

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Escola Politécnica

TRABALHO DE FORMATURA 1996

**“Variáveis de extrusão que afetam a formação da camada
recristalizada em uma liga de alumínio do grupo 6XXX”**

Orientador: Prof. Dr. Jorge Alberto Soares Tenório

Aluno: Marcello Diegues Zappia

Dezembro / 1996

DEDALUS - Acervo - EPMT



31800004207

ÍNDICE

1. RESUMO	1
2. OBJETIVOS	3
3. INTRODUÇÃO	4
3.1. Dados característicos da liga escolhida	4
3.2. Introdução à recristalização	5
3.2.1. Conceitos básicos de recristalização	5
3.2.2. Nucleação	13
3.2.3. Crescimento de grão	14
3.2.4. "Leis da recristalização	15
3.2.5. Recristalização de metais impuros e ligas	16
3.3. Extrusão de ligas de alumínio em altas temperaturas	18
3.4. Fluxo metálico na extrusão	19
3.5. Efeito dos inibidores de recristalização	22
3.6. Introdução ao método "Statistical design of experiments"	26
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	31
4.1. Materiais	31
4.2. Métodos	32
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
6. CONCLUSÃO	57
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	58
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	59
ANEXO	

1-RESUMO

A maioria dos perfis de alumínio fabricados por extrusão são produzidos principalmente a partir de ligas do grupo 6XXX. Estas ligas possuem como elementos de liga majoritários o silício e o magnésio, e possuem também a característica de serem tratáveis termicamente, isto é, serem endurecíveis por precipitação (envelhecimento). Uma de suas vantagens é que elas podem ter suas propriedades mecânicas aumentadas sem alterações na forma do produto final, o que não ocorre com outros processos de conformação mecânica de metais, como a trefilação e a laminação, por exemplo. As aplicações típicas para essas ligas são: perfis para construção civil, indústrias automobilística e naval, tubos para transporte de fluidos (como água e óleo) e perfis para bicicletas. Resumindo, aplicações que possuem como requisito principal médias a altas propriedades mecânicas (250 a 350 MPa).

Essas ligas apresentam uma boa vantagem em relação aos aços para construção mecânica, pois possuem propriedades mecânicas (limites de escoamento e resistência, e alongamento) comparáveis às daqueles, além de excelente resistência à corrosão, ductilidade, tenacidade e baixa densidade.

Assim sendo, o controle dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão é de extrema importância para estas ligas. Resultante deste controle, a camada periférica de grãos recristalizados deve, conseqüentemente, ser minimizada de modo a se obter uma maximização na relação propriedades mecânicas/perfil extrudado e assim, uma acentuada melhora na produtividade. O objetivo principal deste trabalho é estudar a influência de algumas variáveis do processo de extrusão na formação da camada recristalizada, no intuito de se viabilizar um controle desta.

Este trabalho foi realizado na **Alcoa Alumínio S.A.**, unidade Utinga, Santo André - S.P.

A revisão bibliográfica deste trabalho foi dividida em três partes: na primeira, serão apresentados dados característicos da liga escolhida, onde inclui-se o motivo da escolha, propriedades mecânicas e aplicações típicas.

A seguir, os fenômenos de recristalização e de recuperação serão descritos teoricamente, até o caso da recristalização da liga escolhida nas condições das experiências deste trabalho.

Em seguida, será apresentada uma breve introdução sobre o método do delineamento estatístico de experiências ('statistical design of experiments').

Serão escolhidas três variáveis de extrusão e, com estas, serão programadas oito experiências com todas as combinações possíveis entre as variáveis, bem como os valores atribuídos a elas. Em seguida, serão obtidas amostras de cada perfil extrudado, e com estas será realizada a medição das espessuras das camadas recristalizadas, com o auxílio de uma régua com escala de 0,5 mm. Com esses valores, será levantado um gráfico mostrando a evolução da camada recristalizada com o comprimento do perfil extrudado dos oito perfis obtidos. Assim, será possível definir quais pontos desse gráfico serão analisados para se conhecer qual variável que possui maior influência na formação da camada recristalizada.

No caso do presente trabalho, descobriu-se que a variável mais influente na formação da camada recristalizada é a velocidade de extrusão (maiores valores de velocidade de extrusão acarretam maiores espessuras da camada recristalizada), e isto está relacionado com o fato da taxa de deformação ser maior quando a velocidade de extrusão é maior. Por outro lado, observou-se que as variáveis temperatura de aquecimento dos tarugos e resfriamento possuem pouca influência na formação da camada recristalizada, representando as chamadas variações naturais de processo.

2- OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo principal a avaliação do efeito dos parâmetros de processamento na extrusão na camada recristalizada da liga de alumínio 6061, utilizando-se o método de delineamento estatístico de experiências ("statistical design of experiments").

3- INTRODUÇÃO

3.1- Dados característicos da liga escolhida

Escolheu-se a liga 6061 para a realização deste trabalho, pois dentre as várias ligas de alumínio disponíveis, a escolha deveria ser realizada sobre uma liga que apresentasse a formação da camada recristalizada. A liga 6061 preenche estes requisitos: é uma liga tratável termicamente, de grande importância no contexto da extrusão de ligas de alumínio, além de apresentar formação do fenômeno acima citado.

Como já foi dito, esta liga é reservada para aplicações que requisitam médias a altas propriedades mecânicas. As tabelas 1 e 2 apresentam algumas características referentes à liga 6061, como composição química (tabela 1) e propriedades mecânicas (tabela 2).

Tabela 1 : Limites de composição química da liga 6061^[1].

Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Zn (%)	Ti (%)	Cr (%)	outros (total)	Al
0.4 - 0.8	0,7 máx	0.15 - 0.4	0.15 máx	0.8 - 1.2	0.25 máx	0,15 máx	0.04 - 0.35	0,15	restante

Tabela 2 : Propriedades mecânicas da liga 6061^[1].

<i>Têmpera</i>	<i>Lim. resistência (MPa)</i>	<i>Lim. escoamento (MPa)</i>	<i>Alongamento (%)</i>	<i>Dureza (HB)</i>
O	124	55	30	30
T4	241	145	25	65
T6	310	276	17	95

Como principais aplicações, pode-se citar perfis para construção civil, caminhões, torres, indústria marítima, perfis para uso doméstico, tubos e outras aplicações estruturais onde resistência mecânica, soldabilidade e resistência à

corrosão são requisitadas. A tabela 3 fornece outras características da liga 6061, a saber:

Tabela 3: Outras características da liga 6061^[1].

Densidade (g/cm ³)	Temperatura <i>liquidus</i> (°C)	Temperatura <i>solidus</i> (°C)	Temperatura solubilização (°C)	Temperatura envelhecimento (°C)
2,70	652	582	529	177 por 8 horas

3.2- Introdução à recristalização

A produção mundial de alumínio assume valores da ordem de 19 milhões de toneladas. Aproximadamente 90% da produção de metais e ligas é conformada mecanicamente por numerosos processos, tais como extrusão, laminação, trefilação e forjamento, entre outros^[2]. É relevante, por conseguinte, o correto conhecimento de fenômenos como encruamento, recuperação e recristalização, não só para a correta conformação destes mesmos metais, como também para controlar a microestrutura e as propriedades mecânicas.

3.2.1- Conceitos básicos da recristalização

Para começar uma discussão sobre recristalização, faz-se necessária uma menção ao chamado "estado encruado", pois a primeira condição para que o fenômeno em questão ocorra é a existência de deformação plástica.

Após a deformação de metais e ligas, uma parte da energia necessária para conformar plasticamente esses materiais é armazenada nos mesmos, na forma de defeitos puntiformes e discordâncias. No caso da deformação a frio, a fração de energia absorvida no material é de cerca de 2 a 10%^[2,3].

Considerando a variação de energia interna ΔU como consequência de deformação, ΔS a variação de entropia e T a temperatura absoluta, tem-se a relação fundamental^[2,3,4]:

$$\Delta F = \Delta U - T \cdot \Delta S$$

Onde:

ΔF = potencial termodinâmico para a recristalização;

ΔU = variação de energia interna;

T = temperatura absoluta;

ΔS = variação de entropia do sistema.

Levando-se em conta que os defeitos cristalinos gerados na deformação, tais como discordâncias e lacunas, pouco influenciam na variação da entropia configuracional do sistema, o principal potencial termodinâmico para a recristalização pode ser dado por:

$$\Delta F = \Delta U$$

A densidade de distribuição destes defeitos (e em especial as discordâncias) é função de vários fatores, tais como:

- tipo do metal;
- sua pureza e tamanho de grão;
- da deformação plástica imposta a ele (isto é, quantidade, temperatura, velocidade e maneira de deformação plástica);
- energia de defeito de empilhamento.

Fatores que afetam a microestrutura do metal deformado

a) Energia de defeito de empilhamento - EDE

A distribuição de discordâncias em um metal ou liga encruado é fortemente dependente da EDE^[2,3]. Quando um metal de baixa EDE é deformado, suas discordâncias possuem pequena mobilidade, fato este que é atribuído ao fato das discordâncias parciais estarem afastadas. Com isso, fenômenos como escalagem ("climb") e escorregamento com desvio ("cross slip") são dificultados. Uma consequência disso é a homogênea distribuição das discordâncias na microestrutura, como está esquematizado na figura abaixo^[2,3].

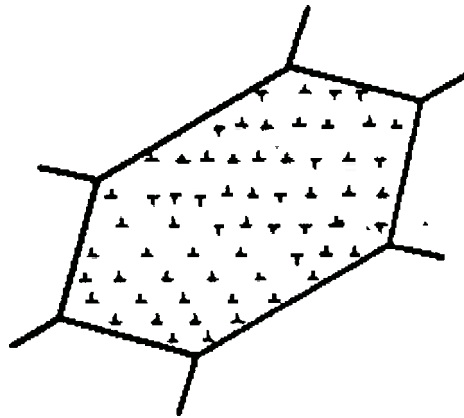


Figura 1: Discordâncias distribuídas em grão encruado (metal com baixa EDE)^[2,3].

Por sua vez, metais com alta EDE facilitam a escalagem e o escorregamento com desvio, pois suas discordâncias são dissociadas em parciais próximas umas das outras. Então, ocorre o oposto à situação anterior: em metais com alta EDE as discordâncias têm alta mobilidade, tendem a aniquilar-se com discordâncias próximas com sinal oposto e ainda tendem a localizar-se em planos cristalinos de baixos índices de Miller^[2,3]. Como consequência, esses metais tendem a apresentar uma densidade de discordâncias menor e mais heterogênea em relação a metais com baixa EDE. A figura 2 ilustra bem isso.

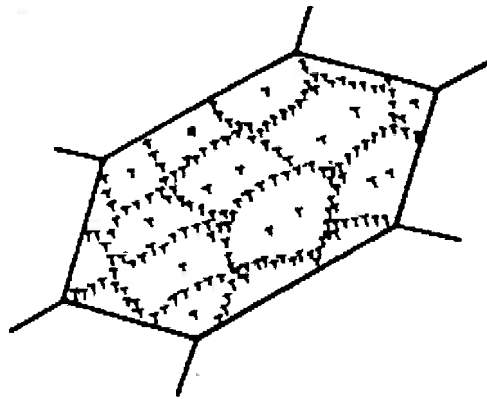


Figura 2: Discordâncias distribuídas em grão encruado (metal com alta EDE)^[2,3].

b) Átomos de soluto

Adicionando-se átomos de soluto em um metal, existe a tendência de se alterar a EDE desse metal. Como já foi visto, a distribuição de discordâncias na deformação tenderá a sofrer alterações, e ainda a sua mobilidade será diminuída devido à sua interação com os átomos de soluto^[2,3].

Adicionando-se átomos de soluto ocorre um aumento progressivo da densidade de discordâncias e da energia armazenada na deformação plástica, assim como a diminuição gradativa de tamanho de célula de deformação, quando este metal é deformado^[2,3].

c) Tamanho de grão inicial

A densidade de discordâncias varia com o tamanho de grão inicial, para uma mesma deformação plástica de um mesmo material^[2,3]. A seguinte equação é proposta^[2,3]:

$$\rho = \frac{\varepsilon}{k_1 \cdot b \cdot d^n}$$

Onde:

ρ = densidade de discordâncias (ferro puro);

ε = deformação;

k_1 e n = constantes dependentes da deformação;

b = vetor de burgers.

d) Temperatura e velocidade de deformação

Os fatores apresentados anteriormente (densidade e distribuição de discordâncias e energia armazenada na deformação) são dependentes da temperatura com que o metal foi deformado plasticamente. Temperaturas de deformação mais baixas dificultam a formação de células de deformação, além de diminuírem a mobilidade das discordâncias^[2,3]. Nessas condições, a fração de energia absorvida será maior. Temperaturas de deformação mais altas favorecem o aparecimento de células de deformação^[2,3]. Quanto à velocidade de deformação, pode-se fazer uma correlação entre ela e a temperatura, da seguinte maneira: Velocidades de deformação maiores equivalem a temperaturas de deformação menores.

Um metal encruado é, portanto, termodinamicamente instável em relação ao seu estado recozido^[2]. Se este mesmo metal for recozido, parte destes defeitos poderão ser eliminados, abaixando a energia interna do mesmo. Os fenômenos que permitem isso são a recuperação e a recristalização.

Em um metal deformado a frio, as mudanças microestruturais que ocorrem no posterior recozimento acontecem de maneira a abaixar a energia armazenada após a deformação plástica. Este abaixamento da energia interna

se dá por mecanismos de redução e rearranjo de defeitos cristalinos. As principais mudanças microestruturais são dadas a seguir:

- a) reação entre defeitos puntiformes levando a uma diminuição da quantidade dos mesmos;
- b) aniquilação das discordâncias de sinais opostos e encolhimento dos anéis de discordâncias;
- c) rearranjo das discordâncias de maneira a formar configurações de menor energia;
- d) absorção de defeitos puntiformes e discordâncias por contornos de alto ângulo em migração;
- e) redução da área total de contornos de grão.

Os itens a,b e c são definidos como recuperação e os restantes, como recristalização e crescimento de grão, respectivamente.

As mudanças microestruturais ocorridas na recuperação levam a uma restauração parcial das propriedades originais do material. Essa restauração pode ser avaliada pelas variações das propriedades mecânicas, resistividade elétrica, densidade e tensões residuais.

Em temperaturas maiores que $0.2T_f$ (T_f é a temperatura de fusão do material) ocorre principalmente a aniquilação de intersticiais e lacunas e a migração de defeitos puntiformes para contornos de grão e discordâncias^[2,3]. Temperaturas na faixa de 0.2 a $0.3T_f$ promovem aniquilação de discordâncias de sinais opostos assim como o rearranjo das mesmas, delineando subcontornos de grão ou contornos de pequeno ângulo^[2,3]. A formação de subgrãos requer maior ativação térmica devido à necessidade de ocorrência em grande escala de escorregamento com desvio e escalada, ocorrendo em temperaturas superiores a $0.4T_f$ ^[2,3].

A cinética de recuperação pode ser quantificada através da seguinte equação^[2,3] :

$$\frac{1}{\rho} - \frac{1}{\rho_0} = k \cdot t$$

Onde:

ρ = densidade de discordâncias no instante t ;

ρ_0 = densidade inicial de discordâncias;

k = constante;

t = tempo de recozimento.

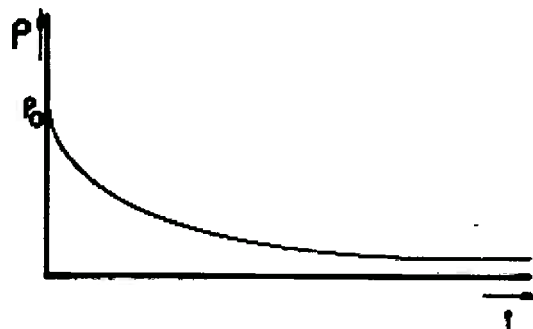


Figura 3 : Cinética de recuperação^[2].

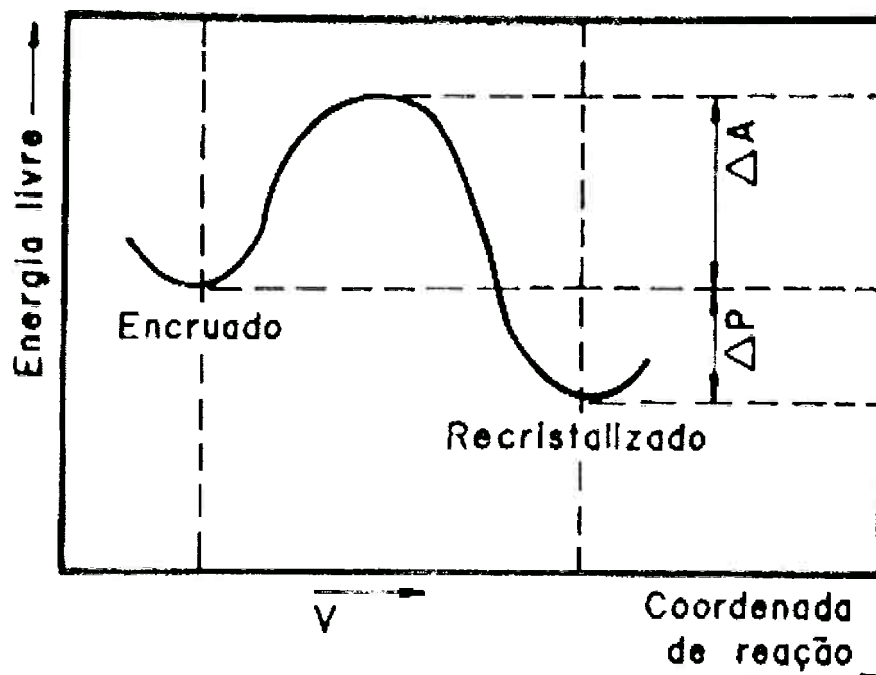


Figura 4: Diferença de energia livre do estado encruado ao recristalizado^[2].

A recristalização pode ser definida como a eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de grande ângulo^[2,3]. Cronologicamente, este estágio situa-se após a recuperação. A cinética de recristalização pode ser representada pela equação de Avrami^[2,3,4]:

$$X = 1 - e^{B \cdot t^n}$$

Onde:

X = fração recristalizada;

t = tempo de recozimento;

B,n = coeficientes dependentes da temperatura e do material.

Analisando a equação, quanto maior o tempo de recozimento, maior será a fração recristalizada do material.

3.2.2- Nucleação

A recristalização é um processo de nucleação e crescimento^[2,3,4,5]. A nucleação marca o início da recristalização, e pode ser definida como os mecanismos de rearranjo de discordâncias de modo a formar uma região livre de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade e, portanto, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada.

A teoria clássica de nucleação homogênea não é aplicável no caso da recristalização^[2,3], devido ao baixo potencial termodinâmico para a transformação quando comparado, por exemplo, aos valores de potencial para a solidificação ou precipitação no estado sólido^[2,3]. Além disso, a energia interfacial dos contornos de grão é alta se comparada com as energias interfaciais das outras reações citadas. Dessa forma, a possibilidade de formação de regiões livres de defeitos associadas a um contorno de alto ângulo por flutuações térmicas pode ser descartada.

Existem vários modelos que descrevem a nucleação da recristalização, tais como^[3]:

- Migração de contornos pré existentes induzida por deformação: Envolve a migração de contornos de grão já existentes para um grão vizinho que tenha maior densidade de discordâncias ou com células de deformação menores.
- Nucleação por crescimento de subgrão: Baseia-se no fenômeno de poligonização, onde são formadas regiões com baixa densidade de discordâncias circundadas por subcontornos com alta densidade de defeitos. Formado o subgrão, este é capaz de crescer sobre seus vizinhos por migração de seus subcontornos, por ativação térmica.
- Nucleação por coalescimento de subgrãos: O coalescimento é um mecanismo que promove crescimento de subgrão, eliminação de subcontornos (diminuindo a energia armazenada) e alteração na orientação do grão coalescido e os seus vizinhos. Resultante de um aumento dessas diferenças, aparece um contorno de grande ângulo capaz de migrar com alta velocidade, constituindo um núcleo de recristalização.

3.2.3- Crescimento de grão

Como já foi visto, o principal potencial termodinâmico para que ocorra a recristalização é a energia armazenada na deformação. Assim, quando há a formação de uma região livre de defeitos circundada por um contorno de alto ângulo, a recristalização prossegue por crescimento desse núcleo na matriz encruada.

Quando a recristalização se completa, a microestrutura de grãos recristalizados ainda não é a mais estável. A quantidade de contornos passa a atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de grão, de maneira a diminuir o número de grãos por unidade de volume ou, em outras palavras, diminuir a área total destes contornos. Isto pode ocorrer de duas maneiras^[2,3]:

- a) contínua, isto é, com aumento contínuo do tamanho médio dos grãos;
- b) descontínua, com crescimento acentuado de apenas alguns grãos.

A primeira maneira chama-se crescimento de grão e a segunda, recristalização secundária. O crescimento de grão é termicamente ativado^[5], e pode ser definido como o crescimento de determinados grãos às custas de outros, para diminuir a área total de contornos.

Para a cinética de crescimento de grão, a seguinte equação é apresentada^[2,3]:

$$D^n - D_o^n = C \cdot t$$

Onde:

D_o = Diâmetro médio inicial dos grãos;

D = diâmetro médio dos grãos no instante t ;

C, n = parâmetros dependentes do material e da temperatura;

t = tempo de recozimento após o término da recristalização.

Assumindo-se que D seja consideravelmente maior que D_0 , pode-se fazer a seguinte simplificação:

$$D^{\frac{1}{n}} = k \cdot t$$

Onde K é uma constante análoga à C da outra fórmula.

3.2.4- “Leis” da recristalização

No estudo da recristalização, foram observadas as seguintes “leis”^[2,5]:

1. Para que a recristalização ocorra, é necessária uma deformação mínima;
2. quanto menor é o grau de deformação, mais alta é a temperatura de início de recristalização;
3. quanto maior o tempo de recozimento, menor é a temperatura necessária para ocorrer a recristalização;
4. o tamanho de grão final depende (fortemente) do grau de deformação e (fracamente) da temperatura de recozimento;
5. quanto maior o tamanho de grão original, maior é o grau de deformação necessária para que a recristalização se complete no mesmo tempo e temperatura de recozimento;
6. o grau de deformação necessário para se obter um mesmo endurecimento por deformação (encruamento) aumenta com o aumento da temperatura de deformação. Para um dado grau de deformação, quanto maior a temperatura de deformação, quanto maior é a temperatura de deformação, maior é a temperatura de recristalização e maior é o tamanho de grão final;
7. o aquecimento continuado após o término da recristalização acarreta crescimento de grão.

3.2.5- Recristalização de metais impuros e ligas

Os elementos de liga ou impurezas que eventualmente estejam presentes em um metal levam a quatro tipos principais de microestrutura^[2,4]:

1. O elemento de liga ou impureza se encontra em solução sólida formando uma estrutura monofásica.
2. O elemento de liga ou impureza se encontra em solução sólida supersaturada, ocorrendo precipitação no decorrer do recozimento.
3. O elemento de liga ou impureza se encontra na forma de uma dispersão de precipitados considerados indeformáveis em relação à matriz.
4. O elemento de liga encontra-se na forma de uma segunda fase de elevada fração volumétrica (microestrutura duplex), sendo que ambas as fases deformáveis plasticamente.

No caso do presente trabalho, a recristalização ocorre de acordo com o tipo 1. Os tarugos (da liga 6061) homogeneizados são aquecidos em temperaturas maiores que 440°C, e em seguida são prensados contra uma ferramenta matriz. Essas condições (aquecimento, seguido de grande deformação plástica em altas temperaturas) garantem a solubilização dos elementos de liga. Assim, será discutido abaixo somente o caso 1, motivo de interesse deste trabalho.

Tipo 1 (soluções sólidas)

De modo geral, a ocorre um aumento da temperatura de recristalização com a adição de elementos de liga em solução sólida^[2]. A tabela 4 ilustra bem este fato.

Tabela 4: Influência de impurezas na temperatura de recristalização de alguns metais^[2].

METAL	TEMPERATURA DE RECRISTALIZAÇÃO (°C)	
	Pureza comercial	Refinado por zona
Alumínio	200	-50
Cobre	180	80
Ferro	480	300
Níquel	600	300
Zircônio	450	170

Os átomos de soluto em solução sólida tendem a dificultar a movimentação das discordâncias, através da formação de atmosferas junto às discordâncias^[2]. Os átomos em solução sólida exercem influência nas etapas de nucleação e crescimento da recristalização, a saber:

- *Efeito dos elementos em solução sólida no início da recristalização*

Os elementos de liga em solução sólida tendem a dificultar o início da recristalização. Pode-se realizar tal afirmação pois quando outros elementos de liga em solução sólida são adicionados, pode ocorrer uma diminuição da energia de defeito de empilhamento (EDE) para uma grande gama de metais, os átomos em solução sólida podem formar atmosferas junto às discordâncias e ainda pode ocorrer o surgimento de uma força retardadora de arraste que dificulta a mobilidade dos contornos de baixo ângulo (formados por discordâncias), causada por esses mesmos átomos^[2].

- *Efeito dos elementos de liga em solução sólida no crescimento das regiões recristalizadas*

Os átomos de elementos de liga em solução sólida em geral tendem a retardar (fortemente) a velocidade de migração de contornos de grão. Há uma correlação entre o tamanho dos átomos de soluto em relação ao tamanho dos átomos de solvente e o atraso da recristalização^[2]. Admite-se que os contornos de grão são locais energeticamente favoráveis para os átomos de soluto se

localizarem. Se a interação entre soluto e contorno de grão for de natureza elástica, esta será dependente dos campos de tensão elásticos nas vizinhanças dos átomos de soluto. Assim, quanto maior a diferença entre os raios atômicos do solvente e do soluto, maiores serão os campos de tensão elástica, maior a tendência de segregação e maior será o efeito retardador na migração dos contornos^[2].

3.3- Extrusão de ligas de alumínio em altas temperaturas

Concluída a introdução sobre recristalização, será realizada uma correlação entre alguns conceitos vistos anteriormente e o caso da extrusão de ligas de alumínio em temperaturas elevadas, escopo deste trabalho.

Como mostrado na figura 5, a ocorrência de recristalização dinâmica está relacionada com a energia de defeito de empilhamento (EDE) do material. Metais com baixa EDE (como o alumínio) apresentam cinética de recuperação (estática e dinâmica) rápida, diminuindo a quantidade de defeitos cristalinos e, conseqüentemente o potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado, metais com baixa EDE apresentam cinética de recuperação lenta e a quantidade de defeitos cristalinos sempre aumenta com a deformação. Desta maneira, a ocorrência de recristalização dinâmica é facilitada^[2].

Os fenômenos denominados "dinâmicos" acontecem simultaneamente à deformação, quando o metal em questão está sob um campo de tensões e em uma temperatura adequada a isto. No caso da recuperação e recristalização dinâmica, geração de defeitos, eliminação destes e migração de contornos de grão ocorrem simultaneamente.

Para o caso da liga de alumínio 6061, vale a situação c da figura 5, isto é, recuperação dinâmica seguida de recristalização estática. O alumínio, bem como suas ligas, não apresenta recristalização dinâmica em altas temperaturas^[2].

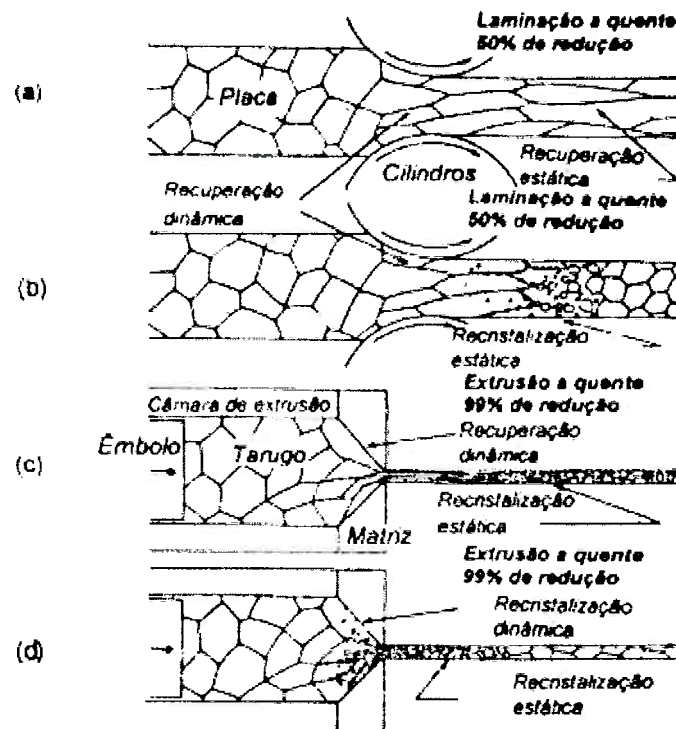


Figura 5: Mecanismos de restauração possíveis durante deformações a quente.

- a) Durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE;
- b) Durante a laminação para metais de baixa EDE;
- c) Durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE;
- d) Durante a extrusão para metais de baixa EDE^[2].

3.4- Fluxo metálico na extrusão

TIPO S

Este tipo é caracterizado pela máxima possibilidade de uniformidade de fluxo no recipiente^[6]. O fluxo plástico toma lugar principalmente em uma zona de deformação diretamente na frente da matriz. A maior parte do tarugo não extrudado, empurrado como um corpo rígido pela matriz, permanece indeformado, como mostrado na figura 6 pela grade não distorcida. Então a frente do tarugo move-se uniformemente para a zona de deformação^[6]. Este fluxo muito uniforme pode tomar lugar somente quando não existe fricção na

parede revestida ou na superfície da matriz e no porta-matriz. Na prática, extrusão sem fricção é impossível, mas tipos de fluxo como este são bem aproximados quando utiliza-se uma lubrificação muito efetiva - por exemplo, em extrusão hidrostática de aços com lubrificante de vidro, bem como extrusão indireta com lubrificação da matriz.

TIPO A

O fluxo tipo A (fig 6) ocorre quando não há virtualmente fricção entre o recipiente e o tarugo, mas fricção significativa na superfície da matriz e seu porta-matriz^[6]. Isto retarda o fluxo radial das zonas periféricas e aumenta a quantidade de cisalhamento nesta região. O resultado é uma zona de metal morto ("dead metal zone") relativamente maior que a do fluxo tipo S, com uma correspondente zona de deformação mais larga^[6]. Entretanto, a deformação no centro é ainda relativamente uniforme. Fluxos metálicos deste tipo ocorrem durante a extrusão (lubrificada) de ligas "moles" como chumbo, estanho, latões a e bronzes ao estanho, além de extrusão de cobre recoberto com óxido, que por sua vez funciona como um lubrificante.

TIPO B

Este tipo de fluxo ocorre se existe fricção em ambas as paredes do recipiente e as superfícies da matriz e do porta-matriz (fig 6). As zonas periféricas são retardadas na interface tarugo/recipiente, onde a menor resistência causa uma aceleração do material no centro do tarugo em relação à matriz^[6]. A zona presente entre a periferia (retardada) e o centro (material acelerado) move-se relativamente para trás do tarugo durante a extrusão, por uma extensão que depende das variáveis de extrusão e da liga a qual se está extrudando. A zona de metal morto é, portanto, grande. No início da extrusão a deformação por cisalhamento é concentrada nas regiões periféricas, mas à medida que a extrusão prossegue, ela se estende até o centro^[6]. Isto aumenta o perigo de material fluindo da superfície do tarugo - com impurezas ou

lubrificante - ao longo da zona de cisalhamento e terminando por estar sob a superfície do produto extrudado. Este tipo de fluxo é observado em ligas de cobre de fase única (homogêneas) que não formem uma película de óxido lubrificante e na maioria das ligas de alumínio.

TIPO C

O fluxo tipo C ocorre na extrusão a quente quando a fricção é alta, como no tipo B, e a tensão de escoamento ("flow stress") do material nas regiões (mais frias) periféricas do tarugo é relativamente maior que no centro^[6]. A zona de metal morto (cônica) é, entretanto, muito maior e estende-se desde a frente do tarugo até o seu fim. No início da extrusão, somente o material dentro do funil é plástico e este é severamente deformado - especialmente a zona de cisalhamento - enquanto o metal flui pela matriz. A zona de metal morto está em compressão axial, na medida que o comprimento do tarugo diminui e, conseqüentemente, o material deslocado de outras regiões segue o curso da menor resistência do fim do tarugo, onde este vira-se para o centro e flui pelo funil^[6].

Este tipo de fluxo é achado em latões α - β , devido às diferentes tensões de escoamento das fases α e β e em algumas ligas de alumínio.

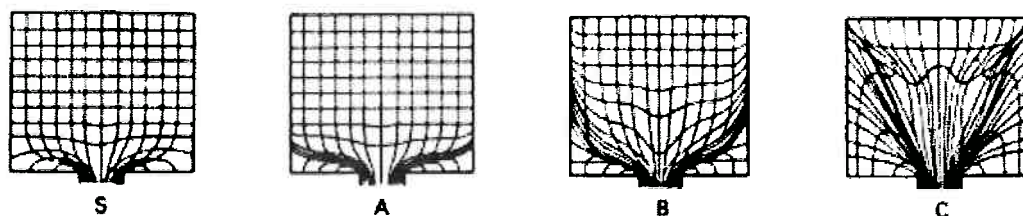


Figura 6: Tipos de fluxo metálico durante a extrusão^[6].

O método usual de extrusão a quente de ligas de alumínio por matrizes retas (“sólidas”, ou ainda não cônicas) é caracterizado pela forte tendência do alumínio em aderir ao aço em altas temperaturas^[6,7]. Essa tendência não pode ser eliminada na sua totalidade por lubrificação. Quando o tarugo é empurrado pelo recipiente, a sua superfície adere ao aço, ocasionando um fluxo não uniforme no recipiente, geralmente do tipo B ou C, como foi visto anteriormente. O tarugo e o recipiente não são lubrificados, pois esta ação não altera significativamente o comportamento do fluxo e existe também o risco do lubrificante causar defeitos superficiais como poros e bolhas, por exemplo^[6,7].

3.5- Efeito dos inibidores de recristalização

O alumínio puro e suas ligas possuem baixa temperatura de recristalização, sendo portanto completamente recristalizados em condições normais de extrusão a quente. Por outro lado, a temperatura de recristalização é aumentada tão significativamente em ligas contendo elementos inibidores de recristalização (por exemplo, ligas do grupo 6XXX contendo Mn, Cr ou Zr, como a liga 6061) que a recristalização espontânea não ocorre durante a deformação^[6]. A taxa de recristalização é menor que a taxa de deformação. As mudanças estruturais comuns ocorrem primeiramente durante o subsequente tratamento de solubilização.

O comportamento de recristalização das regiões originárias nas zonas de cisalhamento é diferente daquele do centro durante o tratamento de solubilização (aproximadamente 530°C). As regiões periféricas podem desenvolver uma estrutura grosseiramente granulada por causa da combinação das condições desfavoráveis de extrusão (a tensão aplicada na periferia do tarugo é maior que aquela aplicada no centro) e da presença de elementos inibidores de recristalização que excedem então a tensão crítica, ainda que a região central não se recristalize^[6].

Como já foi visto, quando se trabalha com extrusão de ligas de alumínio, a deformação nas regiões periféricas do tarugo é consideravelmente maior que nas regiões centrais (pois a característica das ligas de alumínio fluírem pelo

recipiente durante a extrusão acarreta isto). Os elementos inibidores de recristalização elevam a temperatura normal de recristalização das ligas de alumínio (figura 7). Todavia, a maior deformação plástica na periferia faz com que os grãos localizados nessa região recristalizem-se e cresçam^[6].

A figura 8 mostra um exemplo típico de uma camada recristalizada de grãos periféricos em uma barra de seção circular de uma liga de alumínio do grupo 6XXX, extrudada em uma matriz com mais de um furo. Nota-se a pronunciada assimetria na forma desta (forma de “meia - lua”).

A tendência de aumento da camada recristalizada com o final da extrusão após o tratamento de solubilização pode ser observada na figura 9, que mostra uma barra de seção circular, liga 6061 extrudada em uma matriz de um furo apenas. Nota-se uma clara simetria da camada recristalizada em relação à seção circular da barra, situação oposta à da figura 8.

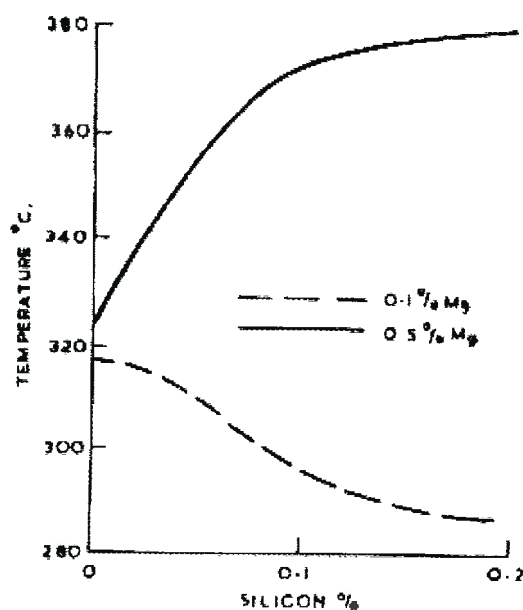


Figura 7: Temperatura necessária para produzir 50% de recristalização em 1 h de ligas Al-Mg-Si^[6].



Figura 8: Camada recristalizada em uma liga do grupo 6XXX^[6].



Figura 9: Espessuras de camada recristalizada de uma liga de alumínio do grupo 6XXX em três posições de extrusão: início (A), meio (M) e final de extrusão(E)^[6].

Como pode ser visto anteriormente, o fluxo metálico na extrusão do alumínio é bastante irregular. A medida que a extrusão vai se completando, a quantidade de material não extrudado com quantidades maiores de deformação (zona de cisalhamento e zona de metal morto) vai crescendo.

Então, no final da extrusão, esse material altamente deformado é extrudado, a combinação da deformação plástica na extrusão e a deformação anterior à passagem do tarugo pela ferramenta faz com que uma maior quantidade de metal supere a deformação crítica e, portanto, a espessura da camada recristalizada seja maior^[6,7].

A formação da camada recristalizada em ligas de alumínio pode ser evitada por duas maneiras^[6]. A primeira é por crescimento da temperatura de recristalização a um valor tal que a camada recristalizada seja muito fina ou até inexistente. Isto é utilizado especialmente na extrusão de ligas de alumínio tratáveis termicamente para aplicações de alta resistência, pois para este tipo de ligas é interessante manter a estrutura fibrosa pós extrusão, que por sua vez confere excelentes propriedades mecânicas na direção de extrusão^[6].

Primeiramente, o aumento da temperatura de recristalização por adições de Cr, Mn ou Zr foi atribuído somente para a influência deles em solução sólida. Stenger et al^[6] relataram que esse efeito é cerca de duas vezes maior para os precipitados finamente distribuídos que para a fração em solução sólida, e que o efeito deles é determinado somente pelos respectivos tamanhos e distribuição - a composição química e o tempo de formação vêm em segundo plano. Os precipitados importantes são o Al_6Mn , Al_3Zn , Mg_2Si e $AlMnFeSi$. Conseqüentemente, os métodos que acarretam uma distribuição ótima de precipitados retardadores de recristalização podem ser utilizados para produzir perfis extrudados com uma estrutura não recristalizada. Isto inclui temperaturas altas de extrusão e o emprego das menores velocidades de extrusão possíveis. Se um subsequente tratamento térmico (solubilização) ou trabalho a quente é requisitado após a extrusão, os métodos descritos acima devem ser usados para prevenir a condição de tensão crítica do desenvolvimento, pois esta leva à formação de uma camada periférica de grãos recristalizados.

O segundo método de prevenção na formação da camada recristalizada em ligas de alumínio é reduzir a temperatura de recristalização, então toda a secção transversal da barra recristaliza-se resultando numa estrutura de grãos refinados^[6]. O uso de elementos de liga inibidores de recristalização deve ser

evitado aqui. Maiores valores de tempo e temperatura de homogeneização devem ser utilizados no intuito de se precipitar certas fases (por exemplo, fases contendo Mn ou Mg_2Si) da solução sólida supersaturada. A presença de precipitados grosseiros abaixa a temperatura de recristalização, e - em comparação com uma estrutura contendo precipitados finamente distribuídos - a taxa de nucleação é aumentada^[6]. As maiores velocidades de extrusão deveriam ser utilizadas, para exceder a tensão crítica tanto quanto possível e assim obter uma estrutura com pequeno tamanho de grão final. Entretanto, este método não se aplica a este trabalho, pois com a completa recristalização de um perfil perde-se a chamada estrutura fibrosa de extrusão.

3.6- Introdução ao método Delineamento estatístico de experiências ("Statistical design of experiments") - SDE

Experimentos são frequentemente elaborados, objetivando avaliar os efeitos de uma ou mais variáveis que influenciam um resultado. Os projetos de experimentos estatísticos (SDE) são ferramentas de uso simples e econômico e podem contribuir, em muito, na manipulação adequada de informações.

Dados, por si só, não têm significado, eles passam a ser significativos quando relacionados através da concepção de um modelo para um fenômeno a ser estudado^[8].

Explorando as relações entre os fatores de processo, pode parecer razoável a primeira vista adotar uma abordagem onde as variações completas são estudadas. O resultado do projeto pode conter todas as combinações de vários níveis de todos os parâmetros de processo. Entretanto, quando as experiências forem realizadas, usualmente as situações revelam-se contrárias. Quando da realização de um projeto as seguintes considerações devem ser formuladas^[8]:

- a) Quais são as variáveis mais importantes?
- b) Em que campo de variações os fatores devem ser estudados?
- c) Qual é o sistema em que os fatores e seus efeitos são medidos?

- d) Algumas variáveis inicialmente incluídas podem ser descartadas e outras podem ser adicionadas em su lugar.
- e) As informações coletadas podem indicar que uma variável poderia ser melhor analisada sob outro ângulo.
- f) O objetivo da investigação pode até ser mudado (não se pode ignorar a existência de “ouro” onde se pesquisava “prata”).

Como proceder para elaborar um projeto de “SDE”

Começa-se com um conjunto de experimentos com clara determinação de objetivo(s) e baseado no conhecimento do processo e a complexidade desejada no modelo empírico.

A seguir, inclui-se a identificação dos fatores do processo a serem utilizados e todas as respostas a serem medidas durante o experimento. Dependendo da quantidade de fatores e objetivo dos experimentos, um conjunto apropriado de projetos é escolhido para alcançar os objetivos, tendo em vista os recursos disponíveis^[8].

O experimento é efetuado, obtendo-se um máximo de informações a partir dos recursos disponíveis. As alternativas devem ser conhecidas antes da realização do experimento. Os experimentos subsequentes devem ser projetados, incorporando as informações oriundas dos experimentos anteriores.

O SDE pode ser utilizado para caracterizar um processo (construir um modelo empírico do processo), para avaliar um problema através da variação e intercâmbio dos componentes e para se obter um máximo de informações sobre o processo com um gasto mínimo de recursos^[8].

Como importância na indústria, pode-se citar o aumento de produtos de alta qualidade, o aumento dos níveis de produção, além do fato de ser um método simples e estável de se projetar experimentos e interpretar resultados.

Como são projetados os experimentos

Para avaliar as variáveis do processo de extrusão que influem significativamente na formação da camada recristalizada, os seguintes passos devem ser realizados^[8]:

1. Identificar as variáveis independentes do processo;
2. Identificar dois níveis (alto e baixo) das variáveis;
3. Montar a “matriz de sinais”, que representará todas as combinações possíveis com todas as variáveis, em todos os níveis;
4. Realizar os experimentos, procurando-se obter um máximo de informações possível;
5. Interpretar os resultados com base em conhecimentos metalúrgicos e também na literatura.

A matriz de sinais é uma tabela que irá conter todas as possibilidades de combinações de variáveis, como já foi mencionado. Para exemplificar, a tabela 4 mostra um exemplo de uma matriz de sinais, com três variáveis e dois níveis. Os sinais “+” e “-” indicam os valores alto e baixo, respectivamente^[8].

Tabela 5: Matriz de sinais^[8].

Ordem da experiência	Variável A	Variável B	Variável C
1	-	-	-
2	+	-	-
3	-	+	-
4	+	+	-
5	-	-	+
6	+	-	+
7	-	+	+
8	+	+	+

A partir dos resultados obtidos, pode-se calcular os efeitos das variáveis (e suas interações) sobre a espessura da camada recristalizada. Denomina-se

efeito de uma variável a alteração que ocorre na característica avaliada com a mudança no nível da variável. Matematicamente, pode ser calculado segundo um algoritmo, denominado Algoritmo de Yates^[8], o qual é mostrado na figura 11.

Uma vez que os efeitos são calculados e colocados em ordem crescente, monta-se com eles um gráfico em papel de distribuição normal, em que o espaçamento das ordenadas é tal que pontos que seguem uma distribuição normal de probabilidades determinam uma linha reta nesse gráfico (figura 10). Interpreta-se o gráfico da seguinte maneira: os pontos que estão na reta são variações naturais de processo, isto é, não são significativos na espessura da camada recristalizada. O(s) ponto(s) que está(ão) fora da reta, por sua vez indicam a(s) variável(eis) que possui(em) influência significativa na formação da camada recristalizada.

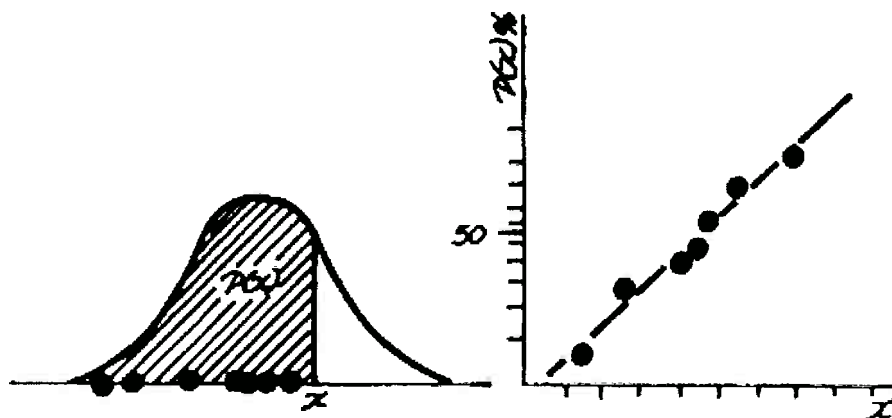


Figura 10: Papel de distribuição normal^[8].

EXP.	MATRIZ DAS VARIÁVEIS			VALORES			PASSOS			DIV. EFEITO FATOR ORDEM		
	a	b	c	DAS MÉDIAS	I	II	III				média	XXX
1	-	-	-	60	132	254	514			8	64,25	XXX
2	+	-	-	72	122	260	92			4	23,00	a
3	-	+	-	54	135	26	-20			4	-5,00	b
4	+	+	-	68	125	66	6			4	1,50	ab
5	-	-	+	52	12	-10	6			4	1,50	c
6	+	-	+	83	14	-10	40			4	10,00	ac
7	-	+	+	45	31	2	0			4	0,00	bc
8	+	+	+	80	35	4	2			4	0,50	abc

Tabela 6: Algoritmo de Yates (exemplo de aplicação)^[8].

4-) **MATERIAIS E MÉTODOS**

4.1- Materiais

Foi escolhida a liga 6061 como matéria-prima para as experiências por se tratar de uma liga contendo Cr e Mn (elementos acarretadores da formação da camada recristalizada) e também devido à alta produção de perfis de alumínio da liga 6061. A tabela 7 mostra a composição química da liga escolhida.

Tabela 7 : Limites de composição química da liga 6061^[1].

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	outros	Al
(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(total)	
0.4 -	0,7	0.15 -	0.15	0.8 -	0.25	0,15	0.04 -	0,15	restante
0.8	máx	0.4	máx	1.2	máx	máx	0.35		

A produção da liga 6061 se dá basicamente por fusão de lingotes de alumínio e adição de elementos de liga, seguido de vazamento em molde cilíndrico (228,6 mm de diâmetro por 6 m de comprimento).

Como se trata de um produto de grandes dimensões, e está no seu estado bruto de fusão, é esperado que o mesmo apresente internamente uma estrutura com diferenças de composição química, causadas pela segregação proveniente do processo de fundição dos tarugos.

Devido a isto, os tarugos vazados são homogeneizados segundo práticas internas da Alcoa Alumínio S.A.. No caso da liga 6061, os tarugos são mantidos a 570°C durante 2 horas. Decorrido esse tempo, os tarugos são, então, resfriados controladamente em câmaras próprias para isto, contendo ventiladores que regulam a taxa de resfriamento.

A figura 11 mostra uma micrografia de um tarugo da liga 6061 após homogeneização a 570°C por 2 horas.



Figura 11: Micrografia de tarugo da liga 6061 homogeneizado a 570°C durante 2 horas.

Ataque: HF. Aumento: 200 X

Após os processos de fundição e homogeneização, os tarugos são então levados a uma serra circular onde serão cortados no comprimento indicado para ser extrudado na prensa de extrusão.

Na prensa, os tarugos serrados são aquecidos e, então, extrudados.

4.2- Métodos

Foi escolhido como perfil a ser obtido por extrusão uma barra de seção circular de 39,68 mm de diâmetro. Essa escolha pode ser justificada devido à geometria simétrica da barra, o que facilita na tomada das medidas de espessuras de camada recristalizada.

De acordo com a literatura^[6], na utilização de uma matriz de dois furos ocorre uma formação assimétrica da camada recristalizada (vide figura 8), impossibilitando assim uma correta tomada de dados. Por outro lado, matrizes de extrusão com um furo apenas proporcionam uma distribuição simétrica da camada recristalizada^[6] (vide figura 9). Foi escolhida, então, uma matriz de um furo para a realização das experiências.

Definidos liga, tipo do perfil a ser obtido e tipo da ferramenta matriz, realizou-se uma experiência preliminar, no intuito de se ter uma familiarização com o maquinário disponível e com as condições de realização das experiências. Devido a este propósito, não foi tomado um cuidado maior em relação ao controle dos parâmetros do processo de extrusão (velocidade de extrusão, temperatura de aquecimento de tarugos e temperatura emergente), a não ser pelo tipo de resfriamento (ar ou água).

Em seguida, foi definida a matriz de sinais para a realização das experiências, com os valores alto (+) e baixo (-) dos parâmetros de extrusão. Os parâmetros escolhidos foram: velocidade de extrusão, resfriamento e temperatura de aquecimento dos tarugos. Como a realização das experiências se deu em uma fábrica, a escolha dos parâmetros de extrusão foi realizada de acordo com os interesses da Alcoa Alumínio S.A. Assim, era de interesse da empresa saber qual (ou quais) dos parâmetro(s) de extrusão acima citados exerce(m) maior influência na formação da camada recristalizada. Um dos princípios básicos na escolha das variáveis de extrusão é que elas sejam independentes entre si^[8], caso contrário uma das variáveis escolhidas seria combinação linear de outras. Como velocidade de extrusão, temperatura de aquecimento de tarugos e tipo de resfriamento são completamente independentes entre si, não ocorrerá o problema acima citado.

Os valores-limites dos parâmetros adotados devem ser suficientemente diferentes, de modo que as imprecisões naturais na realização das experiências não comprometam os resultados. A tabela 8 apresenta as variáveis escolhidas, bem como seus valores-limites adotados.

Tabela 8: Variáveis e seus níveis.

VARIÁVEL	VALOR ALTO	VALOR BAIXO
Velocidade de extrusão (m/min)	16	8
Resfriamento dos perfis após saída de prensa	Água	Ar
Temperatura de tarugo (°C)	490	450

Com base na tabela 8, foi então definida a matriz de sinais para a realização das experiências, que é apresentada na tabela 9.

Tabela 9 : Matriz de sinais.

Ordem da experiência	Velocidade de extrusão (m/min)	Resfriamento	Temperatura do tarugo (°C)
	A	B	C
1	8	AR	450
2	16	AR	450
3	8	ÁGUA	450
4	16	ÁGUA	450
5	8	AR	490
6	16	AR	490
7	8	ÁGUA	490
8	16	ÁGUA	490

O delineamento de experimentos estatísticos sugere que a ordem dos parâmetros de extrusão seja realizada de forma aleatória, assim como a ordem de realização das experiências. Entretanto, uma das limitações encontradas na unidade da Alcoa foi justamente a impossibilidade de se realizar oito experiências em dias aleatórios. Assim, a matriz de sinais foi montada de modo a minimizar a interferência no processo produtivo da empresa. Portanto, as oito experiências foram programadas para um mesmo dia, e a nomeação das variáveis A, B e C como velocidade de extrusão, resfriamento e temperatura de aquecimento de tarugos (respectivamente) obedeceram ao mesmo critério. Desses três parâmetros, a temperatura de aquecimento de tarugos é a que possui controle mais complexo, pois o aquecimento é realizado em fornos de indução sendo, portanto, bastante rápido. Se este parâmetro fosse variado mais de uma vez, ocorreriam problemas de controle da temperatura nas mudanças do valor alto para o valor baixo.

Desta maneira, o parâmetro mais indicado para se variar em todas as experiências é a velocidade de extrusão, sendo portanto atribuído a variável A. Analogamente, a variável B foi atribuída ao tipo do resfriamento e a variável C, à temperatura de aquecimento de tarugos.

Para a realização das experiências, os tarugos foram colocados, um a um, no forno de indução onde eram aquecidos nas temperaturas indicadas na tabela 9. Este aquecimento é controlado com pirômetros de contato acoplados ao forno de indução. Como foi dito anteriormente, esse controle da temperatura é impreciso, devido às características de aquecimento dos tarugos no forno de indução. Tendo em vista este fato, foram extrudados dois tarugos de ajuste, um antes da experiência número 1 e o outro, antes da experiência número 5. A finalidade desses tarugos foi de acertar a temperatura de aquecimento dos tarugos correspondentes às oito experiências programadas.

Terminado o aquecimento, o tarugo é removido do forno e neste instante, foram tomadas as medidas reais de temperatura de tarugo, utilizando-se um pirômetro de contato manual, em posições correspondentes à frente, meio e parte traseira do tarugo. A figura 12 ilustra esta situação.

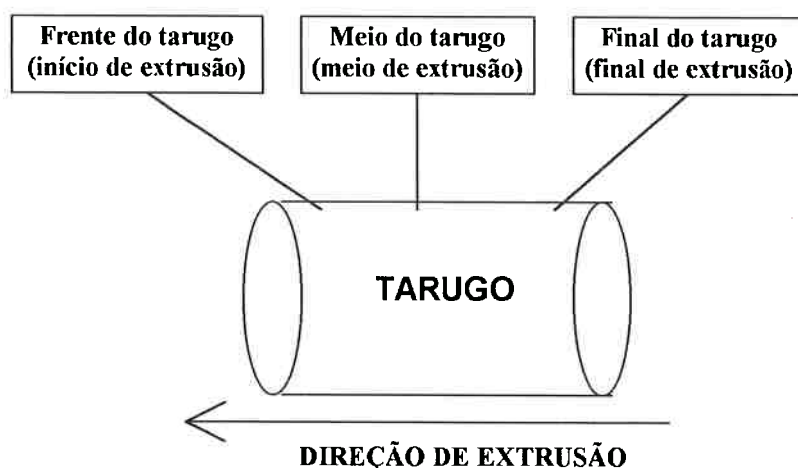


Figura 12: Indicação das posições de medida da temperatura nos tarugos.

Após a tomada das temperaturas, o tarugo é conduzido à prensa e, então, extrudado segundo os valores dos parâmetros contidos na tabela 9. Os valores de temperatura emergente (temperatura que o perfil sai da ferramenta) foram obtidos com pirômetro de contato, em posições referentes ao início (aproximadamente dois metros após a saída do perfil da ferramenta), meio (de 6 a 8 metros após a saída do perfil da ferramenta) e final de extrusão.

Terminada a extrusão, o perfil extrudado (barra de seção circular) foi estirado para facilitar a operação de corte.

Em seguida, as amostras foram cortadas de 1,5 metro em 1,5 metro, em serra circular e identificadas, para então serem encaminhadas ao laboratório metalográfico da Alcoa Alumínio S.A. A figura 13 indica a posição de onde as amostras foram retiradas. A dimensão das amostras é a mesma da barra em termos de diâmetro (39,68 mm) e, em termos de comprimento, varia de 30 a 40 milímetros.

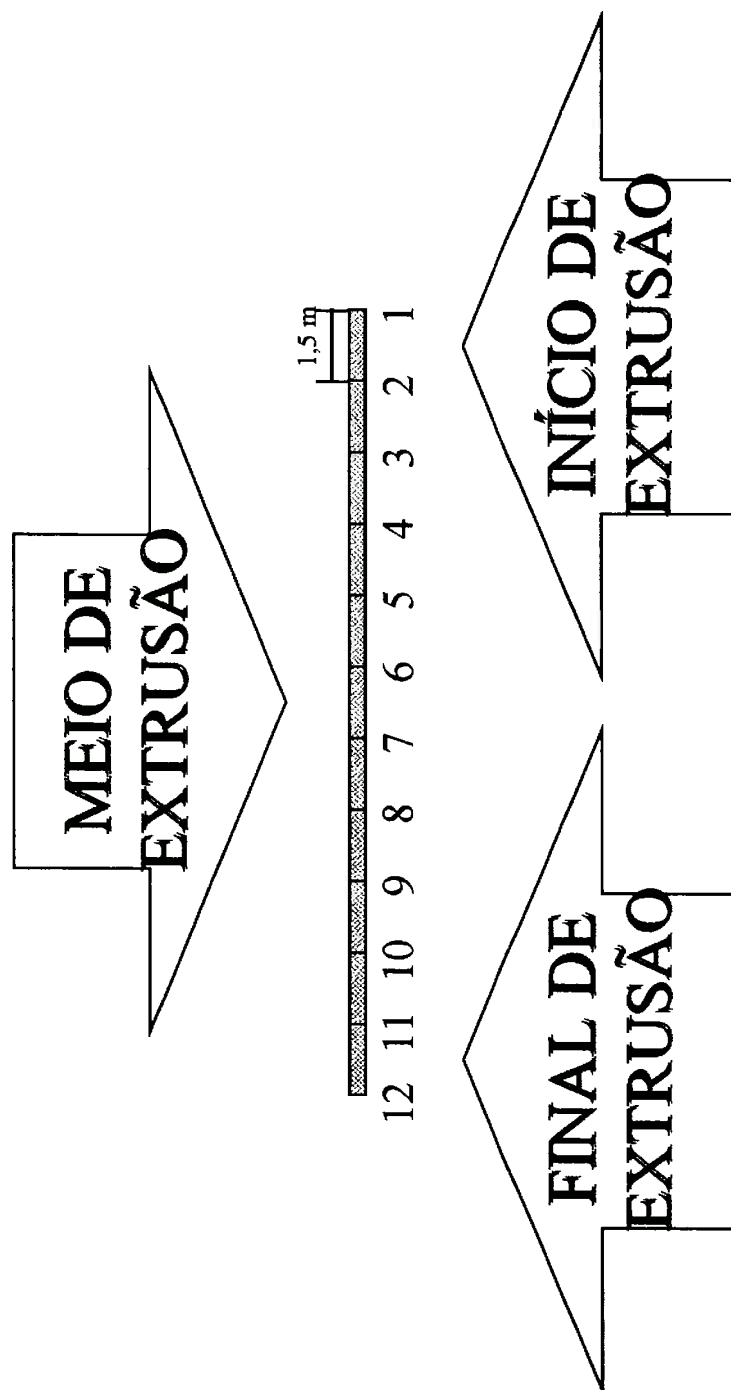
No laboratório metalográfico da Alcoa, as amostras foram faceadas em torno mecânico e, em seguida, atacadas com solução contendo 600 mL de HCl, 300 mL de HNO_3 , 50 mL de HF e 50 mL de H_2O .

Em seguida, foram tomadas medidas das espessuras das camadas recristalizadas, para cada uma das amostras utilizando-se uma régua com escala de 0,5 milímetro. Para cada amostra, foram tiradas oito medidas e a medida final de espessura de camada recristalizada para cada amostra correspondia à média dessas oito medidas.

Com os valores das espessuras das camadas recristalizadas, foi levantado o gráfico “Espessura das camadas recristalizadas X % do tarugo extrudado”. Este gráfico foi levantado da seguinte maneira: calculou-se o peso relativo de cada amostra em relação ao tarugo, e a esses pontos associava-se a medida da espessura da camada recristalizada correspondente.

Com este gráfico, foram definidos dois critérios para definir a resposta de cada experiência: um de espessura máxima de camada recristalizada e outro, de porcentagem máxima de tarugo extrudado.

Tendo as respostas, fez-se o tratamento delas segundo o algoritmo de Yates e, com ele, levantou-se os gráficos de distribuição normal.



- Indicação de onde as amostras foram retiradas

Figura 13: Esquema do corte das amostras.

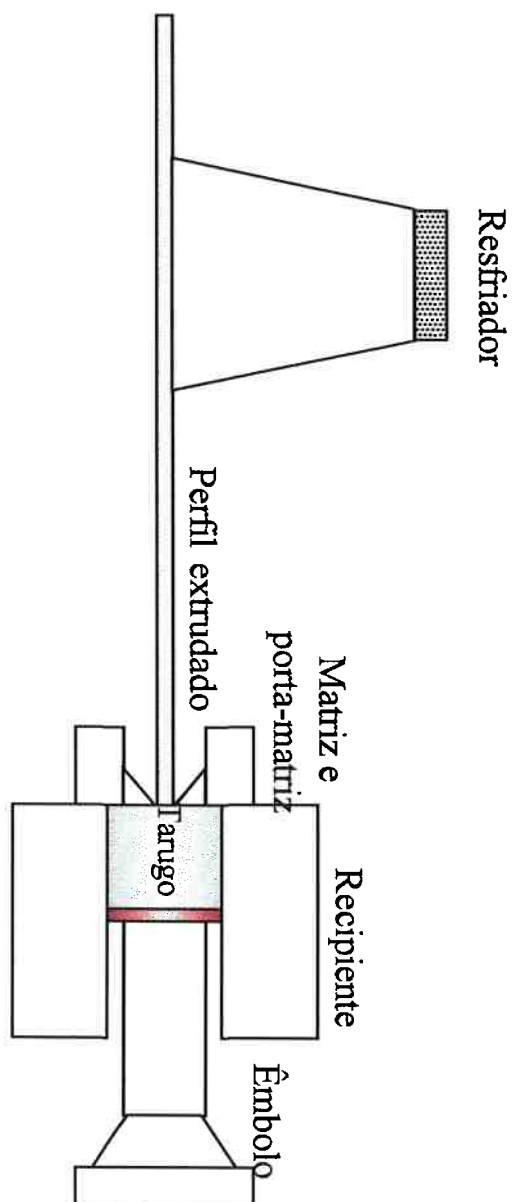


Figura 14: Esquema da prensa utilizada nas experiências.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os dados relativos às oito experiências são apresentados na tabela 10. Nota-se a grande importância dos tarugos de ajuste no controle das temperaturas de aquecimento dos tarugos. Pode-se dizer que os valores medidos para os parâmetros adotados (temperatura de aquecimento de tarugos e velocidade de extrusão) são razoáveis.

Foram então, realizadas as medidas de espessura das camadas recristalizadas, utilizando-se uma régua de escala de 0,5 milímetros. Cada medida equivale a uma média de oito medidas de cada amostra. Esses resultados são apresentados na tabela 11.

Com estes mesmos dados, foi levantado o gráfico “Espessura da camada recristalizada X % do tarugo extrudado”, apresentado na figura 15. Nota-se que os gráficos referentes às oito experiências tiveram comportamento semelhante ao esperado, de acordo com a literatura^[6]. Em outras palavras, a espessura da camada recristalizada permaneceu quase que estável em um patamar, para aumentar bruscamente a partir de uma determinada porcentagem de tarugo extrudado.

Como para cada barra de seção circular produzida temos várias espessuras de camada recristalizada, foi preciso definir critérios para a tomada dos valores das espessuras das camadas recristalizadas que seriam utilizadas no algoritmo de Yates. Foram definidos, então, os seguintes critérios:

1. Espessura da camada recristalizada para 70% dos tarugos extrudados;

De acordo com a figura 15, o valor de 70% do tarugo extrudado é um limite para as oito experiências, a partir do qual ocorre o brusco aumento da espessura das camadas recristalizadas, impossibilitando uma tomada confiável de dados.

2. Espessura de camada recristalizada máxima de 7 milímetros (neste caso, a resposta das experiências é a porcentagem de tarugos extrudados).

Também de acordo com a figura 15, o valor limite de 7 mm é o valor onde se permite realizar a avaliação dos resultados com um maior número de barras dentro da especificação.

As tabelas 12 e 13 apresentam os algoritmos de Yates para os dois critérios acima descritos, enquanto que as figuras 16 e 17 mostram os gráficos obtidos em papel de distribuição normal.

Foram tiradas fotografias de seis amostras, correspondentes a início, meio e final dos tarugos número **1** e **5**. Estas amostras foram tidas como representativas de todas as amostras coletadas. Escolheu-se um perfil que apresentasse defeito de extrusão no final de extrusão e outro que não apresentou esse defeito (tarugos **5** e **1**, respectivamente). Este defeito de extrusão ocorre no final da extrusão, quando uma parte do lubrificante do tarugo com o bloco de encosto é forçado a fluir junto com o alumínio que ainda resta no recipiente.

Foram tiradas, também, medidas de microdureza do perfil proveniente da extrusão do quarto tarugo, que fora resfriado com água. Novamente, as amostras selecionadas para microdureza foram tidas como representativas das outras.

Tabela 10: Dados relativos às oito experiências.

LIGA 6061
 Temperatura ambiente 25 °C
 Comprimento do tarugo 533,4 mm
 Temperatura do container 406/402 °C
 Temperatura do óleo 52/53 °C
 30.10.1996

N. tarugo	Temperatura do tarugo (°C)			Temperatura emergente (°C)			Velocidade de Extrusão (m/min)			Resf.	Comp. (m)	Descarte (kg)
	I	M	F	I	M	F	I	M	F			
TESTE	498	486	450									
1	461	471	458	491	491	489	7,50	7,42	7,64	Ar	12,7	2,46
2	463	470	454	475	491	490	15,24	15,97	16,50	Ar	13,8	3,26
3	440	447	445	443	468	464	8,10	8,05	8,50	Água	13,8	2,54
4	465	478	466	476	488	490	8,88	16,90	16,02	Água	13,8	3,16
TESTE	535	560	548							Ar		2,88
5	526	534	523	480	499	494	6,70	8,32	8,45	Ar	13,7	3,12
6	485	490	470	479	502	499	14,24	16,22	16,10	Ar	13,8	3,44
7	493	499	485	490	496	496	7,60	8,60	8,42	Água	13,7	3,20
8	500	512	499	502	514	510	16,80	16,20	16,30	Água	13,7	3,28
												2,54

I Início de extrusão
 M Meio de extrusão
 F Final de extrusão

Tabela 11: Espessuras das camadas recristalizadas dos oito perfis.

**GRÁFICO CAMADA RECRISTALIZADA
LIGA 6061**

Comp. tarugo 533,4 mm
Peso tarugo 1456,18 kg
Diâmetro vergalhão 39,68 mm
Peso de cada perfil 54,00 kg
Peso de cada barra de 1 metro 4,91 kg

Amostra	Peso (Kg)	% Tarugo	ORDEN DA EXPERIENCIA (MATRIZ)							
			1 (mm)	2 (mm)	3 (mm)	4 (mm)	5 (mm)	6 (mm)	7 (mm)	8 (mm)
1	0	0,0	0,40	1,68	0,37	0,00	1,78	0,00	0,00	1,27
2	4,91	0,3	3,55	0,65	0,56	0,70	1,70	1,00	0,93	1,00
3	9,82	0,7	3,63	6,42	2,30	1,35	3,60	5,77	1,00	5,84
4	14,73	1,0	3,67	6,62	3,34	4,73	7,95	7,41	6,08	6,88
5	19,64	1,3	3,57	6,82	3,35	4,52	6,30	7,06	5,30	7,96
6	24,55	1,7	3,52	7,70	3,36	4,30	6,84	6,80	5,02	7,90
7	29,45	2,0	3,77	7,60	3,42	5,46	6,60	7,16	5,07	7,93
8	34,36	2,4	4,00	7,53	3,63	6,26	6,00	7,18	4,90	8,14
9	39,27	2,7	3,85	8,51	3,66	6,08	5,57	6,95	4,65	6,95
10	44,18	3,0	4,91	9,13	5,98	15,29	7,30	6,64	6,40	8,84
11	49,09	3,4	5,17	16,17	6,41	19,84	10,90	15,85	9,30	15,50
12	54,00	3,7	12,10	19,84	10,22	19,84	14,24	16,62	13,51	14,59

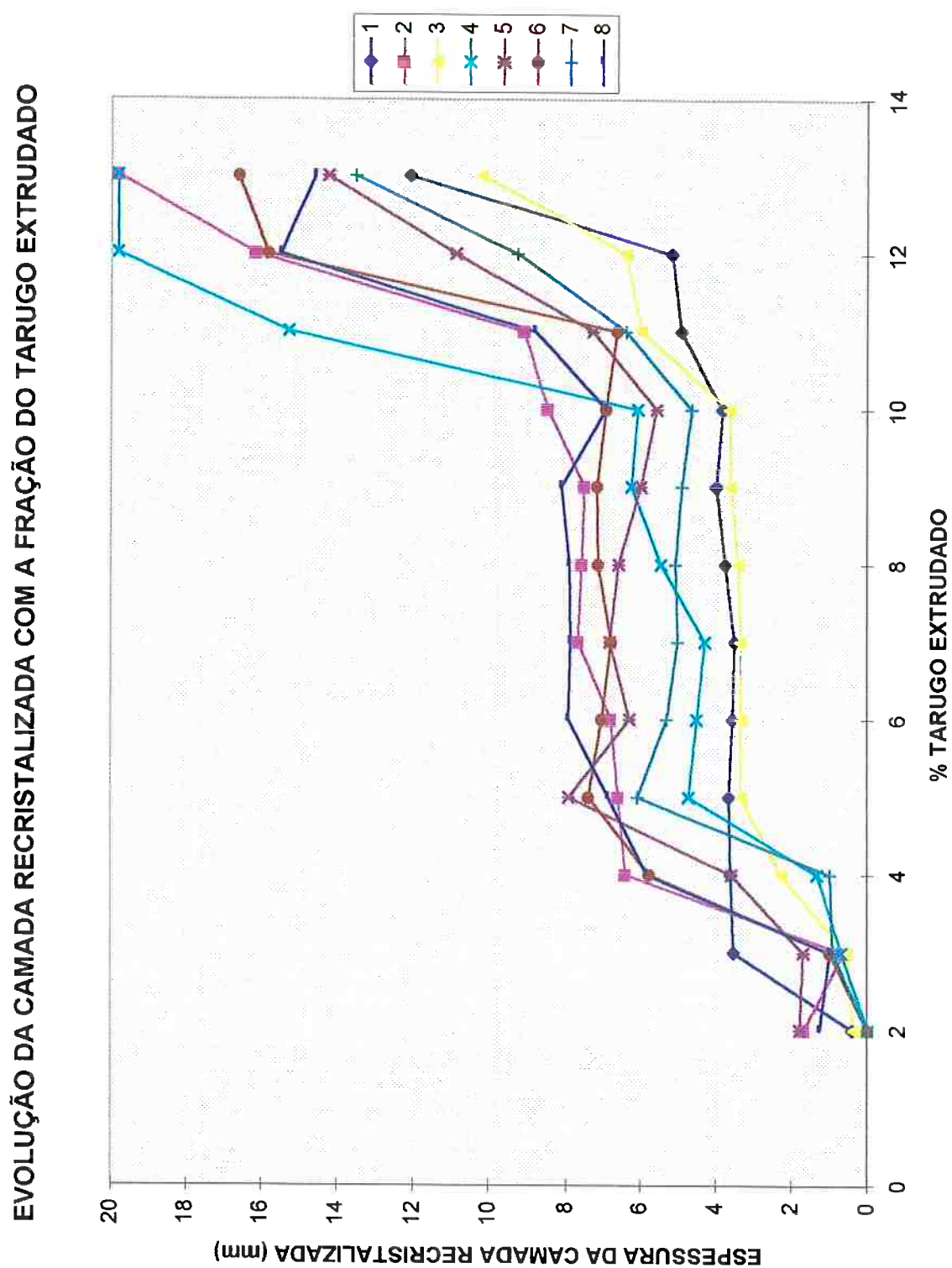


Figura 15: Resposta das oito experiências.

Tabela 12: Algoritmo de Yates para o critério 1.

Espessura de camada recristalizada para 70% do tarugo extrudado

EXP.	MATRIZ DAS VARIÁVEIS			RESP.	PASSO 1	PASSO 2	PASSO 3	DIV.	EFEITO	FATOR	
	A	B	C								
1	-	-	-	4	12,6	24	48,6	8	6,075	média	XXXXXXXXXX
2	+	-	-	8,6	11,4	24,6	11,4	4	2,85	a	1
3	-	+	-	4	12,6	8	-1,8	4	-0,45	b	6
4	+	+	-	7,4	12	3,4	0,2	4	0,05	ab	5
5	-	-	+	5,8	4,6	-1,2	0,6	4	0,15	c	3
6	+	-	+	6,8	3,4	-0,6	-4,6	4	-1,15	ac	7
7	-	+	+	4,8	1	-1,2	0,6	4	0,15	bc	4
8	+	+	+	7,2	2,4	1,4	2,6	4	0,65	abc	2

Tabela 13: Algoritmo de Yates para o critério 2.

Espessura máxima de camada recristalizada 7 milímetros										
EXP.	MATRIZ DAS VARIÁVEIS			RESP.	PASSO			DIV.	EFEITO	FATOR
	A	B	C		1	2	3			
1	-	-	-	88	124	281	496	8	62	média
2	+	-	-	36	157	215	-168	4	-42	a
3	-	+	-	87	98,5	-69	51	4	12,75	b
4	+	+	-	70	116,5	-99	47	4	11,75	ab
5	-	-	+	77	-52	33	-66	4	-16,5	c
6	+	-	+	21,5	-17	18	-30	4	-7,5	ac
7	-	+	+	80	-55,5	35	-15	4	-3,75	bc
8	+	+	+	36,5	-43,5	12	-23	4	-5,75	abc

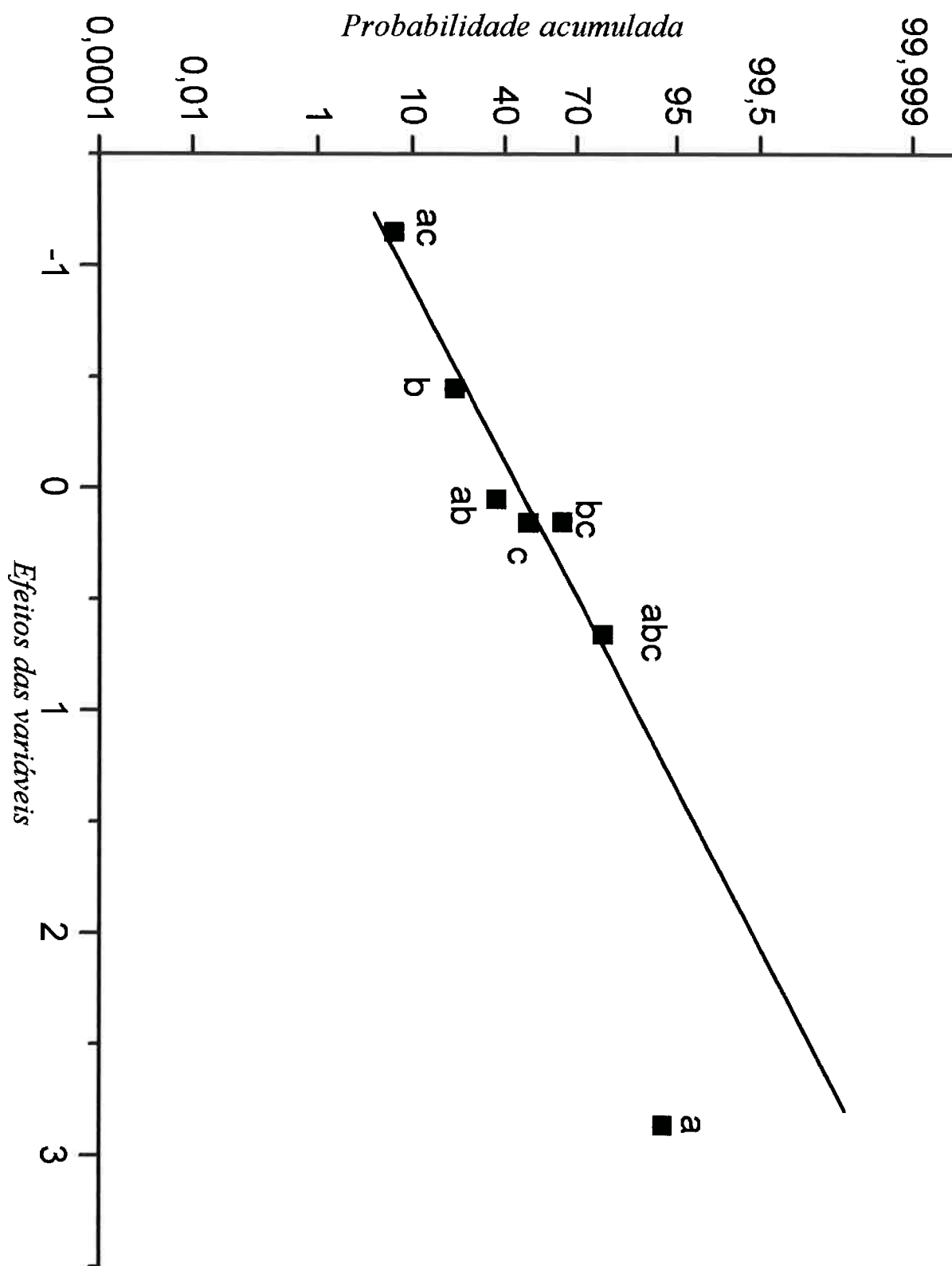


Figura 16: Espessura das camadas recristalizadas para 70% dos tarugos extrudados.

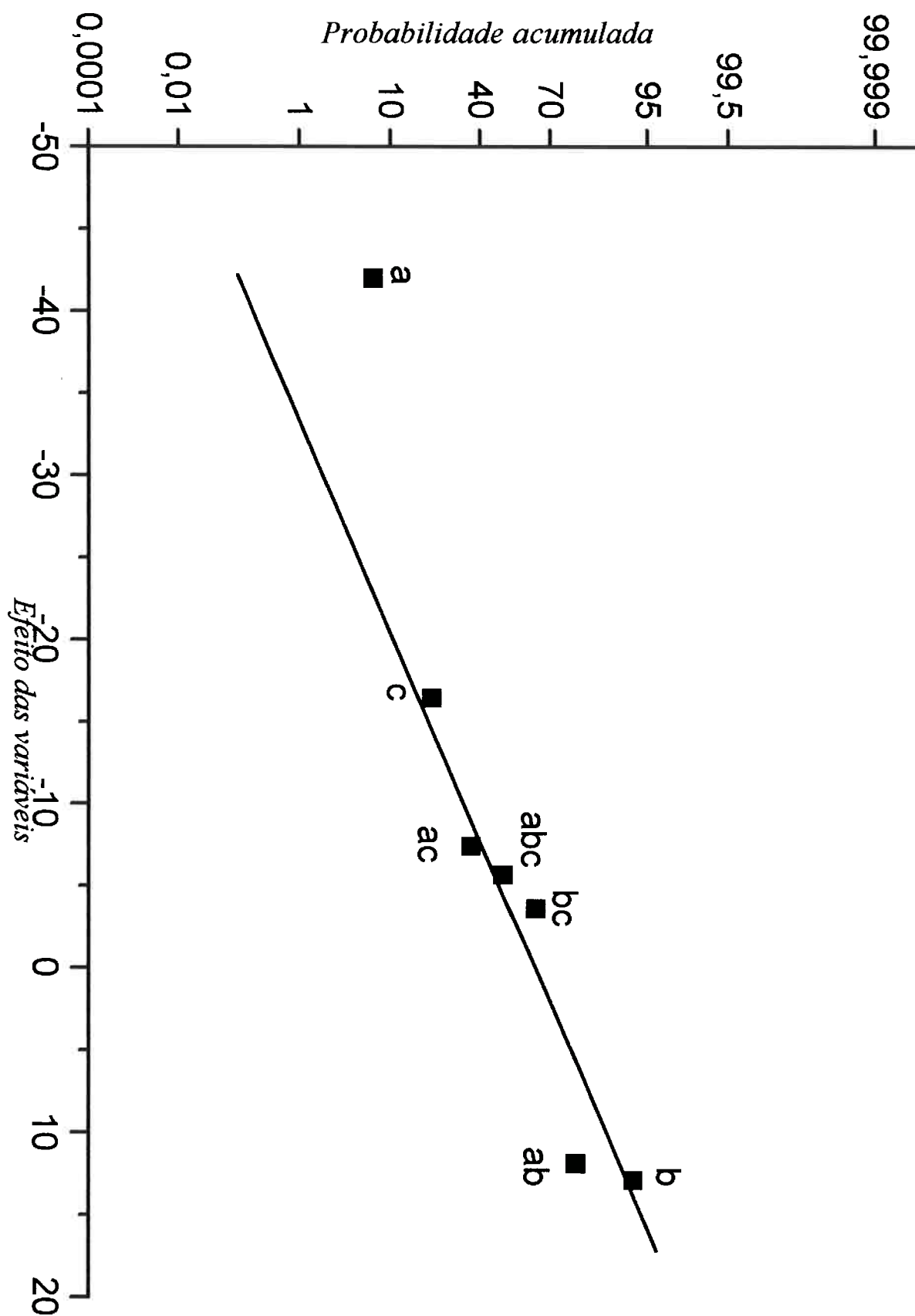


Figura 17: Espessura máxima de camada recristalizada de 7 milímetros.



Figura 18: Macrografia do perfil proveniente do primeiro tarugo, início de extrusão.



Figura 19: Macrografia do perfil proveniente do primeiro tarugo, meio de extrusão.



Figura 17: Macrografia do perfil proveniente do primeiro tarugo, final de extrusão.
Nota-se a presença de defeito de extrusão.

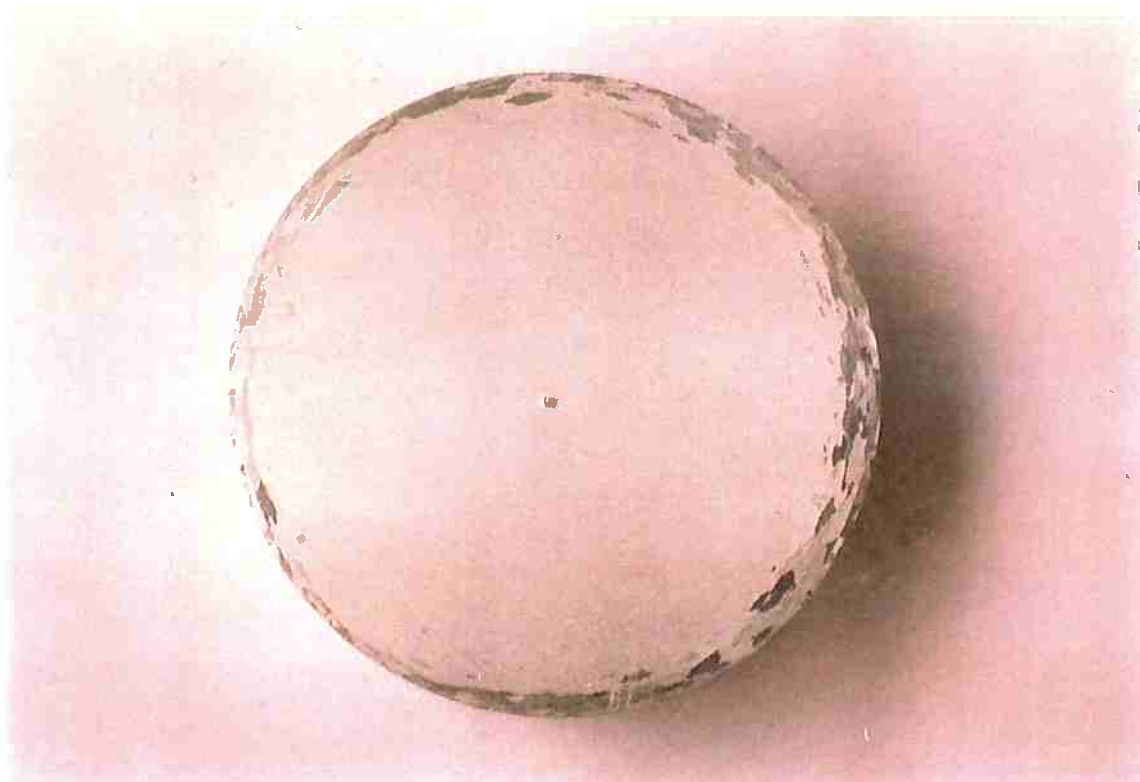


Figura 21: Macrografia do perfil proveniente do quinto tarugo, início de extrusão.



Figura 22: Macrografia do perfil proveniente do quinto tarugo, meio de extrusão.



Figura 23: Macrografia do perfil proveniente do quinto tarugo, final de extrusão.

Tabela 14: Resultados de microdureza para o perfil proveniente do quarto tarugo.Valores em Dureza HV 0,01 Kg (Kg/mm²).

AMOSTRA	NA CAMADA RECRISTALIZADA	NO CENTRO
início de extrusão	49,3 - 48,3	50,8 - 49,3
meio de extrusão	48,3 - 48,3	50,8 - 48,3

Pela análise dos gráficos obtidos nos papéis de distribuição normal (figuras 16 e 17), nota-se que a variável **a** (velocidade de extrusão) é aquela que tem maior influência na espessura da camada periférica de grãos recristalizados, para o caso da liga 6061 variando-se também o resfriamento (ar ou água) e a temperatura de pré-aquecimento dos tarugos (450 ou 490°C). Analisando as retas obtidas, tanto para espessura da camada recristalizada a 70% do tarugo extrudado como para a porcentagem dos tarugos extrudados para espessura máxima de camada recristalizada de 7 milímetros a variável **a** aparece como um ponto muito isolado dos demais (variáveis **b** e **c**, bem como suas interações), o que indica que ela não está enquadrada nas chamadas variações naturais de processo.

A formação da camada recristalizada é indesejável, pois com ela ocorre não só a perda da chamada estrutura fibrosa de extrusão mas também a perda de propriedades mecânicas, no que diz respeito à periferia (grãos recristalizados e crescidos) e ao centro (grãos deformados) do perfil. No intuito de minimizar a espessura da camada recristalizada deve-se, portanto, trabalhar com valores menores de velocidade de extrusão. Para aplicações de elevada responsabilidade (como a indústria aeronáutica, por exemplo) esta camada recristalizada deve ser removida por usinagem.

Entretanto, sob o ponto de vista da empresa, é interessante (e mais produtivo) trabalhar-se com maiores valores de velocidade de extrusão, pois dessa maneira é possível conseguir-se uma maior produtividade (em Kg de perfil produzido/hora). Então, a seguinte pergunta pode ser formulada: Trabalhar com velocidades de extrusão menores e assim minimizar a formação

da camada recristalizada ou com velocidades de extrusão maiores, aumentando a produtividade? A resposta para esta pergunta depende de um consenso entre especificação de material feita pelo cliente e o aumento de produção por parte da empresa.

Quanto ao fato da velocidade de extrusão ser a variável que mais influencia na formação da camada recristalizada, isto pode ser explicado devido às diferentes taxas de deformação. De acordo com a literatura^[2,4,5], velocidades de deformação maiores acarretam um decréscimo na temperatura para início de recristalização. Assim, quando aumenta-se a taxa de deformação (no caso a velocidade de extrusão) está-se facilitando a ocorrência da recristalização e, portanto, torna-se claro que para o caso deste trabalho a espessura da camada recristalizada seja maior.

A recristalização depende de alguns fatores como tamanho de grão inicial, pureza do metal, grau de deformação a ele submetido, temperatura e tempo de recozimento^[2,5]. Entretanto, o tipo de resfriamento não está incluso entre elas, já que o fenômeno de recuperação e recristalização dependem dos fatores acima citados (são termicamente afetados), e não do tipo de resfriamento imposto ao metal.

A temperatura de aquecimento de tarugos poderia ter alguma influência, pois ela afeta a temperatura de extrusão. No entanto, como o valor mínimo foi de 450°C e o máximo 490°C, a diferença de 40°C (que na realidade oscilava para mais ou para menos) não foi suficiente para acarretar diferenças na formação da camada recristalizada.

6. CONCLUSÃO

- A velocidade de extrusão é a variável que mais influi na espessura da camada recristalizada, isto é, maiores valores de velocidade de extrusão ocasionam maiores espessuras de camada recristalizada. Isto está relacionado à taxa de deformação. Quanto maior a taxa de deformação, menor a temperatura necessária para ocorrer a recristalização e, por conseguinte, mais favorecida será a recristalização.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Procurar realizar as experiências de **forma** aleatória, de preferência, com repetibilidade.
- Estudar a influência de outros parâmetros de extrusão, como comprimento do tarugo, temperatura do recipiente, fator de transformação (trabalhar com diferentes diâmetros de barras para um mesmo diâmetro de tarugo) e, saindo da extrusão propriamente dita, variar a composição química a prática de homogeneização de tarugos.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1.American Society for metals. **Metals Handbook: Nonferrous alloys**. 9a. ed. Ohio Estados Unidos. ASM..
- 2.Padilha, A.F. ; Siciliano, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de grão e textura**, 1a. ed., São Paulo, ABM, 1995.
- 3.Siciliano, F. **Estudo comparativo entre a recristalização do nióbio puro e da liga Nb-1%Zr**, Dissertação de mestrado, EPUSP, São Paulo, 1993.
- 4.Padilha, A.F. **Competição entre recristalização e recuperação em uma liga de alumínio contendo dispersão de precipitados**, Dissertação de mestrado, EPUSP, São Paulo, 1981.
- 5.Shewmon, P.G. **Transformations in metals**, Estados Unidos, 1967.
- 6.Stenger, H. ; Laue, K. **Extrusion: Processes, Machinery, Tooling**, 2a ed., Estados Unidos, ASM, 1981.
- 7.Pearson, C.E., Parkins, R.N. **The extrusion of metals**, 2a. ed., Chapman & Hall Ltd., London, 1960.
- 8.Box, G.E. e colaboradores. **Statistics for experiments**, 1a. ed., Estados unidos, J. Wiley & Sons Inc., 1978.

ANEXO



Requisição de Análise

Laboratório/Utinga

Para uso do laboratório

Requisição de Análise

Nº

304M

Nome Departamento

Processos - Qualidade do Produto

Nº Depto.

2059

Nome Requisitante

Marcello Dias Zappia

Ramal

8127

(por extenso)

Material

Alumínio

Nº Amostras

2

Identificação

4T 4 ; 4T 7

Especificações

6061 - 105f. com água



Físico



Químico



Espectrográfico



Metrologia



Metalográfico

Descrição sumária do problema

- microdureza (condução normalizada e entalpia)

"Amostras representativas, com informações claras garantem a qualidade do nosso serviço."

Requisitante

25/11/96

Obs.

Rubrica



Alcoa Alumínio S/A

Av. Felipe Camarão, 454 - CEP 09220-580 - Utinga - Santo André - SP - Brasil
Telefone: (011) 7604 - 8000 - Telefax: (011) 7604 - 8400

Laboratório de Análise: 304M

Material Entregue: VER LIGA 6061

Ensaio Efetuado: MICRODUREZA

Projeto. Requisitante: 2059

RESULTADO

DUREZA Hv 0,01Kg (Kg/mm²)

AMOSTRA	NA CAMADA RECRISTALIZADA	NO CENTRO
4T 4 =	49,3 - 48,3	50,8 - 49,3
4T 7 =	48,3 - 48,3	50,8 - 48,3

29/11/96
data

José Carlos
elaborado por

supervisor