

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

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DA LIGA AA7050  
RECICLADA POR CONFORMAÇÃO POR SPRAY, EXTRUSÃO E  
FORJAMENTO ROTATIVO**

Ana Paula de Bribean Guerra

São Carlos

2014

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

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DA LIGA AA7050  
RECICLADA POR CONFORMAÇÃO POR SPRAY, EXTRUSÃO E  
FORJAMENTO ROTATIVO**

Ana Paula de Bribean Guerra

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia  
de Materiais como requisito parcial à  
obtenção do título de MESTRE EM  
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Claudemiro Bolfarini

Agência Financiadora: CAPES

São Carlos

2014

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

G934cm

Guerra, Ana Paula de Bribean.

Caracterização microestrutural e mecânica da liga AA7050 reciclada por conformação por spray, extrusão e forjamento rotativo / Ana Paula de Bribean Guerra. -- São Carlos : UFSCar, 2014.

93 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2014.

1. Metalurgia. 2. Processo de conformação por spray. 3. Modelagem computacional e simulação. 4. Liga de alumínio.  
I. Título.

CDD: 669 (20<sup>a</sup>)

## DEDICATÓRIA

À minha querida mãe Anahi Marques Guerra.

## **VITAE DA CANDIDATA**

2012: Ingresso Mestrado PPG-CEM/UFSCar

2007-2012: Graduada em Engenharia de Materiais pela UFSCar

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE  
ANA PAULA DE BRIBEAN GUERRA  
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO  
CARLOS, EM 03 DE JULHO DE 2014.

BANCA EXAMINADORA:



---

Dr. CLAUDEMIRO BOLFARINI  
ORIENTADOR  
PPG-CEM/UFSCar



---

Dr. VITOR LUIZ SORDI  
PPG-CEM/UFSCar



---

Dr. ENRICO JOSÉ GIORDANO  
CENIC-LABORATÓRIO

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço a todos os que me ajudaram na realização deste trabalho, Jaderson Bianchin, Carlos H. C. Pereira e principalmente ao Alexandre Cannataro que me ajudou em diversas atividades com tanta calma e destreza. Agradeço também à minha querida amiga Anna Elisa B. dos Santos que me ajudou e incentivou diversas vezes para que eu me empenhasse na escrita da desta dissertação. E por último, mas não menos importante agradeço à minha esposa Carolina L. Hora que está sempre meu lado.

## RESUMO

O objetivo deste trabalho foi o de avaliar a microestrutura e as propriedades mecânicas de barras extrudadas a quente e forjadas rotativamente a frio de uma liga AA7050. O lingote para as operações de conformação mecânica foi produzido por conformação por spray a partir de sucata proveniente da usinagem de componentes aeronáuticos. A caracterização microestrutural foi realizada por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura, a caracterização mecânica foi realizada por meio de ensaios de tração. O depósito obtido na conformação por spray foi submetido a ensaios de compressão a quente a fim de se obter equações constitutivas do comportamento do material sob deformação a quente, em duas condições iniciais (homogeneizado e como obtido). A rota de processamento adotada mostrou-se efetiva no fechamento dos poros inerentes ao processo de conformação por spray e no refino da microestrutura obtida, o que resultou em propriedades mecânicas atendendo aos requisitos de norma dessa liga para aplicação aeronáutica. O produto extrudado e os fios forjados apresentaram nos ensaios de tração fraturas tanto *slant* como uma mistura *slant* e taça cone, tendo este fenômeno continuado presente após envelhecimento nos produtos extrudados, o que foi atribuído à ocorrência de textura cristalográfica oriunda da extrusão, a qual não foi desfeita por recristalização durante tratamento térmico de homogeneização/solubilização; no caso dos arames os mesmos foram completamente recristalizados e o fenômeno desapareceu. Ensaios de compressão a quente foram realizados com o intuito de se descrever equações constitutivas do comportamento do material em ambas as condições prévias à conformação (homogeneizado e sem homogeneização prévia). Os ensaios de compressão revelaram comportamentos de amaciamento/endurecimento dinâmicos distintos durante os mesmos.

## **MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL CHARACTERIZATION OF AN AA7050 ALLOY RECYCLED BY SPRAY DEPOSITION, HOT EXTRUSION AND ROTARY SWAGING**

### **ABSTRACT**

The objective of this study was to evaluate the microstructure and the mechanical properties of hot extruded bars and cold rotary swaging wires of an AA7050 alloy. The ingot for the mechanical conformation operations was obtained by spray forming using machining chips from an aircraft manufacturer as raw material. The microstructural characterization of the final and intermediaries products (deposit and extruded bar) was performed by optical microscopy and scanning electron microscopy; the mechanical characterization was done by tensile tests. The deposit obtained by spray deposition was submitted to hot compression tests with the aim to obtain the parameters of a constitutive equation for predict the hot deformation behavior in two different conditions homogenized and without any treatment. The process route adopted showed to be effective to eliminate the porosity produced by the spray process, and also to refine the microstructure, resulting in mechanical properties meeting the requirements of the standard of this alloy for aircraft applications. The extruded bar and the rotary swaged wires presented both slant and cup-cone fracture, being this phenomena kept after the age treatment in the extruded products, which was attributed to the occurrence of preferential crystalline orientation of the grains during extrusion. This preferential orientation was not removed during the solution heat treatment before aging; on the other hand, the wires were completely recrystallized during solution heat treatment and this phenomenon has disappeared. Hot compression tests were performed with the aim of describe constitutive equations of the material behavior in both conditions previously to conformation (homogenized and without previously homogenization treatment). The hot compression test reveals distinct behaviors of dynamic recovering/hardening during the tests.

## **PUBLICAÇÕES**

GUERRA, A.P.B.; ELLENDT, N.; UHLENWINKEL, V.; SILVA, P.S.C.P.; BOLFARINI, C., Microstructure of a recycled AA7050 alloy processed by spray forming followed by hot extrusion and rotary swaging, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol 45, Issue 7, pages 568–573, July 2014.

## SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	iv
VITAE DA CANDIDATA.....	v
AGRADECIMENTOS.....	vii
RESUMO .....	viii
ABSTRACT.....	ix
PUBLICAÇÕES.....	x
ÍNDICE DE TABELAS .....	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xv
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 OBJETIVOS .....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1 Ligas de alumínio.....	4
3.1.1 Seleção de ligas de alumínio em aplicações aeronáuticas.....	4
3.1.2 Classificação das ligas de alumínio .....	7
3.1.3 Ligas de Al-Zn-Mg-Cu .....	8
3.1.4 Mecanismos de endurecimento durante envelhecimento e fases intermetálicas.....	11
3.2 Conformação por spray (Sprayforming).....	16
3.3 Extrusão a quente e forjamento rotativo a frio .....	21
3.3.1 Processo de extrusão a quente .....	21
3.3.2 Processo de forjamento rotativo (Rotary swaging) .....	24
3.4 Mecanismos de amaciamento .....	25
3.4.1 Modelagem de mecanismos de amaciamento de ligas Al-Zn-Mg-Cu.....	27
4 MATERIAIS E MÉTODOS .....	36
4.1 Material .....	36
4.2 Tratamentos térmicos.....	39
4.3 Caracterizações .....	40
4.3.1 Caracterização microestrutural.....	40
4.3.2 Caracterização mecânica.....	40
4.3.2.1 Ensaios de tração .....	40

4.3.2.2 Ensaio de compressão a quente .....	41
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	45
5.1 Análise química e caracterização microestrutural .....	45
5.1.1 Análise do depósito .....	45
5.1.2 Análise do extrudado .....	50
5.1.3 Análise dos fios forjados .....	53
5.2 Ensaio mecânico .....	56
5.2.1 Ensaio de tração .....	56
5.3 Ensaio de compressão a quente e descrição das equações constitutivas .....	62
5.3.1 Construção da equação constitutiva do material não homogeneizado .....	73
5.3.2 Construção da equação constitutiva do material homogeneizado .....	77
5.4 Utilização de equação constitutiva no software DEFORM .....	82
6 CONCLUSÕES .....	86
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	88
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	89

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 Designação das séries de ligas de alumínio de acordo com o principal elemento de liga em sua constituição [4].....	8
Tabela 3.2 Limites de composição de elementos de liga na liga AA7050 (%) [4].....	9
Tabela 4.1 Parâmetros de processo da conformação por spray realizada.....	36
Tabela 4.2 Parâmetros de envelhecimento ensaiados por microdureza Vickers em duas condições: depósito homogeneizado (CT) e não homogeneizado (ST).....	43
Tabela 5.1 Quantificação de elementos por análise química da amostra do depósito homogeneizado e da barra (porcentagens em peso).....	45
Tabela 5.2 Quantificação de elementos por EDS do precipitado identificado na amostra do depósito solubilizado a 470°C por 30 minutos.....	48
Tabela 5.3 Quantificação de elementos por EDS dos precipitados das amostras de fio de 2,0 mm e 2,7 mm.....	54
Tabela 5.4 Comparação da quantidade de segunda fase e porosidade do material como recebido.....	56
Tabela 5.5 Resultados dos ensaios de tração realizados no material como recebido e envelhecido e comparação com especificação da liga AA7050 T73651.....	57
Tabela 5.6 Temperaturas e taxas de deformação utilizadas no ensaio de compressão a quente do depósito homogeneizado e não homogeneizado (total de 18 corpos de prova).....	63
Tabela 5.7 Valores das tensões de pico medidas e calculadas de acordo com temperatura e taxa de deformação para o depósito homogeneizado previamente ao ensaio de compressão a quente.....	76
Tabela 5.8 Valores das tensões de pico medidas e calculadas de acordo com temperatura e taxa de deformação para o depósito não homogeneizado previamente ao ensaio de compressão a quente.....	80

Tabela 5.9 Valores das tensões de pico medida em [1] e calculadas com as Equações 5.4 e 5.5 utilizando as mesmas condições do ensaio de torção a quente.....	81
--	----

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1 Diagrama de Ashby do limite de resistência <i>versus</i> densidade de famílias de ligas metálicas.....	4
Figura 3.2 Diagrama de Ashby do preço <i>versus</i> densidade de famílias de ligas metálicas.....	5
Figura 3.3 Diagrama de Ashby do Módulo de Young <i>versus</i> densidade de famílias de ligas metálicas.....	6
Figura 3.4 Diagrama de Ashby da reciclagem <i>versus</i> densidade de famílias de ligas metálicas.....	7
Figura 3.5 Gráfico de temperatura <i>versus</i> tempo - esquema de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.....	9
Figura 3.6 Imagens de elétrons retroespalhados de uma liga Al-Zn-Mg-Cu como fundida (a) alta magnificação da estrutura eutética $MgZn_2$ e (b) precipitados grosseiros a base de Fe identificados como $Al_7Cu_2Fe$ [19].....	15
Figura 3.7 Esquema dos componentes do processo de Conformação por Spray [21].....	16
Figura 3.8 Microestruturas obtidas em MEV de depósito de uma liga Al-11.5Zn-2.0Mg-1.6Cu em diferentes seções: (a) região inferior; (b) região central; (c) região superior e (d) BSE da região central [23].....	17
Figura 3.9 Comparação entre a forma do material depositado calculado com o método proposto [25] e medido [26] em tempos de deposição diferentes.....	20
Figura 3.10 Componentes do processo de extrusão [27] adaptado.....	22
Figura 3.11 (a) Propagação de trinca da superfície para o interior do extrudado e variações de morfologia da superfície da trinca ao longo da propagação [3].....	23
Figura 3.12 Componentes de uma máquina de forjamento rotativo [30] adaptado.....	24
Figura 3.13 Microestrutura obtida de um aço 0.12C–0.35Si–0.4Mn (% em peso) conformado por forjamento rotativo. Trata-se de uma região a 0,5 mm da superfície [31].....	25

Figura 3.14 Relações entre logaritmo natural do seno-hiperbólico dos picos de tensão e: (a) logaritmo natural da taxa de deformação e (b) inverso da temperatura [28].....	29
Figura 3.15 Metalografias de regiões próximas à fratura nas condições (a) $T = 340\text{ °C}$ e $\dot{\epsilon} = 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ ; (b) $T = 460\text{ °C}$ e $\dot{\epsilon} = 0.1\text{ s}^{-1}$ ; (c) $T = 460\text{ °C}$ e $\dot{\epsilon} = 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ ; (d) $T = 460\text{ °C}$ e $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ [28]. .....	30
Figura 3.16 Curvas tensão-deformação de ligas AA7050 em diferentes temperaturas de deformação (a) $360\text{ °C}$ ; (b) $410\text{ °C}$ ; (c) $430\text{ °C}$ e (d) $450\text{ °C}$ [33].....	31
Figura 3.17 Microestruturas de uma liga AA7050 obtidas por compressão a quente em diferentes taxas de deformação à mesma temperatura ( $430\text{ °C}$ ) e redução (50%) sendo (a) $0,1\text{ s}^{-1}$ ; (b) $1,0\text{ s}^{-1}$ ; (c) $10,0\text{ s}^{-1}$ e (d) $20,0\text{ s}^{-1}$ [33].....	33
Figura 3.18 Investigação visioplástica da extrusão a quente e comparação de linhas de fluxo com o predito numericamente calculada e deformação plástica equivalente calculada [34].....	35
Figura 4.1 Tarugo obtido após deposição (a) e (b) após usinagem (107 mm de diâmetro por 200 mm de comprimento).....	36
Figura 4.2 a) Cilindro após tratamento, b) corte da região superior, parte da esquerda foi homogeneizada e a direita está como depositada e c) corte da região inferior, parte esquerda homogeneizada e a direita como depositada.....	37
Figura 4.3 a) perfil obtido por extrusão de 107 mm para 8 mm em um único passe a $450\text{ °C}$ e b) perfil obtido por extrusão de 107 mm para 8 mm em um único passe a $420\text{ °C}$ .....	38
Figura 4.4 Etapas de redução de diâmetro por forjamento rotativo, sendo a) de 8,0 a 5,7 mm, b) de 5,7 a 4,0 mm e c) de 4,0 a 2,7 mm.....	38
Figura 4.5 Barras obtidas pelos processos de extrusão e forjamento rotativo: a) barra de 8,0 mm obtida por extrusão a $450\text{ °C}$ , b) barra de 8,0 mm obtida por extrusão a $420\text{ °C}$ , c) barra de 2,7 mm obtida a partir da barra extrudada de 8,0 mm por forjamento rotativo e d) fio de 2,0 mm obtido por forjamento rotativo.....	39

Figura 4.6 Máquina universal de ensaios INSTRON e dispositivo de ensaio de compressão a quente utilizados na realização dos ensaios.....	41
Figura 4.7 Desenho esquemático do dispositivo de compressão a quente utilizado nos ensaios. À esquerda pode-se ver o dispositivo montado, com o corpo de prova na posição de ensaio e à direita uma visão explodida dos componentes do dispositivo.....	41
Figura 4.8 Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova utilizados no ensaio de compressão a quente.....	42
Figura 4.9 Corpos de prova do ensaio de compressão a quente do material não homogeneizado antes do ensaio.....	42
Figura 4.10 Corpos de prova do ensaio de compressão a quente do material homogeneizado antes do ensaio.....	43
Figura 5.1 Parte superior do depósito homogeneizado por 4 horas a 420°C seguido de 8 horas a 470°C.....	46
Figura 5.2 Parte superior do depósito homogeneizado com menor aumento.....	47
Figura 5.3 Depósito superior solubilizado (470°C por 0,5 h).....	48
Figura 5.4 Depósito superior solubilizado (470°C por 0,5 h) com menor aumento.....	49
Figura 5.5 Seção longitudinal da barra extrudada de 8,0 mm de diâmetro.....	50
Figura 5.6 Seção longitudinal da barra extrudada de 8,0 mm de diâmetro.....	50
Figura 5.7 MEV da região não recristalizada (central) da barra de 8,0 mm de diâmetro.....	51
Figura 5.8 Microscopia óptica da barra de 8,0 mm tratada a 470°C por 5 min. Na imagem a) é mostrada a seção transversal altamente deformada e em b) a seção longitudinal da mesma região.....	52
Figura 5.9 Microscopia óptica da barra de 8,0 mm tratada a 470°C por 10 min. Na imagem a) é mostrada a seção transversal altamente deformada e em b) a seção longitudinal da mesma região.....	52
Figura 5.10 Seção transversal e longitudinal do fio forjado a frio de 2,0 mm.....	53

Figura 5.11 Seção transversal e longitudinal do fio forjado a frio de 2,7 mm.....	53
Figura 5.12 MEV dos fios encruados sendo: a) fio de 2,0 mm e b) fio de 2,7 mm.....	54
Figura 5.13 Microscopia óptica do fio de 2,0 mm tratado a 470°C por 2,5 min. Na imagem a) é mostrada a seção transversal e em b) a seção longitudinal da mesma região.....	55
Figura 5.14 Microscopia óptica do fio de 2,7 mm tratado a 470°C por 5,0 min. Na imagem a) é mostrada a seção transversal e em b) a seção longitudinal da mesma região.....	55
Figura 5.15 MEV de amostra do fio de 2,0 mm submetido a um tratamento térmico a 470°C por 5 minutos.....	56
Figura 5.16 Fraturas mista e “ <i>slant</i> ” dos corpos de prova do ensaio de tração a) barra de 8,0 mm sem tratamento e b) fio de 2,0 mm encruado.....	57
Figura 5.17 Fraturas dos corpos de prova dos ensaios de tração realizados; em (a), (b) e (c) pode-se ver as fraturas dos corpos de prova sem envelhecimento e em (d), (e) e (f) as dos corpos de prova envelhecidos.....	59
Figura 5.18 Mapeamento da fratura <i>slant</i> na barra de 8,0 mm sem envelhecimento; em (a) pode-se ver as regiões analisadas, em (b) região recristalizada com menor granulometria; em (c) região recristalizada com grãos crescidos; (d) região que não sofreu recristalização; em (e) e (f) podemos ver a região central (não recristalizada) em diferentes aumentos.....	60
Figura 5.19 Mapeamento da fratura mista na barra de 8,0 mm sem envelhecimento; em (a) pode-se ver as regiões analisadas, em (b) região recristalizada com menor granulometria; em (c) região recristalizada com grãos crescidos; (d) região central que (porção central não recristalizada).....	62
Figura 5.20 Curvas tensão verdadeira versus deformação dos corpos de prova sem tratamento (a) e homogeneizados (b) ensaiados a 300°C em diferentes taxas de deformação.....	64
Figura 5.21 Curvas tensão verdadeira versus deformação dos corpos de prova sem tratamento (a) e homogeneizados (b) ensaiados a 360°C em diferentes taxas de deformação.....	64

Figura 5.22 Curvas tensão verdadeira versus deformação dos corpos de prova sem tratamento (a) e homogeneizados (b) ensaiados a 420°C em diferentes taxas de deformação.....	64
Figura 5.23 Imagens da microestrutura do depósito homogeneizado após ensaio de compressão a quente; (a) MEV do corpo de prova ensaiado a 420°C e taxa de 0,1 s <sup>-1</sup> mostrando distribuição de precipitados intragranulares; em (b) microscopia óptica da mesma amostra mostrando ataque ineficiente para revelar a microestrutura.....	65
Figura 5.24 Curva de envelhecimento do depósito homogeneizado nas temperaturas do ensaio de compressão a quente e tempos correspondentes à duração dos ensaios nas diferentes taxas de deformação.....	66
Figura 5.25 MO dos corpos de prova homogeneizados do ensaio de compressão a quente; a) seção transversal e b) seção longitudinal da maior temperatura (420°C) e menor taxa (0,001 s <sup>-1</sup> ) e em c) seção transversal e d) seção longitudinal da menor temperatura (300°C) e maior taxa (0,001 s <sup>-1</sup> ).....	68
Figura 5.26 Curva de análise de calorimetria diferencial de amostra do depósito.....	69
Figura 5.27 Curva de envelhecimento do depósito sem tratamento de homogeneização nas temperaturas do ensaio de compressão a quente e tempos correspondentes à duração dos ensaios nas diferentes taxas de deformação.....	70
Figura 5.28 MO dos corpos de prova sem tratamento de homogeneização do ensaio de compressão a quente; a) seção transversal e b) seção longitudinal da maior temperatura (420°C) e menor taxa (0,001 s <sup>-1</sup> ) e em c) seção transversal e d) seção longitudinal da menor temperatura (300°C) e maior taxa (0,1 s <sup>-1</sup> ).....	71
Figura 5.29 Tensão Verdadeira versus deformação nas três temperaturas de ensaio para as taxas de 0,01 e 0,1 s <sup>-1</sup> (material sem tratamento de homogeneização).....	72
Figura 5.30 Relação entre logaritmo da tensão e da taxa de deformação; plotagem do logaritmo natural da média das tensões obtidas em deformação de	

0,05 e 0,1 mm/mm versus logaritmo natural da taxa de deformação (material sem tratamento de homogeneização).....	73
Figura 5.31 Relação entre tensão de pico e logaritmo da taxa de deformação (material sem tratamento de homogeneização).....	74
Figura 5.32 Relação entre logaritmo do seno-hiperbólico da tensão e o inverso da temperatura de deformação para as diferentes taxas de deformação (material sem tratamento de homogeneização).....	75
Figura 5.33 Relação entre logaritmo da tensão e da taxa de deformação; plotagem do logaritmo natural da média das tensões obtidas em deformação de 0,05 e 0,1 mm/mm versus logaritmo natural da taxa de deformação (material homogeneizado).....	77
Figura 5.34 Relação entre tensão de pico e logaritmo da taxa de deformação (material homogeneizado).....	78
Figura 5.35 Relação entre logaritmo do seno-hiperbólico da tensão e o inverso da temperatura de deformação para as diferentes taxas de deformação (material homogeneizado).....	79
5.36 Curvas Tensão verdadeira versus deformação verdadeira obtidas por meio de ensaios de torção a quente realizados a 450°C em uma liga AA7050 conformada por spray e extrudada para as taxas de deformação de 0,1; 0,25; 0,5 e 1 s <sup>-1</sup> [1].....	81
Figura 5.37 Distribuição de temperatura durante extrusão a quente realizada com os dados da Equação 5.4 obtida no presente trabalho.....	83
Figura 5.38 Distribuição da taxa de deformação durante extrusão a quente realizada com os dados da Equação 5.4 obtida no presente trabalho.....	84
Figura 5.39 Distribuição da deformação efetiva durante extrusão a quente realizada com os dados da Equação 5.4 obtida no presente trabalho.....	85
Figura 5.40 Distribuição da tensão efetiva durante extrusão a quente realizada com os dados da Equação 5.4 obtida no presente trabalho.....	85

## 1 INTRODUÇÃO

A liga de alumínio AA7050 é composta majoritariamente pelos elementos Al-Zn-Mg-Cu, possuindo aplicações tipicamente no setor aeronáutico, sendo usinada para que se obtenham as formas finais necessárias para as aplicações. Durante a usinagem, a maior parte do material inicial é transformada em cavaco, sendo descartado na forma de sucata que é vendida para ser reutilizada em aplicações de baixo valor agregado. Com o intuito de aproveitar esta sucata, uma matéria prima com alta quantidade de elementos de liga, para aplicações mais nobres, têm-se estudado rotas de processamento que possibilitem realizar a reciclagem destes cavacos, de modo a obter produtos com propriedades mecânicas equivalentes ou ainda superiores às do material inicial. Pré-requisito para isso é a utilização de uma rota de processamento que evite a forte tendência à segregação dos elementos majoritários cobre, magnésio e zinco, o que seria deletério para as propriedades mecânicas e ocorre facilmente nos processos de refusão convencionais.

Uma rota de processamento que permite a reciclagem de cavacos aeronáuticos, mantendo-se elevadas propriedades mecânicas, é a Conformação por Spray (CS) seguida de um processamento secundário que possibilite o fechamento de poros formados durante esse processo. Essa rota de processamento viabiliza a produção de um tarugo com baixa segregação de elementos de liga devido ao rápido processo de solidificação da CS, sendo esse lingote posteriormente processado por extrusão em canal angular (ECAP), extrudado e/ou forjado para que se elimine a porosidade inerente ao processo de deposição e se alcance produtos de formatos próximos aos das aplicações finais, como tem sido estudado por nosso grupo de pesquisa e outros autores [1, 2 e 3], alcançando-se porosidades finais de até 0,4%.

Neste trabalho, será estudada as propriedades mecânicas do depósito obtido por spray na condição como depositado e após tratamento de homogeneização e as de um produto na forma de arame, resultante de uma rota específica de processamento. A rota em questão foi realizada a partir de cavacos de usinagem da liga AA7050, fornecidos pela EMBRAER, que foram refundidos e conformados por spray em equipamento de escala semi industrial.

O depósito obtido foi extrudado a quente, obtendo-se uma barra com 8,0 mm de diâmetro e, posteriormente, forjado a fim de se obter arames de 2 a 3 mm de diâmetro final. Uma possível aplicação que está sendo estudada para empregar os fios produzidos por essa rota de processamento é a de utilizá-los na construção de cabos de linhas de transmissão de energia elétrica, atuando como suporte dos fios condutores de alumínio em substituição aos arames de aço, que são normalmente empregados para essa finalidade.

## 2 OBJETIVOS

O presente trabalho visa, além de realizar uma caracterização microestrutural e mecânica dos produtos obtidos após conformação, estudar o comportamento do depósito de uma liga AA7050 conformada por spray em duas condições, sem tratamento de homogeneização e após o tratamento, quando conformado a quente, tendo como objetivo identificar os mecanismos de endurecimento e amaciamento presentes, obtendo as constantes de uma equação constitutiva do tipo de Arrhenius e para que ela possa ser utilizada na previsão do comportamento do material em softwares de simulação de processamento.

### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Ligas de alumínio

##### 3.1.1 Seleção de ligas de alumínio em aplicações aeronáuticas

O alumínio e suas ligas possuem qualidades que os tornam fortes competidores diante de outros materiais em aplicações de engenharia quando há a necessidade de se aliar boas propriedades mecânicas a baixos valores de densidade, ou seja, altas razões de propriedades mecânicas/peso, características essenciais no setor aeronáutico. Uma maneira simples de se visualizar comparativamente a relação resistência mecânica *versus* densidade é por um Diagrama de Ashby, como o apresentado na Figura 3.1, onde podemos observar que o grupo de ligas de alumínio endurecíveis por precipitação (destacada) compete apenas com as ligas de magnésio quando se deseja a melhor relação entre as duas propriedades citadas. O diagrama de Ashby é uma ótima ferramenta para realizar a seleção de materiais e a seguir algumas propriedades das ligas de alumínio serão discutidas baseando-se nesse tipo de diagrama.

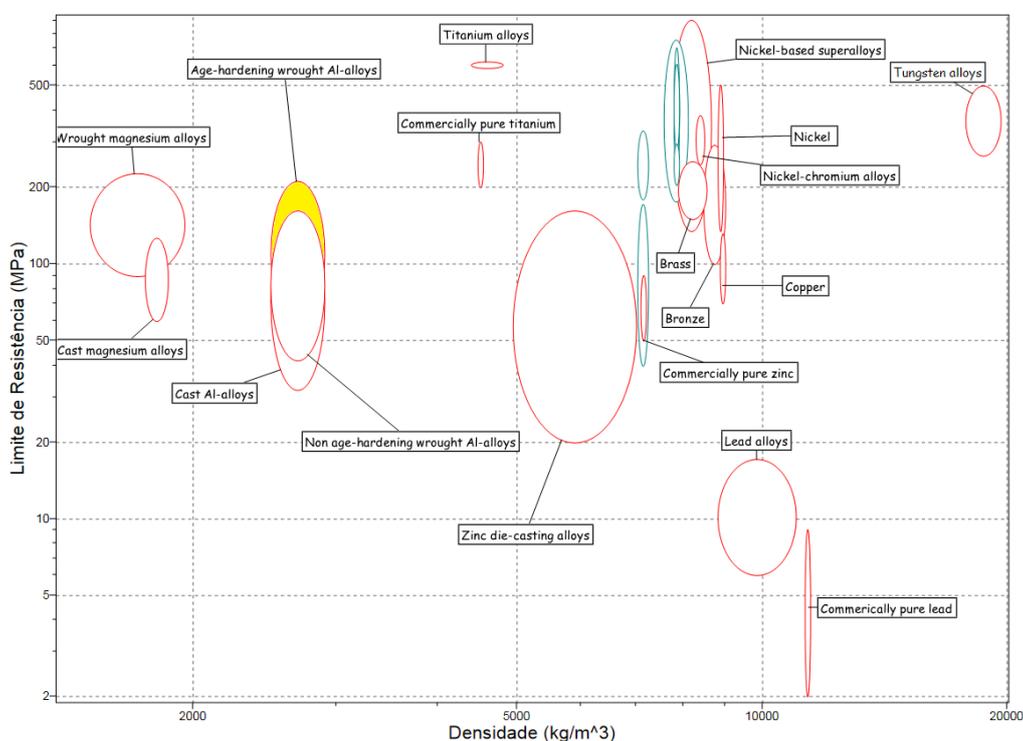


Figura 3.1 Diagrama de Ashby do limite de resistência *versus* densidade de famílias de ligas metálicas.

Um segundo fator a ser observado quando da seleção de ligas de alumínio para a utilização no setor aeronáutico seria o custo da liga a ser empregada. A Figura 3.2 permite a visualização da relação entre densidade da liga e preço de produção em reais. Deste ponto de vista as ligas de alumínio são uma melhor alternativa, visto que custam, em média, um terço das ligas de magnésio.

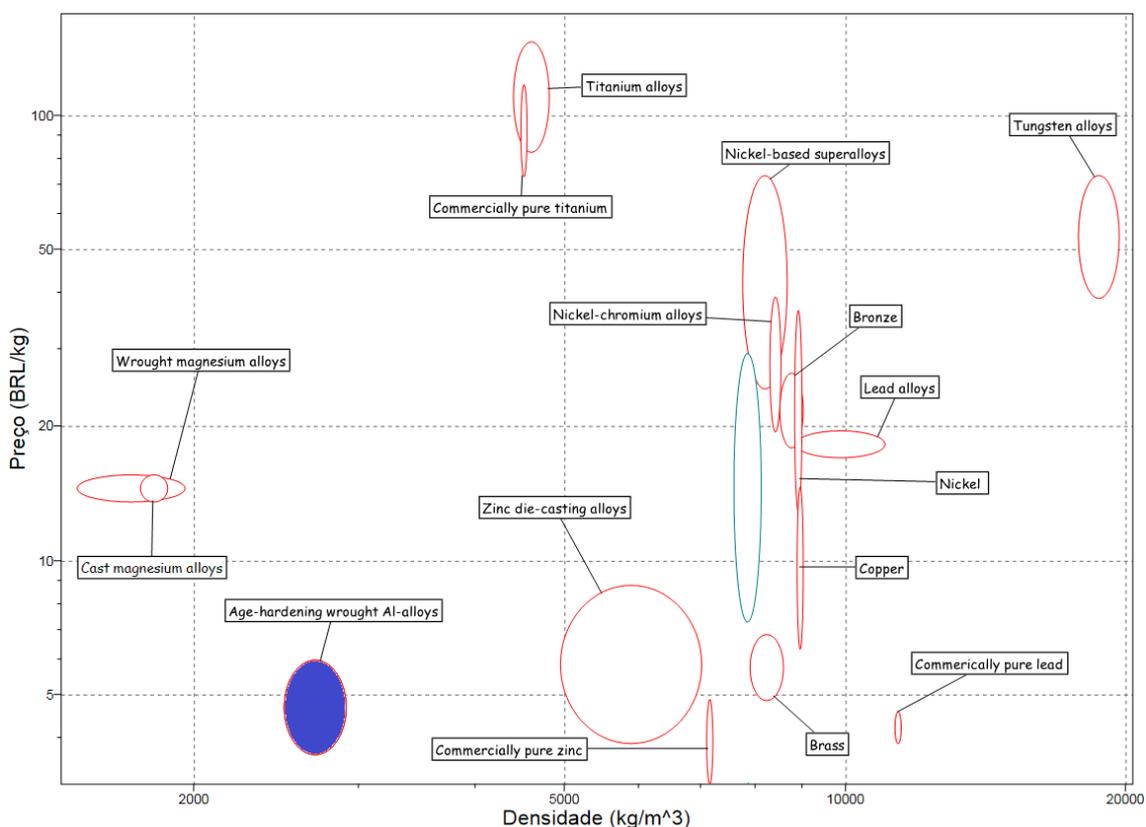


Figura 3.2 Diagrama de Ashby do preço versus densidade de famílias de ligas metálicas.

Outra propriedade importante para a aplicação no setor aeronáutico é a rigidez. A redução de espessura das chapas utilizadas é limitada pela rigidez da liga, portanto se a liga tiver menor densidade, porém baixa rigidez, uma maior espessura de chapa deverá ser utilizada para compensar o baixo módulo elástico, o que aumentará o custo final da peça. A Figura 3.3 mostra a relação densidade x módulo elástico.

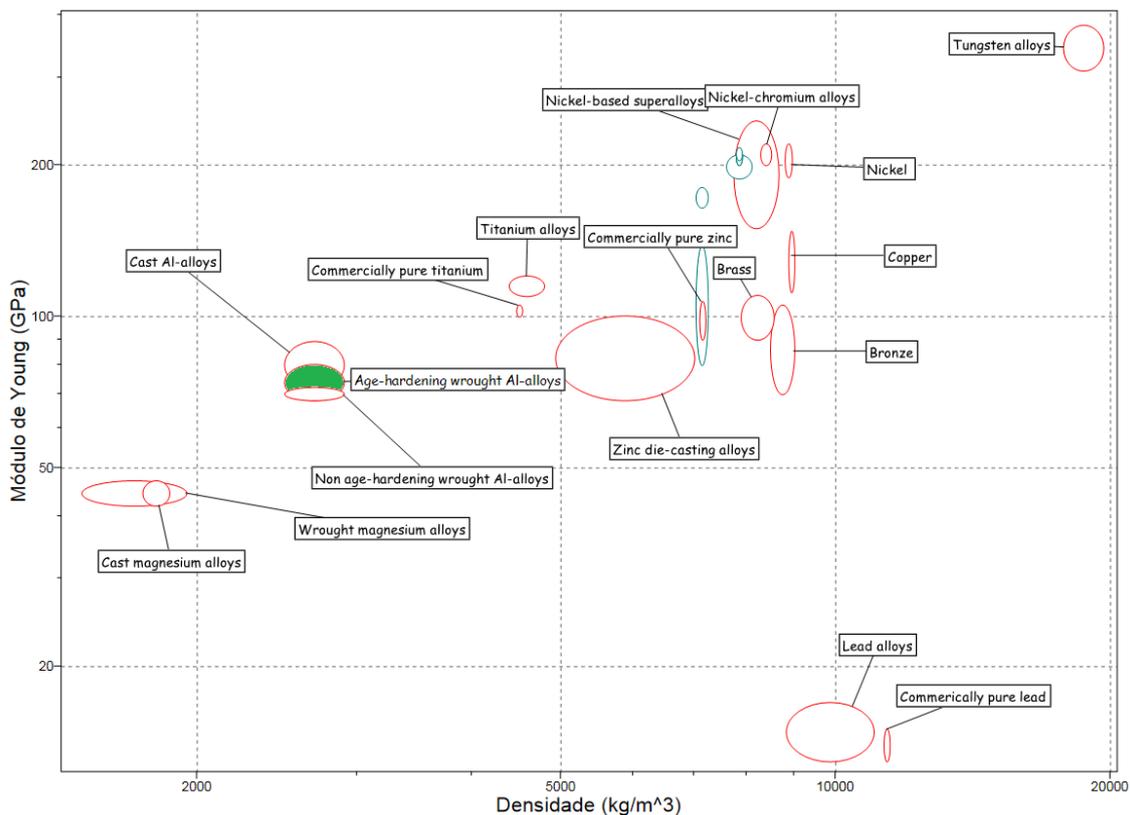


Figura 3.3 Diagrama de Ashby do Módulo de Young *versus* densidade de famílias de ligas metálicas.

Uma última análise comparativa sobre as propriedades das ligas candidatas à utilização na construção mecânica aeronáutica seria a taxa de reciclagem (Figura 3.4). A taxa de reciclagem das ligas de magnésio se mostra ligeiramente superior às de alumínio, sendo esta uma propriedade diretamente afetada pelo presente estudo, já que a rota de processamento investigada no presente trabalho permite realizar a reciclagem dos cavacos e sucata velha (descarte ao final da vida útil das aeronaves) aumentando ainda mais a taxa de reciclagem das ligas de alumínio. Na Figura 3.4 podemos ver na parte acima da linha os materiais que são possíveis de serem reciclados e na parte abaixo da linha os materiais não recicláveis, como o gráfico foi construído abrangendo apenas as ligas metálicas, nenhum dos materiais selecionados não pode ser reciclado. Quanto mais acima do gráfico maior a taxa de reciclagem da liga, deste modo podemos perceber que a reciclagem da liga por spray elevará ainda mais o patamar da reciclagem das ligas de alumínio endurecíveis por envelhecimento.

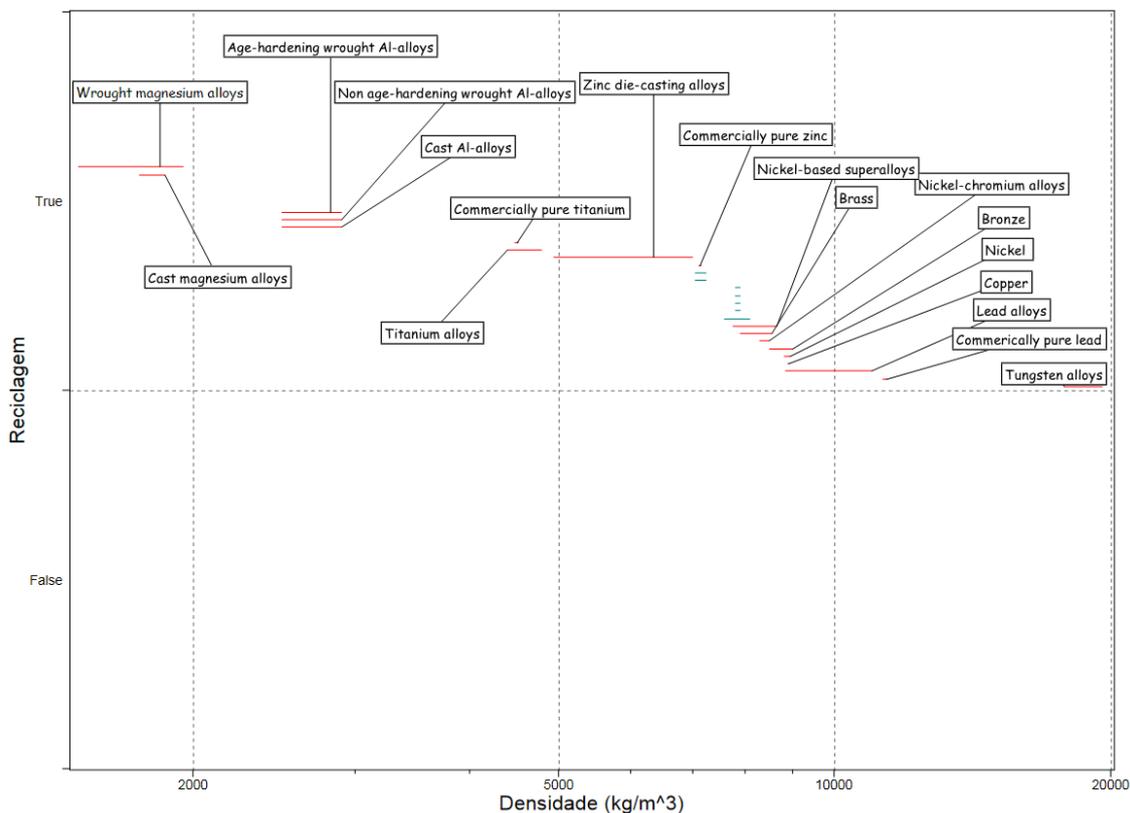


Figura 3.4 Diagrama de Ashby da reciclagem *versus* densidade de famílias de ligas metálicas.

Os diagramas de Ashby aqui apresentados foram construídos com dados da biblioteca interna do programa, tendo sido atualizada com dados do ano de 2005, estando, portanto informações como preço e reciclagem desatualizadas; porém, as discussões aqui realizadas são de caráter qualitativo para que se tenha um panorama geral da utilização do alumínio no setor aeronáutico.

### 3.1.2 Classificação das ligas de alumínio

A influência da adição de outros elementos ao alumínio, a quantidade relativa e a combinação dos elementos adicionados, ainda são fatores largamente estudados, visto que a adição de elementos ligantes alteram propriedades como tenacidade, resistência mecânica, resistência ao desgaste e corrosão. A busca por melhores propriedades mecânicas é quase sempre aliada à busca do emprego de menores quantidades de material, objetivos esses comuns a diversos setores da área de transporte, como o setor automobilístico, aeronáutico e aeroespacial, tendo como resultado menor consumo energético.

São vários os métodos que podem ser usados para que ocorra o aumento da resistência mecânica de ligas de alumínio, como o endurecimento por trabalho a frio, solução sólida, precipitação de partículas e redução do tamanho de grão. No caso do material em estudo, mais de um mecanismo de endurecimento estará atuando no produto final.

Para que se identifiquem os principais elementos presentes na liga de alumínio, foi desenvolvido um sistema de designação de quatro números pela “*The Aluminum Association*” [4]. Como pode ser visualizado na Tabela 3.1, o primeiro dígito da designação indica qual o elemento de liga principal, o segundo indica se houve alguma modificação na liga original e os dois últimos dígitos têm apenas função identificadora.

Tabela 3.1 Designação das séries de ligas de alumínio de acordo com o principal elemento de liga em sua constituição [4].

Principal elemento de liga	Designação da série
Alumínio $\geq$ 99,0%	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e Silício	6XXX
Zinco	7XXX
Outros elementos	8XXX
Série sem uso	9XXX

No presente trabalho, a liga estudada faz parte da série 7XXX; essa série é endurecível por precipitação, o que é possível graças à existência do elemento principal de liga zinco e de adições secundárias de cobre e magnésio. Devido às altas propriedades mecânicas obtidas (limite de resistência da ordem de 600 MPa) essas ligas são utilizadas majoritariamente no setor aeronáutico, sendo também empregadas em aplicações onde o componente é sujeito a altos níveis de solicitação [4].

### 3.1.3 Ligas de Al-Zn-Mg-Cu

As ligas de Al-Zn-Mg-Cu (que fazem parte da série 7XXX), têm como principal mecanismo de endurecimento o envelhecimento artificial após solubilização. A designação da *American Society for Metals* (ASM) para a liga a

empregada nesse trabalho é a AA7050, e as faixas limites de composição para sua designação podem ser visualizadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 Limites de composição de elementos de liga na liga AA7050 (%) [4].

Elemento	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zr	Zn	Ti	Outros
Mínimo	2,0	1,9	--	--	--	--	0,08	5,7	--	--
Máximo	2,6	2,6	0,10	0,12	0,15	0,04	0,15	6,7	0,06	0,15

As excelentes propriedades mecânicas dessa liga provêm da precipitação fina de partículas de segunda fase estáveis e metaestáveis bem dispersas e coerentes, formadas pelos elementos Zn e Mg durante o tratamento de envelhecimento. Uma representação esquemática do processo de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento da liga pode ser descrito na Figura 3.5.

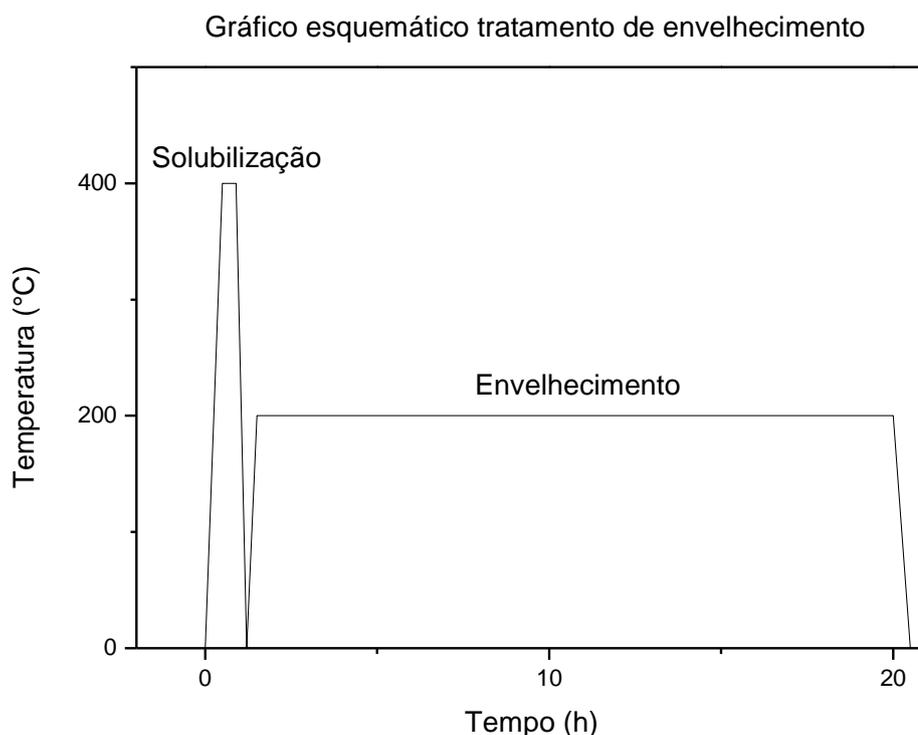


Figura 3.5 Gráfico de temperatura *versus* tempo - esquema de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

Como podemos observar na Figura 3.5, o primeiro estágio do tratamento térmico consiste na etapa de solubilização. O intuito desse tratamento é dissolver intermetálicos e fases secundárias grosseiras formadas em resfriamento não controlado em estado sólido, fazendo com que os elementos de liga entrem em solução sólida na matriz de alumínio para que, durante o tratamento de envelhecimento, tenha-se o controle da quantidade, dispersão e

tipo de precipitados formados. Após a liga ser mantida por tempo suficiente para haver a total dissolução de precipitados, um resfriamento rápido é realizado de maneira a causar uma supersaturação da matriz de alumínio pelos elementos de liga.

Um tratamento de solubilização adequado é de extrema importância para que se obtenha um balanço positivo das propriedades mecânicas como limite de resistência e tenacidade, visto que, como investigado anteriormente [5], durante o tratamento de solubilização de uma liga AA7050, baixas temperaturas de solubilização promoveram a recuperação e a recristalização mantendo-se os grãos refinados, elevando as propriedades mecânicas pela microestrutura refinada produzida; com o aumento da temperatura de solubilização, quantidades cada vez maiores de dissolução de fases secundárias residuais foram obtidas, sendo altamente benéfico na contribuição de átomos em solução sólida para a promoção da precipitação posterior durante o tratamento de envelhecimento; porém, a elevada temperatura acarretou no crescimento de grãos e subgrãos, reduzindo a magnitude das propriedades mecânicas, como prevê a equação de Hall-Petch.

Uma vez solubilizada a liga adequadamente, inicia-se a etapa de envelhecimento. O envelhecimento consiste em aquecer a liga a temperaturas moderadas, onde a supersaturação da matriz pelos elementos de liga age como força motriz para a precipitação de fases de energia livre menor. A precipitação ocorre pelo mecanismo de nucleação e crescimento. Inicialmente formam-se pequenos núcleos da fase e estes começam a crescer devido à difusão de átomos de soluto das regiões circunvizinhas a esses núcleos. Após a formação do primeiro núcleo, a matriz pode perder átomos de soluto tanto através do crescimento de núcleos já formados, quanto pela formação de novos núcleos, portanto, partículas continuam a precipitar junto ao crescimento das partículas já formadas. Deve-se atentar para o tamanho e distribuição das partículas precipitadas, como será discutido no próximo item, visto que a combinação destes fatores exerce impacto direto da resistência final obtida.

Devido à alta quantidade de elementos de liga em sua composição, a liga AA7050 sofre segregação acentuada durante a solidificação por processos de fundição convencionais formando fases que contêm os elementos essenciais para o processo de endurecimento da matriz impossibilitando o

processo de envelhecimento posterior; desse modo, a liga deve ser resfriada rapidamente para que se reduza o nível de segregação, facilitando o processo de homogeneização da estrutura antes do tratamento de solubilização comentado no parágrafo anterior. Um processo que possibilita um rápido resfriamento destas ligas, diminuindo os níveis de segregação na liga AA7050, é a Conformação por Spray. Este método tem sido muito estudado para realizar o processamento de ligas da série 7XXX e será mais detalhado no item 3.2.

#### **3.1.4 Mecanismos de endurecimento durante envelhecimento e fases intermetálicas**

Em ligas de alumínio endurecíveis por precipitação, os responsáveis pelo aumento da resistência mecânica são partículas de fases secundárias chamadas constituintes, dispersóides e precipitados endurecedores. Os principais constituintes presentes nessas ligas têm tamanhos entre 5 e 30  $\mu\text{m}$ , sendo que constituintes grosseiros são resultado principalmente da presença de impurezas como o Fe e o Si ou elementos em quantidade excessiva e devem ser evitados, pois diminuem a tenacidade. Já os dispersóides são partículas intermetálicas formadas por elementos como o Cr, Mn e Zr, que possuem baixa solubilidade na matriz de alumínio em todas as faixas de temperaturas. A manutenção desta liga a temperaturas entre 350 a 500°C por períodos de 6 a 24 horas promove a precipitação de dispersóides como o  $\text{Al}_3\text{Zr}$  que possuem tamanhos tipicamente entre 20 e 50 nm, e que atuam como barreiras efetivas ao crescimento dos grãos durante o processamento mecânico em temperaturas elevadas e tratamento de solubilização, possibilitando o equilíbrio entre o grau de recristalização e uma fina distribuição de tamanho de grãos recristalizados para que se obtenham boas combinações de propriedades de resistência mecânica, fadiga e corrosão [6].

O principal fator responsável pelo endurecimento das ligas Al-Zn-Mg-Cu durante o envelhecimento é formação de Zonas de Guinier-Preston (ZGP) que são regiões nanométricas coerentes com a matriz de alumínio, ricas em átomos de soluto, que, por possuírem raio atômico menor que os átomos da matriz, geram distorções na rede atuando no aumento da resistência por

dificultarem o movimento das discordâncias devido à formação de campos de tensões compressivas na rede cristalina [6]. Essas regiões atuam como precursoras da precipitação de partículas endurecedoras nanométricas metaestáveis  $\eta'$  (MgZn) e, em sequência, partículas estáveis  $\eta$  (MgZn<sub>2</sub>), altamente dispersas pela matriz. O controle adequado dos estágios iniciais da precipitação é indispensável, de maneira a controlar principalmente o tamanho e a distribuição dessas partículas, e é crucial para que se obtenham as melhores propriedades mecânicas possíveis para este tipo de liga [7].

Os precipitados metaestáveis  $\eta'$  são os responsáveis pelos picos de endurecimento alcançados durante envelhecimento, já que são semi-coerentes com a matriz, atuando mais efetivamente no retardo do movimento de discordâncias pela geração de tensões locais na interface precipitado/matriz. Desse modo, combinações de temperatura e tempo de envelhecimento que propiciem a formação deste tipo de partículas são as mais procuradas [6, 7]. Partículas  $\eta'$  atuam como sítios de nucleação heterogênea para a formação das partículas  $\eta$ , que são termicamente mais estáveis, sendo incoerentes com a matriz, reduzindo assim as propriedades mecânicas da liga quando comparadas às coerentes.

Berg et. Al. [8] observou a existência de dois tipos de zonas GP, GPI e GPII, as quais foram caracterizadas por meio de padrões de difração de elétrons. As zonas GPI estão associadas à ordenação interna de Zn e Al/Mg na matriz de alumínio, sendo formadas em uma grande faixa de temperaturas de envelhecimento, inclusive à temperatura ambiente, independentemente da temperatura de solubilização utilizada, contrastando com as zonas GPII, que são encontradas somente após resfriamento a partir de temperaturas de solubilização acima de 450°C e envelhecimento acima de 70°C, sendo estas formadas a partir de regiões ordenadas ricas em Zn.

Existe uma relação entre o tamanho do precipitado e sua ação no retardo do movimento da discordância, ou seja, o tamanho do precipitado influencia diretamente na propriedade mecânica final da liga, havendo um máximo de efetividade no aumento da resistência. Após a nucleação, o aumento de resistência ocorre com o aumento do raio do precipitado, chegando a um nível máximo a partir do qual a resistência começa a decrescer (fenômeno chamado superenvelhecimento). Isso ocorre devido ao tipo de

interação existente entre a discordância e o precipitado, que resulta em um aumento da tensão necessária para que a discordância continue seu movimento cortando ou contornando o precipitado. O ponto máximo de resistência mecânica alcançada durante o envelhecimento é chamado de “*peak aged condition*” ou condição de pico de envelhecimento. Esta condição de máxima resistência tem sido estudada para ligas de Al-Zn-Mg-Cu e dependendo da composição química da liga pode constituir de uma única etapa de envelhecimento ou de uma combinação de tempos e temperaturas. Mazzer et. al. [9] verificou que o pico máximo de endurecimento em uma liga AA7050 reciclada, conformada por spray, homogeneizada em duas etapas antes da etapa de extrusão a quente foi alcançado por meio de um tratamento de envelhecimento posterior à extrusão, realizando um tratamento inicial de solubilização a 470°C por 30 minutos, seguido de resfriamento rápido, sendo envelhecido por 24 horas a 121°C, obtendo-se valores de limite de escoamento de 483 MPa, limite de resistência de 556 MPa e um alongamento de 17%.

Estudos sobre os mecanismos de precipitação responsáveis pelos altíssimos valores de resistência mecânica de ligas Al-Zn-Mg-Cu conformadas por spray mostram que estes valores são alcançados pela precipitação de duas subestruturas majoritárias em diferentes escalas: os precipitados nanométricos metaestáveis da fase  $\eta'$  e dispersóides da mesma fase ligeiramente maiores, porém finamente distribuídos que atuam como reforço de fibras em um compósito [10]; deste modo, a interação entre as discordâncias e os precipitados são os fatores que regem o comportamento mecânico destas ligas, podendo-se prever a resistência final a partir de parâmetros como o módulo de cisalhamento e o volume de precipitados. Um modelo proposto por um conjunto de pesquisadores [11,12 e 13] propõe que o limite de escoamento pode ser previsto da seguinte maneira:

$$\sigma_{ys} = 3MG\varepsilon^{\frac{3}{2}} \left( \frac{\mu V_f}{b} \right)^{1/2} \quad (3.1)$$

Onde M é o fator de Taylor (relaciona a tensão de escoamento prevista de um grão em relação ao estado de tensão), tendo o valor de 3,06 para metais policristalinos cúbicos de face centrada; G é o módulo de cisalhamento,  $\varepsilon$  é a deformação de coerência (deformação necessária para que a coerência entre a

interface entre duas fases seja mantida, devida à ligeira diferença entre parâmetros de rede e/ou orientação),  $\mu$  é a média de raios dos precipitados,  $V_f$  é a fração volumétrica de precipitados e  $b$  o vetor de Burgers. A deformação de coerência é estimada de acordo com a fração volumétrica de precipitados metaestáveis. No caso da liga Al-Zn-Mg-Cu comercial, estudos estimam que o valor de  $\epsilon$  seja de 0,022,  $G=26,2$  GPa e  $b=0,29$  nm. Osamura et. al. [14], considerando que o limite de escoamento aumenta com o aumento da deformação de coerência e fração volumétrica de precipitado, e que uma resistência de 1 GPa poderia ser teoricamente alcançada em uma liga de alta concentração de soluto, propõe que o limite de escoamento máximo teórico seja uma combinação entre os mecanismos de endurecimento por aumento do raio de precipitado e amolecimento por corte de partículas, sendo o modelo representado pela equação:

$$\sigma_{ys,max} = 1,71MG\epsilon(V_f)^{\frac{1}{2}} \quad (3.2)$$

Pelo fato de a liga AA7050 se tratar de uma composição quaternária, diversas outras fases podem se formar durante a solidificação. Devido à construção de um diagrama de fases quaternário ser de execução muito complicada, tentativas de descrição do comportamento destas ligas têm sido realizadas por meio da construção de diagramas ternários ou então seções de diagramas quaternários [15, 16, 17] com o intuito de se entender melhor o comportamento dessas ligas e controlar os processos de tratamento visto o grande número de fases passíveis de serem formadas entre os quatro elementos principais ou ainda fases formadas a partir de elementos de impureza presentes na liga. Muitas fases intermetálicas podem ser encontradas abaixo da linha *solvus* dependendo da composição da liga e quantidade de impurezas: fases binárias como as  $\eta$ (MgZn<sub>2</sub>),  $\theta$ (Al<sub>2</sub>Cu), Al<sub>13</sub>Fe, Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>3</sub>Zr e fases ternárias como as fases T(Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>), S(Al<sub>2</sub>CuMg) e Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe; e ainda fases quaternárias.

Algumas destas fases intermetálicas formadas durante a solidificação são de dissolução impraticável em tratamentos de homogeneização posteriores, como os intermetálicos grosseiros formados com o elemento Fe [18]. X. Fan et. al. [19] estudaram a dissolução e formação de fases durante a homogeneização de uma liga Al-Zn-Mg-Cu a 460°C, relatando que houve a

dissolução de fases do tipo  $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ , formação de fase  $Al_2CuMg$  e aumento desta com o avanço do tempo de homogeneização e não houve dissolução nem mudança volumétrica nas partículas grosseiras de  $Al_7Cu_2Fe$  durante o tratamento. Desse modo evidencia-se que a contaminação da liga por impurezas de Fe são altamente prejudiciais ao comportamento mecânico, devendo ser tomados os devidos cuidados na etapa de separação, limpeza e refusão da liga no caso da reciclagem da mesma, já que a contaminação por Fe leva à formação de precipitados grosseiros, atuando como entalhes metalúrgicos na formação de trincas.

Os precipitados a base de ferro podem ser vistos na Figura 3.6. Em (a) a estrutura eutética da fase  $MgZn_2$  na liga como fundida pode ser visualizada e em (b) os precipitados grosseiros da fase  $Al_7Cu_2Fe$ , os quais remanescem na liga mesmo após tratamento de homogeneização.

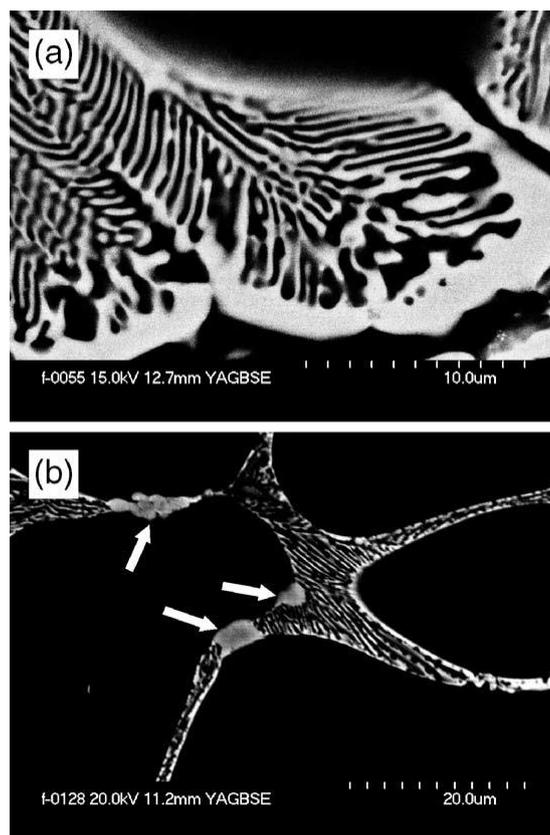


Figura 3.6 Imagens de elétrons retroespalhados de uma liga Al-Zn-Mg-Cu como fundida (a) alta magnificação da estrutura eutética  $MgZn_2$  e (b) precipitados grosseiros a base de Fe identificados como  $Al_7Cu_2Fe$  [19].

Em seu trabalho, Mazzer et. al. [9] também relatam a remanescência de constituintes grosseiros de ferro (identificados como sendo  $Al_7Cu_2Fe$ ) após a homogeneização realizada em sua liga reciclada por CS, extrudada a quente e

envelhecida, sendo encontrados principalmente nos contornos de grão do depósito antes, após a homogeneização e ainda após solubilização do extrudado, evidenciando a dificuldade de dissolução deste constituinte uma vez formado durante a solidificação.

### 3.2 Conformação por spray (Sprayforming)

O processo adotado para a realização da reciclagem dos cavacos de alumínio do presente trabalho é a conformação por spray (CS) ou deposição por spray, que consiste em acelerar uma corrente de metal líquido pela aplicação de um jato de gás inerte, gerando gotas de granulometria variada que voam rapidamente num jato em direção a um substrato em movimento, que pode ser um disco rotativo, um cilindro ou uma esteira. As gotas de diferentes tamanhos que colidem com o substrato são compactadas formando uma pré-forma relativamente densa [20]. Um esquema do processo pode ser visto na Figura 3.7.

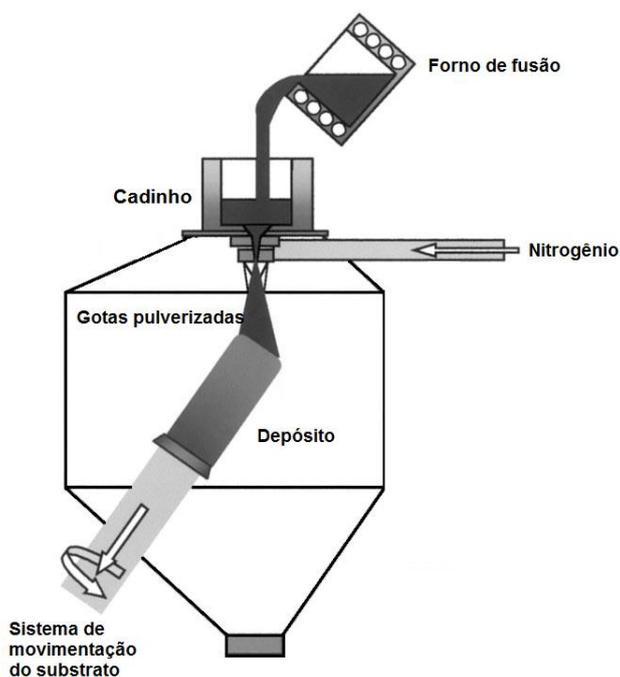


Figura 3.7 Esquema dos componentes do processo de Conformação por Spray [21].

O processo de CS surgiu motivado pela alta reatividade de algumas ligas, sendo rapidamente contaminadas pela formação de óxidos em processos de conformação convencionais, e também devido à possibilidade de minimizar etapas de conformação até a obtenção de um produto altamente denso e próximo à utilização final (*near-net-shaping*). Deste modo, o ideal é que a liga

utilizada no processo seja fundida sob atmosfera inerte para que não haja contaminação do banho.

Por se tratar de um processo de solidificação semi-rápida, torna-se muito conveniente que ligas com alta tendência à segregação sejam conformadas por meio do mesmo. Ligas de várias bases têm sido conformadas com sucesso pelo processo de CS como de alumínio, cobre, magnésio, níquel e ferro, levando a um aumento de propriedades como limite de escoamento, tenacidade, fadiga, superplasticidade e ainda melhorias em propriedades magnéticas [22]. A microestrutura obtida pela deposição é essencialmente composta por grãos equiaxiais refinados, geralmente de 10 a 100 $\mu\text{m}$ , com baixa segregação, segundas fases e eutéticos refinados, formados geralmente em contornos e espaçamentos interdendríticos, sendo posteriormente dissolvidos durante tratamento térmico posterior.

A Figura 3.8 mostra microestruturas típicas de uma liga Al-Zn-Mg-Cu obtidas pelo processo CS. Na Figura 3.8 (a), pode-se observar a região inferior de depósito, formada nos estágios iniciais da atomização, localizada de 1 a 2 mm do substrato utilizado (rotativo). Nesta região, observa-se que a distribuição de tamanhos de grãos não é uniforme, tendo grãos maiores que 20 $\mu\text{m}$  e menores que 5 $\mu\text{m}$ .

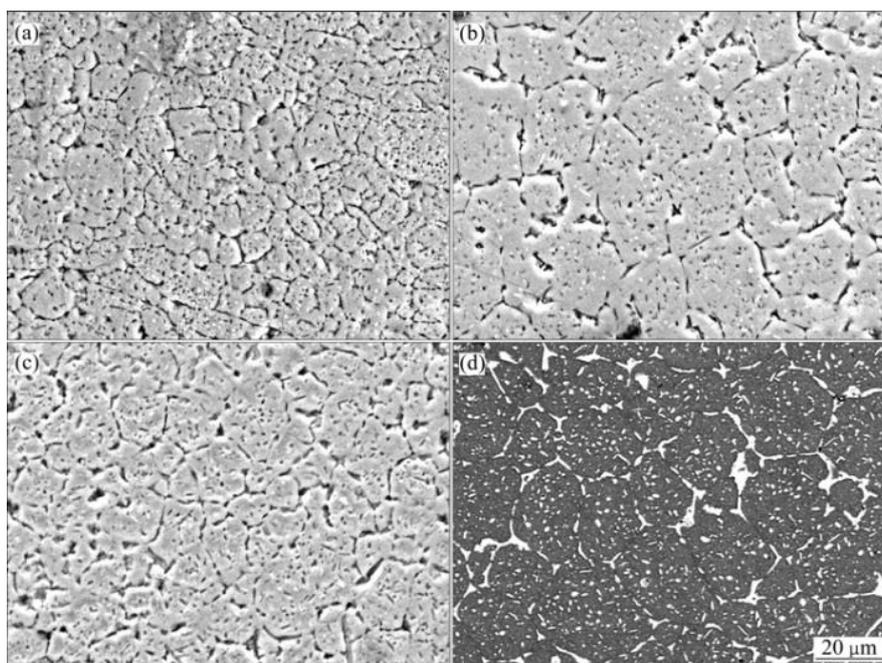


Figura 3.8 Microestruturas obtidas em MEV de depósito de uma liga Al-11.5Zn-2.0Mg-1.6Cu em diferentes seções: (a) região inferior; (b) região central; (c) região superior e (d) BSE da região central [23].

Pode-se observar na Figura 3.8 que a microestrutura formada caracteriza-se por grãos dendríticos e intermetálicos formados em regiões interdendríticas e contornos de grão, que é uma estrutura típica obtida no processo de CS. Na Figura 3.8 (b) está a imagem da região central do depósito, onde os grãos são mais uniformes e possuem aproximadamente 25 $\mu$ m. O crescimento dos grãos dessa região é devido à menor taxa de extração de calor sofrida por essa parte do depósito, visto que há o calor da região imediatamente abaixo do depósito que ainda não foi dissipado e a parte imediatamente acima mais aquecida, cedendo ainda mais calor para os grãos formados.

Na imagem da Figura 3.8 (d), observamos a região central do depósito (imagem em MEV formada com emissão de elétrons retroespalhados - BSE), mostrando fases formadas por segregação durante a solidificação nas regiões interdendríticas e contornos de grãos, fases essas formadas por elementos mais pesados, no caso com os elementos Zn e Cu.

Já a região superior do depósito, mostrada na Figura 3.8 (c), apresenta uma distribuição de grãos não uniformes e com tamanhos menores que os da região central devido à maior taxa de extração de calor sofrida por essa região pela atmosfera de gás inerte e contato apenas com calor da região imediatamente abaixo do depósito.

Muitas pesquisas têm sido feitas com o intuito de modelar o processo de conformação por spray e a solidificação das gotas, já que o modo de solidificação é um fator que exerce grande influência na evolução microestrutural, porosidade e forma do depósito, portanto seu entendimento permite controlar as propriedades do produto final. Visto que o processo tem um grande número de variáveis que influenciam diretamente no modo de solidificação do depósito, como temperatura de atomização, pressão e tipo de gás, distância e velocidade de movimentação do substrato etc. e medidas diretas da influência de cada um na qualidade do depósito são de difícil aquisição e interpretação, simulações numéricas têm sido realizadas para fornecer informações sobre a solidificação das gotas [24].

Liu et. al. [24] desenvolveram um modelo para prever o comportamento de gotas de uma liga de Al com 4,5% em peso de Cu durante a solidificação pelo Método de População Dinâmica; seus resultados mostraram que o

fenômeno de nucleação comanda o processo abaixo de um super-resfriamento crítico e ainda que os tamanhos de grãos são significativamente diferentes durante o período de nucleação e coalescência, tornando-se uniforme durante o progresso da solidificação. No mesmo trabalho ainda é discutido que as gotas menores possuem uma taxa de resfriamento maior, gerando uma microestrutura mais refinada ao final da solidificação.

Pryds et. al. [25] desenvolveram também um modelo integrado de todas as etapas do processo de CS, que é baseado em estudos anteriores e inclui a interação entre um conjunto de gotas atomizadas e o gás envolvente. Esta modelagem baseada em um fluxo de calor em duas dimensões considera que o tamanho das gotas atomizadas segue uma distribuição normal logarítmica e o acoplamento entre a etapa de atomização e deposição é conseguido de maneira a assegurar que a distribuição do tamanho total das gotas pulverizadas é uma soma das distribuições de tamanhos das gotas locais ao longo de um eixo  $r$  num cilindro, sendo que a eficiência de atrito é incorporada no modelo visto que este é um parâmetro chave na determinação do rendimento e da forma do material depositado.

As equações deste modelo podem ser consultadas no artigo referenciado em [25], porém a eficiência do mesmo em descrever a deposição pode ser vista na Figura 3.9, mostrando os resultados de sua aplicação a uma liga de Fe 1,5% Cr, 1,0%C (porcentagens em peso). Os resultados da modelagem foram comparados aos resultados reais medidos durante a deposição, e como pode ser visto na Figura 3.9, o resultado predito pela modelagem se assemelha mais ao real para tempos de deposição maiores.

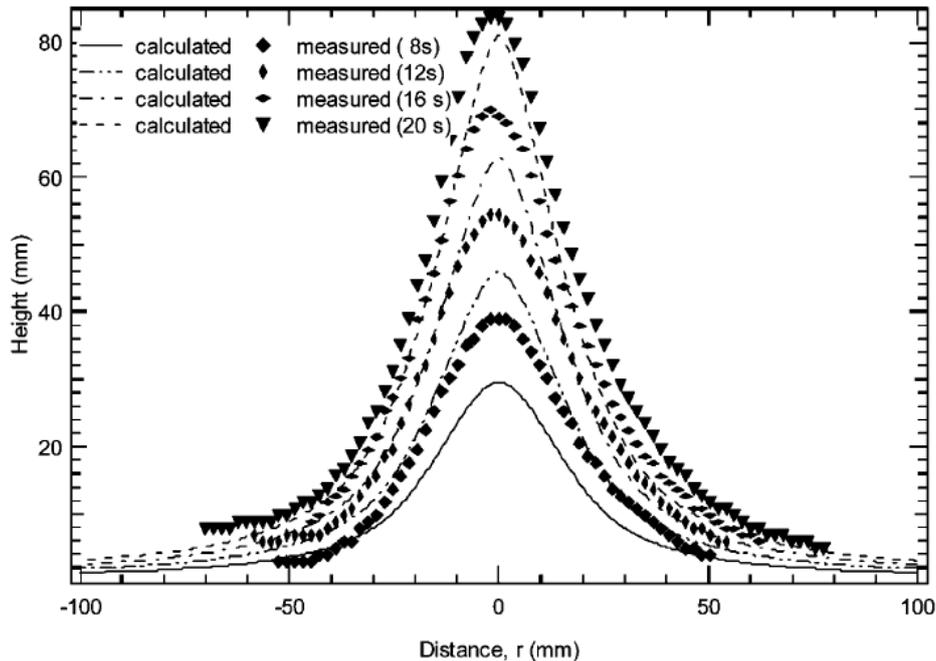


Figura 3.9 Comparação entre a forma do material depositado calculado com o método proposto [25] e medido [26] em tempos de deposição diferentes.

As vantagens do processo de CS estão deste modo na possibilidade de conformação de vários tipos de ligas com alta concentração de elementos ligantes, podendo-se obter microestruturas refinadas, com baixa segregação, formatos próximos à aplicação final e ainda havendo a possibilidade de, com a injeção de um pó cerâmico, fabricar compósitos de matriz metálica com reforços cerâmicos.

A principal desvantagem do processo é a alta porosidade intrínseca ao mesmo, fazendo com que seja necessária uma etapa posterior de conformação para que o material se torne completamente denso. Os processos usados nessa etapa podem ser extrusão, laminação, extrusão por canal angular (ECAP), forjamento (matriz aberta, fechada, rotativo) etc. No presente trabalho, o depósito foi conformado por spray, passou pelo processo de extrusão a quente e posteriormente pelo forjamento rotativo, deste modo nos itens seguintes algumas características destes dois tipos de processamento serão apresentadas.

### **3.3 Extrusão a quente e forjamento rotativo a frio**

#### **3.3.1 Processo de extrusão a quente**

No processo de extrusão a quente, um tarugo aquecido a uma determinada temperatura é pressionado contra uma matriz com uma abertura de dimensão menor que o diâmetro inicial do material a ser processado de maneira a reduzir seu diâmetro final. Durante a passagem do tarugo pela matriz ocorre a eliminação de grande parte dos poros advindos do processo de deposição pelo fechamento destes devido à compressão exercida pela matriz.

Outra característica do processo de extrusão é a introdução de grande número de defeitos no material, ou seja, aumenta-se muito a densidade de discordâncias pelo trabalho mecânico associado, havendo ainda a quebra e refino das microestruturas formadas no processo de solidificação do processo de CS.

A combinação do aumento da densidade de discordâncias introduzidas e temperatura empregada, leva à ocorrência de mecanismos de amaciamento do material. Os mecanismos de amaciamento ocorridos são a recuperação e a recristalização; esses podem se dar de modo estático ou dinâmico (após a extrusão ou durante, respectivamente) dependendo de fatores como a temperatura, a quantidade total de deformação aplicada e a taxa de deformação empregada durante a extrusão. Os mecanismos de amaciamento serão discutidos no item 3.4.

Um esquema do processo de extrusão pode ser visualizado na Figura 3.10, no caso de extrusão a quente, um forno de indução, por exemplo, é usado para promover o aquecimento dos componentes envolvidos no processo.

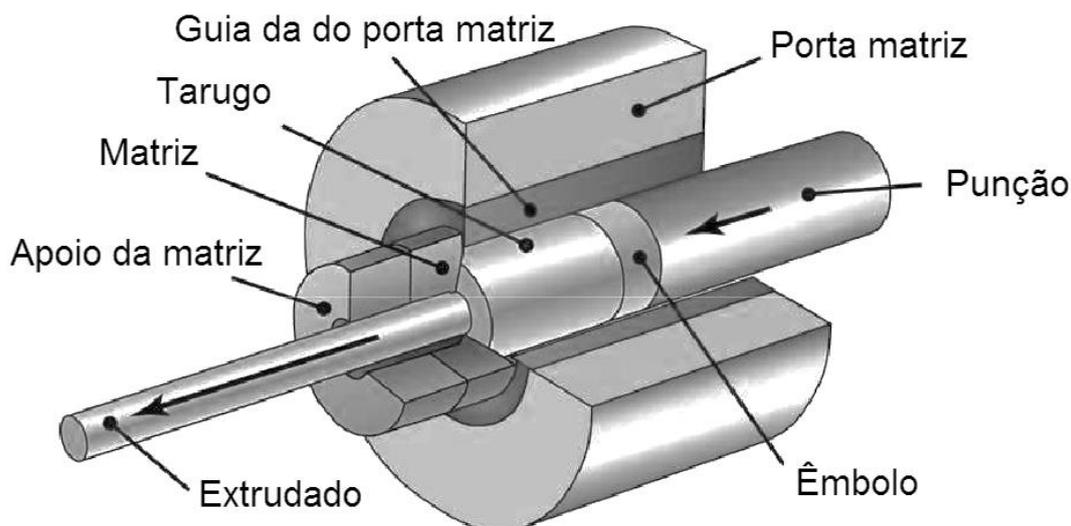


Figura 3.10 Componentes do processo de extrusão [27] adaptado.

Devido à alta porosidade dos depósitos, a extrusão a quente tem sido muito utilizada com o intuito de se fechar os poros e homogeneizar o depósito. Porosidades da ordem de menos de 0,5% têm sido alcançadas por meio da extrusão a quente, como relatado por diversos pesquisadores [2, 23, 28].

Bereta et. al. [2] discutem a necessidade de submeter depósitos obtidos por CS a etapas adicionais de processamentos como a extrusão para que haja densificação completa do material, podendo utilizar este produto em aplicações estruturais somente após a densificação completa.

Durante o processo de extrusão a quente, os parâmetros mais importantes a serem controlados são a temperatura inicial, a velocidade de extrusão e a quantidade de deformação realizada, os quais, quando cuidadosamente controlados, levam a melhorias das propriedades mecânicas do produto extrudado [2].

Alguns defeitos podem surgir durante a etapa de extrusão em ligas de alumínio, quando a taxa de redução é muito alta. O calor adiabático gerado devido à fricção do material com a matriz de extrusão e também devido à deformação pode levar a um aumento na temperatura do tarugo próximo ou acima da temperatura *solidus* enquanto o tarugo passa pela matriz. Isso pode causar uma refundição das fases de baixa temperatura de fusão (composições eutéticas) presentes no material, as quais são geralmente formadas nos contornos de grão durante a solidificação gerando os chamados *hot-shortness* (trinca a quente), gerado devido à fusão incipiente, levando a ocorrência de

trincas térmicas que são, na maioria das vezes, intergranulares [29]. Por outro lado, quando a temperatura de extrusão é baixa, altas pressões são necessárias para que o tarugo seja conformado e então, o material pode aderir à matriz e quebrar imediatamente devido ao rápido aumento de pressão resultante da aderência do material na matriz. Como resultado, o material é cortado e fissuras aparecem em sua superfície.

A Figura 3.11 mostra a superfície de uma barra extrudada de uma liga AC9A conformada por spray. Na Figura 3.11 (a) pode-se observar as trincas ao longo da superfície da barra extrudada, indicando as regiões que foram analisadas por MEV (b), (c) e (d) ao longo da trinca [3].

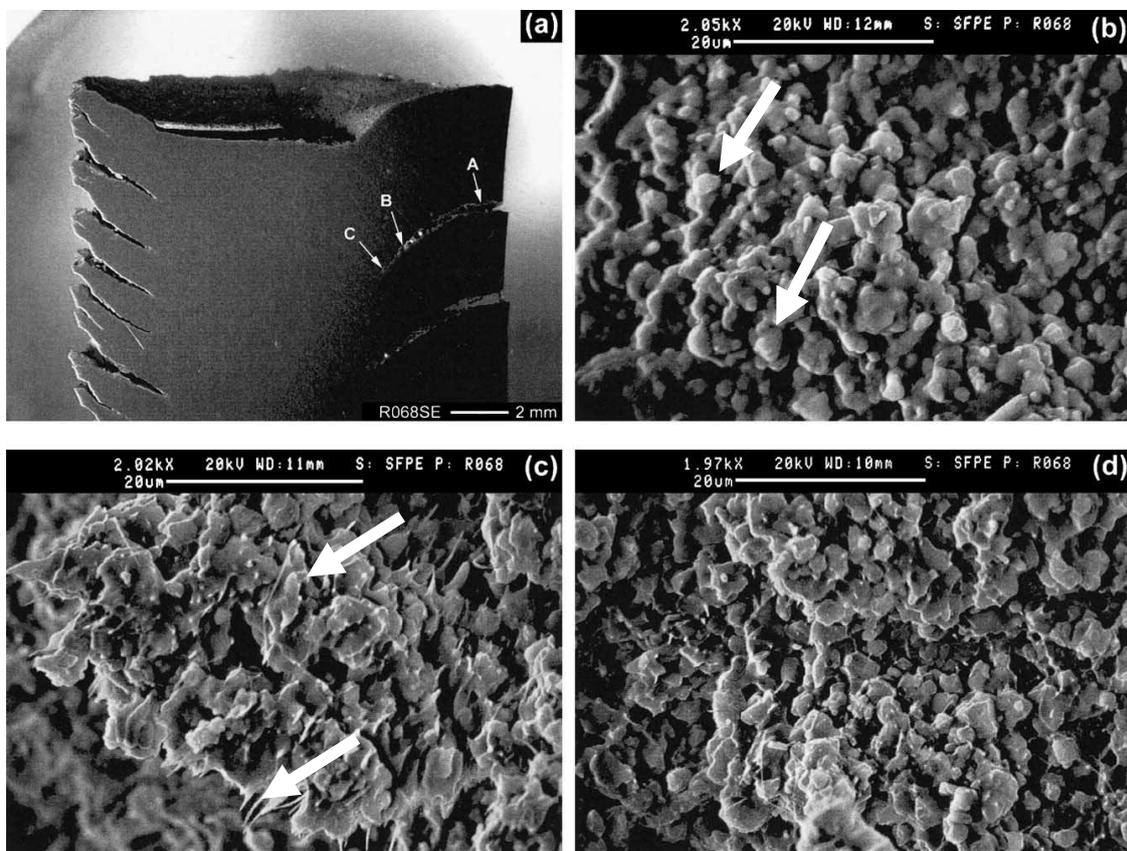


Figura 3.11 (a) Propagação de trinca da superfície para o interior do extrudado e variações de morfologia da superfície da trinca ao longo da direção de propagação [3].

Neste trabalho [3], é discutida a variação da morfologia da trinca térmica ao longo de sua direção de propagação. Em (b) observa-se a região A, ou seja, o início da trinca. Nesta região observa-se que as partículas de silício estão cobertas por uma fase rica em alumínio (partículas arredondadas), a qual exibe uma morfologia fundida devido à refusão durante a propagação da trinca. Em (c) observa-se a região B, onde pode-se observar estruturas parecidas com

agulhas resultantes do corte da fase amolecida entre as partículas de silício. Algumas partículas de silício ainda aparecem conectadas pela mesma fase afinada, porém intactas, podendo ser encontradas no interior de trincas profundas.

### 3.3.2 Processo de forjamento rotativo (Rotary swaging)

O processo de forjamento rotativo consiste da passagem de uma barra por um cabeçote rotativo contendo matrizes em movimento que funcionam como martelos, forjando o material durante o fechamento; o cabeçote é rotacionado e as matrizes se fecham novamente de maneira a reduzir a espessura da barra inicial. Um esquema dos componentes de uma máquina de forjamento rotativo é mostrado na Figura 3.12. O processo permite a redução do diâmetro de tubos cilíndricos, barras e cabos.

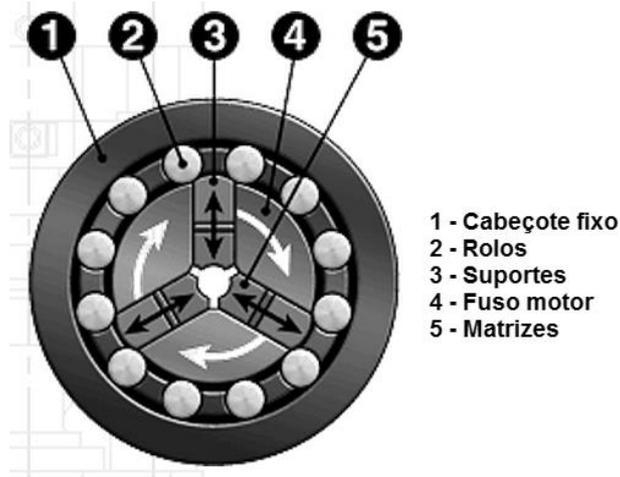


Figura 3.12 Componentes de uma máquina de forjamento rotativo [30] adaptado.

Este tipo de processamento se dá a frio, ou seja, não há o aquecimento do material previamente ao forjamento; portanto, os mecanismos de amaciamento são inoperantes e uma parte do trabalho sofrido pelo material fica armazenada na forma de defeitos cristalinos e o restante (maior parte) é dissipado na forma de calor. A introdução contínua de discordâncias leva a um aumento das propriedades mecânicas do material (limite de escoamento e de resistência) por encruamento, porém, há uma grande perda da ductilidade visto que quanto maior a densidade de discordâncias mais difícil é a movimentação das mesmas.

A microestrutura resultante deste processo é caracterizada por grãos alongados e altamente encruados, como pode ser visto na Figura 3.13.

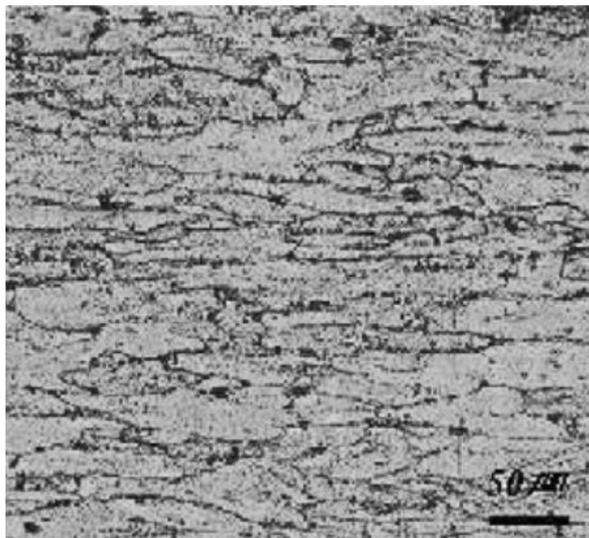


Figura 3.13 Microestrutura obtida de um aço 0.12C–0.35Si–0.4Mn (% em peso) conformado por forjamento rotativo. Trata-se de uma região a 0,5 mm da superfície [31].

O forjamento rotativo em materiais previamente conformados por spray tem o intuito de fechar poros remanescentes e também de quebrar microestruturas grosseiras, não tendo sido encontrado trabalhos que fizessem o uso deste meio para alcançar a densificação de depósitos obtidos por CS.

Após o forjamento o material normalmente passa por etapas posteriores de tratamento térmico a fim de se recuperar a ductilidade perdida no processo de conformação e obter microestruturas refinadas por meio da recristalização, podendo também, dependendo da liga, passar por tratamentos térmicos de precipitação para aumentar a resistência do produto final.

### 3.4 Mecanismos de amaciamento

O amaciamento é um fenômeno que ocorre em materiais metálicos que contêm grande quantidade de defeitos cristalográficos (alta densidade de discordâncias), o qual tende a eliminar os defeitos no interior do material, seja por aniquilação de discordâncias de sinal contrário, seja pelo consumo dos defeitos no crescimento de novos grãos isentos de defeitos cristalinos.

Durante o processo de extrusão, por exemplo, o fluxo de material pela matriz gera um grande número de defeitos internos, os quais dificultam a mobilidade dos planos de escorregamento. O aumento da densidade de

discordâncias e interfaces leva a um aumento da energia livre do material tornando-o termicamente instável. Como já discutido, a maioria do trabalho aplicado para deformar um material é dissipada em forma de calor e uma pequena quantidade permanece no material como energia armazenada. Esta energia armazenada, que promove a fonte de todas as mudanças nas propriedades típicas de metais deformados, é derivada de defeitos pontuais e discordâncias geradas durante a deformação.

A elevação da temperatura ativa processos como a difusão no estado sólido, permitindo que mecanismos removedores ou rearranjadores de defeitos operem, reduzindo assim a energia total do material. Portanto, se elevarmos a temperatura de um material altamente encruado, sua microestrutura e ductilidade serão parcialmente restauradas por recuperação ou até mesmo totalmente recuperadas por meio da recristalização.

Em materiais de alta energia de falha de empilhamento, como o alumínio, recuperação e recristalização dinâmicas ocorrem durante deformação a altas temperaturas, existindo inúmeros trabalhos com o intuito de descrever os fenômenos de amaciamento dinâmico que ocorrem durante o processamento a quente destes materiais, já que a ocorrência destes influi diretamente nas características finais do produto.

Sellars e Zhu [32] condensaram diversas equações de diferentes grupos de pesquisa com o intuito de montar um modelo geral para a evolução microestrutural de ligas de alumínio durante processamento termomecânico, tendo como principais variáveis a temperatura, taxa de deformação e deformação aplicada, tendo como resposta a evolução das subestruturas de discordâncias e subsequente comportamento de recristalização. O modelo proposto é baseado em trabalhos anteriores, porém, as equações selecionadas foram as que melhor descreviam o processo baseado em comparações realizadas em práticas industriais.

O modelo parte da energia armazenada na forma de defeitos e modela inicialmente a evolução das subestruturas de discordâncias considerando a evolução da densidade de discordâncias randômicas internas, que são as discordâncias criadas no trabalho a frio e são aniquiladas pela recuperação dinâmica. Portanto a primeira equação trata do aumento de densidade de discordâncias com incrementos de deformação plástica. O segundo passo trata

da aniquilação de discordâncias devido à recuperação. A terceira equação modela a velocidade das discordâncias móveis, que sofrem influência da difusividade e do coeficiente de arraste no meio.

Uma segunda parte deste modelo descreve a evolução dos subgrãos, seguindo de uma modelagem do comportamento da recristalização estática descrevendo a nucleação e cinética da recristalização, e por fim o crescimento do grão recristalizado, não tendo sido considerado, portanto, a recristalização dinâmica neste modelo.

Devido ao fato de uma modelagem genérica não levar em conta características específicas de endurecimento e amaciamento de cada liga, para que uma boa descrição do comportamento termomecânico da liga seja realizada, torna-se necessário que equações constitutivas sejam ajustadas com base em ensaios experimentais e comparação microestrutural. Alguns pesquisadores têm realizado ensaios como os de tração, de compressão e de torção a quente, com o intuito de analisar o comportamento mecânico variando-se a taxa de deformação e a temperatura, sendo possível analisar as microestruturas resultantes da história termomecânica. Esses ensaios, aliados a determinações de parâmetros térmicos, permitem uma modelagem mais fiel do comportamento microestrutural da liga em questão, prevendo início e quantidade de recuperação, de recristalização, precipitação etc.

#### **3.4.1 Modelagem de mecanismos de amaciamento de ligas Al-Zn-Mg-Cu**

Diversas equações empíricas têm sido propostas a fim de se determinar a energia de ativação para a deformação (J/mol) e o comportamento das ligas de alumínio sob deformação a quente. As equações mais comumente usadas são as do tipo Arrhenius, que descrevem o comportamento dos materiais a diferentes temperaturas e taxas de deformação (como as Equações 3.3, 3.4 e 3.5) e o efeito destes parâmetros pode ser representado pelo parâmetro de Zener-Hollomon,  $Z$ , numa equação exponencial (Equação 3.6).

O comportamento sob deformação e a evolução microestrutural de uma liga AA7050 foram estudados por Hu et.al. [28] por meio de ensaios de tração em diferentes taxas de deformação e temperaturas, sendo analisada a influência dos parâmetros termomecânicos no processo de deformação. Neste

estudo, os corpos de prova foram solubilizados por 1 hora a 477°C antes de serem ensaiados em quatro taxas de deformação distintas e quatro temperaturas de ensaio.

Três tipos de equações de Arrhenius são usualmente utilizados para descrever a deformação em altas temperaturas de materiais cristalinos:

$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^{n'} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.3)$$

$$\dot{\epsilon} = A'' \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.4)$$

$$\dot{\epsilon} = A(\sinh\alpha\sigma)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.5)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.6)$$

A partir das curvas obtidas pelos experimentos, os resultados são comparados às equações e seleciona-se uma entre as três equações para descrever o comportamento da liga em questão. A primeira equação (Lei das Potências) descreve melhor o comportamento de materiais em baixas tensões e a segunda equação (Lei dos exponenciais) descreve melhor em altas. A terceira equação (Lei dos senos hiperbólicos) é a que proporciona uma melhor descrição do comportamento dos materiais em uma grande faixa de tensões e é a utilizada no trabalho em questão, [28], para a modelagem do comportamento do material.

Analisando os picos de tensão provenientes das curvas dos ensaios de tração realizados, é possível demonstrar que estes picos podem ser representados por um parâmetro de Zener-Hollomon (Equação 3.6) numa equação do tipo seno-hiperbólica, gerando retas paralelas em altas temperaturas de deformação, como pode ser visto na Figura 3.14.

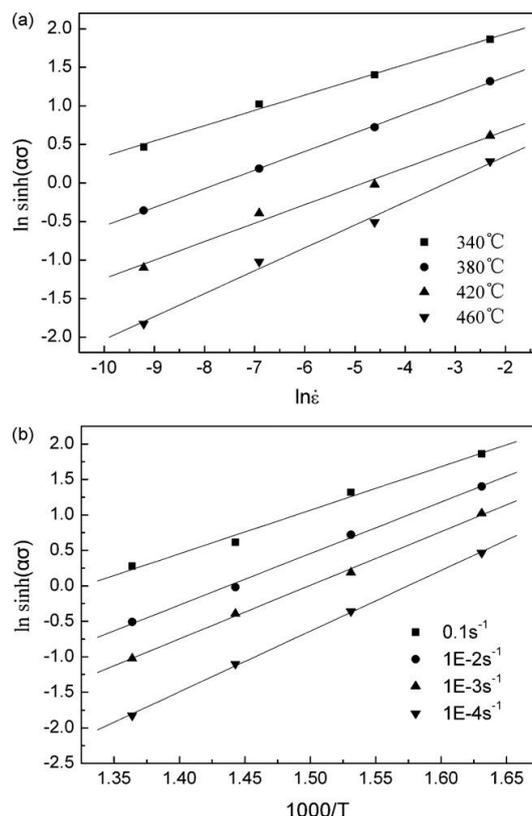


Figura 3.14 Relações entre logaritmo natural do seno-hiperbólico dos picos de tensão e: (a) logaritmo natural da taxa de deformação e (b) inverso da temperatura [28].

A partir destas curvas é possível obter a energia de ativação de deformação a altas temperaturas derivada da plotagem do logaritmo natural da equação do tipo seno hiperbólico *versus*  $1/T$ , como mostrado na Figura 3.14, que resulta no valor de 256,6 kJ/mol, sendo este valor alto comparado a energia de ativação de ligas envelhecidas devido à ocorrência de precipitação dinâmica em ligas solubilizadas [28].

As microestruturas observadas por microscopia óptica revelaram uma microestrutura refinada ou com subgrãos na liga deformada a 340°C (Figura 3.15 (a)), sem haver clara distinção dos contornos de grão originais. Já nas ligas deformadas a 460°C (Figura 3.15 (b), (c) e (d)) os contornos originais tornaram-se serrilhados e os grãos alongados foram consumidos pelo crescimento de grãos recristalizados durante a deformação a alta temperatura, com grãos equiaxiais refinados encontrados ao longo de contornos de alto ângulo, ilustrando a ocorrência de recristalização dinâmica durante a deformação a quente.

Análises de EBSD realizadas mostraram que a liga deformada a 340°C não teve recristalização superior a 20%, mostrando que a recristalização não é

o principal fenômeno envolvido no amaciamento da liga nesta condição de deformação. Já as deformadas a 460°C não tiveram mais que 45% de recristalização para a menor taxa de deformação ( $0,1 \text{ s}^{-1}$ ), sendo este valor crescente com o aumento da taxa de deformação, chegando a valores superiores a 75% de fração recristalizada para as maiores taxas analisadas, revelando ser, a recristalização dinâmica, o principal mecanismo de amaciamento operante em condições de altas temperaturas e altas taxas de deformação.

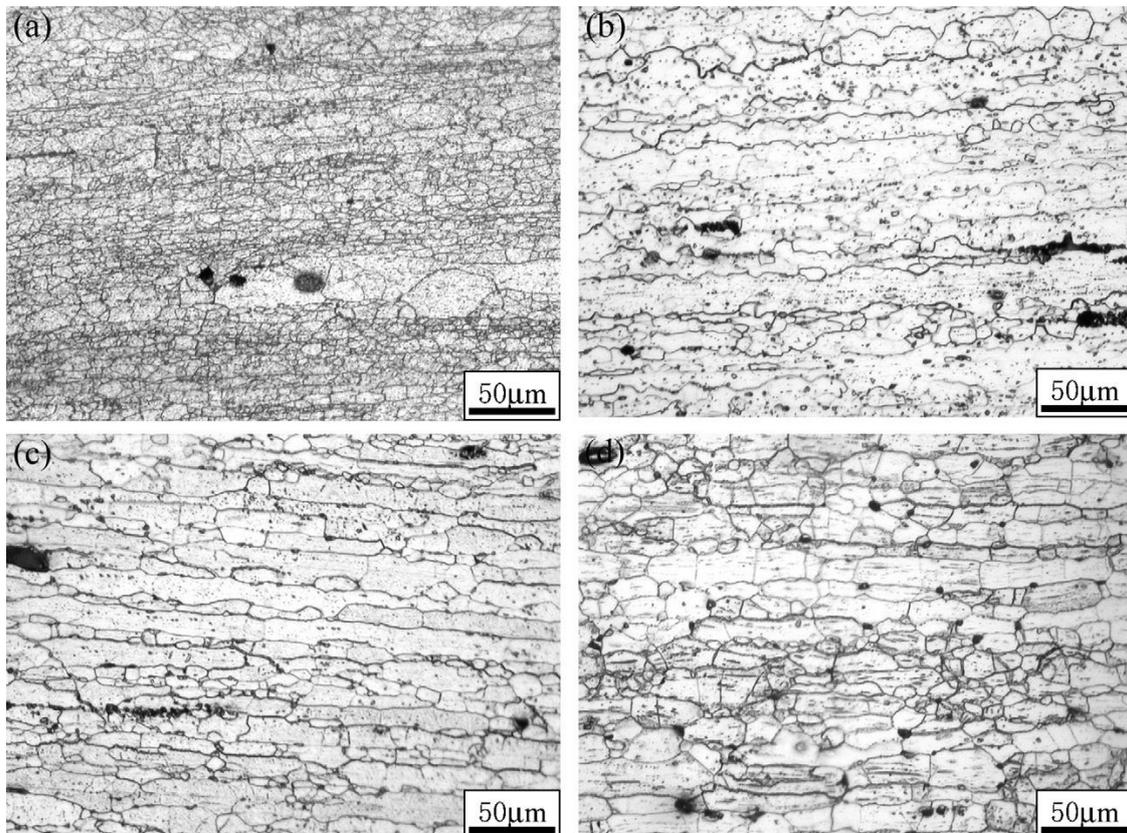


Figura 3.15 Metalografias de regiões próximas à fratura nas condições (a)  $T = 340^\circ\text{C}$  e  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $T = 460^\circ\text{C}$  e  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $T = 460^\circ\text{C}$  e  $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $T = 460^\circ\text{C}$  e  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  [28].

Por outra rota de aquisição de dados sobre deformação em altas temperaturas da mesma liga Wu et. al. [33] também determinaram parâmetros de equações constitutivas. Neste trabalho, a deformação é realizada por compressão a quente, determinando os parâmetros e constantes para a inserção no mesmo tipo de equação de seno-hiperbólico junto ao parâmetro de Zener-Hollomon, obtendo-se também, retas paralelas com a variação das temperaturas e taxas de deformação nos ensaios. Em seu trabalho, Wu utiliza

corpos de prova extrudados que foram solubilizados a 475°C por 150 minutos seguidos de resfriamento rápido e envelhecimento por 16 horas a 140°C, ensaiando-os em cinco diferentes temperaturas entre uma faixa de 320 a 450°C e cinco taxas de deformação entre 0,01 e 20 s<sup>-1</sup>.

As curvas obtidas neste experimento podem ser vistas na Figura 3.16.

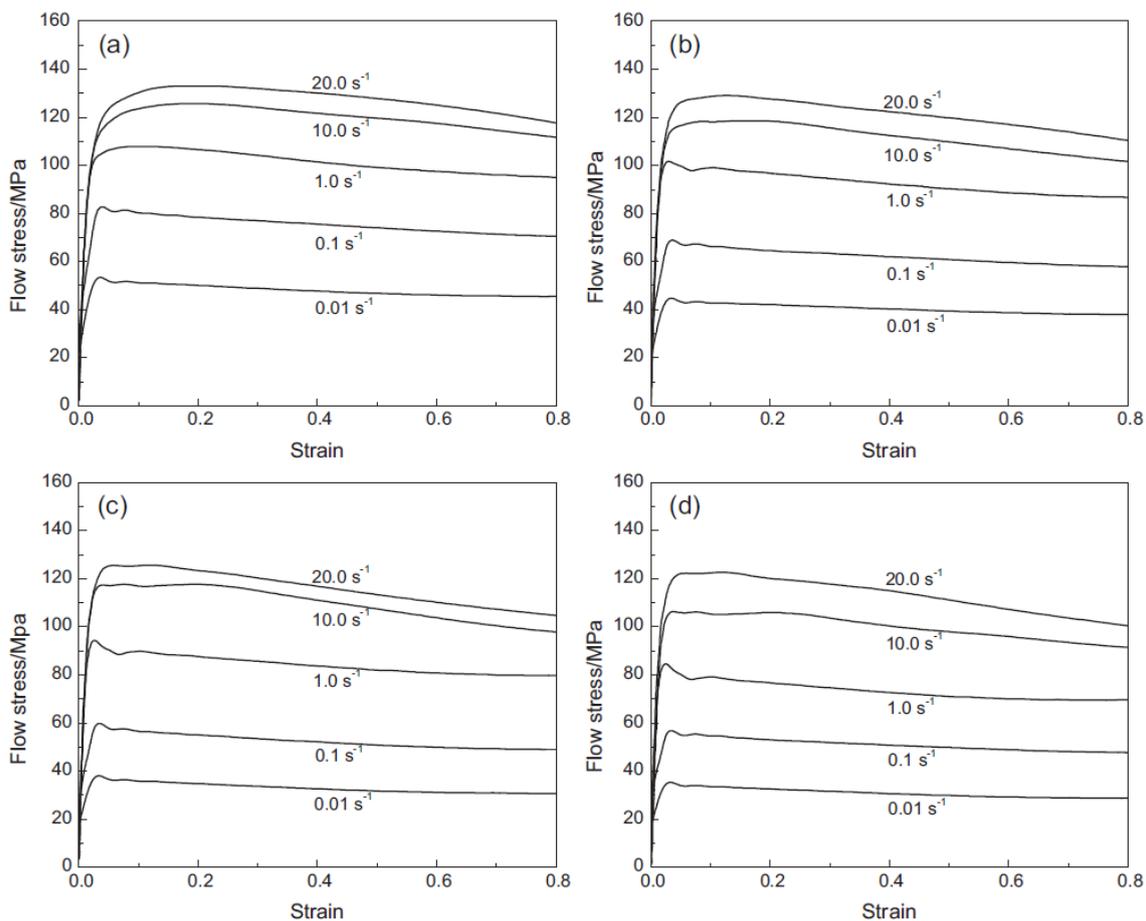


Figura 3.16 Curvas tensão-deformação de ligas AA7050 em diferentes temperaturas de deformação (a) 360°C; (b) 410°C; (c) 430°C e (d) 450°C [33].

Pelas características das curvas obtidas consegue-se um panorama de quais mecanismos de amaciamento estão ocorrendo nas diferentes condições de deformação. Os formatos das curvas de maiores taxas de deformação apontam para a ocorrência de recuperação dinâmica ocorrendo junto ao encruamento; já nas curvas de taxas de deformação menores é observado um pico de encruamento seguido de um amaciamento pronunciado, após o qual um estado estacionário de tensão pode ser observado, caracterizando a ocorrência do fenômeno de recristalização dinâmica como principal mecanismo de amaciamento.

Outra característica do comportamento sob deformação a quente é que, com o aumento da temperatura de deformação, a ocorrência de recristalização se dá na maior parte das taxas de deformação utilizadas, o que era esperado visto que uma maior temperatura reduz a deformação necessária para o início da recristalização.

O autor analisa neste estudo o papel da temperatura de deformação devido a seu impacto nos mecanismos de movimentação atômica termicamente ativados, como a movimentação de discordâncias e vacâncias e ainda a dissolução de segundas fases dispersas na matriz, facilitando a recristalização.

Outra análise realizada é o efeito da taxa de deformação. Como pode ser visualizado na Figura 3.17 (a) em baixas taxas de deformação como  $0,1 \text{ s}^{-1}$ , grãos equiaxiais dinamicamente recristalizados e alguns subgrãos são encontrados. Com o aumento da taxa de deformação para  $1,0$  e  $10 \text{ s}^{-1}$  (Figura 3.17 (b) e (c)) o volume de grãos recristalizados dinamicamente diminui gradualmente. Isso se deve ao fato de com o aumento da taxa de deformação há a redução do tempo para que o material se deforme e, conseqüentemente, menor energia armazenada e nucleação.

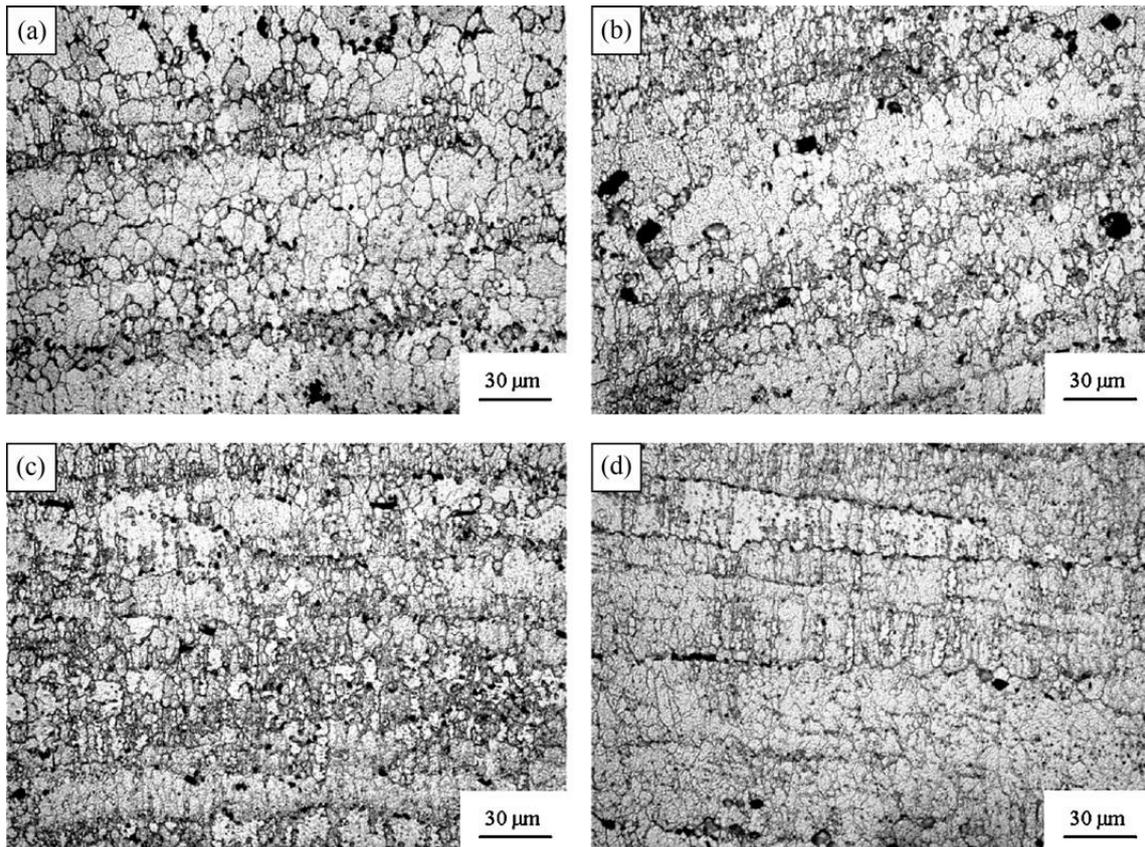


Figura 3.17 Microestruturas de uma liga AA7050 obtidas por compressão a quente em diferentes taxas de deformação à mesma temperatura (430°C) e redução (50%) sendo (a)  $0,1 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $1,0 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $10,0 \text{ s}^{-1}$  e (d)  $20,0 \text{ s}^{-1}$  [33].

Por último o autor descreve as equações constitutivas da liga ensaiada, descrevendo diferentes equações para o comportamento do material sob deformação quando da predominância de diferentes fenômenos de amaciamento. Desse modo, inicialmente o fenômeno de recuperação dinâmica é descrito, e após descreve-se seu comportamento quando a recristalização dinâmica é predominante. Após todo o desenvolvimento e determinação de parâmetros e constantes, o autor chega às seguintes equações para descrição da recuperação dinâmica:

$$\sigma = [\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2)e^{-\Omega\varepsilon}]^{0,5} \quad (3.7)$$

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{122132}{RT}\right) \quad (3.8)$$

$$\sigma_s = 66,4 \sinh^{-1} \left[ \left( \frac{Z}{6,23 \times 10^7} \right)^{0,2} \right] \quad (\varepsilon < \varepsilon_c) \quad (3.9)$$

$$\sigma_0 = 3,53 \cdot Z^{0,14} \quad (3.10)$$

$$\Omega = 7,38 \cdot 10^2 Z^{-0,11} \quad (3.11)$$

Já as equações constitutivas desenvolvidas para descrição do fenômeno da recristalização dinâmica são as seguintes:

$$\sigma = \sigma_{wd} - (\sigma_s - \sigma_{ss}) \left\{ 1 - \exp \left[ -K \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^m \right] \right\} \quad (\varepsilon \geq \varepsilon_c) \quad (3.12)$$

$$\sigma_{wd} = [\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2) e^{-\Omega \varepsilon}]^{0,5} \quad (3.13)$$

$$\sigma_{ss} = 66,4 \operatorname{senh}^{-1} \left\{ \left[ \frac{\dot{\varepsilon} \exp \left( \frac{156886}{R(T+\Delta T)} \right)}{2,07 \times 10^9} \right]^{0,21} \right\} \quad (3.14)$$

$$\Delta T = 1,3 Z^{0,14} \cdot \eta \quad (3.15)$$

$$\eta = \begin{cases} 1 & \dot{\varepsilon} \geq 1,0 \text{ s}^{-1} \\ \frac{1}{3}(3 + \log \dot{\varepsilon}) & 10^{-3} < \dot{\varepsilon} < 1,0 \text{ s}^{-1} \\ 0 & \varepsilon \leq 10^{-3} \text{ s}^{-1} \end{cases} \quad (3.16)$$

Onde  $m = 1,39$

$$K = 5,02 \cdot 10^{-3} \cdot Z^{0,13} \quad (3.17)$$

$$\varepsilon_p = 1,07 \cdot 10^{-3} \cdot Z^{0,19} \quad (3.18)$$

$$\varepsilon_c = 8,54 \cdot 10^{-4} \cdot Z^{0,19} \quad (3.19)$$

Os parâmetros das equações foram todos determinados por regressão linear a partir de curvas plotadas com os resultados experimentais e o erro relativo médio entre as curvas tensão-deformação calculadas e experimentais foi de 5,73% [33].

Com posse das equações constitutivas desta liga, é possível inseri-las em softwares de simulação numérica de processamentos termomecânicos como o DEFORM 2D e 3D, Forge-3D, COMSOL e MSC SuperForm, por exemplo. Nestes softwares, a evolução microestrutural do material pode ser completamente descrita, obtendo-se ainda informações a respeito de solicitação das ferramentas de conformação, elevação de temperatura por aquecimento adiabático, regiões da peça com maiores tensões residuais, etc..

Güzel et. al. [34] utilizaram as equações constitutivas de uma liga Al-Mg-Si (EN AW-6082) obtidas num ensaio de torção a quente em um software de simulação termomecânica para descrever a evolução da estrutura de grãos

dinamicamente durante uma extrusão a quente. O foco do trabalho foi no comportamento do material somente durante a recristalização dinâmica, portanto uma extrusora em pequena escala foi utilizada de maneira a realizar o rápido resfriamento da amostra após a extrusão, evitando assim a ocorrência de recristalização estática.

Com a análise do processo via simulação numérica, linhas de deformação no estado estacionário do tarugo extrudado foram determinadas permitindo a análise localizada da microestrutura durante a extrusão. As microestruturas selecionadas do tarugo por meio da análise numérica foram analisadas por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) revelando, em pontos contidos ao longo linhas de fluxos de deformação severa, um aumento da quantidade de contornos de alto ângulo com o aumento da deformação plástica, acompanhado de nenhuma mudança na quantidade de contornos de baixo ângulo. Podem-se ver na Figura 3.18 as linhas de fluxo de deformação, geradas pela análise numérica, sobrepostas ao tarugo extrudado, mostrando ainda a previsão da deformação plástica equivalente calculada.

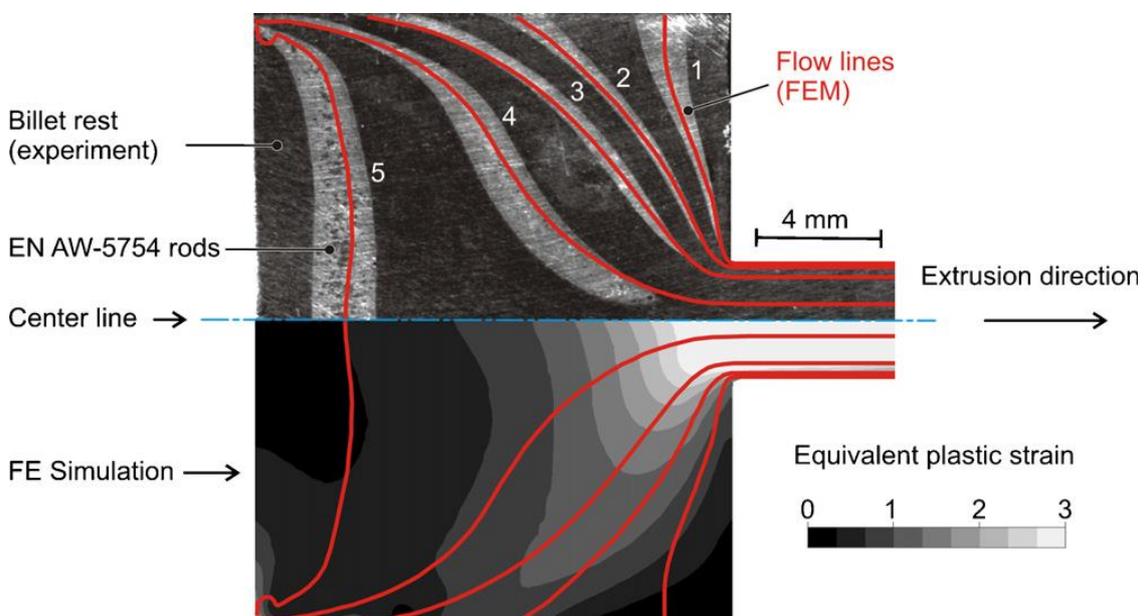


Figura 3.18 Investigação visio-plástica da extrusão a quente e comparação de linhas de fluxo com o predito numericamente e deformação plástica equivalente [34].

O trabalho conclui que as equações constitutivas utilizadas na análise numéricas são adequadas para realizar a modelagem do comportamento termomecânico da liga em questão.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Material

Cavacos de usinagem da liga AA7050, obtidos em processos de fabricação de componentes aeronáuticos na EMBRAER, foram limpos e fundidos de forma convencional na forma de um lingote, o qual foi enviado à Universidade de Bremen-Alemanha, onde foi submetido ao processo de Conformação por Spray em escala semi-industrial, após a deposição, o material foi conformado ainda na Universidade de Bremen e enviado ao nosso grupo de pesquisa para ser caracterizado. Um total de 19 kg de sucata foi fundida em um cadinho de alumina utilizando-se um forno de indução sob atmosfera de nitrogênio e superaquecimento de 75°C (material foi aquecido a 825°C). O material foi atomizado empregando os parâmetros de processo descritos na Tabela 4.1. O depósito obtido teve aproximadamente 13,3 kg e pode ser visto na Figura 4.1 (a). O tarugo foi usinado de maneira a se obter um cilindro de 107 mm de diâmetro por 200 mm de comprimento, como mostrado na Figura 4.1 (b), pesando 4.908 g.

Tabela 4.1 Parâmetros de processo da conformação por spray realizada.

Fluxo de atomização do fundido (kg/h)	Fluxo de gás de atomização (kg/h)	Taxa Gás-Metal	Distância de atomização (mm)	Frequência de rotação do substrato (Hz)	Velocidade de afastamento do substrato (mm/s)
270	1190	4,4	515	2,45	0,8

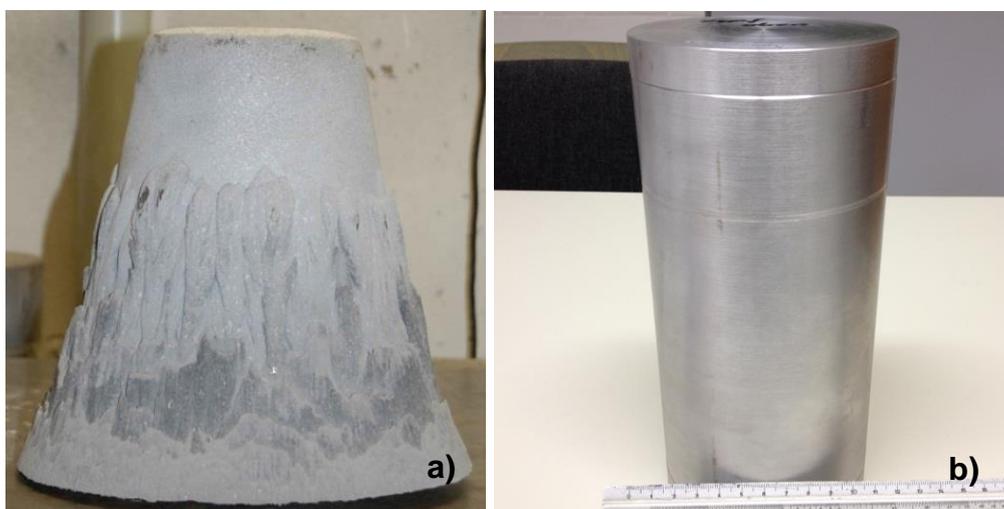


Figura 4.1 Tarugo obtido após deposição (a) e (b) após usinagem (107 mm de diâmetro por 200 mm de comprimento).

Para que a análise do depósito fosse feita antes da realização de qualquer tratamento, foi feito um corte de 15 mm de espessura da parte superior e outro da parte inferior do cilindro já usinado. Ambas as partes foram cortadas ao meio e uma metade de cada extremo foi separada para que o depósito como obtido fosse analisado. O restante foi submetido a um tratamento de homogeneização utilizando parâmetros previamente estudados pelo grupo de pesquisa [35], que consistiu de 4 horas a 420°C seguido de 8 horas a 470°C e resfriado em água.

A Figura 4.2 mostra o cilindro após a homogeneização e as metades da extremidade superior e inferior, as partes da esquerda foram tratadas termicamente.



Figura 4.2 a) Cilindro após tratamento, b) corte da região superior, parte da esquerda foi homogeneizada e a direita está como depositada e c) corte da região inferior, parte esquerda homogeneizada e a direita como depositada.

Parte do cilindro homogeneizado foi extrudado a 420°C e parte a 450 °C, ambos com velocidade de extrusão de 21 mm/min, taxa de deformação de 0,1 s<sup>-1</sup> de maneira a se obter barras de 8,0 mm de diâmetro, reduzindo o diâmetro do cilindro em um único passe de extrusão de 107,0 mm para 8,0 mm. A barra extrudada à temperatura de 450°C apresentou trincas ao longo de todo o perfil extrudado, como pode ser visto na Figura 4.3 (a). A barra extrudada à temperatura menor apresentou uma superfície lisa, como mostrada na Figura 4.3 (b).

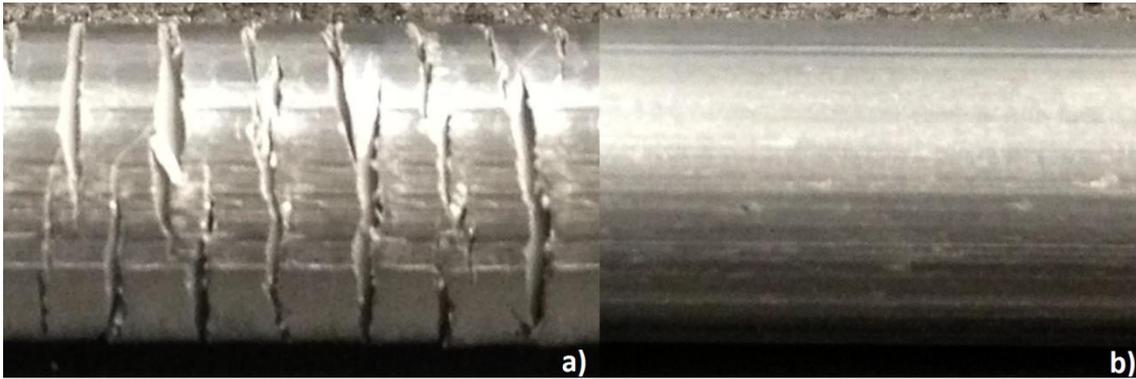


Figura 4.3 a) perfil obtido por extrusão de 107 mm para 8 mm em um único passe a 450°C e b) perfil obtido por extrusão de 107 mm para 8 mm em um único passe a 420°C.

A barra extrudada a 420°C foi submetida a sucessivas reduções de diâmetro pelo processo de forjamento rotativo (*Rotary swaging*) ainda na Universidade de Bremen. A Figura 4.4 mostra as etapas de redução de diâmetro por forjamento rotativo, sendo (a) de 8,0 mm para 5,7 mm, (b) de 5,7 mm para 4,0 mm e (c) de 4,0 para 2,7 mm. Houve ainda uma etapa adicional de redução de diâmetro onde foi obtido um fio de 2,0 mm de diâmetro.



Figura 4.4 Etapas de redução de diâmetro por forjamento rotativo, sendo a) de 8,0 a 5,7 mm, b) de 5,7 a 4,0 mm e c) de 4,0 a 2,7 mm.

A barra de 8,0 mm de diâmetro obtida pela extrusão a 420°C e as obtidas pelo forjamento rotativo (com diâmetros de 2,0 e 2,7 mm) foram analisadas no presente trabalho. A barra extrudada a 450°C não foi analisada visto que a mesma apresentou defeitos ao longo de todo seu comprimento, tendo sido esta temperatura inadequada para o processo de extrusão a quente deste material. Todas as barras e fios obtidos podem ser visualizados na Figura 4.5.



Figura 4.5 Barras obtidas pelos processos de extrusão e forjamento rotativo: a) barra de 8,0 mm obtida por extrusão a 450°C, b) barra de 8,0 mm obtida por extrusão a 420°C, c) barra de 2,7 mm obtida a partir da barra extrudada de 8,0 mm por forjamento rotativo e d) fio de 2,0 mm obtido por forjamento rotativo.

Os discos da parte inferior e superior do cilindro também foram enviados de Bremen para o grupo de pesquisa para que o material como depositado fosse analisado, tanto as partes tratadas como as sem tratamento térmico.

## 4.2 Tratamentos térmicos

Devido à diferença de espessura dos materiais a serem caracterizados, diferentes tempos de solubilização foram utilizados previamente ao envelhecimento, tendo sido todos à temperatura de 470°C. Os tempos utilizados serão discutidos no capítulo de Resultados e Discussão. A temperatura de envelhecimento utilizada foi de 121°C por 24 horas. Essa combinação de tempo e temperatura foi escolhida por se tratar de um tratamento previamente estudado pelo grupo de pesquisa para envelhecer ligas AA7050 e que resultou em melhores propriedades mecânicas dentre as combinações estudadas [35,1].

## **4.3 Caracterizações**

### **4.3.1 Caracterização microestrutural**

Foram estudadas as microestruturas do depósito, da barra extrudada e dos fios forjados. A porosidade, quantidade de segunda fase e tamanho de grão foram analisados por meio de Microscopia Óptica e Microscopia Eletrônica de Varredura (MO e MEV), com ajuda de um software de análise de imagens (*Motic Images Plus*), utilizando-se como referências as normas ASTM E112-12 (*Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*), e ASTM E1245-13(08) (*Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis*).

As amostras para análise por microscopia óptica foram lixadas com a seguinte sequência de granulometria de lixa: 420, 600, 1500 e 2000. Após o lixamento a amostra foi polida com suspensão de diamante de 1 µm por aproximadamente 2 minutos, seguido de polimento em suspensão de sílica coloidal seguindo o mesmo procedimento do polimento anterior até que todos os riscos fossem eliminados. Em seguida as amostras foram atacadas com reagente Keller (10 % HF, 15 % HCl, 25 % HNO<sub>3</sub> e 50 % água destilada), por 5 segundos, para revelar os contornos de grão.

### **4.3.2 Caracterização mecânica**

#### **4.3.2.1 Ensaio de tração**

A caracterização mecânica dos fios e barras foi realizada por meio de ensaios de tração, de acordo com a ASTM E8/E8M-12 (*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*). O ensaio foi realizado nos materiais conformados como recebidos e após passarem por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento. Não houve a usinagem dos corpos de prova para que o ensaio fosse realizado, deste modo, a barra de 8,0 mm e os fios foram ensaiados no formato obtido após conformação, realizando-se apenas uma redução de um décimo de milímetro no diâmetro central dos corpos de prova, os quais foram ensaiados com 200 mm de comprimento.

### 4.3.2.2 Ensaios de compressão a quente

Para que o comportamento da liga AA7050 obtida pelo processo de CS fosse estudado em condições de processamento a quente, ensaios de compressão a quente foram realizados no depósito em ambas as condições (como fundido e homogeneizado). O ensaio foi realizado em uma máquina universal de ensaios INSTRON 5585H com um dispositivo de compressão sob tração e um forno de resistência acoplado; os componentes de ensaio podem ser visualizados na Figura 3.6. Na figura o forno encontra-se desacoplado para melhor visualização do dispositivo. Um desenho esquemático do dispositivo pode ser visto na Figura 4.7.

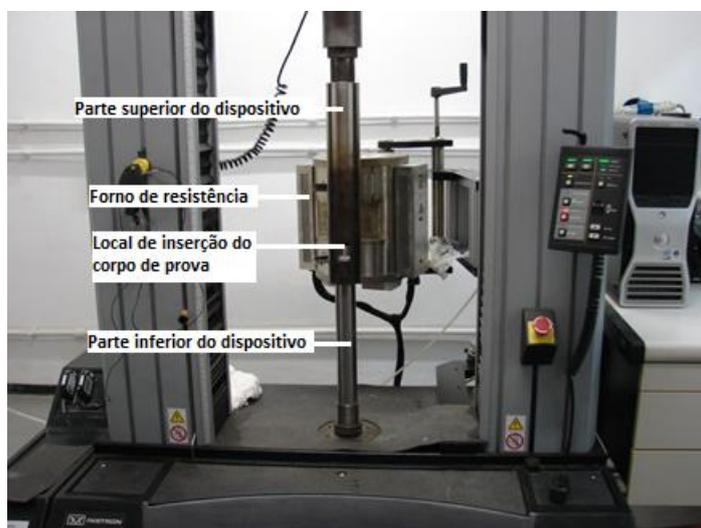


Figura 4.6 Máquina universal de ensaios INSTRON e dispositivo de ensaio de compressão a quente utilizados na realização dos ensaios.

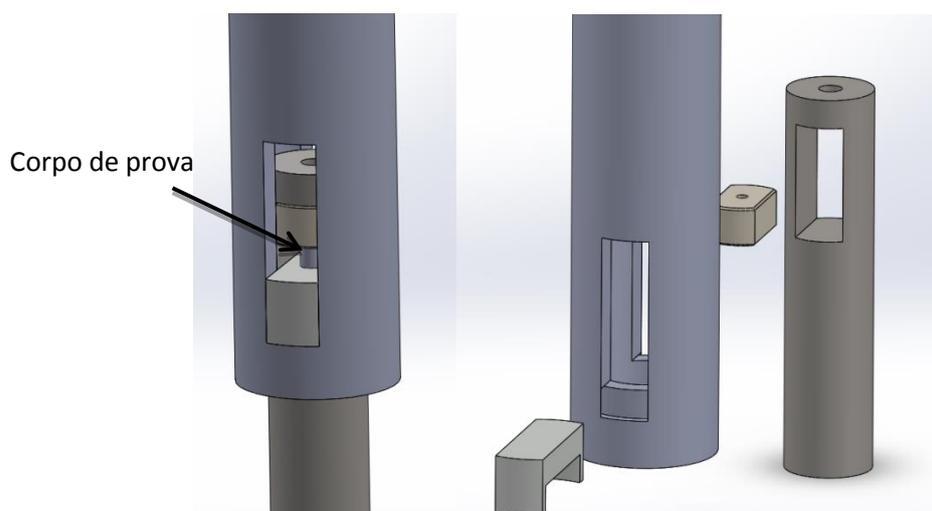


Figura 4.7 Desenho esquemático do dispositivo de compressão a quente utilizado nos ensaios. À esquerda pode-se ver o dispositivo montado, com o corpo de prova na posição de ensaio e à direita uma visão explodida dos componentes do dispositivo.

Foi ensaiada a parte superior do depósito, a metade homogeneizada e a não homogeneizada. Os ensaios de compressão a quente foram conduzidos em três temperaturas distintas (300, 360 e 420°C) e em três taxas de deformação (0,001; 0,01 e 0,1 s<sup>-1</sup>), resultando em um total de 9 corpos de prova ensaiados para cada condição do depósito (homogeneizado e como depositado).

Os corpos de prova foram inseridos no dispositivo de compressão a quente e foram mantidos por 180 segundos para que a temperatura fosse homogeneizada. Utilizou-se uma graxa para altas temperaturas à base de molibdênio para se reduzir o atrito das faces do corpo de prova em contato com o dispositivo de compressão. Imediatamente após o término do ensaio os corpos de prova foram resfriados em água para que se mantivesse a microestrutura resultante do ensaio para posterior análise metalográfica.

Os corpos de prova foram deformados até 80% de deformação. A geometria do corpo de prova utilizado no ensaio é mostrada na Figura 4.8 e os corpos de prova do depósito sem homogeneização e homogeneizados podem ser vistos na Figura 4.9 e 4.10, respectivamente.

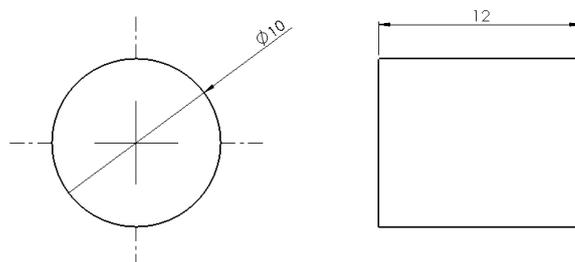


Figura 4.8 Geometria e dimensões (em mm) dos corpos de prova utilizados no ensaio de compressão a quente.



Figura 4.9 Corpos de prova do ensaio de compressão a quente do material não homogeneizado antes do ensaio.



Figura 4.10 Corpos de prova do ensaio de compressão a quente do material homogeneizado antes do ensaio.

Destes ensaios, foram obtidas curvas tensão-deformação nas diferentes temperaturas e deformações, as quais podem tanto serem inseridas em softwares de simulação de processos termomecânicos como o DEFORM-3D, quanto serem utilizadas para a confecção de equações constitutivas do comportamento do material durante o processamento a quente, prevendo a ocorrência de fenômenos de amaciamento durante conformação, podendo também ser utilizadas em softwares acima citados.

#### 4.3.2.3 Ensaio de dureza Vickers

Foram realizados ensaios de dureza Vickers a fim de se verificar a o comportamento de amaciamento e endurecimento em condições estáticas dos depósitos em ambas as condições (homogeneizado e não homogeneizado), utilizando-se as mesmas temperaturas e tempos de deformação a que os corpos de prova ensaiados no ensaio de compressão a quente foram submetidos, levando à construção de uma curva de envelhecimento para cada condição do material. Utilizou-se um microdurômetro da marca Shimadzu com um penetrador de diamante prismático, aplicando-se uma carga de 500 g por um tempo de 15 segundos, utilizando-se para a construção da curva o valor da média de três leituras por condição. As combinações de tempo e temperatura utilizadas no tratamento dos corpos de prova ensaiados podem ser visualizadas na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 Parâmetros de envelhecimento ensaiados por microdureza Vickers em duas condições: depósito homogeneizado (CT) e não homogeneizado (ST).

		Temperatura (°C)		
		300	360	420
Tempo (min)	0,13	CT/ST	CT/ST	CT/ST
	1,33	CT/ST	CT/ST	CT/ST
	13,3	CT/ST	CT/ST	CT/ST

### **4.3.3 Caracterização química**

A composição química do depósito e da barra extrudada foram analisadas por meio de um Espectrômetro de Emissão Óptica por Centelhamento em um equipamento SpectromaXx da marca Spectra, com o intuito de verificar a quantidade de elementos presentes na liga e possíveis contaminações sofridas ao longo do processamento.

### **4.4.4 Calorimetria diferencial**

Com o intuito de analisar as mudanças de fase ocorridas durante o aquecimento/resfriamento do material, uma análise Calorimetria Exploratória de Varredura (DSC) foi realizada em um equipamento DSC 822<sup>e</sup> da marca METTLER TOLEDO com faixa de aquecimento/resfriamento de 25 a 500°C.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Análise química e caracterização microestrutural

As análises químicas por espectrometria de emissão óptica (centelha) do depósito e da barra extrudada indicaram que a liga se encaixa na especificação da liga AA7050, como pode ser visto na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 Quantificação de elementos por análise química da amostra do depósito homogeneizado e da barra (porcentagens em peso).

	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zr	Zn	Ti	Outros
<b>AA7050</b>	2-2.6	1.9-2.6	0.1 max	0.12 max	0.15 max	0.04 max	0.08-0.15	5.7-6.7	0.06 max	0.15 max
<b>Depósito</b>	2.42	1.98	0.01	0.06	0.09	0.01	0.08	5.72	0.03	0.05
<b>Extrudado</b>	2.15	1.93	0.01	0.05	0.08	0.01	0.08	6.07	0.03	0.03

Embora a quantidade de ferro presente no material tenha sido baixa, deve-se ter o máximo de cuidado possível na refusão do cavaco já que contaminação por ferro é altamente prejudicial às propriedades mecânicas, visto que o ferro forma intermetálicos grosseiros como o  $Al_7Cu_2Fe$  e  $Al_{13}Fe_4$  que não dissolvem durante a homogeneização, prejudicando propriedades como limite de resistência, tenacidade e resistência à fadiga.

#### 5.1.1 Análise do depósito

O depósito homogeneizado foi observado por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para que porosidade, segundas fases e tamanho de grão fossem analisados, vide Figura 5.1.

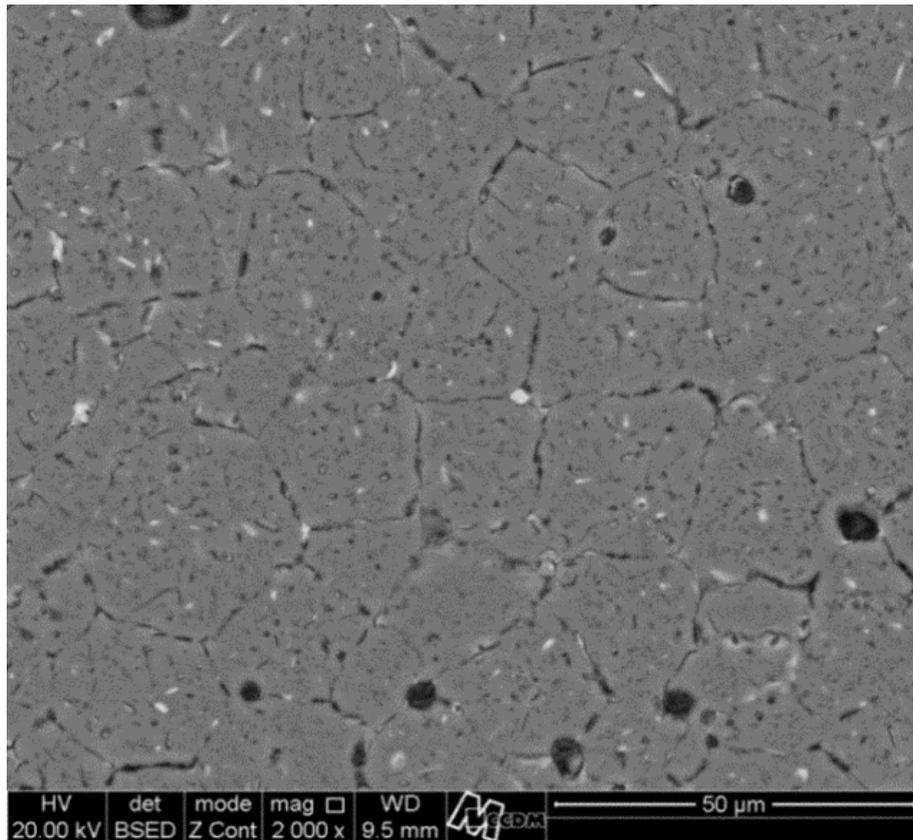


Figura 5.1 Parte superior do depósito homogeneizado por 4 horas a 420°C seguido de 8 horas a 470°C.

Na Figura 5.2 com menor aumento pode-se ter uma melhor visualização da distribuição e quantidade de poros advindos do processo de conformação por spray.

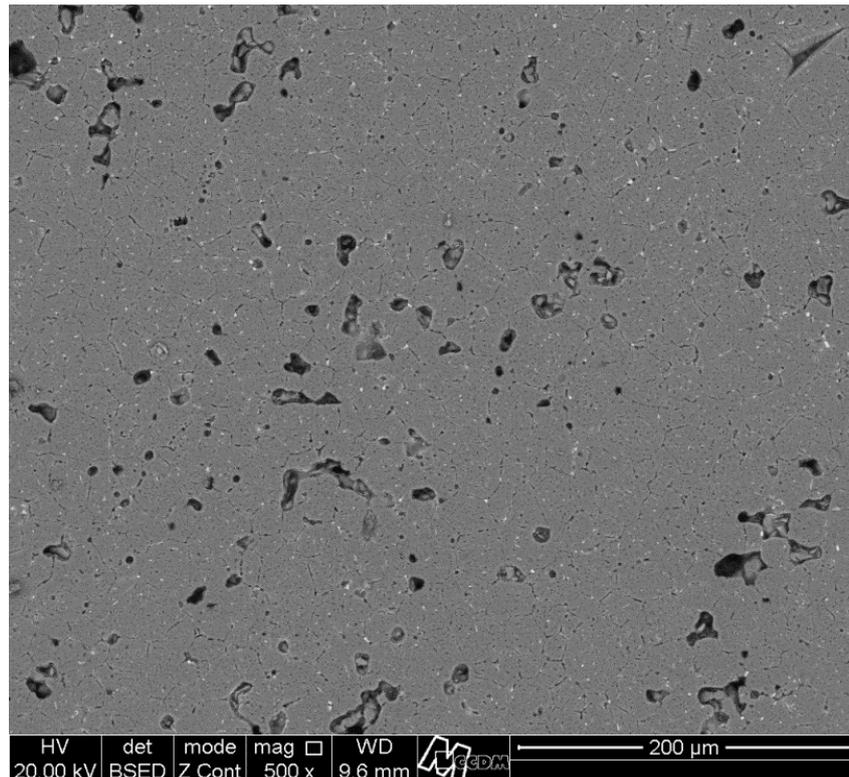


Figura 5.2 Parte superior do depósito homogeneizado com menor aumento.

Pode-se observar a existência de fases remanescentes que não foram dissolvidas no tratamento de homogeneização (4 horas a 420°C seguido de 8 horas a 470°C). A grande quantidade de poros resultante do processo de CS pode ser também visualizada, juntamente aos precipitados formados durante o resfriamento no estado sólido, que se encontram em regiões de contornos de grãos e em regiões interdendríticas.

As análises do depósito mostraram uma porosidade de 3,6%, quantidade de segundas fases de 3,3% e uma média de tamanho de grãos de 20μm.

Devido à grande quantidade de segundas fases ainda presentes, o depósito foi submetido a um novo tratamento de solubilização para verificar se os precipitados grosseiros dissolveriam. O depósito após a segunda solubilização a 470°C por 0,5 h pode ser visto na Figura 5.3.

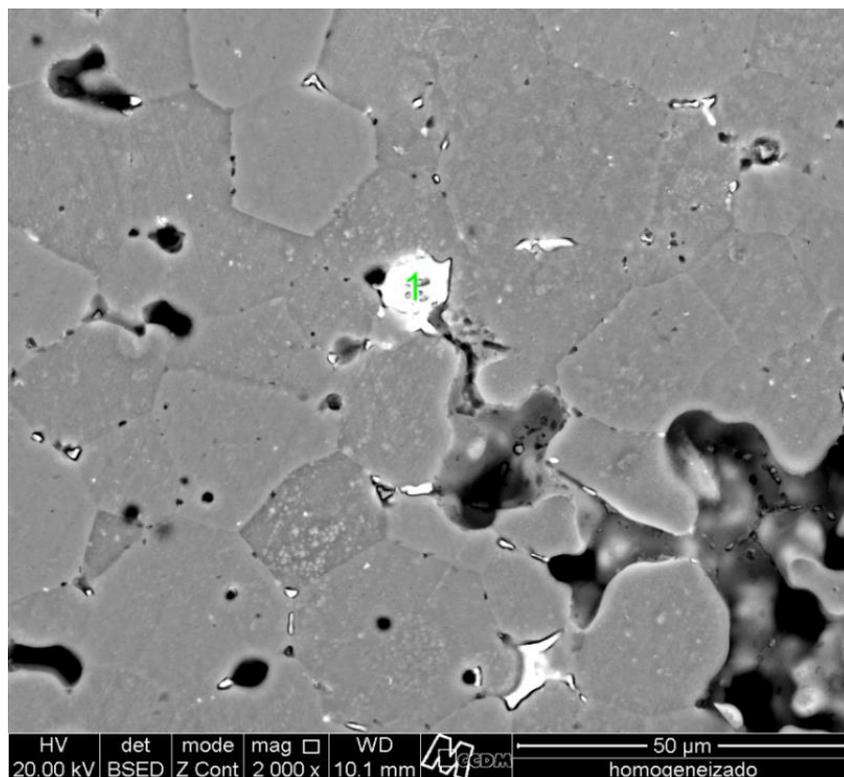


Figura 5.3 Depósito superior solubilizado (470°C por 0,5 h).

Pela imagem, observa-se que o tratamento realizado não foi efetivo para que ocorresse a dissolução total dos precipitados, tendo sido os intragranulares parcialmente dissolvidos, porém precipitados intergranulares permaneceram grosseiros. O precipitado identificado como 1 na Figura 5.3 foi submetido à uma análise qualitativa por EDS (Espectro de Energia Dispersiva) e os resultados podem ser vistos na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 Quantificação de elementos por EDS do precipitado identificado na amostra do depósito solubilizado a 470°C por 30 minutos.

Elementos							
	Mg	Al	Si	Fe	Cu	Zn	Total
% em peso	2.22	54.86	0.70	0.04	38.26	3.92	100.00

As porcentagens em peso identificadas pelo EDS no precipitado apontaram para a estequiometria da fase  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ), que só dissolveria em temperaturas acima de 548°C (composição eutética).

Pela imagem da Figura 5.3 observamos que não houve crescimento de grão pronunciado, as estruturas dendríticas desapareceram e os poros foram arredondados pelo tratamento. Na Figura 5.4 pode-se melhor visualizar a distribuição de poros e precipitados do depósito solubilizado em menor aumento.

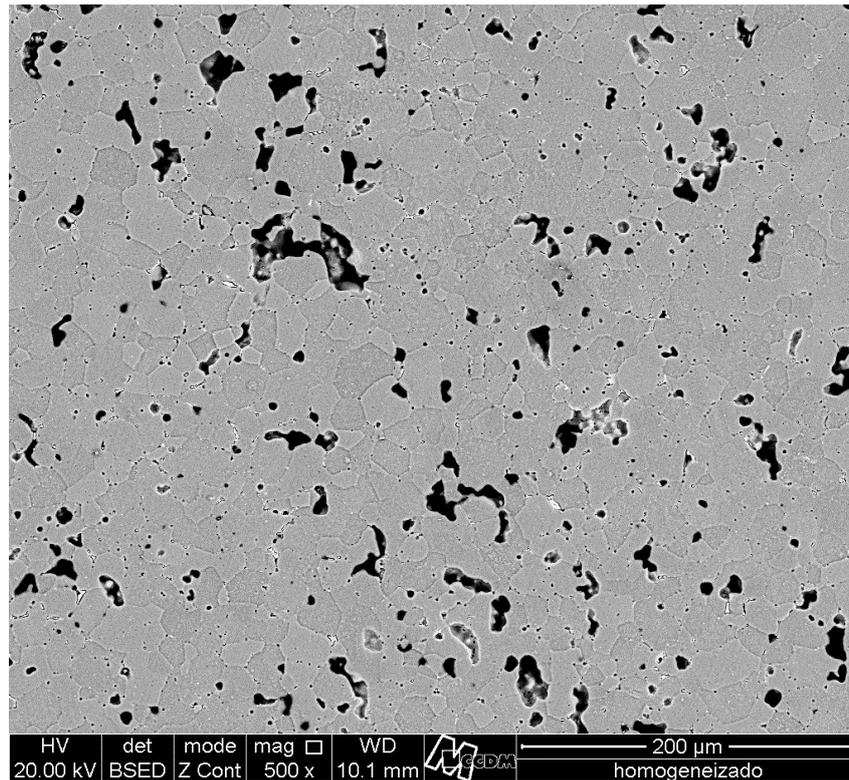


Figura 5.4 Depósito superior solubilizado (470°C por 0,5 h) com menor aumento.

Resultados anteriores [36] mostram que em amostras de uma liga de alumínio Al-Si-Mg-Cu, tratamentos térmicos de 1 hora a 500°C ainda não são suficientes para dissolver toda a fase  $\theta$  formada no resfriamento e a completa dissolução desta fase às vezes não é possível. Em ligas com altas quantidades de cobre, o tempo de solubilização deve ser cuidadosamente escolhido de maneira a permitir uma máxima dissolução de fases intermetálicas. Entretanto, solubilizações longas costumam ser caras e pode não ser necessária para que se alcance a resistência desejada. As taxas de aquecimento e resfriamento exercem grande influência na quantidade total da fase  $\theta$  dissolvida pela matriz.

Outro problema de se manter a liga por muito tempo em solubilização é o crescimento de constituintes microestruturais e a possível formação de porosidades secundárias que se formam após tempos prolongados de tratamento e podem afetar negativamente as propriedades mecânicas, como o que ocorreu com o depósito que foi homogeneizado novamente [36].

Por outro lado, em temperaturas próximas a 500°C, a fusão incipiente de fases ricas em Cu podem ocorrer, prejudicando a integridade do material durante processamento termomecânico.

### 5.1.2 Análise do extrudado

As barras de 8,0 mm de diâmetro foram analisadas por microscopia óptica, revelando que houve recristalização parcial e não homogênea através da seção transversal durante a extrusão a quente. O perfil de distribuição de tamanho de grão num corte longitudinal da barra pode ser visto na Figura 5.5.

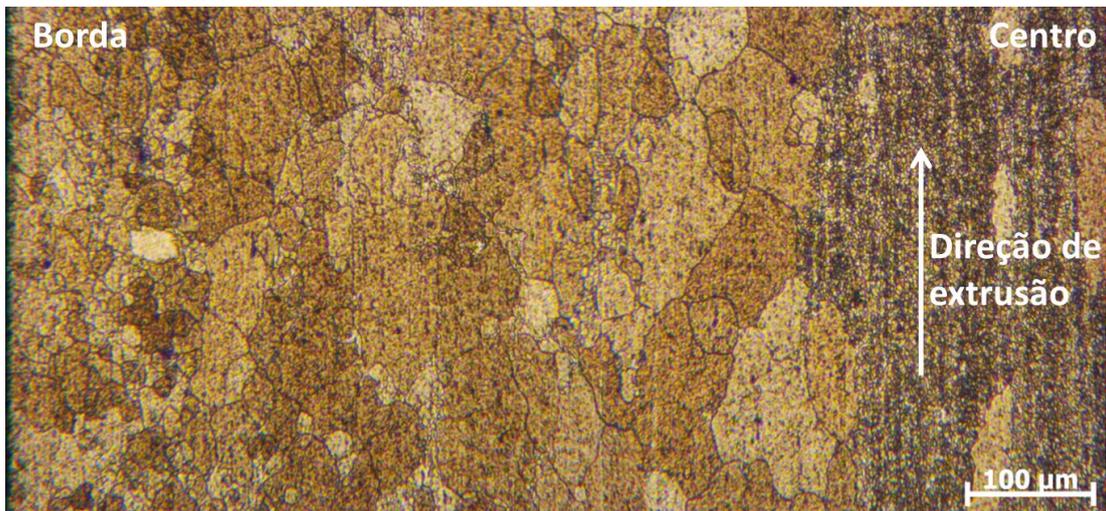


Figura 5.5 Seção longitudinal da barra extrudada de 8,0 mm de diâmetro.

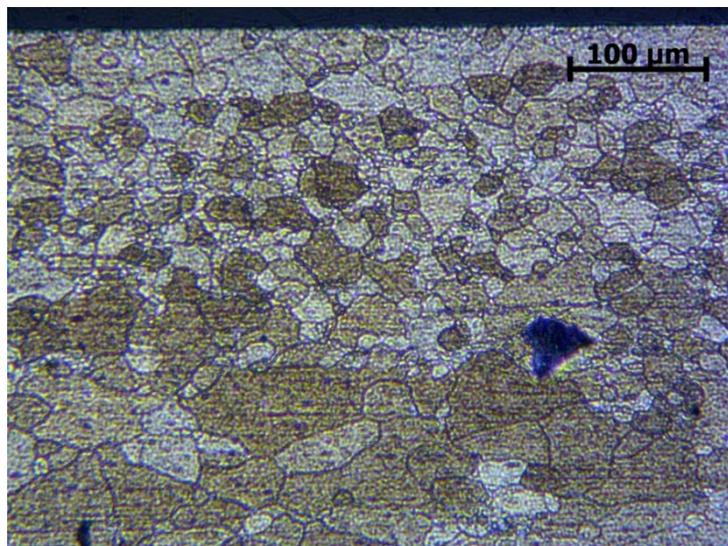


Figura 5.6 Seção longitudinal da barra extrudada de 8,0 mm de diâmetro.

Pelas Figuras 5.5 e 5.6, pode-se observar que houve recristalização nas regiões próximas à superfície, a qual pode ter ocorrido de modo estático após a extrusão ou dinamicamente (durante a extrusão a quente), visto que os grãos recristalizados não se encontram alongados. Já na região central podemos ver que não houve recristalização e os grãos encontram-se alongados e altamente deformados.

A distribuição não homogênea de tamanhos de grãos se deve provavelmente à que as regiões da superfície da barra tiveram maior quantidade de deformação armazenada, sendo esta diminuída gradualmente em direção ao centro da barra, deste modo, houve uma maior quantidade de núcleos recristalizados nas regiões mais deformadas e, portanto, menor foi o crescimento de grãos destas regiões, dando origem a um perfil de tamanho de grão nas bordas da barra extrudada. As regiões centrais sofreram menores graus de deformação e, provavelmente, não atingiram uma energia de deformação mínima para o início da recristalização, permanecendo altamente deformadas.

A região não recristalizada do interior da barra de 8,0 mm foi ainda analisada por MEV (Figura 5.7), revelando traços de recuperação em seu interior, evidenciado pela diferença de tonalidade da matriz. Observa-se ainda a presença de intermetálicos grosseiros e a existência de uma pequena quantidade de poros residuais que não foram removidos no processo de extrusão a quente.

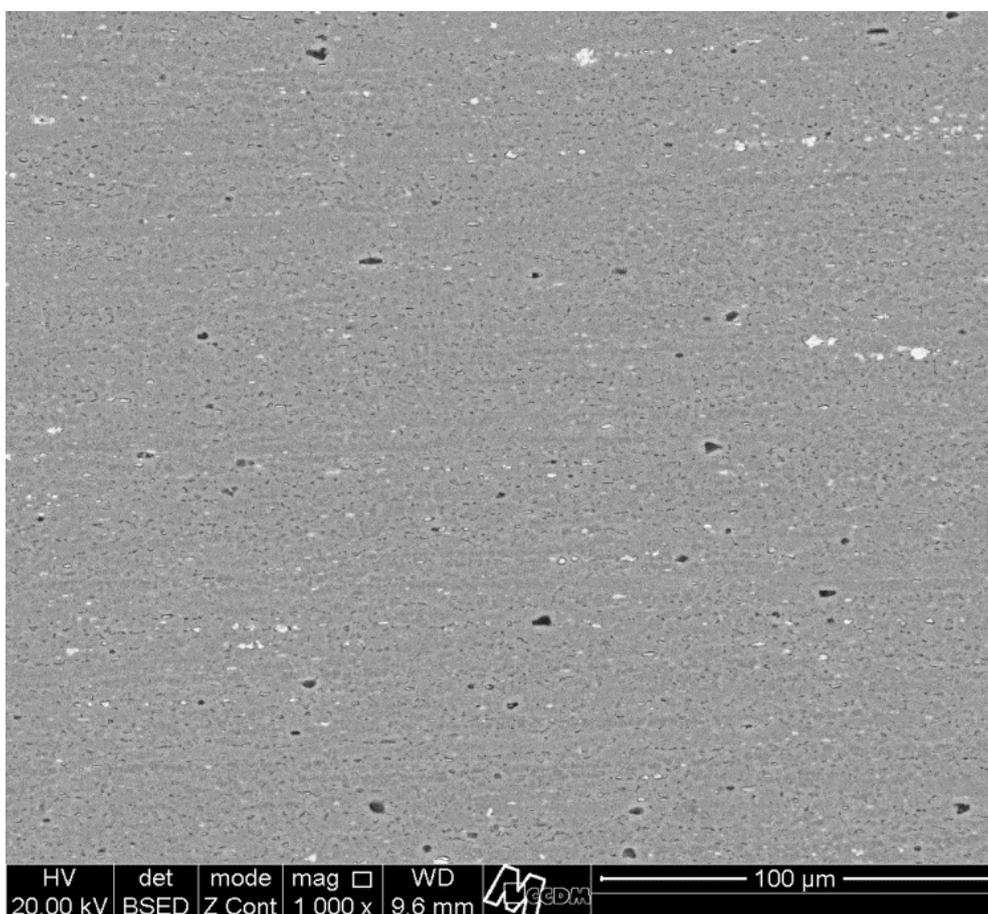


Figura 5.7 MEV da região não recristalizada (central) da barra de 8,0 mm de diâmetro.

O comportamento da barra extrudada, quando submetido a diferentes tempos de tratamento térmico, foi também analisado, a fim de se obter um material completamente recristalizado, no caso de uso da barra sem tratamento de envelhecimento. Inicialmente, submeteu-se a barra a um tratamento a 470°C por 5 minutos e uma segunda amostra permaneceu por 10 minutos. As imagens obtidas por microscopia óptica das seções transversais e longitudinais das barras tratadas encontram-se nas Figuras 5.8 e 5.9.

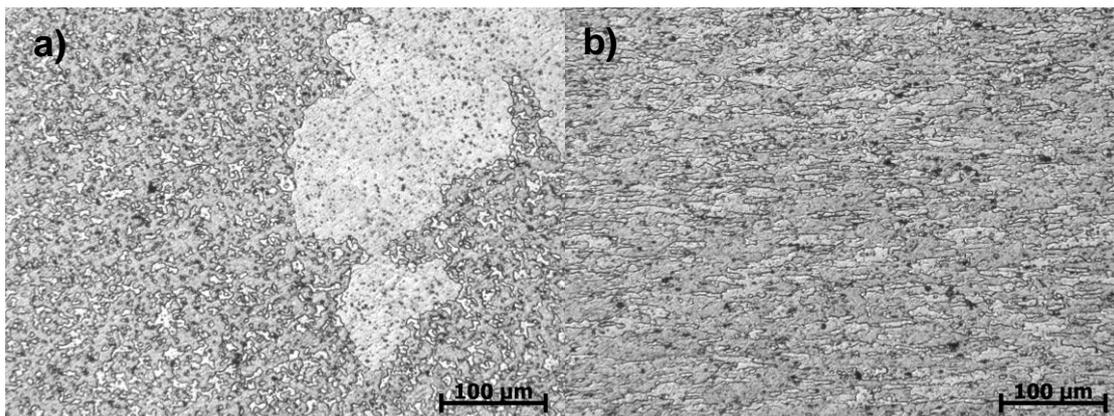


Figura 5.8 Microscopia óptica da barra de 8,0 mm tratada a 470°C por 5 min. Na imagem a) é mostrada a seção transversal altamente deformada e em b) a seção longitudinal da mesma região.

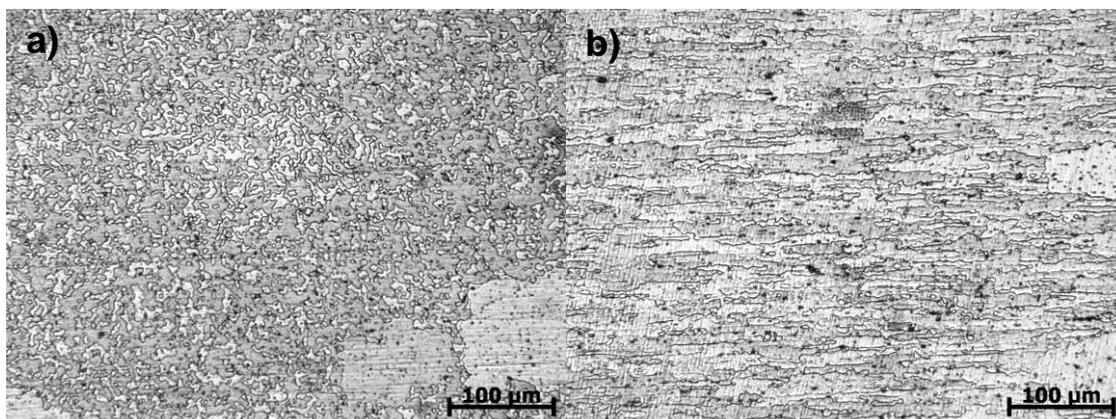


Figura 5.9 Microscopia óptica da barra de 8,0 mm tratada a 470°C por 10 min. Na imagem a) é mostrada a seção transversal altamente deformada e em b) a seção longitudinal da mesma região.

Pelas imagens das Figuras 5.8 e 5.9, observa-se, na região central encruada da barra extrudada, próximo ao início da região que sofreu recristalização e posterior crescimento de grão, que não houve recristalização durante o tratamento térmico realizado, sendo evidenciada apenas a recuperação crescente das estruturas encruadas das regiões internas não recristalizadas da seção transversal com o aumento do tempo do tratamento. A

quantidade de segunda fase encontrada foi de 2,3% e a porosidade foi reduzida para 0,2%, tendo o processo de extrusão sido, portanto, eficiente para realizar o fechamento dos poros.

### 5.1.3 Análise dos fios forjados

Analisando-se a microestrutura dos fios de 2,0 e 2,7 mm pode-se observar que não ocorreu nenhum tipo de recristalização durante o forjamento rotativo, já que foram conformados a frio, tendo estruturas acentuadamente encruadas, evidenciadas nas Figuras 5.10 e 5.11.

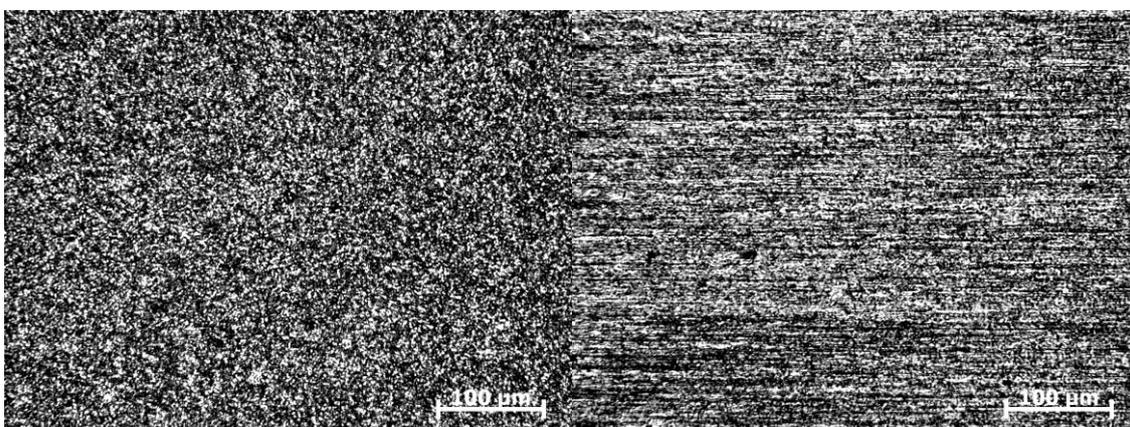


Figura 5.10 Seção transversal e longitudinal do fio forjado a frio de 2,0 mm.

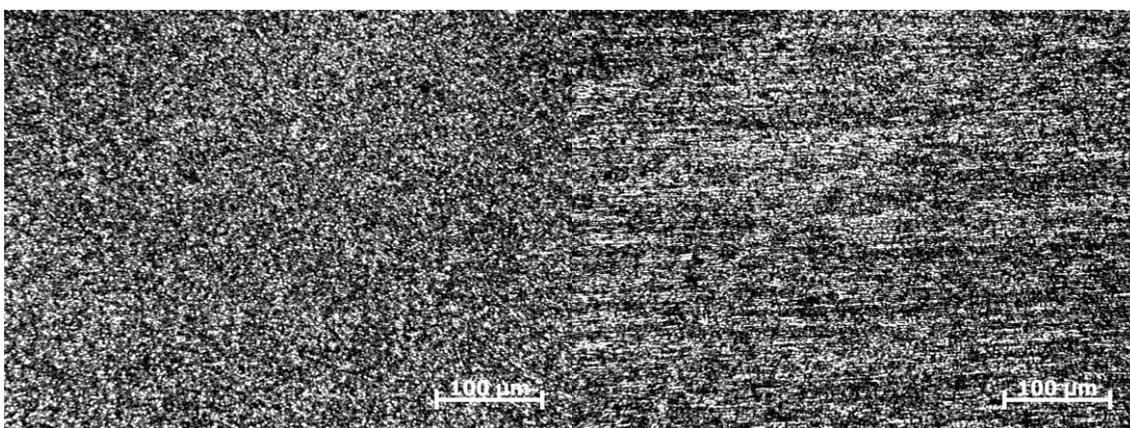


Figura 5.11 Seção transversal e longitudinal do fio forjado a frio de 2,7 mm.

As imagens obtidas por microscopia de varredura evidenciam ainda a presença de segunda fase residual na microestrutura, como pode ser constatado na Figura 5.12.

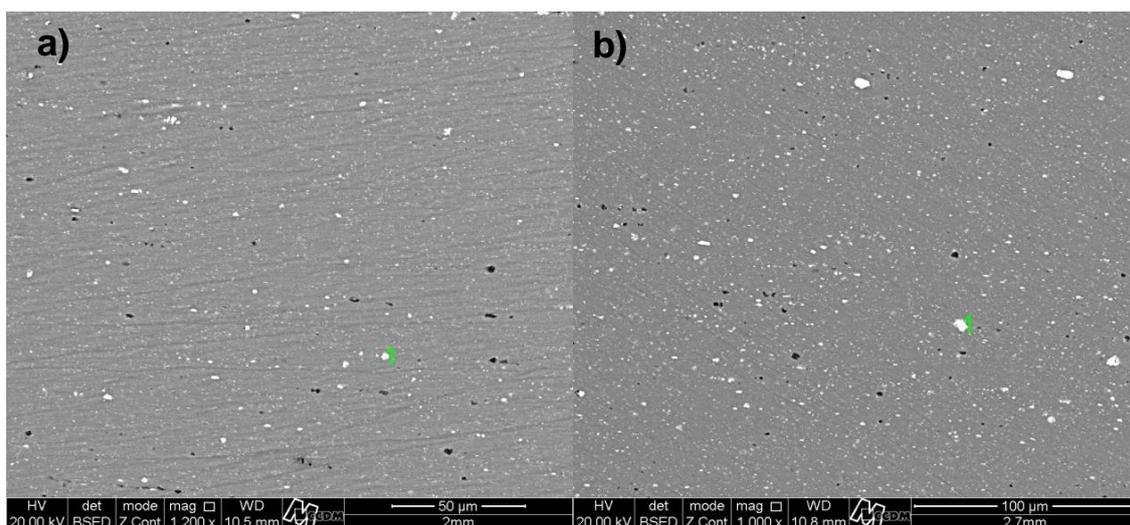


Figura 5.12 MEV dos fios encruados sendo: a) fio de 2,0 mm e b) fio de 2,7 mm.

A quantidade de segunda fase presente no fio de 2,0 mm foi de 2,7% e apresentou uma porosidade de 0,2%. No fio de 2,7 mm, a quantidade de segunda fase também foi de 2,7% e de porosidade 0,2%. A análise de EDS nos precipitados, como o marcado pelo número 1 na Figura 5.12 (a) e (b), revelou as porcentagens de elementos como descrito na Tabela 5.3, indicando tratar-se das fases ricas em cobre e ferro observadas na barra extrudada de 8,0mm. A quantidade de Fe presente no precipitado indica que se tratam de intermetálicos formados com Alumínio, Ferro e Cobre, os quais são extremamente estáveis e não se dissolvem com os tratamentos de solubilização utilizados.

Tabela 5.3 Quantificação de elementos por EDS dos precipitados das amostras de fio de 2,0 e 2,7 mm.

		Elementos												
		Amostra	C	O	Mg	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	Total
% em peso	<b>Fio 2,0 mm</b>		7.82	1.40	1.46	61.15	--	0.11	0.21	6.54	0.45	18.09	2.77	100.00
	<b>Fio 2,7 mm</b>		6.51	1.44	1.04	59.03	0.06	0.11	0.18	7.92	0.36	20.50	2.84	100.00

Os fios foram então tratados termicamente para que se obtivesse uma microestrutura recristalizada refinada a fim de se recuperar a ductilidade do material para melhoria das propriedades mecânicas no caso de uso sem envelhecimento.

O fio de 2,0 mm foi recristalizado com apenas 2,5 minutos de tratamento a 470°C, porém, observa-se que os grãos na seção longitudinal ainda

encontram-se alongados, evidenciando a ocorrência de recuperação junto à recristalização. A microestrutura resultante pode ser vista na Figura 5.13.

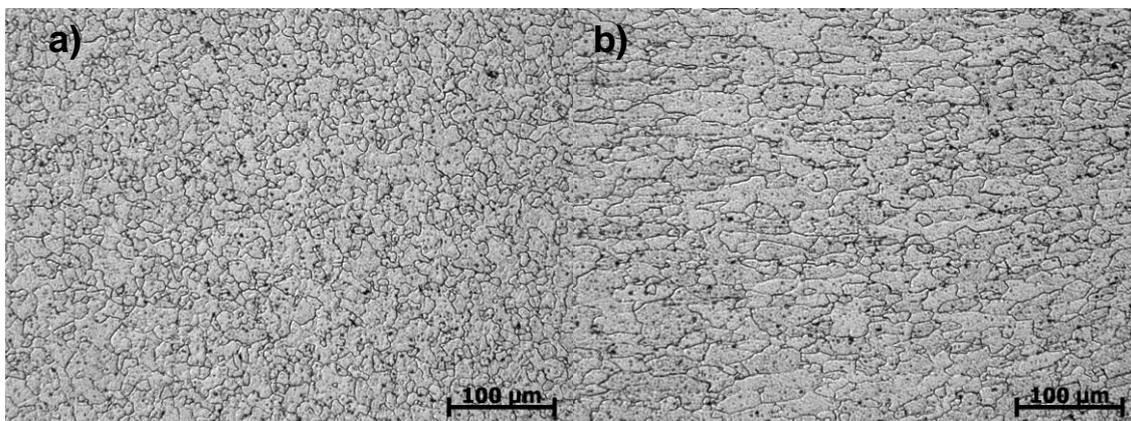


Figura 5.13 Microscopia óptica do fio de 2,0 mm tratado a 470°C por 2,5 min. Na imagem a) é mostrada a seção transversal e em b) a seção longitudinal da mesma região.

Já o fio de 2,7 obteve uma microestrutura completamente recristalizada com 5 minutos de tratamento à mesma temperatura, como pode ser observado na Figura 5.14.

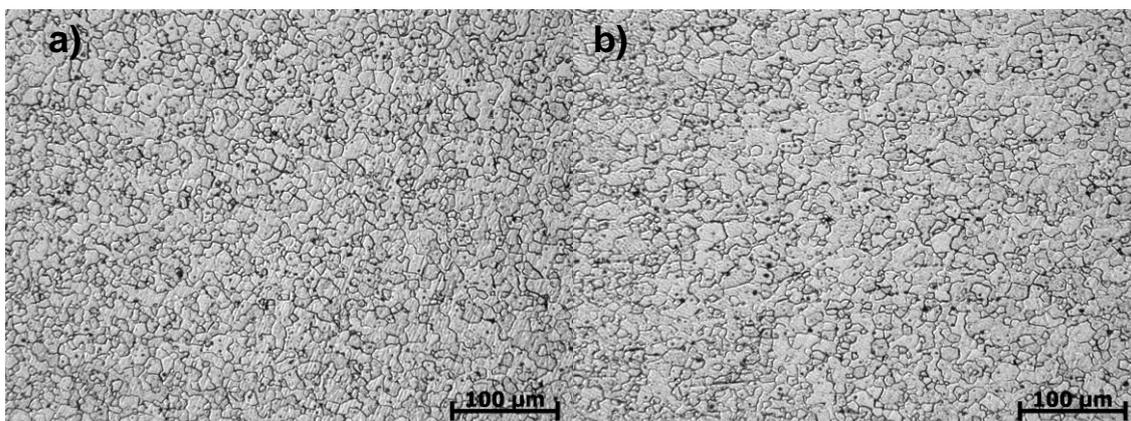


Figura 5.14 Microscopia óptica do fio de 2,7 mm tratado a 470°C por 5,0 min. Na imagem a) é mostrada a seção transversal e em b) a seção longitudinal da mesma região.

As amostras recristalizadas foram analisadas novamente no MEV e revelou-se que o tratamento térmico realizado para promover a recristalização não dissolveu os precipitados grosseiros já existentes, como pode ser visto na Figura 5.15, onde é mostrada a imagem por MEV de uma amostra do fio de 2,0 mm submetido a um tratamento a 470°C por 5 minutos.

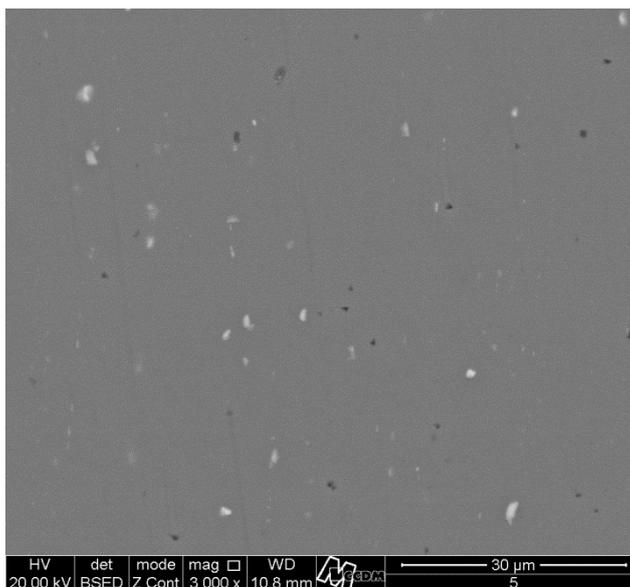


Figura 5.15 MEV de amostra do fio de 2,0 mm submetido a um tratamento térmico a 470°C por 5 minutos.

Uma comparação das características de todos os materiais acima analisados pode ser vista na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 Comparação da quantidade de segunda fase e porosidade do material como recebido.

Material	Quantidade de segunda fase (%)	Porosidade (%)
Depósito homogeneizado	3,3	3,6
Extrudado	2,3	0,2
Forjado 2,0 mm	2,7	0,2
Forjado 2,7 mm	2,7	0,2

Os valores das porcentagens dessa segunda fase mostram que, se houve, a variação ao longo do processamento foi pequena e pode ser considerada dentro do erro da medida, o que indica que essas fases não podem ser dissolvidas pelo processamento adotado em especial a limitação da temperatura a 470°C.

## 5.2 Ensaio mecânicos

### 5.2.1 Ensaio de tração

A barra de 8,0 mm de diâmetro e o fio de 2,0 mm de diâmetro como conformados e após tratamento de envelhecimento foram ensaiados em uma máquina universal de ensaios INSTRON 5585H. Os resultados dos ensaios de tração realizados podem ser vistos na Tabela 5.5 que contém ainda a especificação da liga AA7050 T73651 para fins comparativos.

Tabela 5.5 Resultados dos ensaios de tração realizados no material como recebido e envelhecido e comparação com especificação da liga AA7050 T73651.

Amostra	Tensão de ruptura (MPa)	Tensão de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
AA 7050	510	455	11
2,0 mm encruado	540 ± 11	506 ± 16	9.0 ± 1
2,0 mm envelhecido	592 ± 16	513 ± 23	15 ± 1
8,0 mm extrudado	488 ± 2	321 ± 4	16 ± 2
8,0 mm envelhecido	529 ± 7	443 ± 8	16 ± 1

Pela tabela, nota-se que as propriedades mecânicas do fio de 2,0 mm foram superiores às da especificação da liga tanto na condição encruada quanto na envelhecida, havendo um ganho nas propriedades após envelhecimento. Já o extrudado, mesmo após envelhecimento, apresentou limite de escoamento abaixo da especificação.

Foram observados dois tipos de fraturas nos corpos de prova, algumas foram do tipo “*slant* ou *shear fracture*”, que é uma fratura por cisalhamento que se dá a exatamente 45° com a direção de sollicitação, e outras foram mistas (taça-cone e *slant*), como pode ser visualizado na Figura 5.16. A fratura tipo *slant* indica um possível efeito de endurecimento dinâmico chamado efeito de Portevin Le-Chatelier,

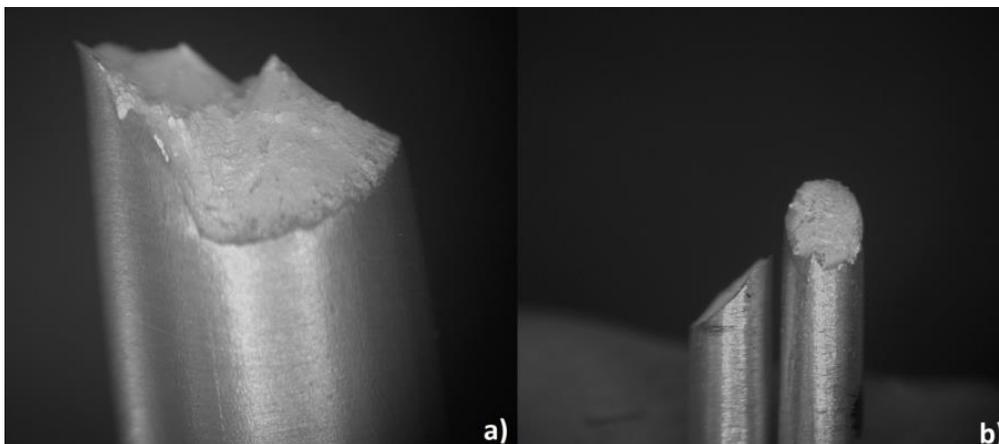


Figura 5.16 Fraturas mista e “*slant*” dos corpos de prova do ensaio de tração a) barra de 8,0 mm sem tratamento e b) fio de 2,0 mm encruado.

O tipo de fratura característico de materiais que apresentam esse efeito ocorre através de um único plano de cisalhamento, através de toda a seção do material e acontece quando há um amaciamento nas vizinhanças das bandas de cisalhamento, concentrando todas as deformações adicionais nestas regiões amaciadas [37]. Esta instabilidade plástica está associada ao efeito de Portevin Le-Chatelier, comumente chamado “*jerky flow*” ou “*serrated yielding*”. Este efeito não foi observado em estudos anteriores com a mesma liga nas

condições de processamento/envelhecimento (peak aged) estudados anteriormente pelo grupo de pesquisa [38], e ocorre devido a uma combinação do efeito das Zonas de Guinier-Preston junto a atmosferas de átomos de soluto, que bloqueiam o movimento das discordâncias continuamente a temperatura ambiente; com o aumento da deformação, as discordâncias ultrapassam a barreira e continuam seu movimento. Em seguida, as mesmas interações ocorrem novamente e o movimento das discordâncias é bloqueado novamente. Como, durante o ensaio de tração, a deformação é aumentada continuamente com o tempo, este fenômeno ocorre repetidamente, levando ao aparecimento de um escoamento serrilhado (*serrated yielding*).

O efeito de Portevin Le-Chatelier tem sido largamente estudado em ligas de alumínio, sendo bem conhecido em ligas AlMg<sub>5</sub>, AlCuMgPb, AlZnMg [37] e AlMgSi [39]. Outros estudos estão sendo realizados atualmente em ligas Al-4%Cu [40], AlMg [41], AlZnMgCu [42,43] e AlZnMgCuZr [44] com o intuito de entender o papel dos tipos de precipitados, tempo de envelhecimento e temperatura no escoamento serrilhado. Embora este fenômeno possa ser, na maioria dos casos, acompanhado por um coeficiente de taxa de deformação ( $m$ ) negativo, testes de tração foram realizados no presente trabalho variando a taxa de deformação durante o ensaio e esta liga não apresentou esta característica, tendo apresentado um valor positivo de “ $m$ ”. O fenômeno ocorrido não foi o foco do trabalho e, portanto não foi extensivamente estudado, sendo necessários estudos adicionais para ser completamente explicado.

Após o tratamento de envelhecimento por 24 horas a 121°C, os corpos de prova de tração apresentaram o mesmo tipo de fratura, evidenciando que o efeito ocorrido no material sem envelhecimento continuou presente no material.

Abaixo podemos ver a fratura dos corpos de prova da barra de 8,0 mm de diâmetro sem tratamento de envelhecimento (Figura 5.17 (a), (b) e (c)) e após o envelhecimento (Figura 5.17 (d), (e) e (f)).

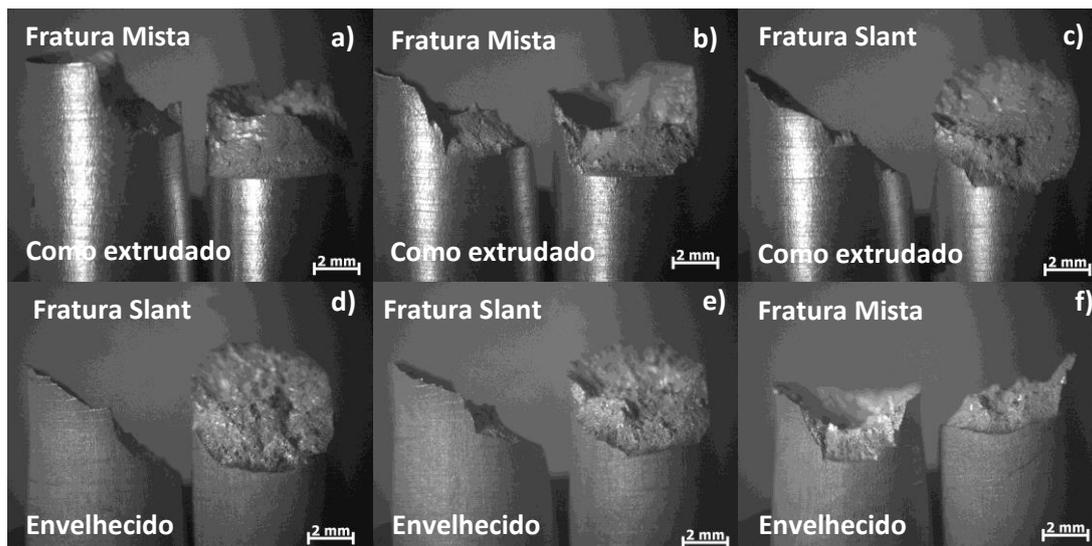


Figura 5.17 Fraturas dos corpos de prova dos ensaios de tração realizados; em (a), (b) e (c) pode-se ver as fraturas dos corpos de prova sem envelhecimento e em (d), (e) e (f) as dos corpos de prova envelhecidos.

Pela Figura 5.17, é possível observar que a ocorrência da fratura tipo slant e a do tipo mista (slant e taça-cone) está presente em ambos os materiais, tanto envelhecido como sem tratamento, o que leva à possibilidade de a fratura ter ocorrido devido ao material apresentar textura cristalográfica nas condições de processamento utilizado nesse trabalho.

A hipótese mais provável é que os grãos do interior da barra foram orientados durante a conformação com a direção [111] alinhada à direção de extrusão; deste modo quando o material é tracionado na direção de extrusão não há planos de deslizamento efetivos a  $45^\circ$  da tensão normal, ou seja, não há tensões cisalhantes nos planos de deslizamento compactos; deste modo a maior tensão cisalhante se encontra em um plano não compacto à  $45^\circ$  da direção de tração. Se o material sofreu fratura neste plano não compacto, a fratura deveria apresentar-se frágil, o que foi verificado analisando-se a mesma em um microscópio eletrônico de varredura. Ambos os tipos de fratura foram analisados para que se identificassem possíveis diferenças. As imagens da fratura do tipo slant podem ser vistas na Figura 5.18.

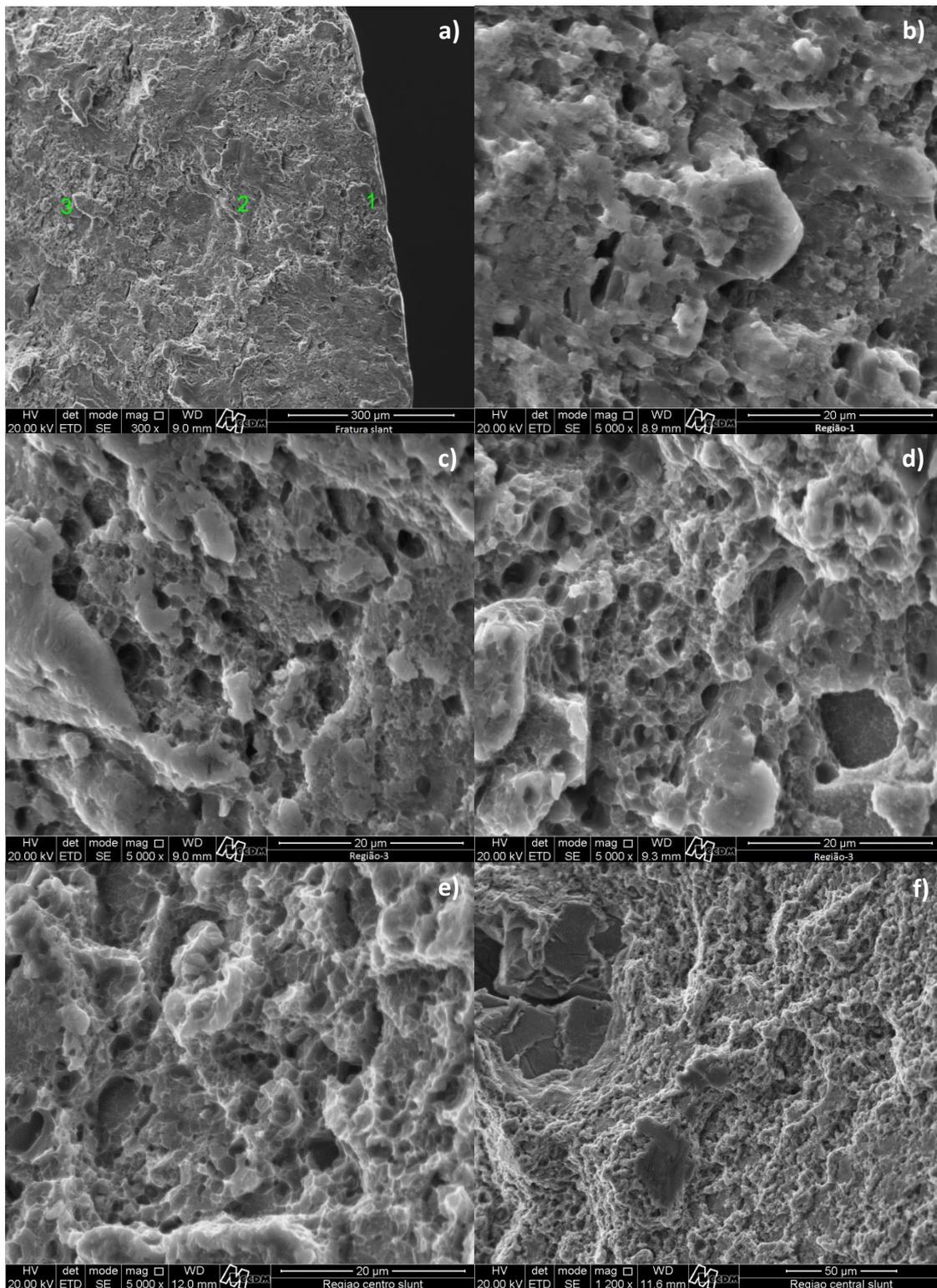


Figura 5.18 Mapeamento da fratura slant na barra de 8,0 mm sem envelhecimento; em (a) pode-se ver as regiões analisadas, em (b) região recrystalizada com menor granulometria; em (c) região recrystalizada com grãos crescidos; (d) região que não sofreu recrystalização; em (e) e (f) podemos ver a região central (não recrystalizada) em diferentes aumentos.

Todas as regiões analisadas (centro altamente deformado e bordas recrystalizadas) apresentaram superfícies de fratura mistas, com traços de

fratura dúctil transgranular e traços de fratura frágil (clivagem). Pela análise das regiões centrais (Figura 5.18 (e) e (d)) e levando em consideração que a borda da barra foi recristalizada durante o processamento perdendo a textura (deformando e aliviando as tensões), pode-se concluir que a fratura iniciou-se no centro devido à textura encontrada, já que as bordas (Figura 5.18 (b) e (c)) apresentam traços de deformação características mostrando que foram as últimas partes a fraturarem, levando a um “amassamento” dessas regiões durante a etapa final da fratura.

Já a fratura do tipo mista, mostrou-se muito semelhante à do tipo slant, porém com traços ainda maiores de clivagem no centro da barra (Figura 5.19 (d)). Nas bordas, a fratura apresentou-se da mesma maneira que a fratura anterior, mostrando os mesmos sinais de deformação do estágio final da fratura. Devido ao fato de não haver ocorrido recristalização na barra durante o aquecimento por 10 minutos à temperatura de 470°C, como mostrado na Figura 5.9, pode-se afirmar que durante o tratamento de solubilização prévio ao envelhecimento da barra de 8,0 mm também não ocorreu recristalização, o que é confirmado pela observação da fração recuperada crescente de 5 minutos de tratamento para 10 minutos. Deste modo, a estrutura texturizada obtida durante a extrusão manteve-se inalterada após envelhecimento, causando a ocorrência do mesmo tipo de fratura, como pode ser verificado na Figura 5.19 (d), (e) e (f), portanto, a fratura dos corpos de prova envelhecidos não foi analisada.

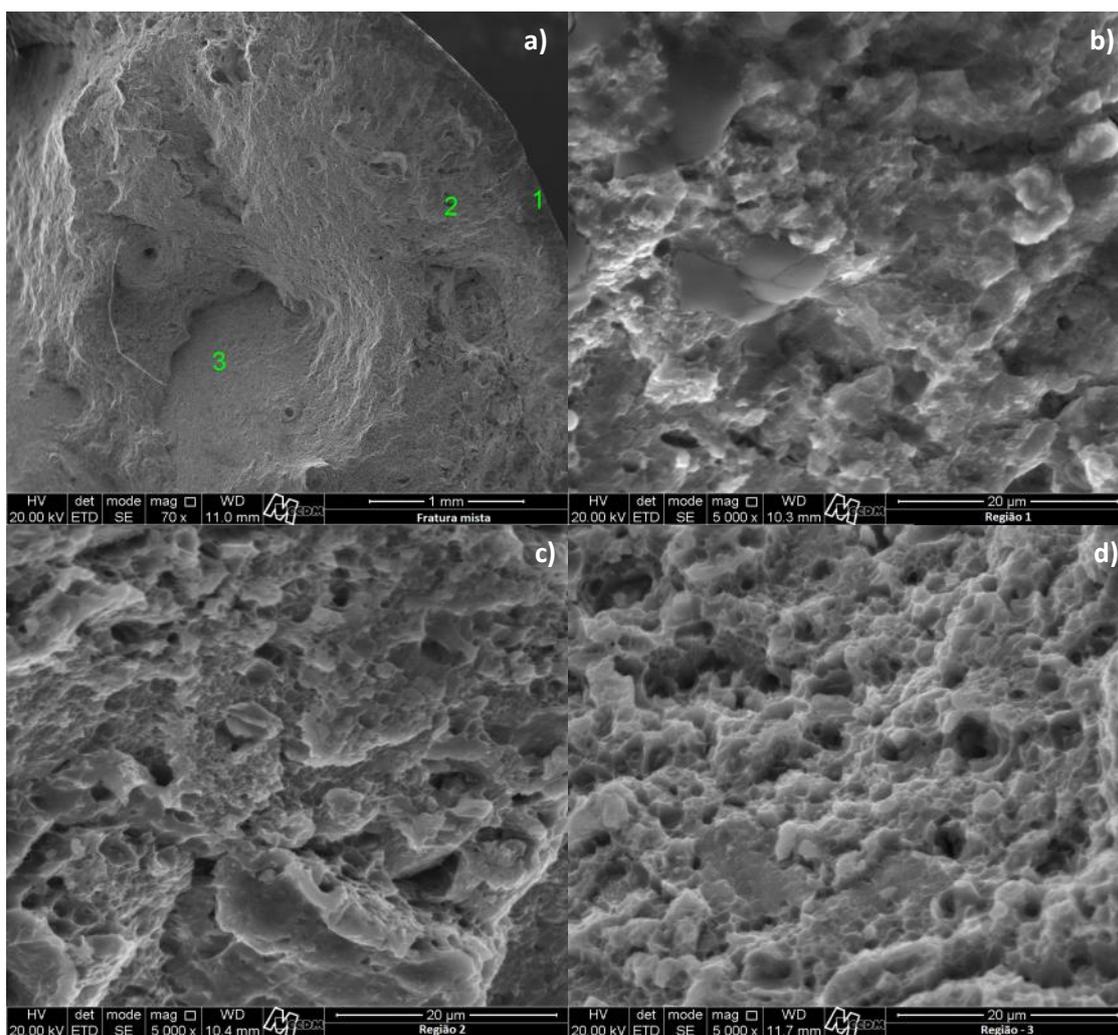


Figura 5.19 Mapeamento da fratura mista na barra de 8,0 mm sem envelhecimento; em (a) pode-se ver as regiões analisadas, em (b) região recristalizada com menor granulometria; em (c) região recristalizada com grãos crescidos; (d) região central que (porção central não recristalizada).

### 5.3 Ensaio de compressão a quente e descrição das equações constitutivas

Os ensaios de compressão a quente foram realizados com o intuito de se estudar o comportamento do material quando submetido a diferentes taxas e temperaturas de deformação, de modo a obter uma equação constitutiva do comportamento do material que pudesse ser utilizada em softwares comerciais de processamento termomecânico na simulação dos processos de conformação a que o depósito deve ser submetido com o intuito de fechar os poros advindos da conformação por spray.

Os ensaios foram realizados em três diferentes taxas de deformação e três temperaturas distintas, resultando em nove combinações de taxas e

temperaturas diferentes. O depósito foi ensaiado em duas condições, uma sem tratamento de homogeneização e outra após o tratamento, resultando em um total de dezoito ensaios para que se obtivessem as curvas necessárias para a construção das equações constitutivas. Os parâmetros utilizados nos ensaios podem ser vistos na Tabela 5.6.

Tabela 5.6 Temperaturas e taxas de deformação utilizadas no ensaio de compressão a quente do depósito homogeneizado e não homogeneizado (total de 18 corpos de prova).

Temperaturas (°C)	Taxas (s <sup>-1</sup> )
320	0,1; 0,01 e 0,001
360	0,1; 0,01 e 0,001
420	0,1; 0,01 e 0,001

Os dados provenientes dos ensaios foram tratados de maneira a se obter a tensão e deformação verdadeiras já que as áreas das seções transversais dos corpos de prova do ensaio de compressão aumentam continuamente no decorrer do ensaio. As curvas, já tratadas, obtidas nos ensaios dos corpos de prova do material como depositado (sem tratamento) e após homogeneização nas três temperaturas de ensaio, podem ser visualizadas nas Figuras 5.20, 5.21 e 5.22.

A partir da análise inicial das curvas obtidas, foi possível observar que as curvas do depósito homogeneizado não apresentaram indícios da ocorrência de recristalização dinâmica, visto que, com exceção da menor taxa utilizada (0,001 s<sup>-1</sup>), a tensão cresceu continuamente com o aumento da deformação, evidenciando a ocorrência de endurecimento dinâmico além do encruamento, junto ao amaciamento provocado pela recuperação dinâmica. Pelo fato deste material encontrar-se homogeneizado, e comparando-se a microestrutura obtida após o ensaio (Figura 5.23 (a)) com a microestrutura prévia ao ensaio (Figura 5.1), nota-se um aumento pronunciado da quantidade de precipitados tanto intragranulares como intergranulares, confirmando a ocorrência da precipitação durante a deformação. A análise por microscopia óptica das amostras homogeneizadas previamente ao ensaio mostrou-se ineficiente para a observação da estrutura de grãos, visto que o ataque dos contornos ficou segmentado e o ataque ácido atacou inclusive os precipitados intragranulares, como pode ser visto na Figura 5.23 (b).

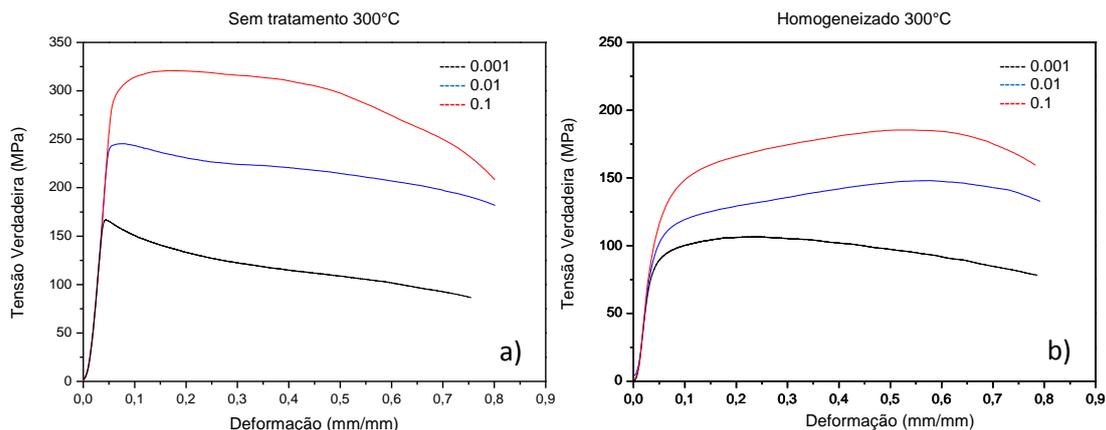


Figura 5.20 Curvas tensão verdadeira *versus* deformação dos corpos de prova sem tratamento (a) e homogeneizados (b) ensaiados a 300°C em diferentes taxas de deformação.

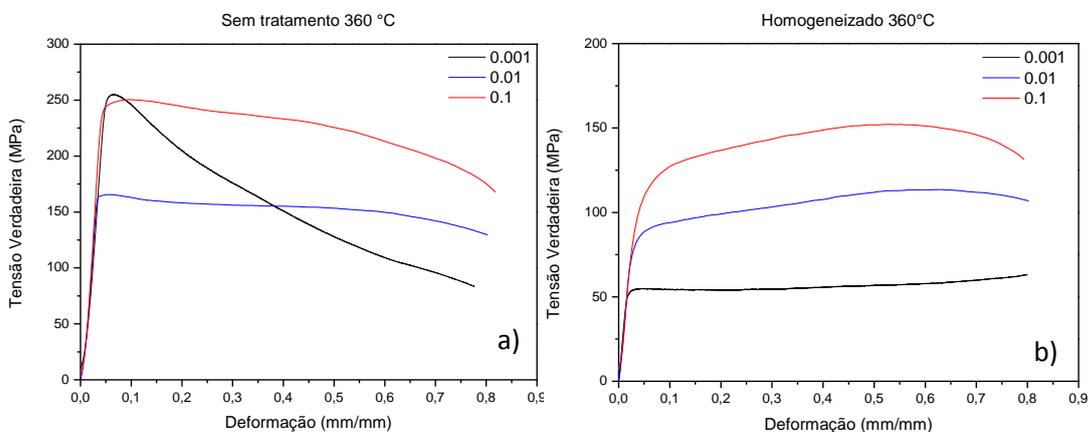


Figura 5.21 Curvas tensão verdadeira *versus* deformação dos corpos de prova sem tratamento (a) e homogeneizados (b) ensaiados a 360°C em diferentes taxas de deformação.

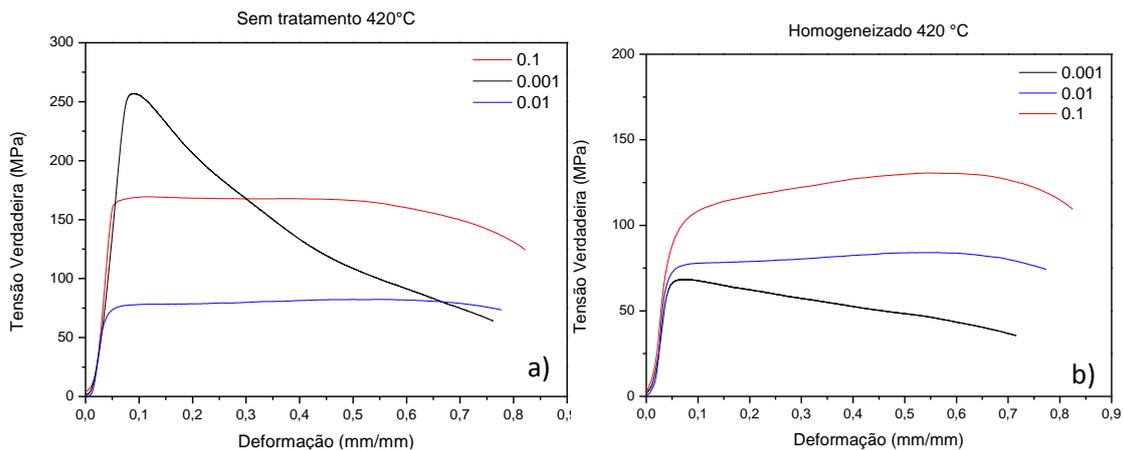


Figura 5.22 Curvas tensão verdadeira *versus* deformação dos corpos de prova sem tratamento (a) e homogeneizados (b) ensaiados a 420°C em diferentes taxas de deformação.

A ocorrência de precipitação dinâmica durante os ensaios do material homogeneizado foi, portanto, um fator impeditivo para a obtenção de uma

equação constitutiva do comportamento do material, já que, para a construção destas equações, é necessário que seja feita a extração dos pontos de inflexão das curvas tensão x deformação, ou seja, é necessário identificar o ponto da deformação crítica para início da recristalização dinâmica. Neste caso, mais de um fenômeno está ocorrendo no material, sendo necessário, portanto que se descrevesse a cinética de precipitação para que se pudesse extrair este fenômeno do de recristalização ou recuperação.

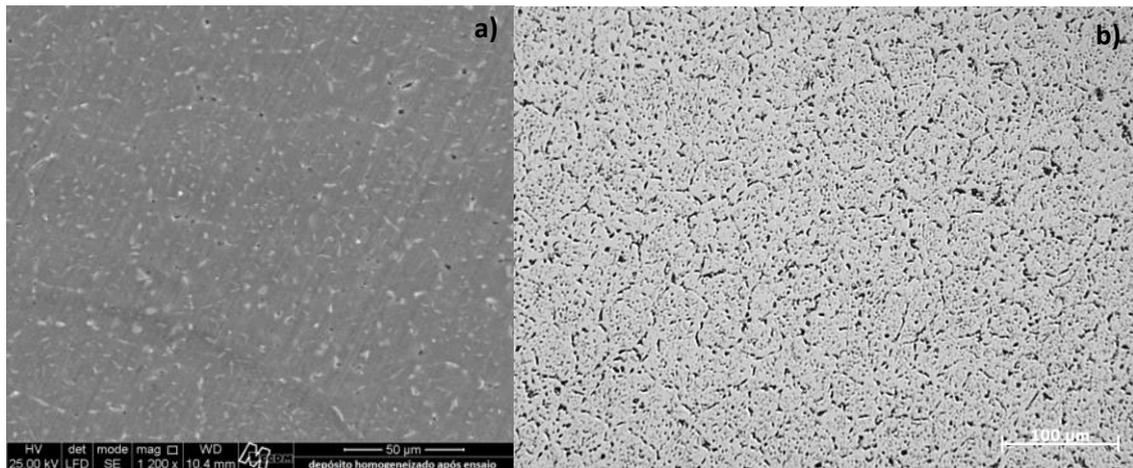


Figura 5.23 Imagens da microestrutura do depósito homogeneizado após ensaio de compressão a quente; (a) MEV do corpo de prova ensaiado a 420°C e taxa de  $0,1 \text{ s}^{-1}$  mostrando distribuição de precipitados intragranulares; em (b) microscopia óptica da mesma amostra mostrando ataque ineficiente para revelar a microestrutura.

Para investigar a ocorrência da precipitação no material homogeneizado, curvas de envelhecimento foram construídas com base nas temperaturas dos ensaios de compressão a quente realizados e o tempo envolvido no ensaio para cada taxa de deformação. As curvas obtidas podem ser vistas na Figura 5.24.

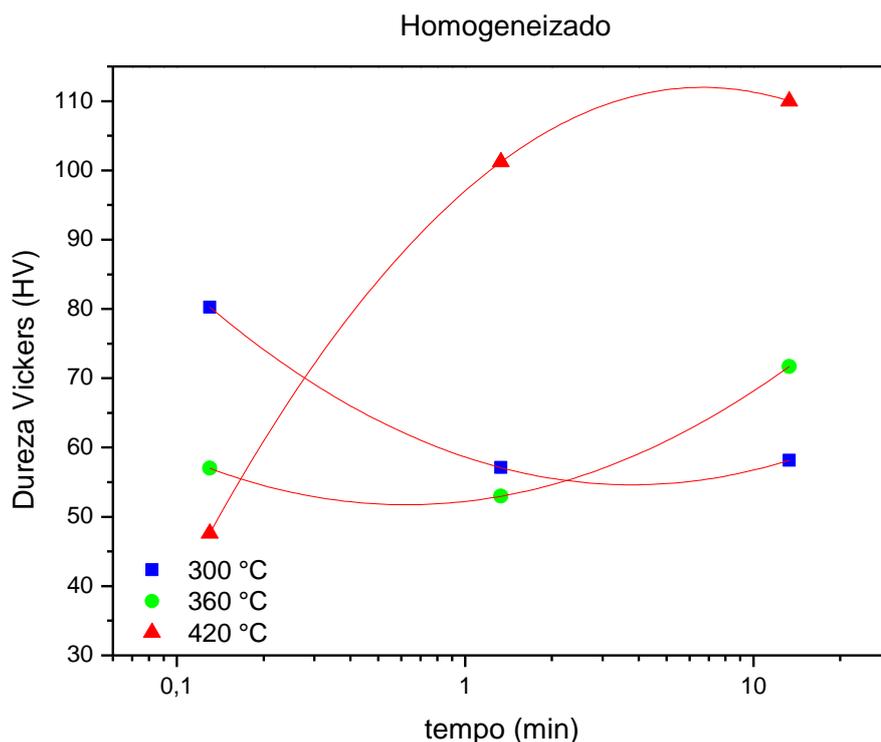


Figura 5.24 Curva de envelhecimento do depósito homogeneizado nas temperaturas do ensaio de compressão a quente e tempos correspondentes à duração dos ensaios nas diferentes taxas de deformação.

Pela curva, é possível observar que na menor temperatura ensaiada (300°C) a dureza inicial é máxima (em 0,13 minutos), sendo reduzida substancialmente com o passar de aproximadamente 1,33 minutos provavelmente devido à dissolução de alguma fase grosseira, mantendo-se estável até aproximadamente 13,33 minutos, mostrando não estar havendo precipitação de nenhuma fase a essa temperatura. Com o aumento da temperatura para 360°C, a dureza em 0,13 minutos foi reduzida substancialmente, provavelmente devido à maior efetividade de dissolução da mesma fase citada anteriormente, amaciando o material mais rapidamente. Ainda nesta temperatura, nota-se um ligeiro aumento da dureza associado a tempos de envelhecimento de 13,3 minutos, o que certamente é devido à uma pequena quantidade de precipitação estática.

Já a curva à maior temperatura de ensaio (420°C), nota-se ainda um maior decréscimo da dureza para tempos de 0,13 minutos, o que certamente foi benéfico para a promoção de supersaturação da rede com os elementos constituintes da fase dissolvida e com o passar de 1,33 minutos nota-se um endurecimento acentuado, mostrando estar havendo uma precipitação massiva de alguma fase endurecedora.

Deste modo, podemos concluir que para as menores taxas utilizadas e maiores temperaturas há a ocorrência de recristalização devido à alta temperatura e das fases grosseiras terem sido dissolvidas logo no início do ensaio; ainda devido à alta temperatura, a ocorrência da recristalização dinâmica contínua impediu que o endurecimento por precipitação fosse significativo.

Ainda analisando as curvas obtidas a 420°C pode-se notar que em altas taxas de deformação não há tempo para ocorrência de recristalização (visto que a cinética é difusional), porém pela curva de envelhecimento, notamos que a dissolução da fase grosseira é muito rápida devido à alta temperatura, deste modo, a recristalização é evitada pela alta taxa, porém a dissolução da fase irá supersaturar a rede cristalina e a precipitação começa a ocorrer durante o ensaio, elevando a resistência do material. O mesmo fenômeno pode ser estendido para as temperaturas de ensaio menores visto que, pela curva de envelhecimento, pode-se notar que há uma tendência do material a precipitar mesmo para as menores temperaturas de envelhecimento e como as curvas de deformação mostraram-se muito semelhantes, a precipitação parece estar sendo induzida pela deformação sofrida durante a compressão.

Observando-se agora a curva obtida à menor temperatura de ensaio (300°C) e comparando-a com a curva de envelhecimento, pode-se notar que não há recristalização dinâmica e o endurecimento dinâmico é mais pronunciado; isto provavelmente decorre do fato de o material não conseguir recristalizar devido à baixa temperatura de ensaio, porém, ainda há dissolução da fase citada, e como citado anteriormente, a curva de envelhecimento mostra uma tendência ao endurecimento com o aumento do tempo de envelhecimento. Desse modo, a precipitação é acelerada pela imposição da deformação plástica na rede e assim a curva tende a crescer, ao contrário do que é observado em altas temperaturas. O comportamento das curvas em taxas intermediárias torna-se uma consequência destes fenômenos ocorridos em condições extremas, tendo comportamentos intermediários.

Na Figura 5.25, apesar do ataque não ter revelado de maneira clara os contornos de grãos, uma comparação entre a microestrutura obtida para o corpo de prova homogeneizado ensaiado a 420°C e 0,001 s<sup>-1</sup> e o ensaiado a 300°C e 0,1 s<sup>-1</sup> pode ser realizada por MO, mostrando traços de recristalização

no corpo de prova ensaiado à maior temperatura e menores evidências de recristalização no ensaiado em menor temperatura.

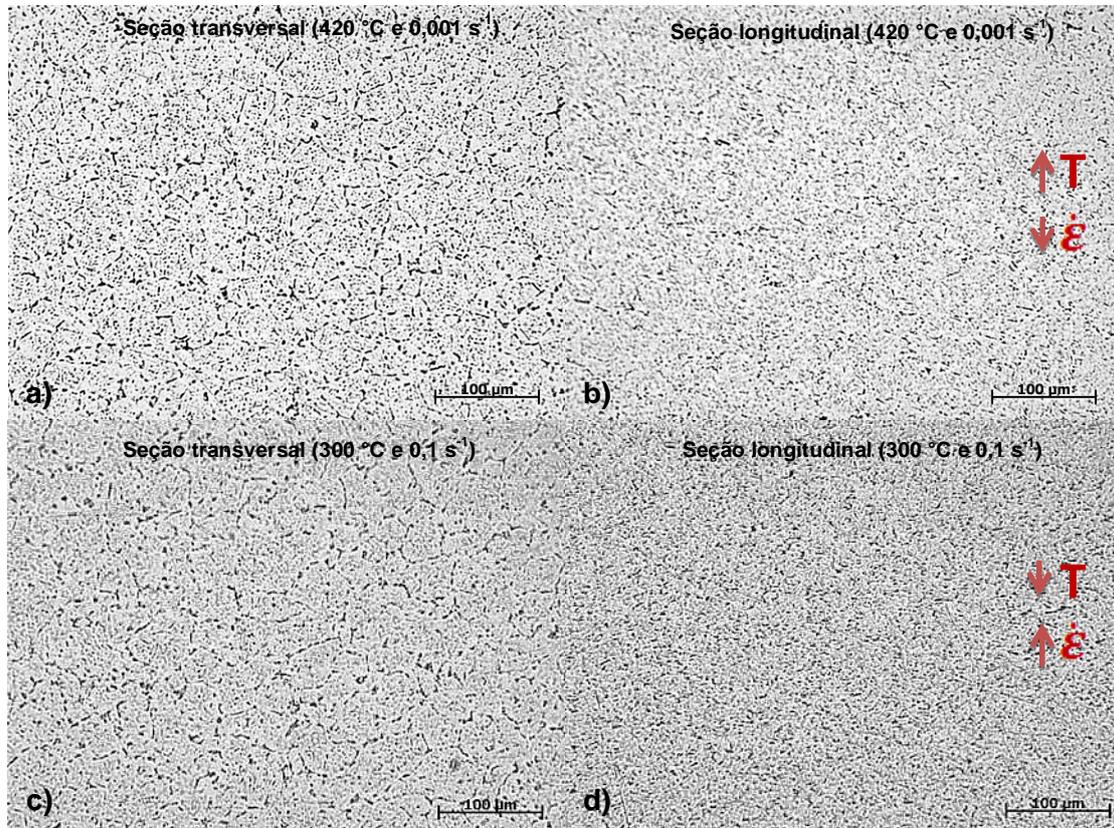


Figura 5.25 MO dos corpos de prova homogeneizados do ensaio de compressão a quente; a) seção transversal e b) seção longitudinal da maior temperatura (420°C) e menor taxa (0,001 s<sup>-1</sup>) e em c) seção transversal e d) seção longitudinal da menor temperatura (300°C) e maior taxa (0,001 s<sup>-1</sup>).

Uma análise de calorimetria diferencial de varredura do depósito confirma o início da dissolução de fases a temperaturas de aproximadamente 225°C o início da formação de outra em temperatura próxima à 375°C, parecendo confirmar as hipóteses apresentadas acima; porém, não houve tempo suficiente para que as fases fossem identificadas.

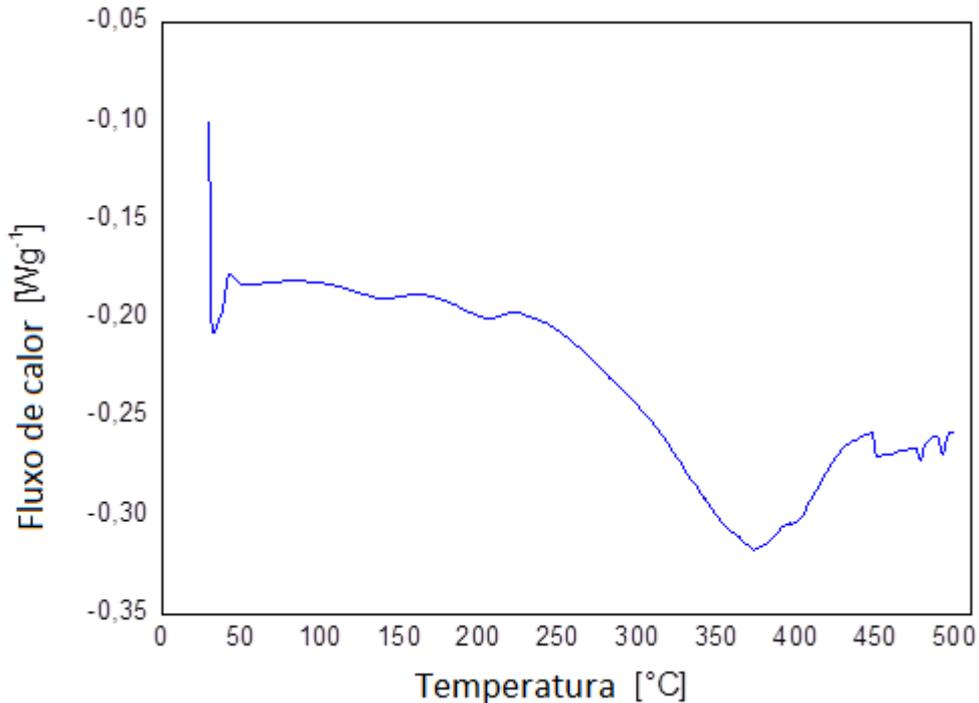


Figura 5.26 Curva de análise de calorimetria diferencial de amostra do depósito.

Analisando-se agora as curvas do material sem homogeneização prévia ao ensaio (Figuras 5.20 (a), 5.21 (a) e 5.22 (a)), observa-se a ocorrência de picos de tensão com formatos característicos da recristalização dinâmica, podendo-se, portanto utilizá-las na construção de uma equação constitutiva. No entanto, as curvas obtidas à menor taxa de deformação utilizada ( $0,001 \text{ s}^{-1}$ ), não apresentaram um comportamento esperado visto que, a  $360$  e  $420^\circ\text{C}$ , apresentaram um limite de escoamento altíssimo quando comparado à mesma taxa utilizada a  $300^\circ\text{C}$  e inclusive maior que os corpos de prova ensaiados à mesma temperatura e taxas mais altas. As curvas das taxas de  $0,001 \text{ s}^{-1}$  nas duas maiores temperaturas ensaiadas mostraram-se extremamente parecidas, confirmando a operação do mesmo fenômeno de endurecimento em ambas as temperaturas. Analisando-se agora uma curva de envelhecimento do material sem tratamento de homogeneização (Figura 5.27) pode-se notar que em todas as temperaturas de envelhecimento há a ocorrência de amaciamento.

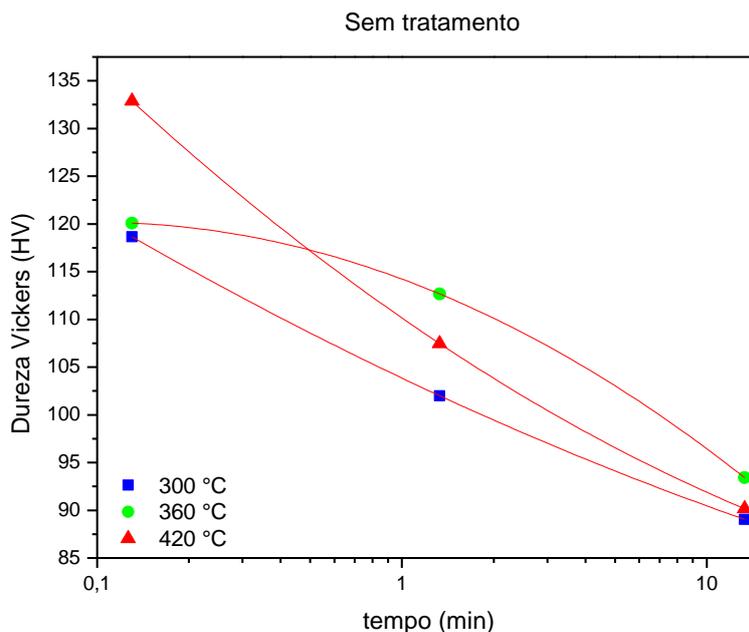


Figura 5.27 Curva de envelhecimento do depósito sem tratamento de homogeneização nas temperaturas do ensaio de compressão a quente e tempos correspondentes à duração dos ensaios nas diferentes taxas de deformação.

Pelas curvas da Figura 5.27, nota-se que não há endurecimento por precipitação estática durante o tempo de ensaio em todas as temperaturas de envelhecimento. Visto que as curvas de tensão x deformação das menores taxas ensaiadas apresentaram limites de escoamento muito mais altos e muito semelhantes, a precipitação foi então induzida pela deformação durante o ensaio, porém de maneira muito mais rápida e acentuada que a precipitação ocorrida nos corpos de prova das mesmas condições homogeneizados, visto que durante o ensaio, as fases endurecedoras grosseiras formadas durante resfriamento no estado sólido próximas aos contornos foram sendo dissolvidas e foram supersaturando a rede com uma concentração muito maior de elementos de liga do que poderia ser conseguido no material homogeneizado; deste modo a precipitação ocorreu mais cedo e foi mais efetiva que no caso do material homogeneizado já que a força motriz para sua ocorrência, influenciada ainda pela deformação, foi muito maior (maior supersaturação da rede). Como essa precipitação se deu mais efetivamente perto dos contornos, a recristalização foi retardada até tensões muito maiores, até que a energia crítica de deformação para recristalização foi excedida e a recristalização dinâmica ocorreu. Na menor temperatura de ensaio (300°C) podemos concluir que a fase a ser dissolvida para que haja precipitação em seguida não foi

dissolvida de maneira efetiva, evitando assim a ocorrência do comportamento observado às menores taxas.

As imagens obtidas por MO dos corpos de prova ensaiados à maior temperatura e menor taxa ( $420^{\circ}\text{C}$  e  $0,001\text{ s}^{-1}$ ) e menor temperatura e maior taxa ( $300^{\circ}\text{C}$  e  $0,1\text{ s}^{-1}$ ) podem ser vistas na Figura 5.28.

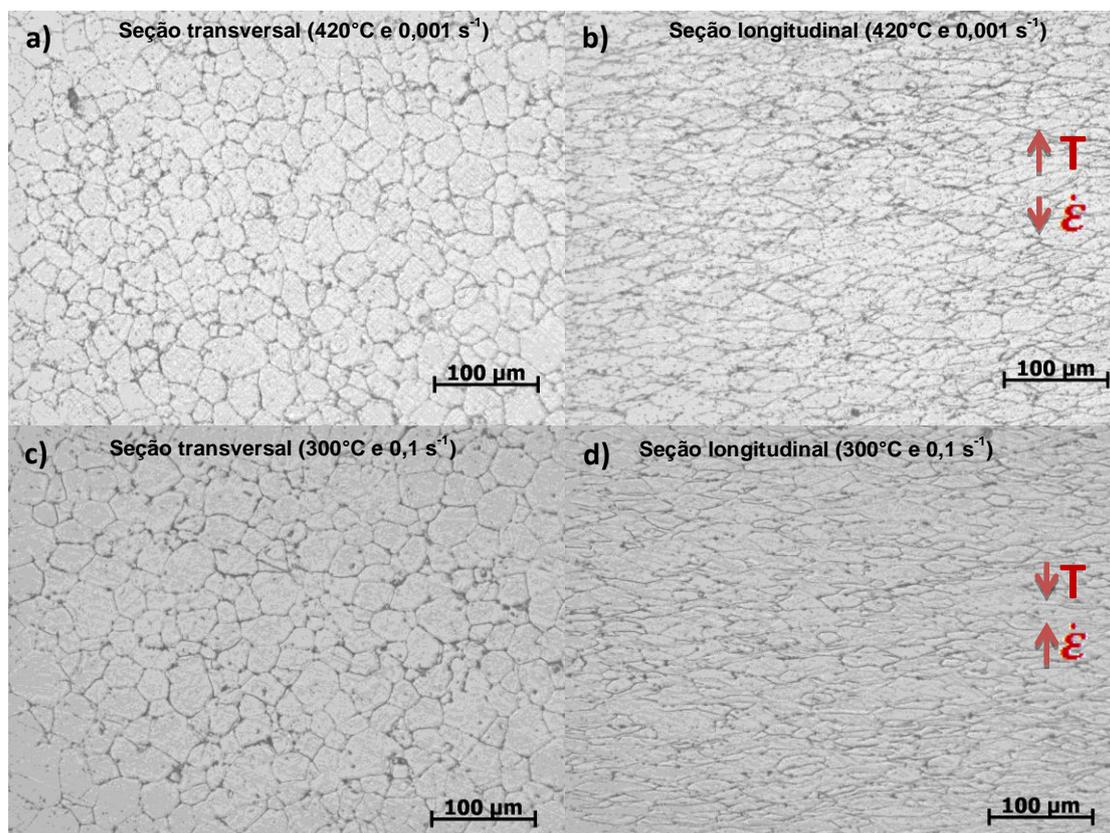


Figura 5.28 MO dos corpos de prova sem tratamento de homogeneização do ensaio de compressão a quente; a) seção transversal e b) seção longitudinal da maior temperatura ( $420^{\circ}\text{C}$ ) e menor taxa ( $0,001\text{ s}^{-1}$ ) e em c) seção transversal e d) seção longitudinal da menor temperatura ( $300^{\circ}\text{C}$ ) e maior taxa ( $0,1\text{ s}^{-1}$ ).

A hipótese levantada para a descrição do comportamento observado é de que como o material apresentava-se com muitos precipitados por não ter sido homogeneizado, uma maior quantidade de segundas fases encontravam-se presentes no material. Desse modo, devido à baixa taxa de deformação (tempos longos) e temperatura suficientemente elevada, essas fases começaram a se dissolver, os elementos entraram em solução na matriz e, em decorrência disto, outra fase começou a precipitar no interior do material, elevando o limite de escoamento a valores de aproximadamente 260 MPa. Na temperatura mais baixa utilizada no ensaio ( $300^{\circ}\text{C}$ ) esse comportamento não

foi observado provavelmente devido à temperatura não ter sido suficiente para dissolver as fases mais grosseiras, deste modo o material apresentou o comportamento esperado, que era de possuir menor limite de escoamento na menor taxa de deformação comparado com os corpos de prova ensaiados na mesma temperatura.

Tendo em vista a ocorrência deste comportamento na menor taxa de deformação e maiores temperaturas, pode-se considerar que trata-se de um material distinto dos outros ensaiados, já que não fazem parte de um mesmo padrão de comportamento. Desse modo as curvas provenientes dessa taxa de deformação tiveram de ser descartadas para a construção da equação constitutiva do material. Menos pontos foram utilizados na construção das retas. Porém, estima-se que o erro associado à aproximação seja baixo já que em toda a literatura observada o padrão dos pontos obtidos mostrou-se sempre linear.

As curvas então utilizadas nas aproximações podem ser vistas na Figura 5.29.

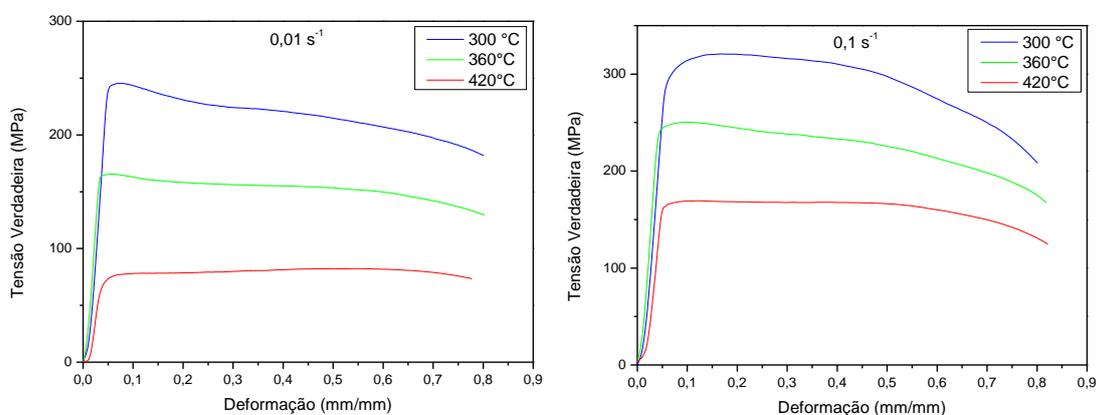


Figura 5.29 Tensão Verdadeira *versus* deformação nas três temperaturas de ensaio para as taxas de 0,01 e 0,1 s<sup>-1</sup> (material sem tratamento de homogeneização).

Como já discutido é possível notar a influência da taxa de deformação na ocorrência da recristalização; em taxas menores o aspecto da curva revela a ocorrência da recristalização mais acentuada, devido ao maior tempo para movimentação de discordâncias e contornos. Em maiores temperaturas o fenômeno de amaciamento também deveria ser mais pronunciado, porém como já mencionado, a precipitação está ocorrendo dinamicamente sendo induzida pela deformação, evitando a ocorrência da recristalização devido ao

bloqueio mais efetivo da movimentação das discordâncias e dos contornos de grão.

### 5.3.1 Construção da equação constitutiva do material não homogeneizado

A equação do tipo Arrhenius utilizada no presente trabalho foi a Equação 3.5. Iniciou-se a identificação das constantes da equação pela descrição da constante  $n$ .

Para encontrar o valor do constante  $n$  do material, a média do logaritmo natural da tensão verdadeira dos pontos de deformação de 0,05 e 0,1 mm/mm foi plotada *versus* o logaritmo natural da taxa de deformação correspondente. O valor de  $n$  do material é calculado como o inverso da média do valor das inclinações das retas obtidas em cada valor de temperatura de ensaio. A relação entre a média dos valores de  $\ln(\sigma)$  e  $\ln(\dot{\epsilon})$  para  $\epsilon = 0,05$  e 0,1 e temperaturas de 300°C, 360°C, e 420°C pode ser visualizada na Figura 5.30.

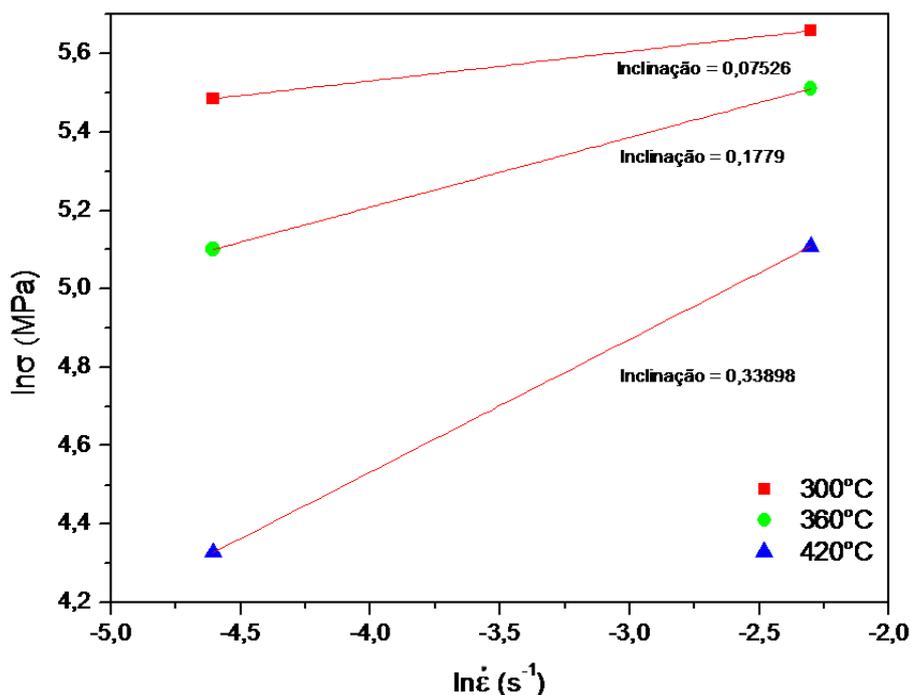


Figura 5.30 Relação entre logaritmo da tensão e da taxa de deformação; plotagem do logaritmo natural da média das tensões obtidas em deformação de 0,05 e 0,1 mm/mm *versus* logaritmo natural da taxa de deformação (material sem tratamento de homogeneização).

O valor de  $n$  calculado foi de 5,07. Após o cálculo de  $n$ , prosseguiu-se com o cálculo da constante  $\alpha$ , que é calculada pela seguinte relação:

$$\alpha = \frac{\beta}{n} \quad (5.1)$$

Para o cálculo da constante  $\beta$ , um gráfico das tensões de pico obtidas a partir dos pontos de inflexão da derivada da tensão *versus* deformação foi plotado *versus* o logaritmo natural da taxa de deformação correspondente nas três temperaturas de ensaio. Tomando-se  $\beta$  como o inverso da média do valor da inclinação das retas obtidas, calculou-se um valor  $\beta = 0,027499 \text{ MPa}^{-1}$ . O gráfico pode ser visto na Figura 5.31.

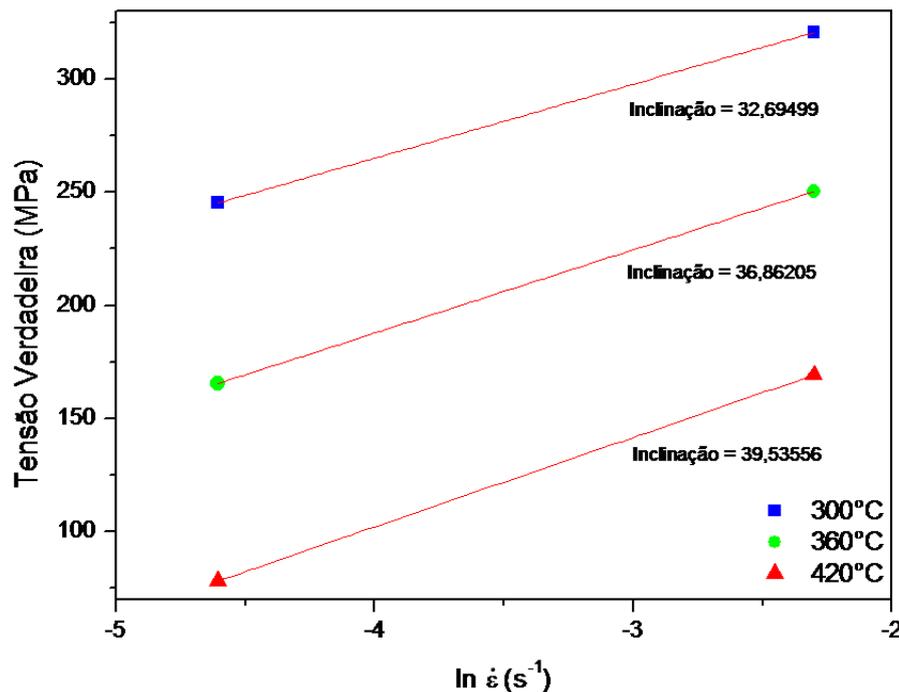


Figura 5.31 Relação entre tensão de pico e logaritmo da taxa de deformação (material sem tratamento de homogeneização).

Deste modo, de acordo com a Equação 5.1, temos o valor de  $\alpha = 0,005424 \text{ MPa}^{-1}$ . O próximo passo foi o cálculo da energia de ativação de deformação aparente,  $Q$ . Essa energia de ativação é definida como a energia que precisa ser superada para que possa ocorrer a nucleação e o crescimento de um novo grão (barreira energética); conseqüentemente, é a energia mínima para ocorrência de recristalização dinâmica.

A Equação 3.5 pode ser reescrita da seguinte maneira:

$$Q = Rn\{d[\ln \sinh(\alpha|\sigma|)]/d(1/T)\} \quad (5.2)$$

A partir da equação, um gráfico do logaritmo natural do seno-hiperbólico da tensão de pico multiplicada pela constante  $\alpha$  calculada anteriormente *versus* o inverso da temperatura em Kelvin para ambas as taxas de deformação utilizadas foi construído para que a inclinação das retas fosse tirada para o cálculo de  $Q$  (Figura 5.32). A média do valor das inclinações obtidas foi de 4850,67712, que equivale a  $Q/(R.n)$ ; substituindo os valores obtém-se que o valor de  $Q$  para o material em questão é de 204,37 kJ/mol, que é um valor muito razoável visto que a encontrada anteriormente por Hu et. al. [28] teve o valor de 256,6 kJ/mol obtido em ensaios de tração a quente da mesma liga AA7050 obtida por laminação e discute a variação deste valor dependendo do estado inicial do material previamente ao ensaio.

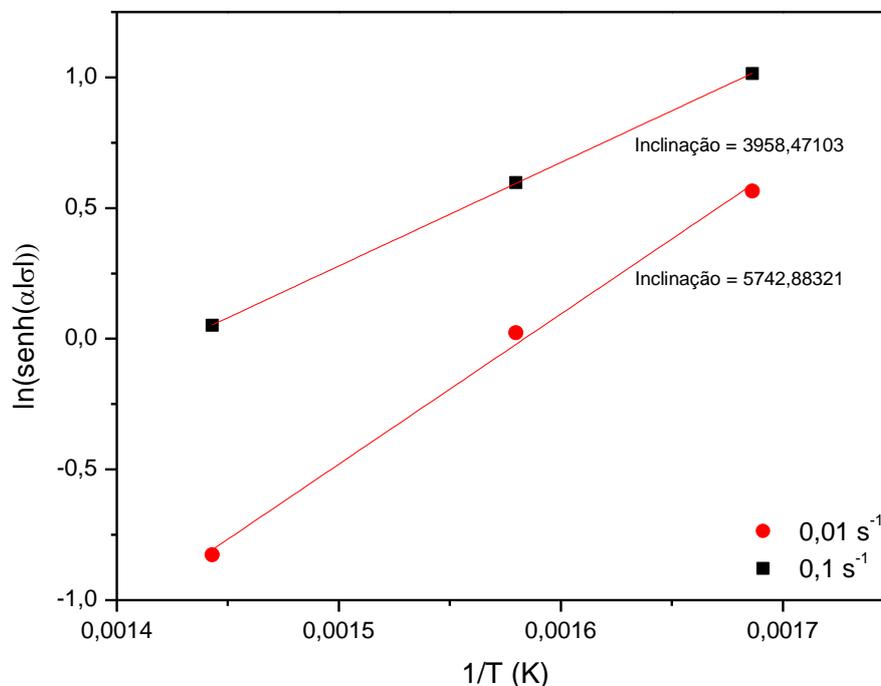


Figura 5.32 Relação entre logaritmo do seno-hiperbólico da tensão e o inverso da temperatura de deformação para as diferentes taxas de deformação (material sem tratamento de homogeneização).

Para o cálculo da última constante do material, pode-se novamente rearranjar a Equação 3.5 da seguinte maneira:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n[\ln \sinh(\alpha|\sigma|)] - \frac{Q}{RT} \quad (5.3)$$

Substituindo os valores calculados chegamos facilmente ao valor de  $A = 1,32687 \cdot 10^{15} \text{ s}^{-1}$ , obtendo-se, portanto, o último valor das constantes do

material a serem determinadas para a construção da equação constitutiva do material sem tratamento de homogeneização.

Portanto, a relação entre  $\dot{\epsilon}$ , T e  $\sigma$  para o material sem homogeneização pode ser expressa como:

$$\dot{\epsilon} = 1,32687 \cdot 10^{15} \cdot \ln[\sinh(0,005424 \cdot \sigma)]^{5,07} \cdot \exp \frac{-204,37 \cdot 10^3}{8,31 \cdot T} \quad (5.4)$$

De posse da equação constitutiva obtida para esta condição do material, é possível então substituir os valores de temperatura e taxa de deformação utilizados no ensaio de compressão a quente e comparar as tensões de pico calculadas pela equação com as obtidas nos ensaios. Uma comparação dos valores das tensões de pico medidas e calculadas pode ser vista na Tabela 5.7.

Tabela 5.7 Valores das tensões de pico medidas e calculadas de acordo com temperatura e taxa de deformação para o depósito homogeneizado previamente ao ensaio de compressão a quente.

Depósito Homogeneizado				
Temperatura (°C)	Taxa de deformação (s <sup>-1</sup> )	Tensão de Pico Medida (MPa)	Tensão de Pico Calculada (MPa)	Diferença (%)
300	0,1	185,3	187,0	0,92
	0,01	147,9	155,3	5,00
360	0,1	152,1	137,0	-9,93
	0,01	112,9	111,4	-1,33
420	0,1	130,5	103,3	-20,84
	0,01	78,2	83,0	6,14

Pela tabela, podemos perceber que a equação constitutiva construída apresenta um erro máximo de 21% do valor real para a maior temperatura utilizada no ensaio e maior taxa de deformação, apresentando valores muito próximos aos reais para as temperaturas de conformação mais baixas, com uma média de diferença entre os valores das tensões reais e calculadas de 7,4%. A utilização de um maior número de temperaturas no ensaio de compressão a quente certamente reduziria o valor do erro máximo encontrado, o que não foi possível devido à baixa quantidade de material disponível para a confecção de corpos de prova.

### 5.3.2 Construção da equação constitutiva do material homogeneizado

Repetindo-se todos os procedimentos descritos no item anterior, a equação constitutiva do material na condição de homogeneizado foi descrita, portanto para encontrar o valor do constante  $n$  do material, a média do logaritmo natural da tensão verdadeira dos pontos de deformação de 0,05 e 0,1 mm/mm foi plotada *versus* o logaritmo natural da taxa de deformação correspondente. A relação entre a média dos valores de  $\ln(\sigma)$  e  $\ln(\dot{\epsilon})$  para  $\epsilon=0,05$  e  $0,1$  e temperaturas de  $300^{\circ}\text{C}$ ,  $360^{\circ}\text{C}$ , e  $420^{\circ}\text{C}$  pode ser visualizada na Figura 5.33.

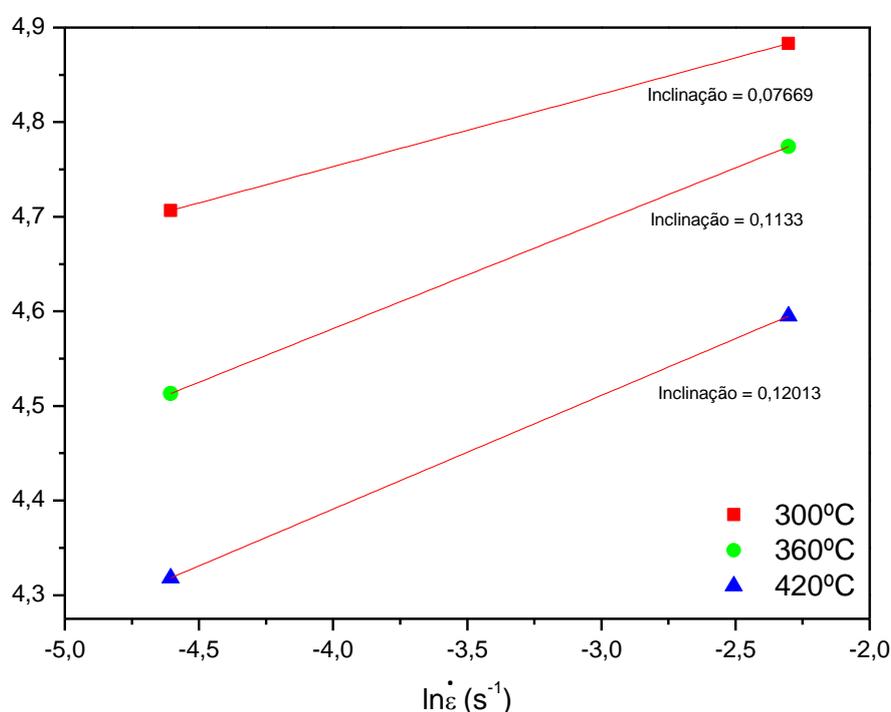


Figura 5.33 Relação entre logaritmo da tensão e da taxa de deformação; plotagem do logaritmo natural da média das tensões obtidas em deformação de 0,05 e 0,1 mm/mm *versus* logaritmo natural da taxa de deformação (material homogeneizado).

O valor de  $n$  calculado foi de 9,67. Após o cálculo de  $n$ , prosseguiu-se com o cálculo da constante  $\alpha$ , calculada pela equação 5.1.

Para o cálculo da constante  $\beta$ , um gráfico das tensões de pico obtidas a partir dos pontos de inflexão da derivada da tensão *versus* deformação foi plotado *versus* o logaritmo natural da taxa de deformação correspondente nas três temperaturas de ensaio. Tomando-se  $\beta$  como o inverso da média do valor da inclinação das retas obtidas, calculou-se um valor  $\beta = 0,053563 \text{ MPa}^{-1}$ . O gráfico pode ser visto na Figura 5.34.

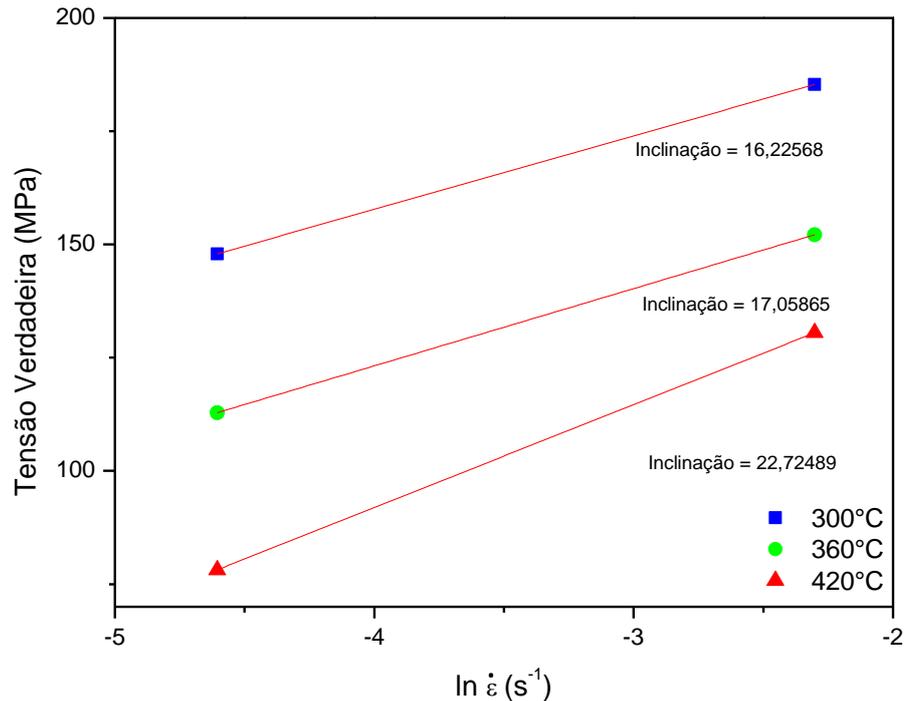


Figura 5.34 Relação entre tensão de pico e logaritmo da taxa de deformação (material homogeneizado).

Deste modo, de acordo com a Equação 5.1, temos o valor de  $\alpha = 0,005537 \text{ MPa}^{-1}$ . O próximo passo foi o cálculo da energia de ativação de deformação aparente, calculada novamente pela equação 5.2.

O gráfico do logaritmo natural do seno-hiperbólico da tensão de pico multiplicada pela constante  $\alpha$  calculada *versus* o inverso da temperatura em Kelvin para ambas as taxas de deformação utilizadas (utilizado para o cálculo de  $Q$ ) pode ser visto na Figura 5.35. A média do valor das inclinações obtidas foi de 2354,70, obtendo-se o valor de  $Q = 189,291 \text{ kJ/mol}$ , sendo este um valor próximo ao calculado para o mesmo material, porém sem tratamento de homogeneização prévio (204,37 kJ/mol).

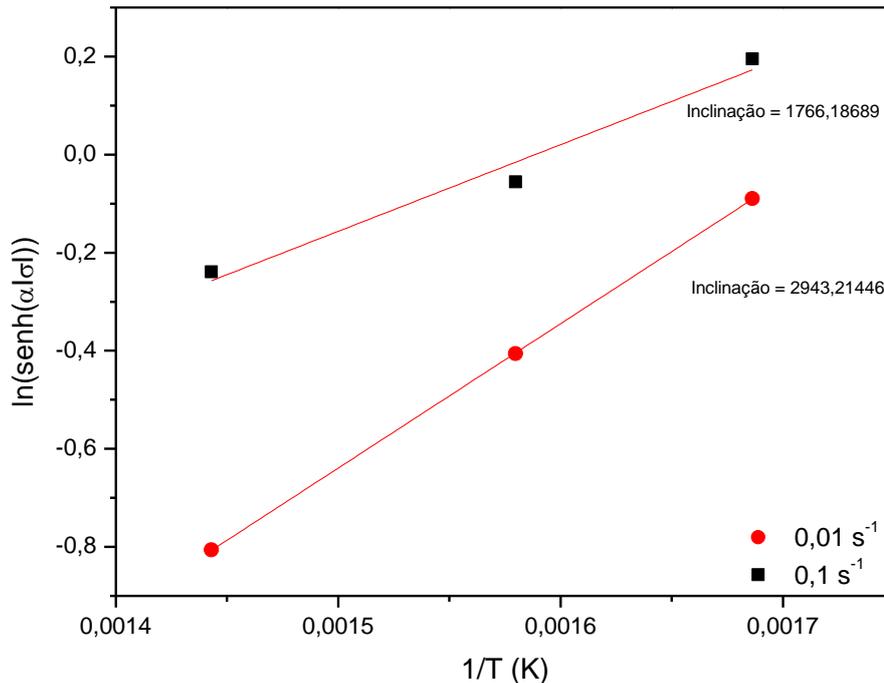


Figura 5.35 Relação entre logaritmo do seno-hiperbólico da tensão e o inverso da temperatura de deformação para as diferentes taxas de deformação (material homogeneizado).

Para o cálculo da última constante do material, utiliza-se novamente a equação 5.3. Substituindo os valores calculados chegamos ao valor de  $A = 2,47593 \cdot 10^{15} \text{ s}^{-1}$ , obtendo-se, portanto, o último valor das constantes do material a serem determinadas para a construção da equação constitutiva.

Portanto, a relação entre  $\dot{\epsilon}$ ,  $T$  e  $\sigma$  para o material homogeneizado pode ser expressa como:

$$\dot{\epsilon} = 2,47593 \cdot 10^{15} \cdot \ln[\sinh(0,005537 \cdot \sigma)]^{9,67} \cdot \exp\left(\frac{-189,291 \cdot 10^8}{8,31 \cdot T}\right) \quad (5.5)$$

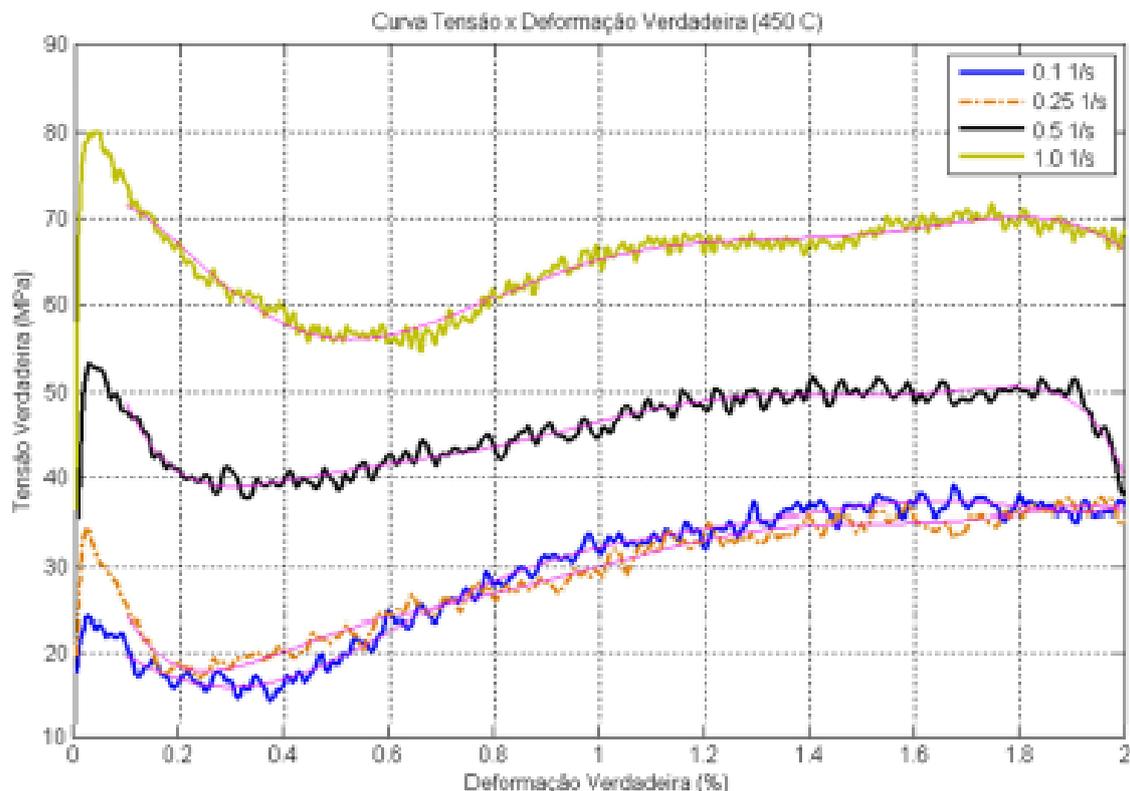
De posse da equação obtida, é possível, novamente, comparar os valores das tensões de pico calculadas por meio da equação e das obtidas no ensaio de compressão a quente. Uma comparação dos valores calculados e medidos pode ser vista na Tabela 5.8.

Tabela 5.8 Valores das tensões de pico medidas e calculadas de acordo com temperatura e taxa de deformação para o depósito não homogeneizado previamente ao ensaio de compressão a quente.

<b>Depósito Não Homogeneizado</b>				
<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Taxa de deformação (s<sup>-1</sup>)</b>	<b>Tensão de Pico Medida (MPa)</b>	<b>Tensão de Pico Calculada (MPa)</b>	<b>Diferença (%)</b>
300	0,1	320,6	343,1	7,02
	0,01	245,4	265,5	8,19
360	0,1	250,4	210,5	-15,93
	0,01	165,5	148,1	-10,51
420	0,1	169,3	124,0	-26,76
	0,01	78,3	82,0	4,73

Analisando a Tabela 5.8, podemos perceber que, novamente, a maior diferença entre os valores medidos e obtidos no ensaio se dá à maior temperatura de conformação e maior taxa de deformação. Comparando-se a Tabela 5.7 à 5.8, é visível que a equação descrita para o depósito homogeneizado melhor descreve o comportamento do material, visto que a média das diferenças entre os valores medidos e calculados se mostraram bem menores para o material não homogeneizado (12,9%).

Hyodo [1], estudou o comportamento sob deformação a quente da mesma liga do presente trabalho, tendo sido o material também homogeneizado com os mesmos parâmetros aqui utilizados (420°C por 4 horas seguido de 8 horas a 470°C), em seguida o depósito foi extrudado e o material foi ensaiado por meio de ensaios de torção a quente em quatro taxas de deformação distintas (0,1; 0,25; 0,5 e 1 s<sup>-1</sup>) a 450°C. A tensão de pico obtida no ensaio de torção a quente a 450°C e menor taxa de deformação (0,1 s<sup>-1</sup>) foi de aproximadamente 25 MPa, como pode ser visualizado na Figura 5.36.



5.36 Curvas Tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira obtidas por meio de ensaios de torção a quente realizados a 450°C em uma liga AA7050 conformada por spray e extrudada para as taxas de deformação de 0,1; 0,25; 0,5 e 1 s<sup>-1</sup> [1].

Substituindo os valores de temperatura e taxas de deformação utilizados no ensaio de torção a quente do trabalho citado [1] nas equações obtidas no presente trabalho (Equações 5.4 e 5.5), obtêm-se os seguintes valores (Tabela 5.9):

Tabela 5.9 Valores das tensões de pico medida em [1] e calculadas com as Equações 5.4 e 5.5 utilizando as mesmas condições do ensaio de torção a quente.

Taxa de deformação (s <sup>-1</sup> )	Temperatura (°C)	Tensão de pico obtida pelo ensaio de torção a quente [1] (MPa)	Tensão de pico calculada pela equação do depósito homogeneizado (MPa)	Tensão de pico calculada pela equação do depósito não homogeneizado (MPa)
0,1	450	~25	90,8	95,5

Analisando a Tabela 5.9, podemos concluir que as equações descritas não podem ser utilizadas para modelar o mesmo material com outras histórias termomecânicas, visto que os valores calculados se mostraram extremamente superiores aos obtidos no ensaio, ou seja, para cada condição microestrutural inicial do material (distribuição de tamanhos de grão, quantidade e tipos de

precipitados, etc.) uma equação deve ser construída, uma vez que a ocorrência dos fenômenos de amaciamento e endurecimento é diretamente ligada à condição inicial do material previamente ao processamento termomecânico (quantidade de deformação acumulada, supersaturação etc.).

Deste modo, visto que o material ensaiado por torção a quente não se encontrava nas mesmas condições microestruturais (embora se tratasse da mesma liga) das dos materiais estudados no presente trabalho, a grande diferença de valores obtida na comparação realizada já era esperada, inicialmente devido às diferenças microestruturais pela diferença da história termomecânica entre os materiais ensaiados, podendo-se atribuir também uma parcela da razão da diferença de valores encontrada ao fato de que, como discutido anteriormente, maiores erros de cálculo da tensão de pico pelas equações constitutivas foram associados às maiores temperaturas e maiores taxas de deformação (a  $420^{\circ}\text{C}$  e  $0,1\text{ s}^{-1}$ ).

#### **5.4 Utilização de equação constitutiva no software DEFORM**

Com posse das equações descritas, já é possível modelar o comportamento do material em softwares de simulação termomecânica. Porém, a fim de se calcular a alteração microestrutural, ou seja, com base no tamanho inicial dos grãos a serem processados prever qual o tamanho de grão ao fim do processo devido à ocorrência de recristalização dinâmica, faz-se necessário calcular a fração recristalizada, o que não foi possível realizar no presente trabalho, pois, para isso, seria necessário considerar na construção desta equação a ocorrência da precipitação durante os ensaios, que altera o formato das curvas, impedindo a extração de dados de deformação de máxima taxa de amaciamento, necessária para a construção da equação que descreve a fração recristalizada.

Para fins de ilustração e um estudo inicial dos fenômenos que ocorreriam durante a extrusão do material sem tratamento utilizando a equação constitutiva aqui descrita (Equação 5.4), uma análise do processamento termomecânico muito semelhante ao realizado com o depósito homogeneizado foi feito no software Deform (redução de 107/8 mm, velocidade de 21 mm/min a  $420^{\circ}\text{C}$ ), porém, em apenas duas dimensões, que acelera muito a velocidade de

obtenção de resultados já que o software não é de simples manipulação e os resultados da alteração de cada parâmetro antes da realização dos cálculos demoram aproximadamente 1 hora para serem gerados. A utilização da equação do material não homogêneo foi utilizada visto que a simulação do processo teve apenas caráter ilustrativo e foi a primeira a ser aqui descrita.

Uma primeira análise passível de ser realizada é da temperatura resultante do processamento gerada pelo calor adiabático. Na Figura 5.37 pode-se ter ideia de como a distribuição da temperatura se dá nas regiões próximas à matriz de extrusão. Com posse dessa informação, seria possível prever se haveria fusão incipiente de possíveis fases grosseiras nos contornos de grão que gerariam defeitos no extrudado, como o ocorrido com a barra extrudada à 450°C (Figura 4.3 (a)). Pela análise numérica consegue-se prever qual a melhor combinação de formato da matriz, temperatura de extrusão e taxa de deformação que resultará em melhor faixa de temperatura de deformação na matriz. Na imagem, pode-se observar um gráfico da distribuição de temperatura nos diferentes pontos analisados (P1, P2 e P3) em um dos passes de deformação.

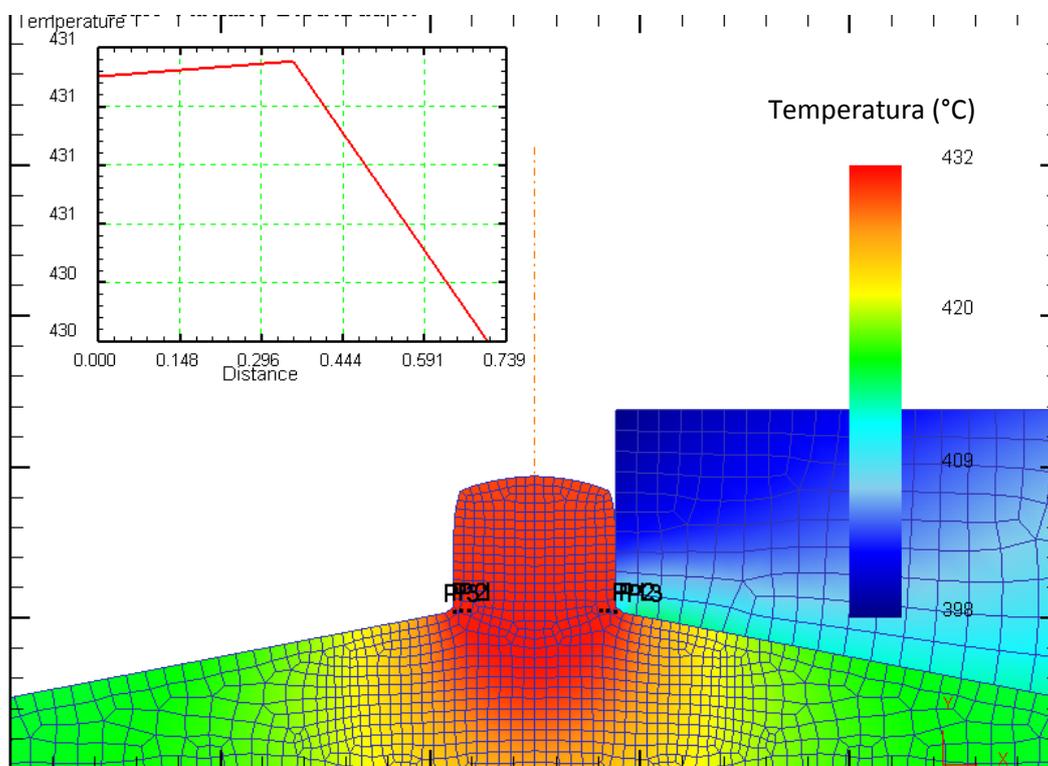


Figura 5.37 Distribuição de temperatura durante extrusão a quente realizada com os dados da Equação 5.4 obtida no presente trabalho.

Outra variável a ser estudada é a taxa de deformação resultante em diferentes pontos da malha, visto que a tensão resultante é um resultado da combinação da taxa de deformação e da temperatura em cada ponto. Com apenas essas duas análises já seria possível descrever a tensão alcançada ao longo do material extrudado. A distribuição da taxa de deformação do mesmo passo de deformação da Figura 5.37 é mostrada na Figura 5.38.

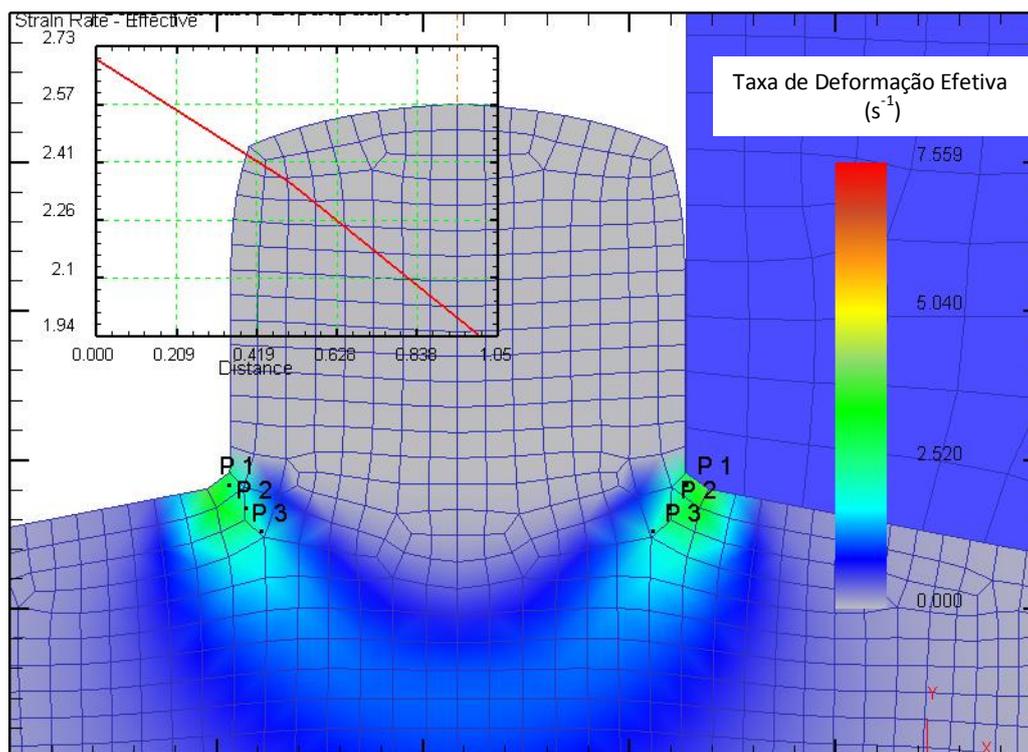


Figura 5.38 Distribuição da taxa de deformação durante extrusão a quente realizada com os dados da Equação 5.4 obtida no presente trabalho.

A tensão e a deformação obtida em cada passe também são plotadas na análise (Figuras 5.39 e 5.40); se a equação de fração recristalizada pudesse ter sido descrita, pela equação constitutiva poderíamos analisar a ocorrência de recristalização e pela equação da fração recristalizada veríamos qual foi a extensão da recristalização, tendo-se então ideia das propriedades mecânicas resultantes dos parâmetros adotados.

Pela análise realizada, é possível observar que as maiores deformações efetivas e principalmente taxas de deformação encontraram-se nas regiões em contato com a matriz onde se inicia o menor diâmetro (ponto P3), com ligeira queda de temperatura devido ao contato com a matriz o que nos leva a concluir que nessas regiões houve condições suficientes para que o início da recristalização se desse, diminuindo acentuadamente em regiões a 1,0 mm da

parede da matriz (ponto P2), levando à ocorrência do fenômeno descontínuo observado na microestrutura.

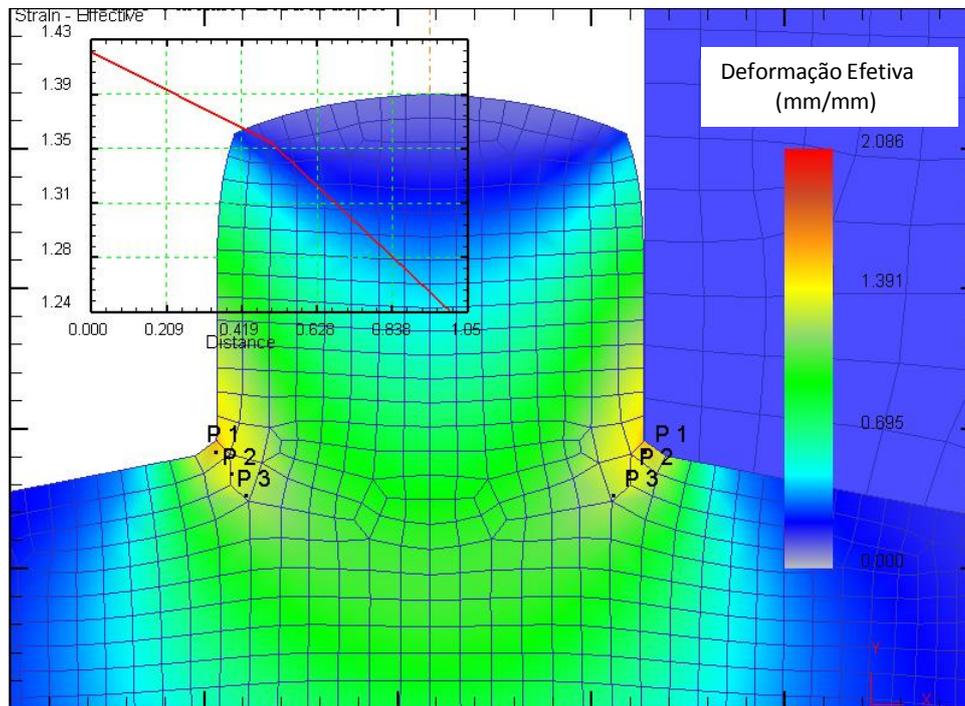


Figura 5.39 Distribuição da deformação efetiva durante extrusão a quente realizada com os dados da Equação 5.4 obtida no presente trabalho.

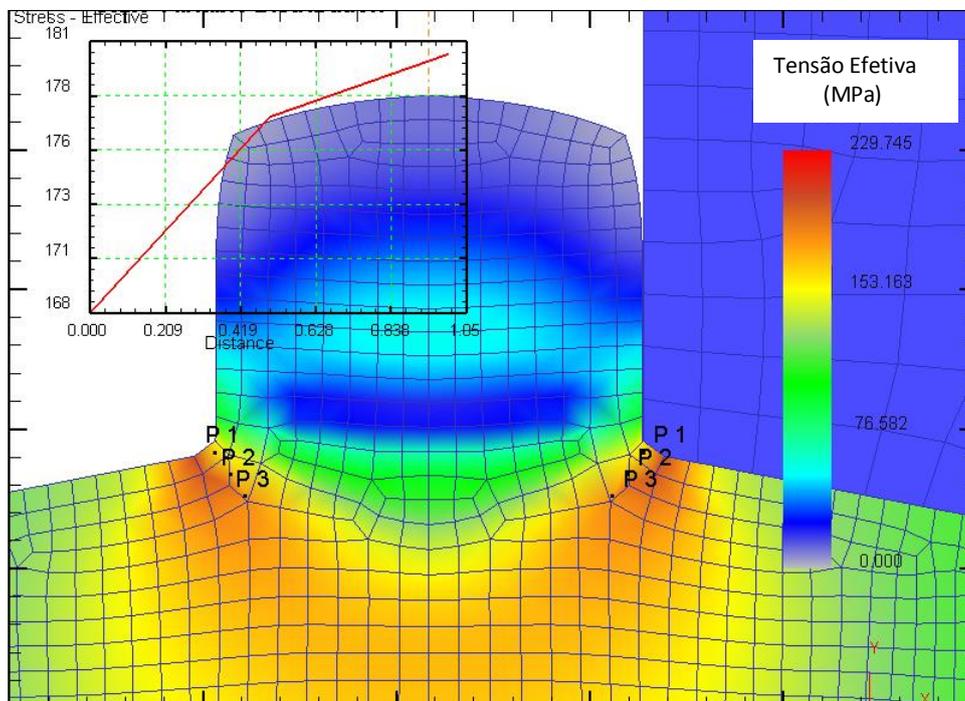


Figura 5.40 Distribuição da tensão efetiva durante extrusão a quente realizada com os dados da Equação 5.4 obtida no presente trabalho.

## 6 CONCLUSÕES

Após a análise dos resultados obtidos, podemos afirmar que:

1. O Processo de conformação por spray foi efetivo para realizar a reciclagem de cavacos da liga AA7050 provenientes da usinagem de produtos aeronáuticos, evitando a segregação excessiva de elementos de liga para os contornos devido à alta taxa de resfriamento, mantendo a microestrutura refinada, porém, com alta porosidade.
2. A extrusão a quente do depósito homogeneizado se mostrou eficiente (quando realizada em temperatura de 420°C, visto que à 450°C houve trincamento ao longo de todo o extrudado) no fechamento dos poros originados na deposição por spray, promovendo também a quebra e refino da microestrutura; porém, o processo pode ter promovido a formação de textura cristalográfica no material, o que levou à mudança na característica das fraturas durante ensaio de tração, apresentando tanto fraturas do tipo *slant* como fraturas mistas (*slant* e taça-cone). A textura cristalográfica deve continuar no material após forjamento a frio; porém, a recristalização dos fios pode ser conseguida por meio de tratamento térmico a 470°C por menos de 5 minutos, ao contrário das barras de 8,0 mm que sofreram apenas amaciamento por recuperação à mesma temperatura e tempos crescentes.
3. As propriedades mecânicas dos produtos obtidos (fios) foram superiores às especificações mínimas da liga, mostrando que a rota adotada poderia, em tese, permitir a reintrodução do material na indústria aeronáutica.
4. A homogeneização do depósito previamente à extrusão irá impedir de maneira mais efetiva a ocorrência da recristalização, visto que os corpos de prova provenientes do depósito homogeneizado ensaiados na mesma taxa de deformação da extrusão ( $0,1 \text{ s}^{-1}$ ) não recristalizaram durante o ensaio, ocorrendo ainda precipitação dinâmica, o que dificulta o processo de extrusão. Deste modo, se o depósito tivesse sido extrudado como obtido, a recristalização ocorreria mais facilmente, evitando a texturização do material e facilitando o processo devido ao amaciamento e ainda devido à não ocorrência da precipitação durante o processo.

5. A equação constitutiva de ambos os materiais foi descrita por meio dos ensaios de compressão a quente realizados, porém, no caso do material homogeneizado, não ocorreu o amaciamento por recristalização, apresentando endurecimento dinâmico por precipitação durante a deformação. Tanto no material homogeneizado quanto no que não foi homogeneizado, a descrição das equações foi realizada utilizando-se menos pontos do que o esperado devido à necessidade de se “descartar” três curvas correspondentes às menores taxas de deformação ensaiadas para cada material, embutindo algum erro à estimativa das constantes da equação constitutiva.

## **7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

1. Descrever a cinética de precipitação induzida pela deformação para que o comportamento do material homogeneizado possa ser descrito e simulado em softwares processamento termomecânico.
2. Estudar a resistência à fadiga dos fios forjados para que o seu emprego em componentes solicitados dinamicamente possa ser mais bem avaliado.
3. Simular a extrusão do depósito sem homogeneização de maneira a obter um produto completamente recristalizado para evitar a texturização durante processamento.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] HYODO, A.; Reciclagem de cavacos de ligas de alumínio 7050-T7451 utilizando conformação por spray e tratamentos termomecânicos, Tese, Universidade Federal de São Carlos, 2012.

[2] BERETA, L.A., FERRARINI, C.F., KIMINAMI, C.S., BOTTA, W.J.F., BOLFARINI, C., Microstructure and mechanical properties of spray deposited and extruded/heat treated hypoeutectic Al–Si alloy, *Materials Science and Engineering A*, 449–451, (2007), 850–853.

[3] FRANK S., Y.-H., SAM CHIANG, C.-S., TSAO, CHI Y.A., Extrusion characteristics of spray-formed AC9A aluminum alloy, *Materials Science and Engineering*, A364, (2004), 305–312.

[4] ASM American Society of Materials, *Properties and Selection: Irons, Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, Vol. 2. Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys, Properties of Wrought Aluminum and Aluminum Alloys, 1900.

[5] HAN, N.M., ZHANG, X.M., LIU, S.D., HE, D.G., ZHANG, R., Effect of solution treatment on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050; *Journal of Alloys and Compounds*, 509, (2011), 4138–4145.

[6] DIXIT, M., MISHRA, R.S., SANKARAN, K.K.; Structure–property correlations in Al 7050 and Al 7055 high-strength aluminum alloys; *Materials Science and Engineering A* 478 (2008) 163–172.

[7] SHA, G.; CERESO, A., Early-stage precipitation in Al–Zn–Mg–Cu alloy (7050), *Acta Materialia*, 2004.

[8] BERG, L.K., GJØNNES, J., HANSEN, V., LI X.Z., KNUTSON-WEDEL M., WATERLOO, G., SCHRYVERS, D., WALLEMBERG L.R., GP-Zones in Al–Zn–Mg alloys and their role in Artificial aging, *Acta materialia*, 49, (2001), 3443–3451.

[9] MAZZER, E.M., AFONSO, C.R.M., GALANO, M., KIMINAMI, C.S., BOLFARINI, C., Microstructure evolution and mechanical properties of Al–Zn–

Mg–Cu alloy reprocessed by spray-forming and heat treated at peak aged condition, *Journal of Alloys and Compounds*, 579, (2013), 169–173.

[10] SHARMA, M.M., AMATEAU, M.F., EDEN, T.J., Mesoscopic structure control of spray formed high strength, *Acta Materialia*, 53, (2005), 2919–2924.

[11] GEROLD V, HARBERKORN H., *Phys Stat Sol* 1966;16:675–9.

[12] OSAMURA, K., OKUDA, H., AMENIYA, Y., HASHIZUME, H., Dynamical structure change during reversion above zone solvus in Al-Zn binary alloys, *Acta Metall*, Vol. 36, (1988), 899-906.

[13] OSAMURA K., OCHIAI S., UEHARA T., *Japan J Light Metal*, (1984), 34-192.

[14] LI, X.M., STARINKB, M.J.; Identification and analysis of intermetallic phases in overaged Zr-containing and Cr-containing Al–Zn–Mg–Cu alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, 509, (2011), 471–476.

[15] ROKHLIN, L.L., DOBATEKINA, T.V., BOCHVAR, N.R., LYSOVA, E.V., Investigation of phase equilibria in alloys of the Al–Zn–Mg–Cu–Zr–Sc system, *Journal of Alloys and Compounds*, 367, (2004), 10–16.

[16] OSAMURA, K. et al. *Materials Science Form* 1966; 217–222:1829–34.

[17] GRÖBNER, J., ROKHLIN, L.L., DOBATEKINA, T.V., SCHMID-FETZER, R., Predictive calculation of phase formation in Al-rich Al–Zn–Mg–Cu–Sc–Zr alloys using a thermodynamic Mg-alloy database, *Journal of Alloys and Compounds*, 433, (2007), 108–113.

[18] XI-GANG, F., DA-MING, J., QING-CHANG, M., BAO-YOU, Z., TAO, W., Evolution of eutectic structures in Al-Zn-Mg-Cu alloys during heat treatment, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 16, (2006), 577-581.

[19] FAN, X., JIANG, D., MENG, Q., ZHONG, L., The microstructural evolution of an Al–Zn–Mg–Cu alloy during homogenization, *Materials Letters*, 60, (2006), 1475–1479.

- [20] GRANT, P.S., Spray forming. *Progress in Materials Science*, 39, (1995), 497-545.
- [21] LEE, J., JUNG J.Y., LEE, E, PARK, W.J., AHN, S., KIM, N.J., Microstructure and properties of titanium boride dispersed Cu alloys fabricated by spray forming; *Materials Science and Engineering*, 1999.
- [22] LAVERNIA, E.J.; GRANT, N.J., Spray Deposition of Metals: a review. *Materials Science and Engineering*, 98, 1988.
- [23] SHU, G., ZHI-LIANG, N., FU-YANG, C., JIAN-FEI, S., Microstructural evolution of spray-formed Al-11.5Zn-2.0Mg-1.6Cu alloy during hot-extrusion and heat-treatment; *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009.
- [24] LIU, D., ZHAO, J., YE, H., Modeling of the solidification of gas-atomized alloy droplets during spray forming, *Materials Science and Engineering A*, 372, (2004), 229–234.
- [25] PRYDS, N.H., HATTEL, J.H., PEDERSEN, T.B., THORBORG, J., An integrated numerical model of the spray forming process, *Acta Materialia*, 50, (2002), 4075–4091.
- [26] PEDERSEN, T.B., HATTEL J.H., PRYDS, N.H., PEDERSEN, A.S., BUCHHOLZ, M., UHLENWINKEL, V., In: BAUCKHAGE, K., UHLENWINKEL, V., FRITSCHING, U., editors. *International Conference On Spray Deposition and Melt Atomization*, Bremen, Germany; June 26–8, 2000.
- [27] <http://dc359.4shared.com/doc/hE44KAmH/preview.html> acessado em 02/05/2014.
- [28] HU, H.E., ZHEN, L., YANG, L., SHAO, W.Z., ZHANG, B.Y., Deformation behavior and microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during high temperature deformation, *Materials Science and Engineering A*, 488, (2008), 64–71.
- [29] DIETER, G.E., *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill, New York, 1988, p. 625.

[30] [http://www.torrington-machinery.com/process/rotary\\_swaging.html](http://www.torrington-machinery.com/process/rotary_swaging.html)

[31] LIMA, S., CHOIA, H., LEEB, C., Forming characteristics of tubular product through the rotary swaging process; *Journal of Materials Processing Technology*, 2009.

[32] SELLARS, C.M., ZHU, Q., Microstructural modelling of aluminium alloys during thermomechanical processing, *Materials Science and Engineering*, A280, (2000), 1–7.

[33] WU, B., LI, M.Q., MA, D.W., The flow behavior and constitutive equations in isothermal compression of 7050 aluminum alloy, *Materials Science and Engineering*, A542, (2012), 79–87.

[34] GÜZEL, A., JÄGERA, A., PARVIZIANB F., LAMBERSCH, H.-G., TEKKAYAA, A.E., SVENDSEN, B., MAIER, H.J., A new method for determining dynamic grain structure evolution during hot aluminum extrusion, *Journal of Materials Processing Technology*, 212, (2012), 323–330.

[35] MAZZER, E, M.; Caracterização microestrutural e mecânica da liga de Al AA7050 reciclada por conformação por spray e extrusão, *Dissertação*, Universidade Federal de São Carlos, 2013.

[36] LASA, L., RODRIGUEZ-IBABE, J. M., Characterization of the dissolution of the Al<sub>2</sub>Cu phase in two Al–Si–Cu–Mg casting alloys using calorimetry, *Materials Characterization*, 48, (2002), 371– 378.

[37] LANGE G.A., *Systematic Analysis of Technical Failures*, Informationsgesellschaft-Verlag, Germany, 1986.

[38] GODINHO H.A., BELETATI A.L.R., GIORDANO E.J., BOLFARINI C., Microstructure and mechanical properties of a spray formed and extruded AA7050 recycled alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, (2013).

- [39] MCCORMICK P.G., The Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Mg-Si alloy, *Acta Metallurgica*, Vol. 19, 1971.
- [40] JIANG Z., ZHANG Q., JIANG H., CHEN Z., WU X., Spatial characteristics of the Portevin-Le Chatelier deformation bands in Al-4 at%Cu polycrystals, *Materials Science and Engineering A* 403 (2005) 154–164.
- [41] HU Q., ZHANG Q., CAO P., FU S.: Thermal analyses and simulations of the type A and type B Portevin–Le Chatelier effects in an Al–Mg alloy, 60 (2012) 1647–1657.
- [42] THEVENET D., MLIHA-TOUATI M., ZEGHLOUL A.: Characteristics of the propagating deformation bands associated with the Portevin–Le Chatelier effect in an Al–Zn–Mg–Cu alloy, *Materials Science and Engineering A*291 (2000) 110–117.
- [43] THEVENET D., MLIHA-TOUATI M., ZEGHLOUL A.: The effect of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect in an Al–Zn–Mg–Cu alloy, *Materials Science and Engineering A*266 (1999) 175–182.
- [44] CHEN J. Z., ZHEN L., FAN L. W., YANG S. J., DAI S. L., SHAO W. Z.: Portevin-Le Chatelier effect in Al-Zn-Mg-Cu-Zr aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 19 (2009) 1071-1075.