x; c) região central. Aumento 4x; d) região do meio-raio. Aumento 50x. Microestrutura composta de grãos recristalizados na superfície, grãos e subgrãos próximos da superfície e no meio raio e grãos equiaxiais na região central.

A estrutura do billet apresenta caráter decisivo nas tensões a que esse será submetido para sofrer a deformação plástica durante a extrusão. Nos billets fundidos há o tratamento de homogeneização que visa solubilizar dispersóides por difusão e alterar a estrutura bruta de fusão composta das zonas coquilhada, colunar e equiaxial.

Através das micrografias da figura 4.9 observa-se que o billet fundido utilizado na operação de extrusão sofreu homogeneização completa e as únicas evidências da estrutura bruta de fusão são: a zona coquilhada (no billet estudado na ordem de 1mm), a estrutura dendrítica e micro/macro porosidades.

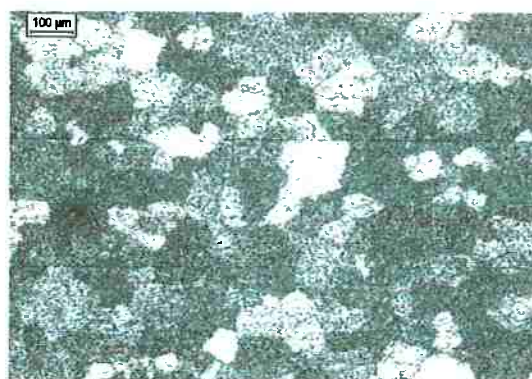
Já no billet pré-deformado há variação do tamanho de grão (TG) ao longo do diâmetro. Na região próxima a superfície há a presença de grãos recristalizados devido ao binômio alta deformação/alta temperatura e conforme vai se afastando da superfície há a presença de subgrãos equiaxiais e grãos alongados^[18], havendo um refino do TG no meio raio e no centro um novo aumento de grão. O centro do billet pré-deformado apresenta grãos maiores que no meio raio por ser uma região que sofreu pouca deformação, sendo então proveniente da zona equiaxial bruta de fusão que sofreu pouca deformação.

4.3.2 Barras Extrudadas

Com base nas análises de força e parâmetros de extrusão observados no tópico 4.1.1 observou-se que os ensaios que mais se assemelham são o 6F e o 5D. Desses ensaios tomou-se duas amostras da seção longitudinal que foram atacadas com reagente nº 9 (10mL H_2SO_4 , 5mL HF, 85mL H_2O) indicado pela literatura^[12] para revelar sua microestrutura.

Na micrografia da barra do ensaio 6F apresentada na figura 4.11 observa-se na região central a presença de grãos equiaxiais com orientações distintas entre si, o que já não se observa de maneira tão determinante na região do meio raio, que pode ser caracterizada por “lamelas” de grãos alongados e sub-grãos equiaxiais de orientação próxima dentro da “lamela” e distinta entre as “lamelas”. Na região superficial há a presença de grãos alongados e recristalizados e, logo abaixo, grãos equiaxiais mais finos do que nas demais regiões mas, assim como na região central, com orientação distinta entre si.

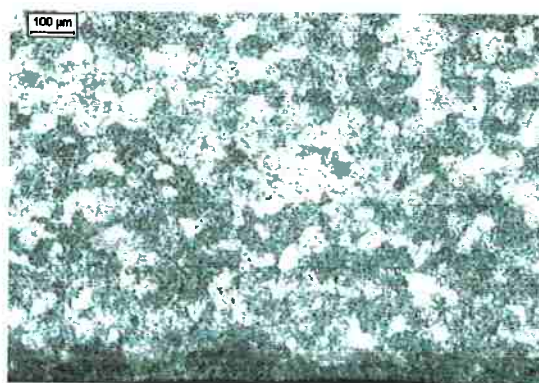
Tal variação do tamanho e formato dos grãos na direção transversal não se observa nas micrografias da figura 4.12, do ensaio 5D. Nessa amostra há variação do TG da superfície até o meio raio, não observando nenhuma diferença qualitativa do TG do meio raio ao centro da amostra. Na superfície se observa, assim como na micrografia do ensaio 6F, grãos alongados e recristalizados seguido de grãos equiaxiais mais finos que nas demais regiões.



a)

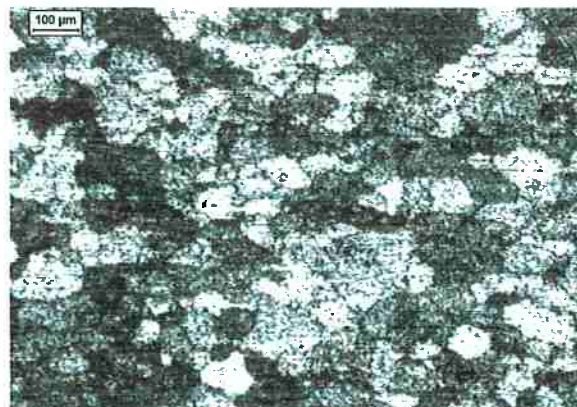


b)

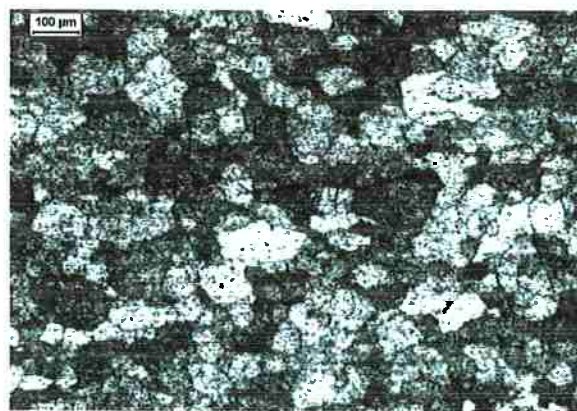


c)

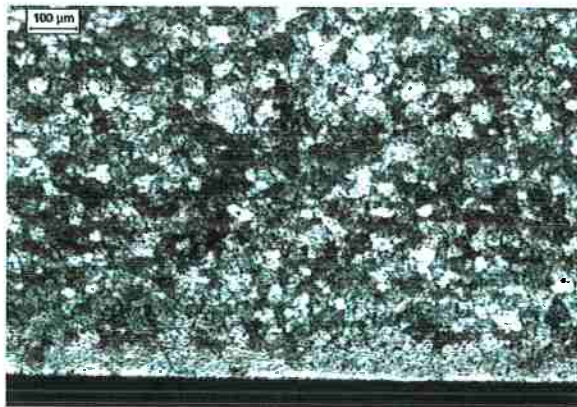
Figura 27 – Seção longitudinal da barra 6F a) centro; b) meio raio e c) superfície. Aumento de 50x.



a)



b)



c)

Figura 28 – Seção longitudinal da barra 5D a) centro; b) meio raio e c) superfície. Aumento de 50x.

5. Discussão

A idéia inicial deste trabalho foi analisar de forma comparativa o desempenho de billets fundidos e pré-deformados na extrusão observando os dados operacionais durante a conformação mecânica e posteriormente através da caracterização do produto final deformado e tratado termicamente. A liga utilizada foi a da família AA 6063, uma das ligas mais utilizadas para extrusão por apresentar média resistência mecânica, boa resistência à corrosão, boa conformabilidade e bom acabamento superficial. Com forte aplicação em perfis para construção civil, caixilharia, tubos de irrigação, automobilística, móveis e iluminação, exige-se que possua principalmente resistência mecânica, resistência à corrosão e acabamento superficial, permitindo ainda custos operacionais e de consumo competitivos em relação a outros materiais.

As propriedades mecânicas da liga AA 6063 são comumente obtidas através do tratamento térmico de envelhecimento, aonde o intermetálico Mg_2Si é o precipitado endurecedor da matriz sendo que o controle da deformação e da temperatura durante a extrusão são determinantes para sua precipitação homogênea na matriz.

Visando verificar esses e outros aspectos da extrusão e da liga AA 6063, foi proposto a extrusão sob condições semelhantes barras de mesma seção transversal com posterior envelhecimento artificial em forno industrial.

A partir da análise dos resultados apresentados no capítulo 4 deste trabalho, são aqui destacados alguns aspectos a respeito dos ensaios realizados.

5.1 Extrusão

5.1.1 Força de Extrusão

Na extrusão não foram observadas mudanças significativas no perfil de forças entre os ensaios de billets fundidos e pré-deformados. Através da análise somente da F_{pico} e da F_{final} observa-se que a F_{pico} foi maior nos billets pré-deformados e a F_{final} maior nos billets fundidos, o que não corresponde ao esperado pela teoria da plasticidade aplicada à extrusão. Isso porque a partir da análise macroscópica dos billets observa-se que o billet pré-deformado apresenta grãos recristalizados e já deformados na direção de extrusão, o que teoricamente deveria contribuir para diminuir a força necessária para deformá-lo na extrusão.

As justificativas para essa incoerência parte das condições de extrusão. Os ensaios do billet pré-deformado foram os que apresentaram maior variação da força devido ao controle ineficiente da velocidade de extrusão, sendo que em decorrência desse problema 3 ensaios foram descartados por não atingirem os níveis previstos na literatura^[2,5,6,18] durante a extrusão. Essa flutuação na extrusão é mais evidente quando se observa os valores médios de F_{pico} , no caso 300 ± 8 Ton e 302 ± 14 para billets fundidos e deformados, respectivamente. Partindo-se dessa incerteza não se pode afirmar de forma conclusiva que a força na extrusão de billets pré-deformados é maior que para billets fundidos.

Outro aspecto que influi diretamente na deformação do billet é a temperatura de aquecimento e o gradiente de temperaturas no billet. Em ambos os ensaios, nos billets fundidos e pré-deformados, o gradiente de temperaturas não era o apropriado, pois a região mais quente do billet era no seu tronco e não na cabeça, tomando como referência a divisão do billet explanada no capítulo 3 deste trabalho. No entanto os billets pré-deformados tiveram sua temperatura de aquecimento inferior a dos billets fundidos, o que caracteriza uma das razões para a F_{pico} ser maior nos billets pré-deformados.

Das curvas de força de extrusão não se observa nenhuma influência entre os tipos billets e a componente força de atrito, caracterizada pela queda linear de pressão. Apesar dessa variável estar diretamente relacionada à superfície de contato container-billet e do billet pré-deformado apresentar acabamento superficial superior ao do billet fundido, a componente força de atrito em ambos os ensaios pouco foi afetada.

5.1.2 Parâmetros de extrusão

Os valores de parâmetros como tensão média ($\bar{\sigma}$) e número de Zener-Hollomon (Z) dos ensaios que foram validados apresentaram forte correlação apesar da flutuação dos valores de força, velocidade e temperatura de extrusão. Desses se observa proximidade com valores presentes na literatura^[3,18].

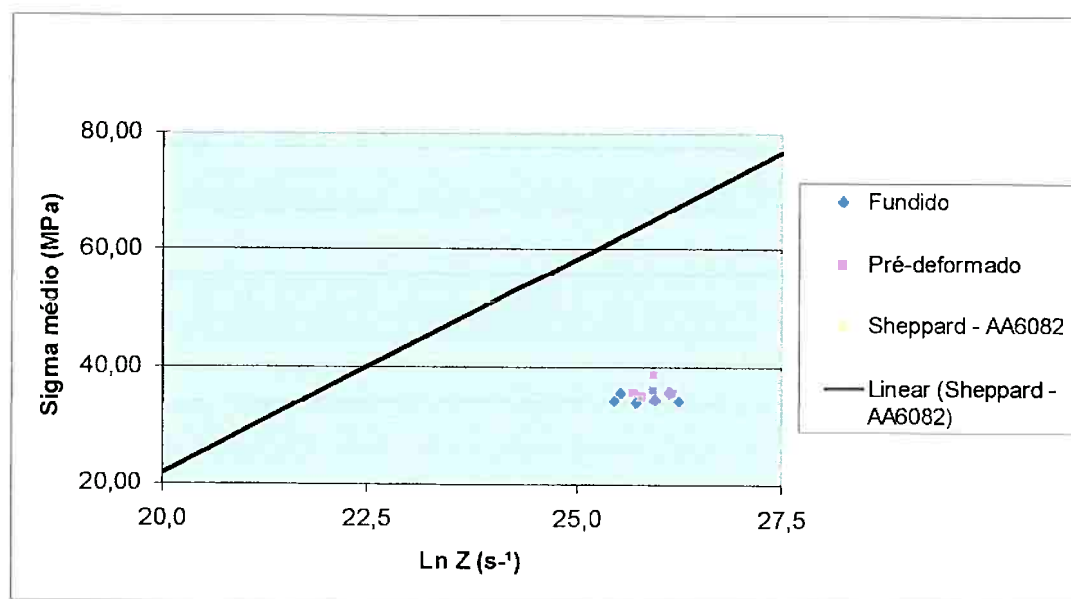


Figura 29 – Correlação entre tensão de deformação média ($\bar{\sigma}$) e $\ln Z$. Valores da literatura^[3].

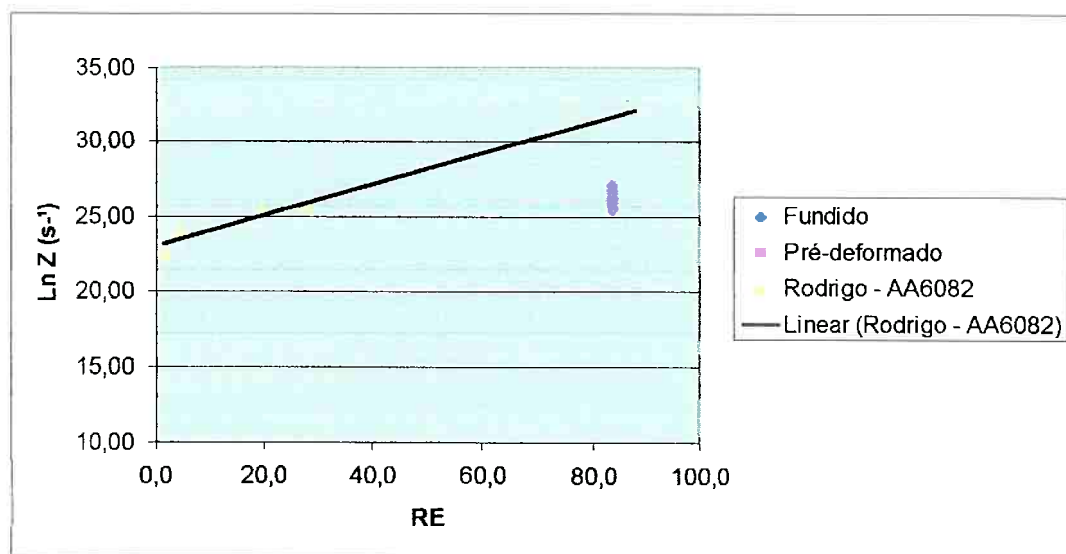


Figura 30 - Correlação entre $\ln Z$ e a RE . Valores da literatura^[18].

Os valores dos ensaios possuem discrepância quando confrontados com os da literatura, sendo a provável razão para isso a liga em estudo, uma vez que as curvas apresentadas nas figuras 5.1 e 5.2 são da liga AA 6082, que possui teores maiores de Mg, Si e Fe que a liga AA 6063, usada no presente trabalho.

5.1.3 Perfil de Resfriamento e temperatura emergente

O uso do método das diferenças finitas (MDF) possibilitou estimar com boa proximidade a ordem de grandeza do coeficiente de transferência de calor h para os perfis de resfriamento apresentados. A estimativa por MDF é eficaz para sistemas simétricos de extração de calor, como o observado neste trabalho, sendo assim a correlação entre os dados experimentais e os simulados com o uso do MDF se apresentam de maneira justa, com erro inferior a 2,0%.

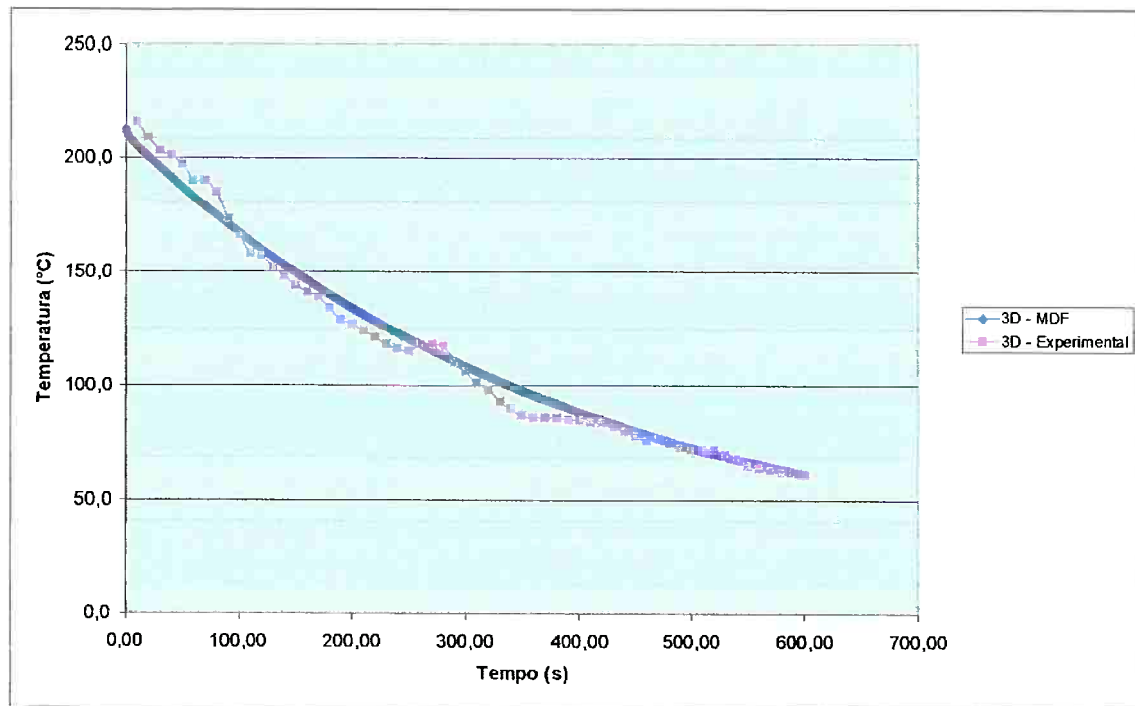


Figura 31 - Correlação entre o perfil de resfriamento experimental e por MDF.

Observa-se que as temperaturas emergentes da barra e de aquecimento do billet, quando confrontadas, possuem correlação em termos de comportamento, pois o comportamento foi similar, com maior temperatura no tronco da barra. Nas barras provenientes do billet fundido a maior temperatura foi localizada na cabeça da barra, mas considerando que a medida da temperatura emergente na cabeça da barra é feita em movimento e que, de fato, a medição da temperatura emergente é imprecisa por essa ser a temperatura no instante em que o billet é deformado na estrição da matriz, o erro implícito nessa medição permite afirmar com certeza que, mantendo os parâmetros de extrusão (velocidade, força) constantes, as temperaturas de aquecimento do billet refletem na temperatura emergente da barra.

5.2 Tratamento Térmico

O tratamento térmico realizado no ensaio de envelhecimento das barras foi o T5, que consiste no resfriamento brusco após a extrusão a uma temperatura elevada e depois envelhecido artificialmente. Sob esse aspecto, com base nos valores de dureza observados, o tratamento de envelhecimento foi eficiente porque, segundo a literatura^[2], a dureza mínima observada nas barras tratadas em T5 é de 54HB, sendo que os valores observados no experimento foram de no mínimo 64 ± 3 HB.

As medidas de dureza nas barras foram feitas no centro de sua seção transversal respeitando o espaçamento de 2,5 vezes o diâmetro da indentação da amostra, o que foi difícil porque o diâmetro do indentador era de 2,5mm e a amostra possui diâmetro de 11mm aproximadamente. Com isso o erro observado nas medidas de dureza se deve em parte pela imprecisão de realizar as 3 medidas dentro da parcela central da barra.

O comportamento da dureza nas barras de origem do billet fundido apresentou comportamento irregular, alternando em máximos e mínimos de dureza. A justificativa plausível para tal comportamento, além do erro inerente à medição e ao posicionamento do indentador durante o ensaio no centro da amostra, é a microestrutura da barra 6F nas parcelas central e de meio raio. Na região central, em comparação à mesma região da barra 5D, os grãos são maiores e na região do meio raio os grãos da barra 6F apresentam variação de textura distintas em “lamelas”, além de ter alternadamente subgrãos equiaxiais e grãos ligeiramente alongados, sendo então uma estrutura pouco homogênea.

5.3 Caracterização Microestrutural

As barras 5D e 6F apresentaram microestruturas distintas sob o ponto de vista do tamanho de grão e da orientação desses. Em ambas amostras a região próxima à superfície verificou-se uma fina camada de grãos recristalizados e alongados, provenientes da deformação severa e das altas temperaturas desenvolvidas na interface estricção da matriz - billet durante a extrusão.

Logo abaixo dessa camada observa-se a presença de sub-grãos equiaxiais finos e grãos maiores alongados, sendo que na barra 6F o TG é maior, com forte presença de grãos alongados, o que não se observou na barra 5D que possui maior homogeneidade no TG e na distribuição dos grãos alongados.

Na região do meio raio é aonde há a maior distinção entre as estruturas observadas nas barras 5D e 6F. Enquanto que na barra 5D há grãos pouco alongados e alta densidade de sub-grãos, sendo essa estrutura de TG maior que na superfície da amostra, na barra 6F o que se observa é a predominância de grãos grandes, alongados e com textura variando em bandas ou “lamelas” alternadas ao longo da direção transversal nessa região. Essa heterogeneidade observada na amostra 6F provém da estrutura bruta de fusão presente no billet de origem fundida, sendo que nesse tipo de billet a estrutura é composta de grãos equiaxiais com braços dendríticos grosseiros e microporosidades devido à solidificação de eutéticos de baixo ponto de fusão quando a matriz já se encontra solidificada, caracterizando-se assim como microrechupes.

Na região central das barras 5D e 6F há predominância quase que absoluta de grãos grandes resultantes da região central do billet que, por ser a primeira região a ser extrudada, sofre menos influência da deformação e da temperatura na extrusão. Na barra 5D os grãos da região central apresentam formato um pouco alongado, provavelmente devido à estrutura dos grãos da parcela central do billet pré-deformado ser mais refinado que o observado no billet fundido.

A homogeneidade do TG na barra 5D do meio raio ao centro é o que a diferencia da barra 6F, sendo essa diferença atestada no ensaio de dureza discutido no tópico 5.2.

6. Conclusão

Em relação às barras extrudadas da liga AA 6063 a partir de billets fundidos e pré-deformados, pode-se afirmar que:

6.1 Extrusão

- A condição microestrutural e os microconstituintes presentes nos billets para extrusão possuem influência direta na força de extrusão, sendo essa deflagrada nos parâmetros de extrusão $\bar{\sigma}$, Z e $\frac{\eta}{\varepsilon}$, que apresentaram coerência com os dados de literatura. No presente trabalho a diferença na performance entre os billets na extrusão foi sutil devido às flutuações durante a extrusão.
- Não foi observada nenhuma relação entre o acabamento superficial do billet e a componente força de atrito no perfil de forças na extrusão.
- O método das diferenças finitas (MDF) provou-se eficaz na predição do resfriamento ao ar e na determinação do coeficiente de transferência de calor h de barras extrudadas.
- A temperatura de aquecimento do billet possui correlação direta na temperatura emergente observada na barra extrudada desde que os parâmetros operacionais de extrusão sejam constantes.

6.2 Tratamento Térmico

- O tratamento de envelhecimento provou ser mais eficaz em barras produzidas a partir de billets fundidos, que possui maior heterogeneidade microestrutural, apresentando valores superiores de dureza.

6.3 Caracterização Microestrutural

- Barras produzidas a partir de billets pré-deformados possuem maior homogeneidade no TG e na macrotextura do que barras produzidas a partir de billets fundidos.

7. Bibliografia

- [1] SAHA, PRADIP K. **Aluminum Extrusion Technology**. American Society of Materials, 2000. p. 1-29.
- [2] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Guia Técnico do Alumínio: Extrusão**. 3 ed. São Paulo, 2005. p. 19-36, p. 87-122, p. 171-187.
- [3] SHEPPARD, T. **Extrusion of Aluminum Alloys**. Kluwer Academic Publishers, 1999. 420p.
- [4] MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo. Editora Edgard Blucher Ltda, 1982. p.137-148, p. 307-309.
- [5] CASTLE,A.F; SHEPPARD, T. Hot working theory applied to extrusion of some aluminum alloys, **Met. Tech.**, Oct. 1976, p 454-464.
- [6] HUGHES, K.E.; NAIR, K.D.; SELLARS,C.M. Temperature and flow stress during hot extrusion of steel. **Met. Tech.**, April, 1974, p. 161-169.
- [7] HARRIS, J. N. **Mechanical working of metals: theory and practice**. 1 ed. Oxford, Pergamon Press, 1983. p. 160-204.
- [8] MARTINS, M.M. Desenvolvimento de tarugos para extrusão. In: IV Seminário da Tecnologia da Indústria do Alumínio, São Paulo, 1993. **Anais** p. 237-256.
- [9] ASM Handbook – Vol.15 **Casting**. 9 ed. American Society of Materials, 1992. p. 687-688.

- [10] DEVADAS, C.; MUSULIN, I.; CELLIERS, O. Prediction of the microstructure of DC Cast 6063 billets and its effect on extrusion processes. **Light Metals**, 1991.
- [11] SPERRY, P.R. Correlation of microstructure in 6XXX extrusion alloys with process variables and properties. **Light Metals**, 1990.
- [12] ASM Handbook – Vol.4 **Heat Treating**. 9 ed. American Society of Materials, 1992. p. 707-729.
- [13] BENNON, W.D.; CHU, M.G.; FINN, T.L. The influence of mushy region microstructure on macrosegregation in direct chill cast aluminum-copper round ingots. **ASME** 5/83, 1991, p. 17 – 26.
- [14] JACOBS, M.H. Precipitation Hardening. Reino Unido, 1999. 47p Disponível em: <http://www.eaa.net/education/TALAT/lectures/1204.pdf> Acesso em 10 de Outubro/06.
- [15] CAMPANA, R.C.; LOUSADA, R.; MENEGUEÇO, I. Influência do tratamento térmico de envelhecimento nas propriedades mecânicas da liga/têmpera de alumínio trabalhada 6063T52. In: 59º CONGRESSO ANUAL DA ABM – INTERNACIONAL, São Paulo, 2004. **Anais**. 1 CD-ROM
- [16] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Alumínio e suas ligas – Classificação: NBR6834**. Rio de Janeiro, 2000. 31p.
- [17] PLAUT, R.L. Notas de aula de PMT 2503. São Paulo, Universidade de São Paulo, 2005. Notas da aula de “Extrusão”, São Paulo, 2005.

- [18] CAMPANA, R.C.; PLAUT, R.L. Análise da extrusão e caracterização microestrutural e da textura de barras extrudadas da liga AA6082. In: II Congresso Internacional do Alumínio, São Paulo, 2005. **Anais.** 1 CD-ROM.

ANEXOS



Certificado de Propriedades

Companhia Brasileira de Aluminios

Rua Marcella do Rego, 341
18125-000 - Ilheus - BA
Tel: 4715-5947
Fax: 4715-5946

CERTIFICADO		0152	
Produto	V 0039	Cartão	
OF	387455/1	Liga	6063 F
NT's	2666948 / 2666949 2666950 / 2666951	Dimensão	101,60 mm
Cliente	D.C.A	Data	31/01/2006

COMPOSIÇÃO QUÍMICA

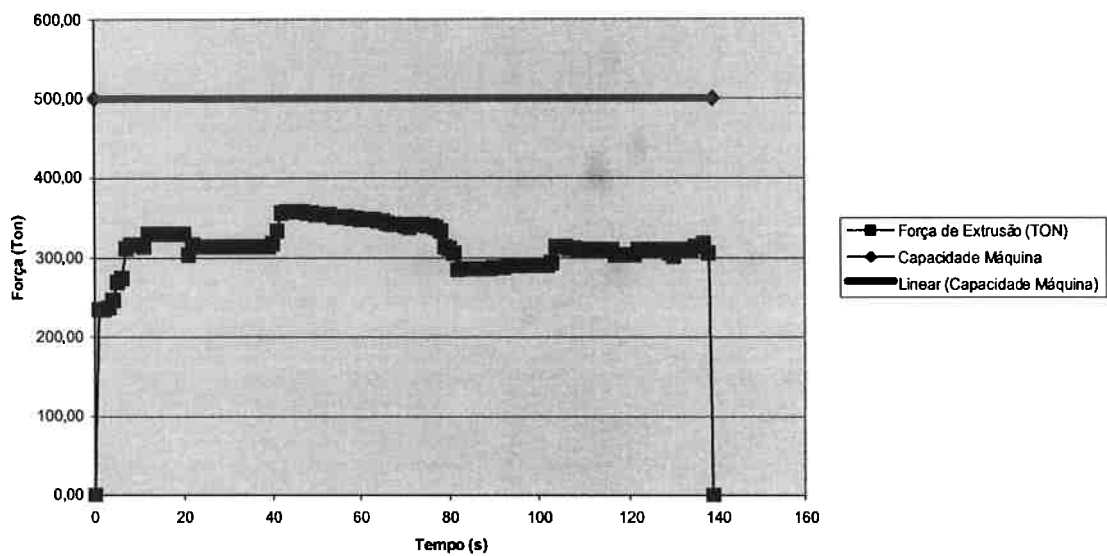
Al (%)	Si (%)	Fe (%)	Mg (%)	Mn (%)	CU (%)	Cr (%)	Ni (%)	Ti (%)	V (%)	Zn (%)	Ga (%)	B (%)
Restante	0,45	0,18	0,510	0,060	0,02	0,00	0,00	0,022	0,000	0,01	0,01	0,010

PROPRIEDADES FÍSICAS / MECÂNICAS

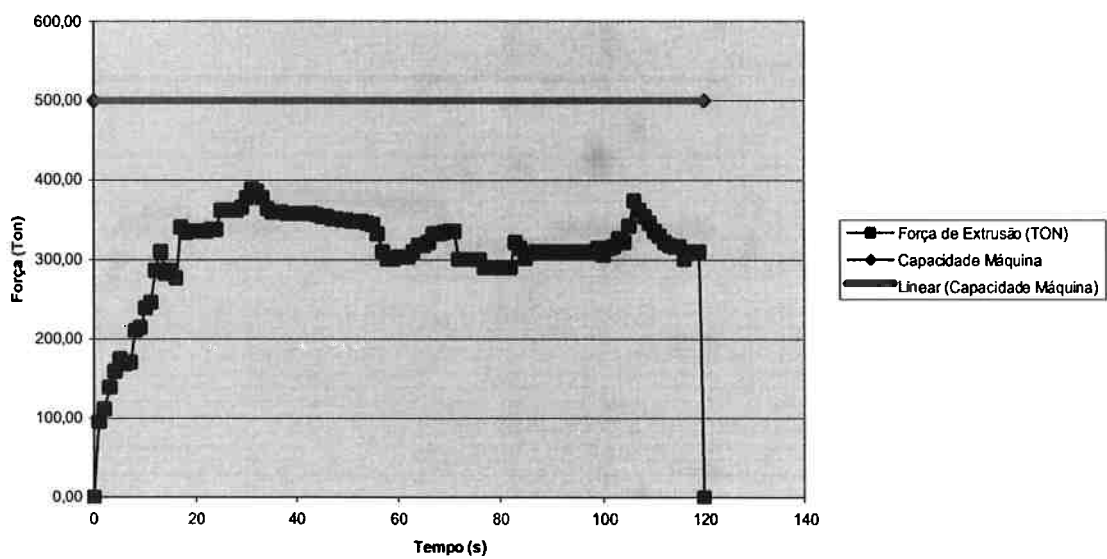
TESTES	RESULTADOS
LIMITE DE ESCOAMENTO (Mpa)	
LIMITE DE RESISTÊNCIA (Mpa)	
ALONGAMENTO (%)	
CONDUTIVIDADE (% IACS)	
DUREZA (HB)	

Testes de dureza realizados pelo durômetro marca W.P.M. modelo HPO-250 com carga de 31,25 Kgf.

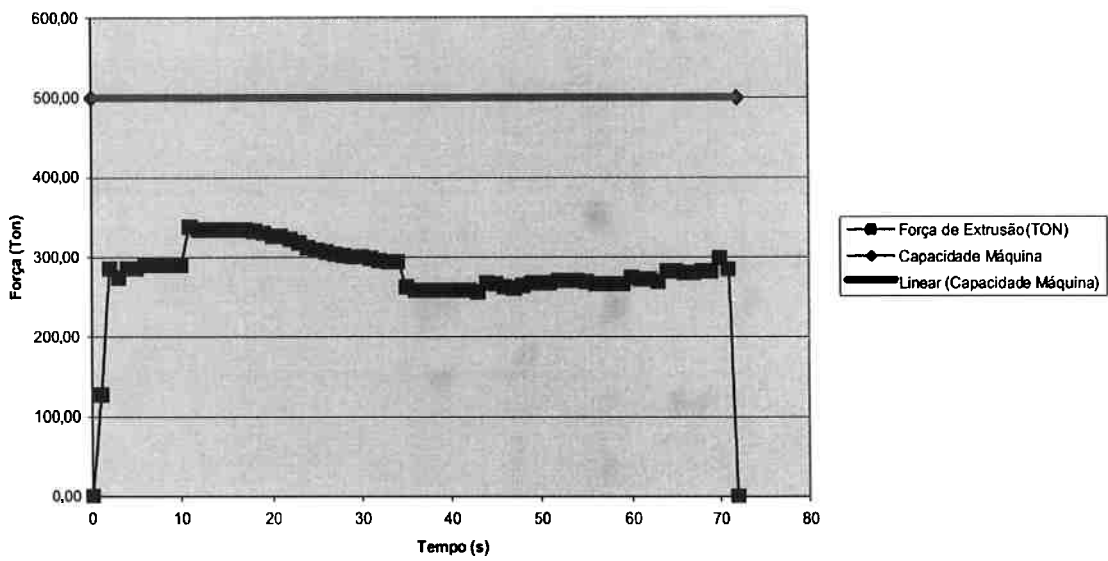
Ensaio 1D



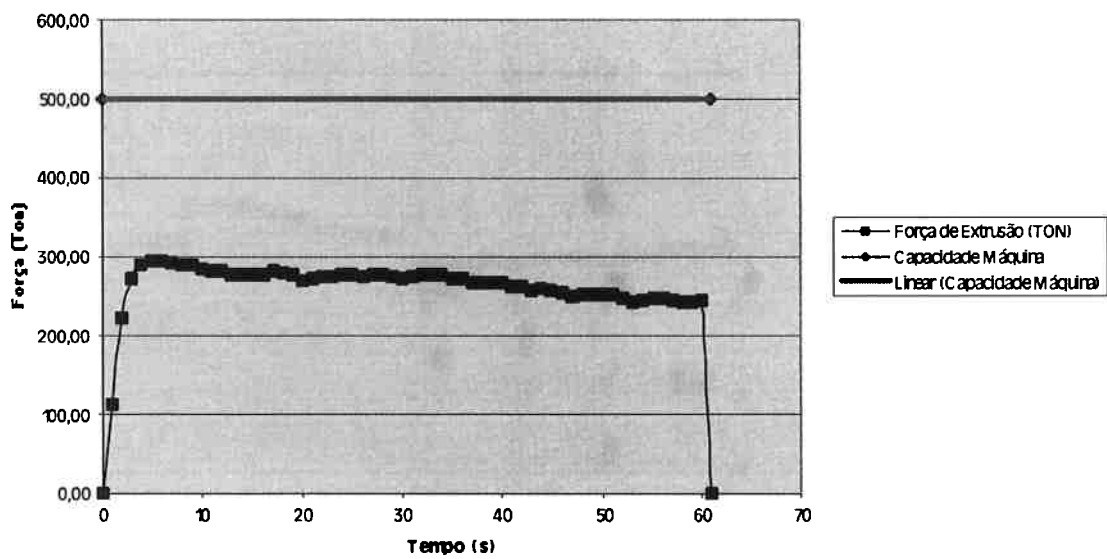
Ensaio 2D



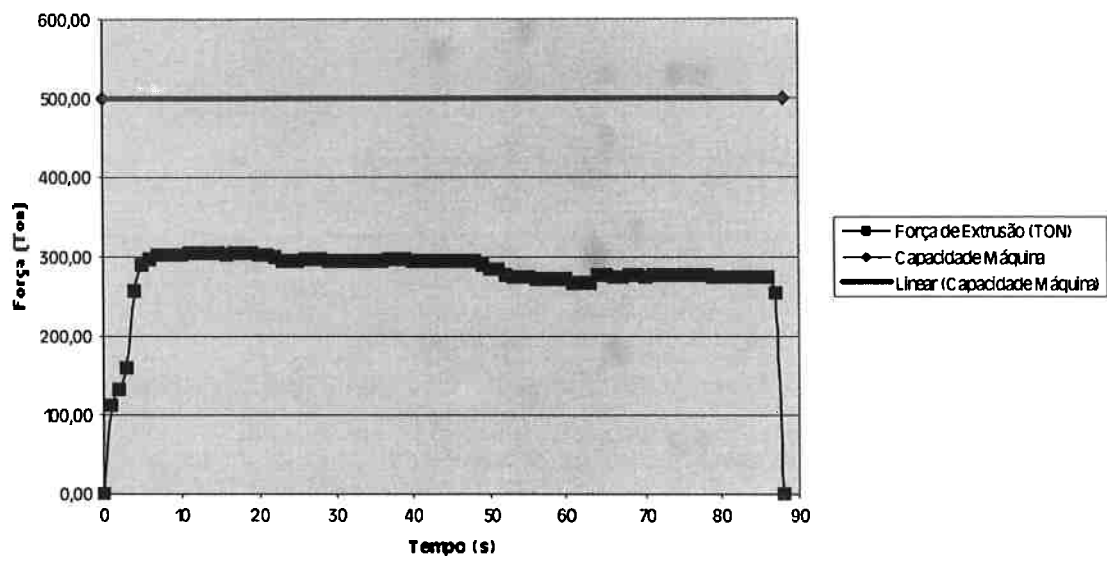
Ensaio 3D



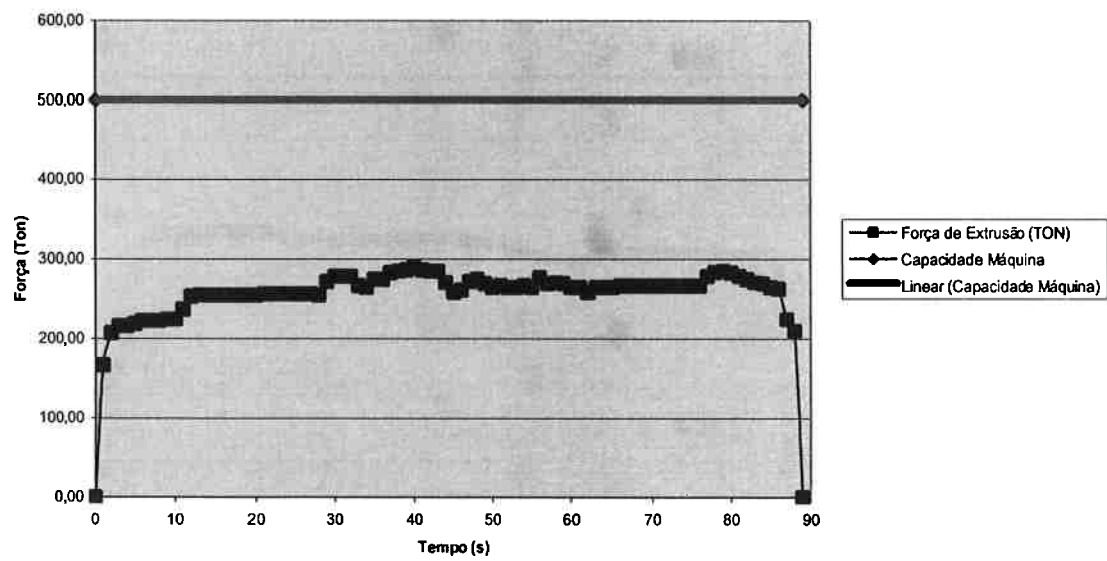
Ensaio 4D



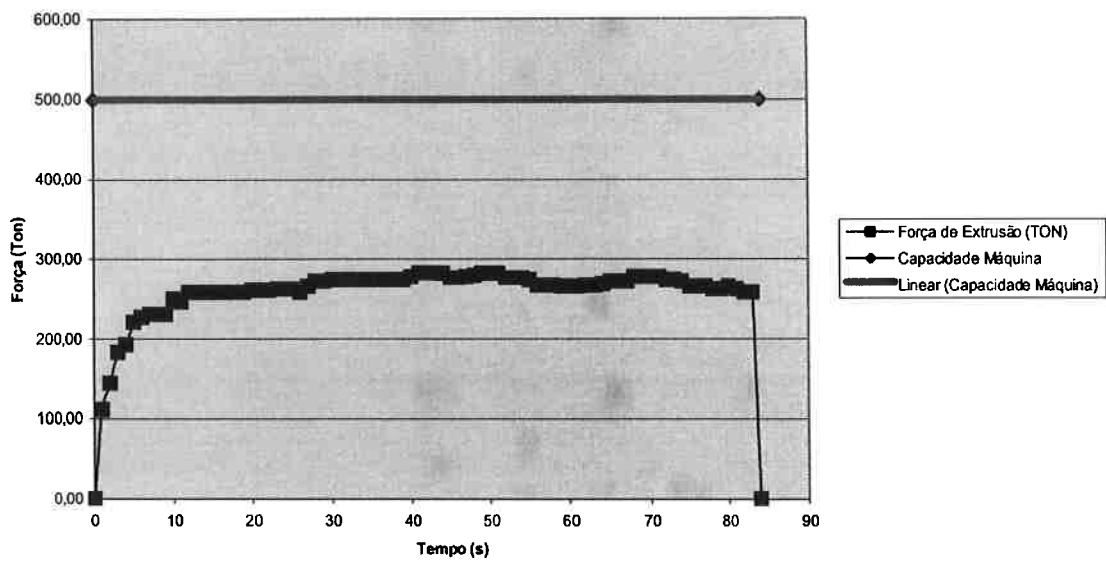
Ensaio 5D



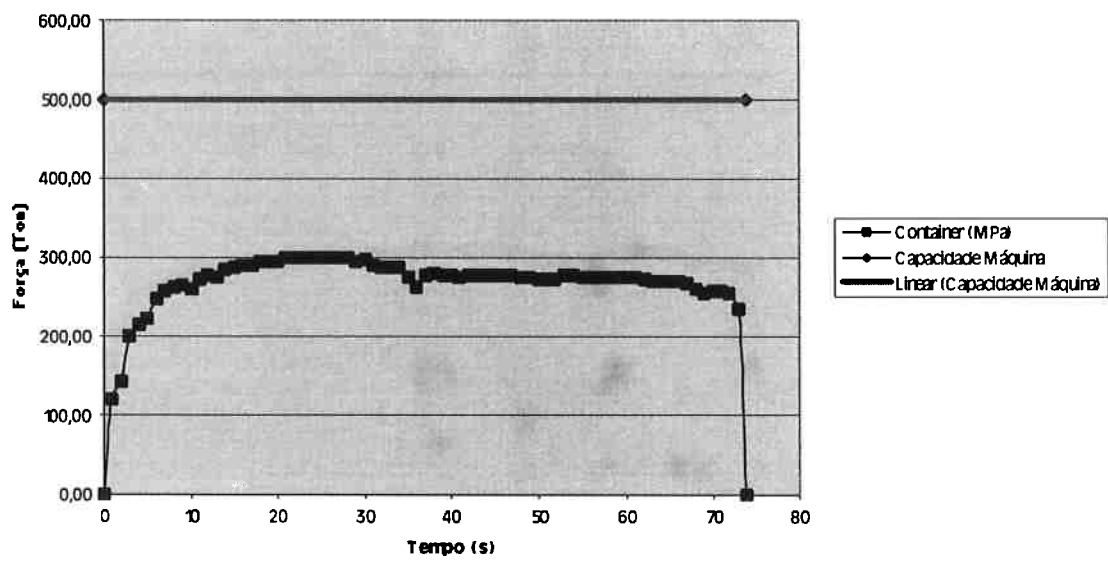
Ensaio 6D



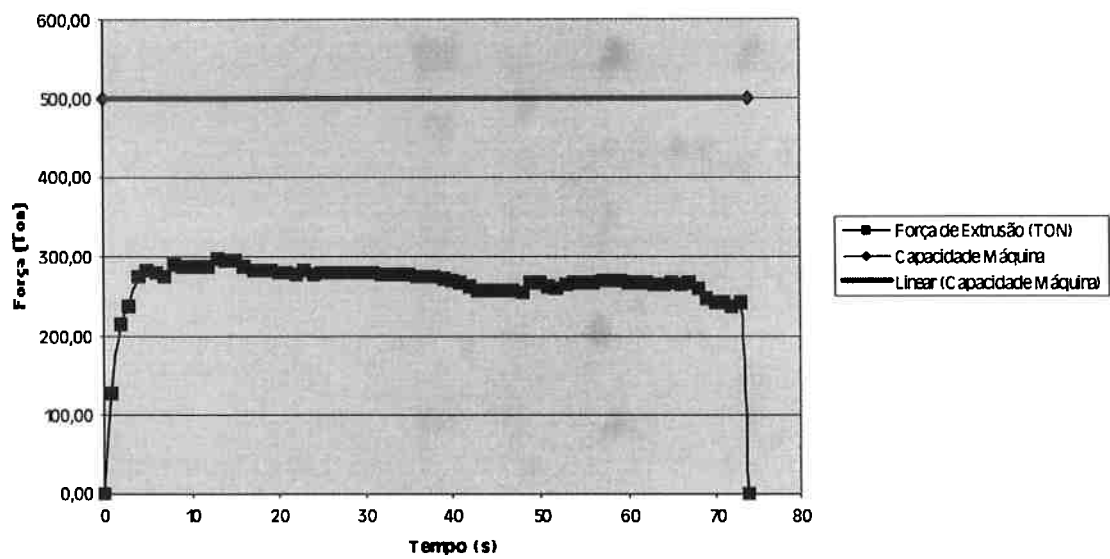
Ensaio 7D



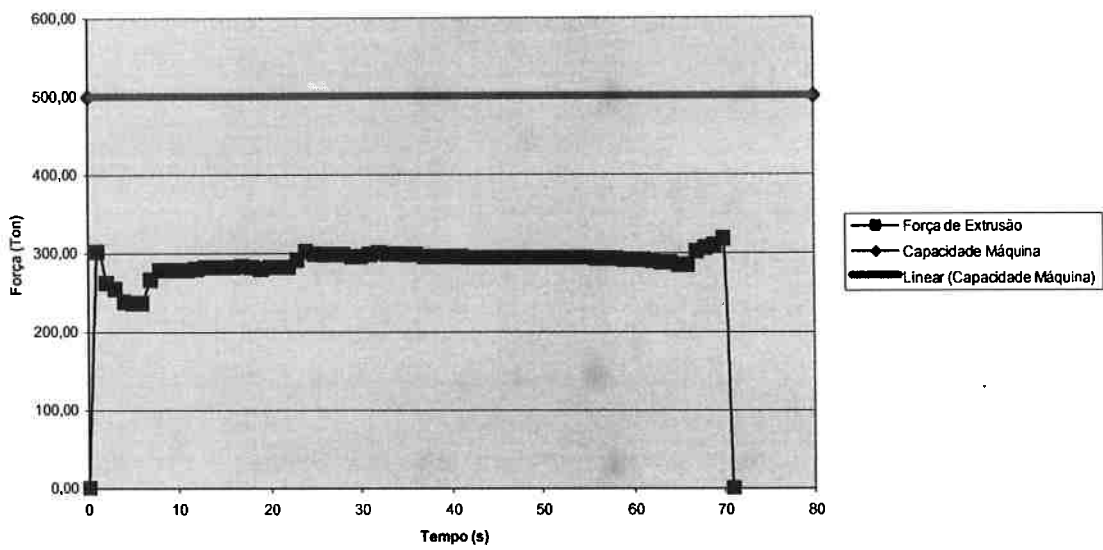
Ensaio 8D



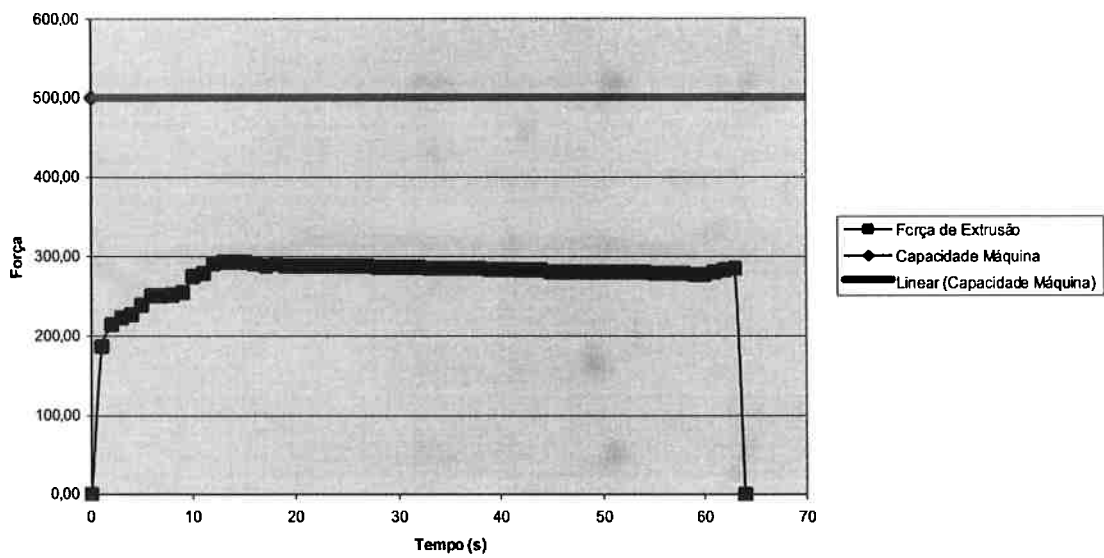
Ensaio 9D



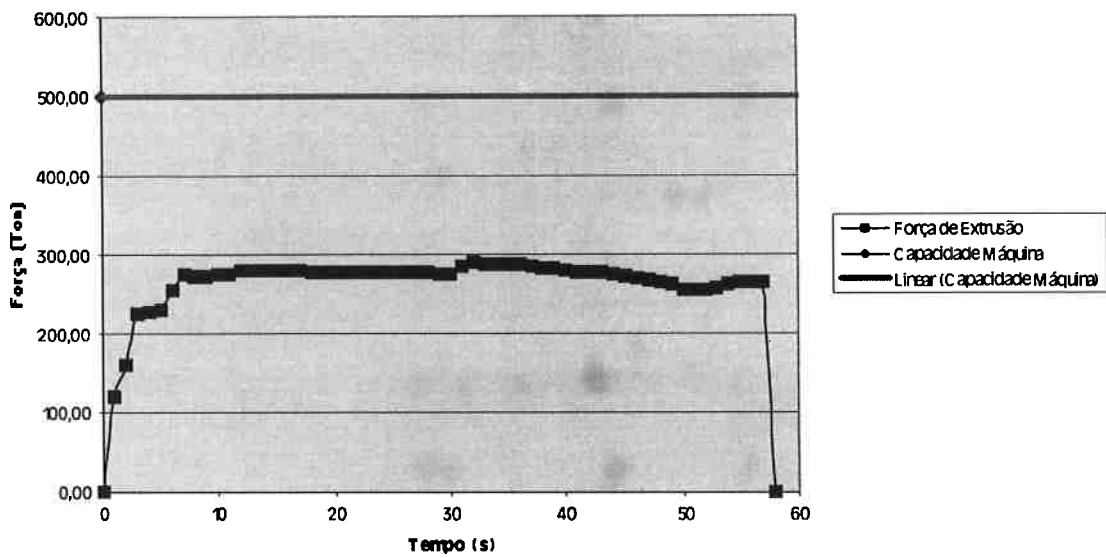
Ensaio 1F



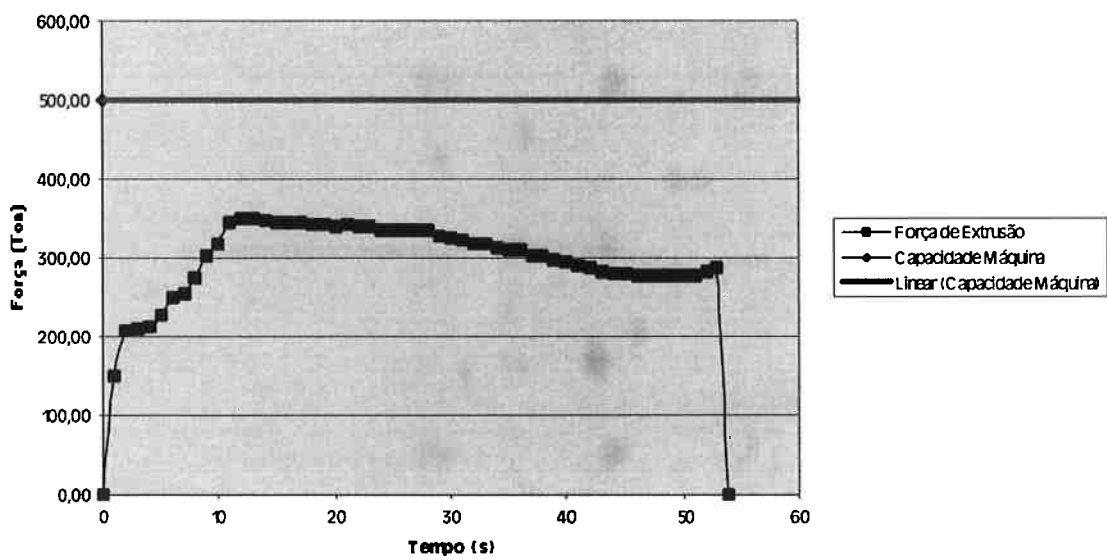
Ensaio 2F



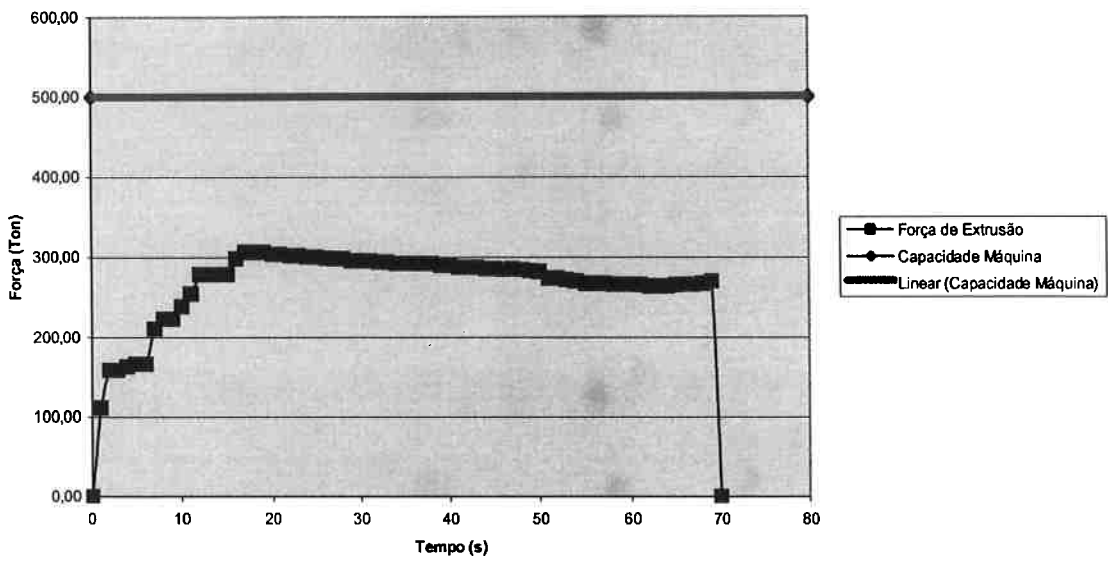
Ensaio 3F



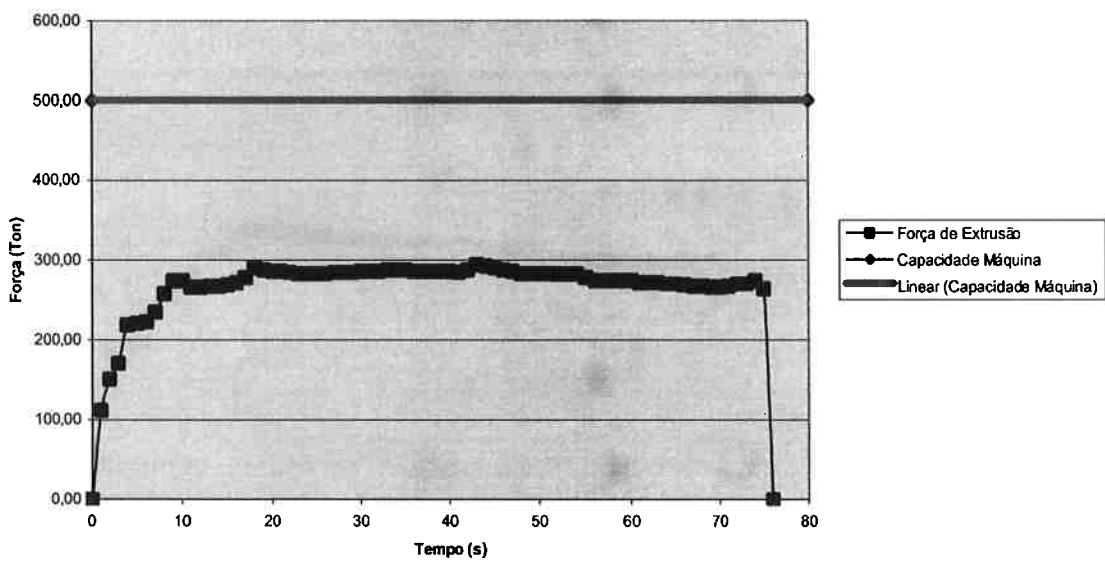
Ensaio 4F



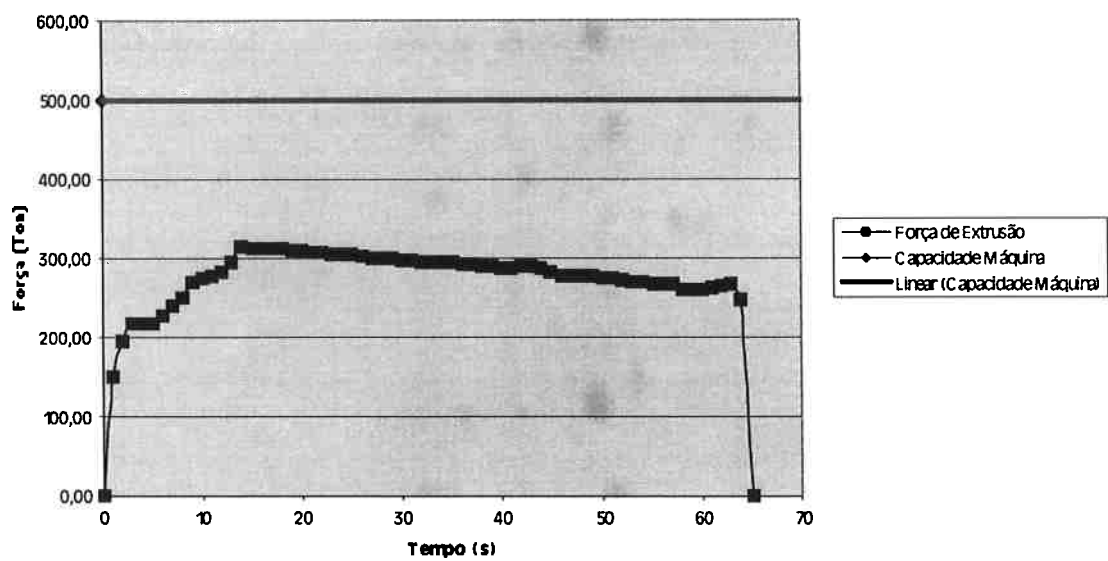
Ensaio 5F



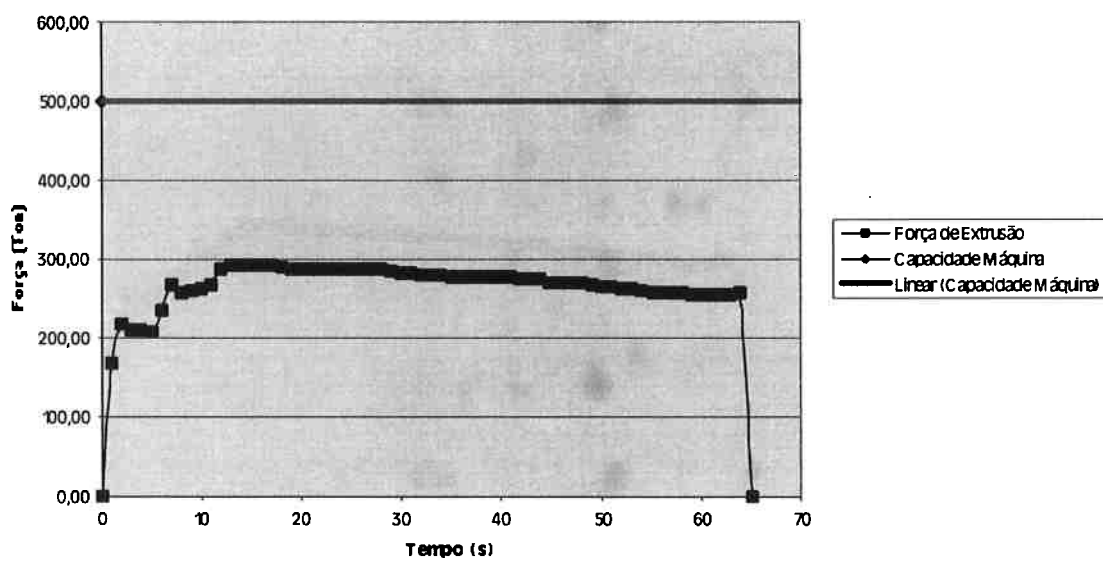
Ensaio 6F



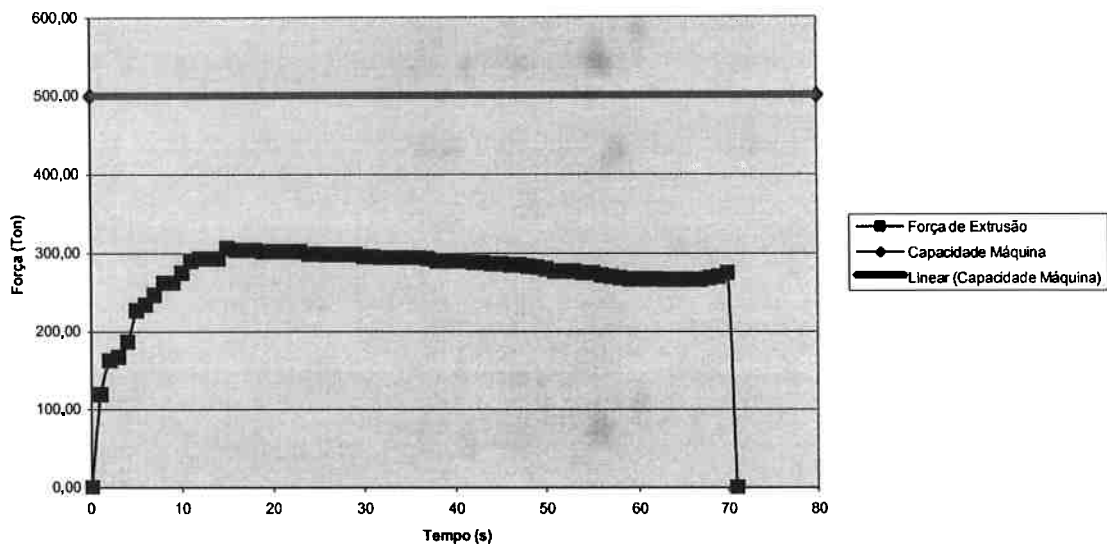
Ensaio 7F



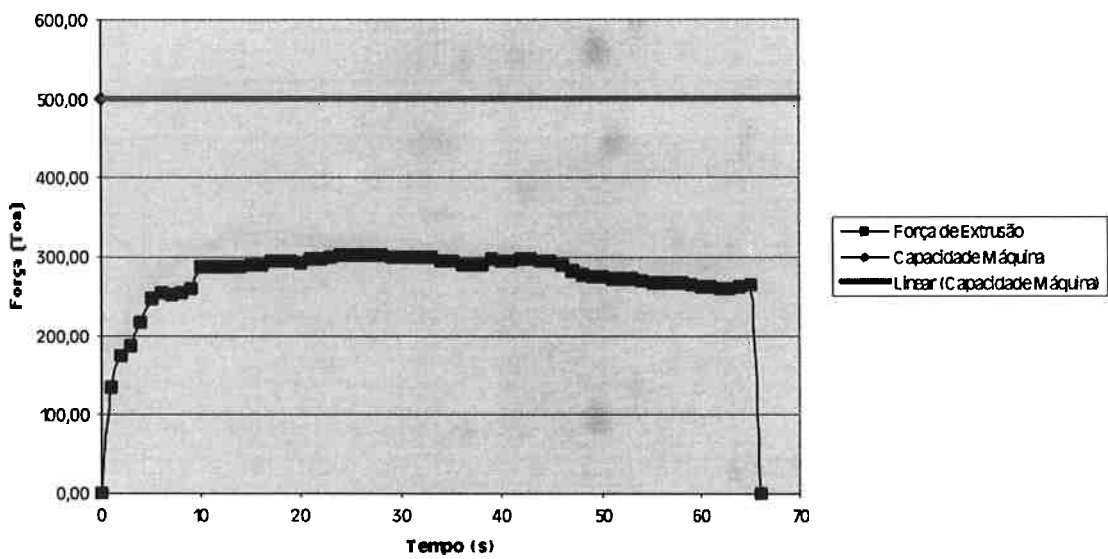
Ensaio 8F



Ensaio 9F



Ensaio 10F



Q	180000	J/mol
R	8,12	
alfa	1,2	
ro	2,71	g/cm³

Dados máquina	D _{pistão principal}	450	mm
	D _{container}	106	mm

TARUGO											
n° ensaio	n° máquina	D _{tarugo} (mm)	L _{tarugo} (mm)	P _{descarte} (kg)	L _{descarte} (mm)	Temperatura (K)			Fornecedor	Certificado n°	NF/NT n°
						C	M	P			
1F	1	101,6	230	0,304	13,8	810	728	706	Metalex	519-2	28097
2F	2	101,6	230	0,306	13,9	745	767	678	Metalex	519-2	28097
3F	3	101,6	230	0,356	16,2	743	768	683	Metalex	519-2	28097
4F	4	101,6	230	0,352	16,0	708	783	718	Metalex	519-2	28097
5F	5	101,6	230	0,358	16,3	673	745	723	Metalex	519-2	28097
6F	6	101,6	230	0,348	15,8	715	745	738	Metalex	519-2	28097
7F	7	101,6	230	0,448	20,4	681	749	713	Metalex	519-2	28097
8F	8	101,6	230	0,400	18,2	708	758	713	Metalex	519-2	28097
9F	9	101,6	230	0,312	14,2	679	752	736	Metalex	519-2	28097
10F	10	101,6	230	0,331	15,1	692	752	723	Metalex	519-2	28097

EXTRUSÃO

PARAMETROS

Tipo	D _{barra} (teórico)	D _{barra} (real)	peso/m (teórico)	peso/m (real)	RE (teórico)	RE (real)	L _{produto} (m)	t _{resfriamento}	T _{ferramenta}	T _{container}	T _{env} C
Fundido	11,11	10,82	0,262	0,248	83,6	88,2	18,8		623	723	818
Fundido	11,11	10,82	0,262	0,248	83,6	88,2	18,8		623	723	825
Fundido	11,11	10,73	0,262	0,244	83,6	89,7	18,7		623	723	823
Fundido	11,11	10,77	0,262	0,246	83,6	89,0	19,4	T_e<490°C	623	723	733
Fundido	11,11	10,77	0,262	0,246	83,6	89,0	19,0		623	723	800
Fundido	11,11	10,77	0,262	0,246	83,6	89,0	18,9		623	723	799
Fundido	11,11	10,82	0,262	0,248	83,6	88,2	18,4		623	723	783
Fundido	11,11	10,77	0,262	0,246	83,6	89,0	18,7		623	723	793
Fundido	11,11	10,82	0,262	0,248	83,6	88,2	18,7		623	723	772
Fundido	11,11	10,77	0,262	0,246	83,6	89,0	18,9		623	723	773

OPERAÇÃO

Temperatura Emergente (K)

M P Média

810	800	809
813	806	815
818	812	818
728	723	728
793	795	796
803	795	799
784	780	782
798	793	795
776	775	774
775	765	771

T_{def}

777	770	772	732	753	764	747	759	747	746
-----	-----	-----	------------	-----	-----	-----	-----	-----	-----

$t_{extrusão}$ (s)

71	64	58	54	70	76	65	65	71	66
----	----	----	-----------	----	----	----	----	----	----

$V_{extrusão}$ (mm/s)

264,8	293,8	322,4	359,3	271,4	248,7	283,1	287,7	263,4	286,4
-------	-------	-------	--------------	-------	-------	-------	-------	-------	-------

$V_{pistão}$ (mm/s)

3,04	3,38	3,69	3,96	3,05	2,82	3,22	3,26	3,04	3,26
------	------	------	-------------	------	------	------	------	------	------

E_{pslon}

4,48	4,48	4,50	4,49	4,49	4,49	4,48	4,49	4,48	4,49
------	------	------	-------------	------	------	------	------	------	------

E_{pslon} ponto

0,16	0,17	0,25	0,24	0,18	0,17	0,17	0,19	0,16	0,19
------	------	------	-------------	------	------	------	------	------	------

MANÔMETRO

P_{pico} (kgf/cm²)

190	184	182,5	220	192,5	185	197,5	184	192,5	190
-----	-----	-------	------------	-------	-----	-------	-----	-------	-----

P_{fim} (kgf/cm²)

200	179	166	180	170	166	155	162,5	172,5	166
-----	-----	-----	------------	-----	-----	-----	-------	-------	-----

CILINDRO PRINCIPAL

$F_{cilindro\ máx}$ (ton)

302	293	290	350	306	294	314	293	306	302
-----	-----	-----	------------	-----	-----	-----	-----	-----	-----

$F_{cilindro\ mín}$ (ton)

318	285	264	286	270	264	247	258	274	264
-----	-----	-----	------------	-----	-----	-----	-----	-----	-----

PISTÃO				
P _{extrusão} máx (MPa)	P _{extrusão} mín (MPa)	Z	sigma m	Ln(Z) (s ⁻¹)
342,43	360,45	1,24E+11	35,34	25,54
331,61	322,60	1,15E+11	34,23	25,47
328,91	299,17	1,48E+11	33,82	25,72
396,49	324,40	3,94E+12		
346,93	306,38	2,25E+11	35,74	26,14
333,41	299,17	1,87E+11	34,35	25,96
355,94	279,35	3,38E+11	36,74	26,55
331,61	292,86	2,52E+11	34,16	26,25
346,93	310,89	4,27E+11	35,81	26,78
342,43	299,17	5,93E+11	35,28	27,11

ENVELHECIMENTO INDUSTRIAL				
T _{envel} (K)	Dureza (HB)	t _{envel} (min)	T _{forno} (K)	
451	79	300	451	
	65			
	77			
	xxx			
	70			
	75			
	82			
	77			
	71			
75				

TARUGO												
n° ensaio	n° máquina	D _{tarugo} (mm)	L _{tarugo} (mm)	P _{descarte} (kg)	L _{descarte} (mm)	Temperatura (K)				Fornecedor	Certificado n°	NF/NT n°
						C	M	P	Média			
1D	1	101,6	230	0,392	17,8	613	663	603	626	CBA	406.092	2.930.234
2D	2	101,6	230		0,0	573	663	573	603	CBA	406.092	2.930.234
3D	3	101,6	230	0,498	22,7	673	695	683	684	CBA	406.092	2.930.234
4D	4	101,6	230	0,400	18,2	693		683	688	CBA	406.092	2.930.234
5D	5	101,6	230	0,536	24,4	653	735	633	674	CBA	406.092	2.930.234
6D	6	101,6	230	0,578	26,3	681	708	635	675	CBA	406.092	2.930.234
7D	7	101,6	230	0,546	24,9	663	761	675	700	CBA	406.092	2.930.234
8D	8	101,6	230	0,374	17,0	703	728	693	708	CBA	406.092	2.930.234
9D	9	101,6	230	0,530	24,1	688	748	653	696	CBA	406.092	2.930.234
10D	10	101,6	230	0,568	25,9	723	718	695	712	CBA	406.092	2.930.234

EXTRUSÃO

PARAMETROS											
Tipo	D _{barra} (teórico)	D _{barra} (real)	peso/m (teórico)	peso/m (real)	RE (teórico)	RE (real)	L _{produto} (m)	t _{resfriamento}	T _{ferramenta}	T _{container}	Tem C
Pré def.	11,11	10,82	0,262	0,248	83,6	88,2	17,8	T _e <490°C	623	723	723
Pré def.	11,11	10,77	0,262	0,246	83,6	89,0	18,6	T _e <490°C	623	723	683
Pré def.	11,11	10,77	0,262	0,246	83,6	89,0	24,6	T _e <490°C	623	723	733
Pré def.	11,11	10,77	0,262	0,246	83,6	89,0	17,9		623	723	803
Pré def.	11,11	10,82	0,262	0,248	83,6	88,2	17,3		623	723	793
Pré def.	11,11	10,82	0,262	0,248	83,6	88,2	17,2		623	723	773
Pré def.	11,11	10,82	0,262	0,248	83,6	88,2	17,3		623	723	848
Pré def.	11,11	10,82	0,262	0,248	83,6	88,2	17,9		623	723	793
Pré def.	11,11	10,86	0,262	0,250	83,6	87,5	17,4		623	723	798
Pré def.	11,11	10,86	0,262	0,250	83,6	87,5	17,2	FALTAM DDS	623	723	793

PISTAO				
P _{extrusão} máx (MPa)	P _{extrusão} mín (MPa)	Z	sigma m	Ln(Z) (s ⁻¹)
403,70	346,93	1,64E+12	41,67	28,12
439,75	351,44	6,35E+12	45,30	29,48
382,98	322,60	2,06E+12	39,46	28,35
371,26	274,84	1,86E+11	38,25	25,95
346,93	290,16	1,88E+11	35,81	25,96
340,62	237,90	2,34E+11	35,16	26,18
320,80	292,86	3,03E+10	33,11	
337,92	265,83	1,58E+11	34,88	25,78
342,43	268,53	1,44E+11	35,41	25,70

ENVELHECIMENTO INDUSTRIAL				
T _{envel} (K)	Dureza (HB)	t _{envel} (min)	T _{forno} (K)	
451	XXX	300	451	
	XXX			
	XXX			
	69			
	68			
	68			
	67			
	67			
	64			
	XXX			