

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**ESTUDO COMPARATIVO DA RECRISTALIZAÇÃO
DA LIGA Al 4,5% Cu APÓS FORJAMENTO
ROTATIVO, OBTIDA POR SOLIDIFICAÇÃO
UNIDIRECIONAL E CONVENCIONAL**

Roberta Alves Gomes Matos

Itajubá, Fevereiro de 2014

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA

Roberta Alves Gomes Matos

ESTUDO COMPARATIVO DA RECRISTALIZAÇÃO
DA LIGA Al 4,5% Cu APÓS FORJAMENTO
ROTATIVO, OBTIDA POR SOLIDIFICAÇÃO
UNIDIRECIONAL E CONVENCIONAL

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em ciências em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Gilbert Silva

Co-orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Rodrigues

Fevereiro de 2014
Itajubá - MG

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA**

Roberta Alves Gomes Matos

**ESTUDO COMPARATIVO DA RECRISTALIZAÇÃO
DA LIGA Al 4,5% Cu APÓS FORJAMENTO
ROTATIVO, OBTIDA POR SOLIDIFICAÇÃO
UNIDIRECIONAL E CONVENCIONAL**

Dissertação aprovada por banca examinadora em 21 de Fevereiro de 2014, conferindo à autora o título de **Mestre em Ciências e Engenharia Mecânica**.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Gilbert Silva

Prof. Dr. Carlos Alberto Rodrigues

Prof. Dra. Mirian Lourdes Noronha de Motta Melo

Prof. Dr. Gustavo Aristides Santana Martínez

Itajubá – MG

2014

**Dedico este trabalho à minha
Querida Mãe, meu exemplo de vida,
a quem devo tudo o que sou.**

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, que me proporcionou saúde física e mental para a conclusão deste trabalho;

Ao meu marido Adilson pela paciência nas horas difíceis, e ao meu filhinho Murilo por fazer tudo valer a pena;

Ao meu querido Pai Renato, pelo incentivo. À minha irmã Renata por sempre estar ao meu lado;

Ao orientador Prof. Dr. Gilbert Silva, pelo aprendizado e por me dar aporte para a conclusão deste sonho;

Ao Co-orientador Dr. Carlos, por ser crítico e exigente, fazendo com que eu me aperfeiçoasse quando parecia nem ser possível;

À Prof. Dra. Mirian pelo fornecimento da matéria prima;

Aos técnicos do laboratório pela ajuda e ensinamentos, principalmente ao Jonas pela paciência e por nunca dizer não a um pedido de ajuda;

Aos amigos e familiares que direta e indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho;

A todos os professores com quem ao longo destes dois anos tive o privilégio de aprender e aperfeiçoar meus conhecimentos;

À Maria Auta e funcionários da PRPPG pela paciência e boa vontade em ajudar;

Ao Departamento de Engenharia de Materiais da EEL-USP e funcionários que colaboraram para a realização deste trabalho

À CAPES, por conceder a bolsa de estudos durante a realização deste trabalho.

Muito obrigada!

RESUMO

A liga Al 4,5% Cu possui grande utilização comercial na indústria automobilística, aeronáutica e naval para fins estruturais. Este trabalho teve como objetivo comparar a recristalização da liga de alumínio 4,5% cobre solidificada unidirecionalmente e de maneira convencional e posteriormente deformada a frio por forjamento rotativo. Amostras foram retiradas após deformação totalizando 54, 76 e 91% de redução em área (RA). Após esta etapa, amostras foram avaliadas por medidas de microdureza Vickers e em seguida foram tratadas termicamente (TT) em temperaturas de 250°C, variando de 50°C até 450°C. Observou-se o início da recristalização à 350°C nos corpos de prova (cdp) para todas as amostras deformadas, porém a amostra com RA 54% unidirecional, apresentou somente recristalização parcial. Utilizou-se microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para identificar a recristalização nas diversas temperaturas e a formação de precipitados de CuAl_2 .

Palavras-chave: Al 4,5% Cu, forjamento rotativo, recristalização.

ABSTRACT

The alloy Al 4,5% wt Cu has large commercial use at automotive, aviation and marine industry for structural purposes. This study aimed to compare the recrystallization of the aluminum alloy 4.5% wt copper directional solidified of a equiaxed solidification manner and subsequently deformed by cold rotary forging. Samples were taken after deformation totaling 54, 76, and 91% of area reduction. After this step, samples were evaluate by Vickers hardness and then heat treated under temperature of 250°C ranging from 50 to 450°C. It was noted in the beginning of recrystallization with 350 °C for all specimens, however the sample with 54% directional solidified, showed partial recrystallization. For those conclusions were used optical microscopy and scanning electron microscopy in order to identify the recrystallization in different temperature and formation of precipitates of CuAl_2 .

Keywords: Al 4,5% wt Cu, rotary forging, recrystallization

SUMÁRIO

SUMÁRIO.....	i
LISTA DE FIGURAS.....	v
LISTA DE TABELAS.....	viii
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	ix
CAPÍTULO 1.....	16
1.1 INTRODUÇÃO.....	16
1.2 OBJETIVOS.....	17
1.3 JUSTIFICATIVA.....	18
CAPÍTULO 2.....	19
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
2.1 SOLIDIFICAÇÃO.....	19
2.1.1 SOLIDIFICAÇÃO CONVENCIONAL.....	20
2.1.2 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL.....	21
2.1.2.1 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL HORIZONTAL.....	22
2.1.2.2 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL VERTICAL DESCENDENTE...23	
2.1.2.3 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL VERTICAL ASCENDENTE.....24	
2.2 O ALUMÍNIO E SUAS LIGAS.....	25
2.3 MECANISMOS DE AUMENTO DE RESISTÊNCIA EM METAIS.....27	
2.3.1 AUMENTO DA RESISTÊNCIA PELA REDUÇÃO NO TAMANHO DO GRÃO.....	27
2.3.2 AUMENTO DE RESISTÊNCIA POR SOLUÇÃO SÓLIDA.....	29
2.3.3 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO.....	30
2.3.4 O ENCRUAMENTO.....	31
2.3.4.1 FATORES QUE AFETAM A MICROESTRUTURA DO METAL DEFORMADO.....	32
2.3.4.1.1 Energia de falha de empilhamento.....	32
2.3.4.1.2 Átomos de soluto.....	34
2.3.4.1.3 Influência do tamanho de grão inicial	34
2.3.4.1.4 Temperatura e velocidade de deformação.....	35
2.3.5 CONFORMAÇÃO MECÂNICA.....	35
2.3.5.1 SISTEMAS DE ESCORREGAMENTO DO CRISTAL.....	37

2.3.5.1.1 SISTEMA DE ESCORREGAMENTO EM CRISTAIS DE ESTRUTURA CÚBICA DE FACES CENTRADAS (CFC)	38
2.3.5.2 PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO.....	39
2.3.5.2.1 LAMINAÇÃO.....	39
2.3.5.2.2 EXTRUSÃO.....	40
2.3.5.2.3 TREFILAÇÃO.....	41
2.3.5.2.4 ESTAMPAGEM.....	42
2.3.5.2.5 FORJAMENTO.....	42
2.4 ENERGIA ARMAZENADA DURANTE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA À FRIO.....	45
2.4.1 RELAÇÃO ENTRE AS ENERGIAS LIVRE E DE DEFORMAÇÃO.....	45
2.5 RECUPERAÇÃO, RECRISTALIZAÇÃO E CRESCIMENTO DE GRÃO APÓS DEFORMAÇÃO PLÁSTICA.....	46
2.5.1 RECUPERAÇÃO.....	47
2.5.2 RECRISTALIZAÇÃO.....	49
2.5.2.1 SOLUÇÕES SÓLIDAS SUPER SATURADAS COM OCORRÊNCIA DE PRECIPITAÇÃO DURANTE O RECOZIMENTO.....	53
2.5.3 CRESCIMENTO DE GRÃOS RECRISTALIZADOS.....	54
CAPÍTULO 3.....	57
MATERIAIS E MÉTODOS.....	57
3.1 MATERIAIS.....	57
3.2 MÉTODOS.....	58
3.2.1 O FORJAMENTO.....	58
3.2.2 CORTE DOS CORPOS DE PROVA.....	60
3.2.3 TRATAMENTO TÉRMICO.....	60
3.2.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	61
3.2.5 ANÁLISE DE MICRODUREZA.....	62
CAPÍTULO 4.....	63
RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	63
4.1 MACROGRAFIAS DAS AMOSTRAS UNIDIRECIONAIS E EQUIAXIAIS.....	63
4.2 GRÃOS UNIDIRECIONAIS: AMOSTRA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO E DEFORMADAS.....	64

4.3 GRÃOS EQUIAXIAIS – AMOSTRA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO E DEFORMADAS.....	66
4.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	69
4.4.1 TRATAMENTO TÉRMICO DE 250 À 300°C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS E EQUIAXIAIS.....	69
4.4.2 TRATAMENTO TÉRMICO À 350°C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS E EQUIAXIAIS.....	71
4.4.2.1 CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO À 350°C PARA AMOSTRA COM GRÃOS UNIDIRECIONAIS.....	74
4.4.2.2 CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO À 350°C PARA AMOSTRA COM GRÃOS EQUIAXIAIS.....	78
4.4.3 TRATAMENTO TÉRMICO À 400°C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS.....	81
4.4.4 TRATAMENTO TÉRMICO À 400°C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS EQUIAXIAIS.....	83
4.4.5 TRATAMENTO TÉRMICO À 450 °C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS.....	85
4.4.6 TRATAMENTO TÉRMICO À 450 °C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS EQUIAXIAIS.....	87
4.4.7 DENSIDADE DE PRECIPITADOS – AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS E EQUIAXIAIS.....	90
4.4.8 ANÁLISE DO TAMANHO DE GRÃO DAS AMOSTRAS UNIDIRECIONAL E EQUIAXIAL.....	93
4.4.9 ANÁLISE SEMI QUANTITATIVA DE ALUMÍNIO E COBRE NO PRECIPITADO E NA MATRIZ.....	95
4.4.10 MAPEAMENTO DA AMOSTRA RA 91% TRATADA À 450°C COM GRÃOS UNIDIRECIONAIS.....	97
CAPÍTULO 5.....	99
CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	99
5.1 CONCLUSÕES.....	99
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	100
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	101

CAPÍTULO 1

1.1 INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio possuem grande importância na indústria automobilística e aeroespacial devido à baixa densidade ($2,7 \text{ g/cm}^3$). Porém, sua resistência mecânica (90 MPa) limita sua utilização em diversas situações. Assim, vários processos para elevar a resistência são utilizados, tais como adição de elementos de liga, processos de conformação mecânica e tratamentos térmicos.

A rota convencional para o aumento da resistência de ligas consiste em tratamentos térmicos de homogeneização, solubilização e envelhecimento.

Neste trabalho foi proposta uma nova rota para avaliação da microestrutura da liga Al 4,5% Cu após forjamento rotativo e tratamento térmico obtidas por duas formas diferentes de solidificação (convencional e unidirecional vertical ascendente).

A amostra inicial foi conformada obtendo-se reduções em área de 54, 76 e 91%. Com a finalidade de avaliar o fenômeno da recristalização. Para restaurar a microestrutura da liga após deformação, foi empregado tratamento isotérmico de recristalização nas temperaturas 250, 300, 350, 400 e 450°C. Para se avaliar a cinética de recristalização, as amostras trabalhadas a frio com redução de área de 91%, foram tratadas termicamente na temperatura de 350°C nos tempos de 1, 5, 10, 15, 30, 40, 50 e 60 min. A microestrutura foi analisada por microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV).

Medidas de microdureza foram realizadas antes e após forjamento rotativo e tratamento térmico para comparação da evolução da microdureza desde a amostra bruta até as amostras recristalizadas à 450°C. Observou-se a presença de precipitados de CuAl_2 nos contornos dos grãos após solidificação. A temperatura de recristalização para os grãos com forma equiaxial e unidirecional vertical ascendente foi de 350°C. Verificou-se no estudo da cinética de recristalização que com o tempo de 1min de tratamento térmico houve o aparecimento dos primeiros grãos recristalizados (recristalização parcial). Com 5 minutos de tratamento térmico houve a recristalização total, fato confirmado através dos valores de microdureza e microscopia óptica.

1.2 OBJETIVOS

- Avaliar qual a influência do tamanho, da forma e da distribuição dos precipitados oriundos de dois tipos diferentes de solidificação (convencional e unidirecional) na recuperação e recristalização da liga Al 4,5% Cu;

- Avaliar a evolução microestrutural da amostra bruta solidificada de forma convencional e solidificada unidirecionalmente após conformação mecânica a frio por forjamento rotativo e posterior recozimento para recristalização.

- Comparação das microestruturas da amostra de Al 4,5% Cu solidificada unidirecionalmente de forma vertical ascendente como recebida com a amostra Al 4,5% Cu obtida por solidificação convencional.

1.3 JUSTIFICATIVA

O crescente uso do alumínio pelas indústrias automobilística, aeronáutica e naval, faz com que diversos processos sejam desenvolvidos com a finalidade de melhorar as propriedades mecânicas de resistência deste material.

A finalidade deste trabalho foi identificar a temperatura a qual a liga alumínio 4,5% cobre recristaliza após conformação mecânica a frio por forjamento rotativo. O processo de recristalização aumenta a ductilidade do material, causando assim uma perda na resistência mecânica, logo a determinação da temperatura de recristalização desta liga é de grande importância para evitar possíveis falhas desta liga.

CAPÍTULO 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 SOLIDIFICAÇÃO

No processo de solidificação de um metal puro, o sólido possui uma estrutura formada por grãos de uma única fase, enquanto que no processo de solidificação de uma liga metálica podem coexistir diferentes fases no estado sólido, resultando em uma estrutura polifásica [SANTOS, 2006].

A solidificação e fusão são transformações entre os estados cristalográficos e não cristalográficos de um metal puro ou liga. Estas transformações são fundamentais para aplicações tecnológicas como lingotamento contínuo e solidificação unidirecional de compostos e cristais individuais. O mecanismo de solidificação e como ele é afetado por parâmetros como a distribuição de temperatura, condições de solidificação, é importante no controle de propriedades mecânicas e elétricas dos metais fundidos. [BÖYÜK et al, 2011]

A solidificação é o processo de transferência de calor com transformação de fase onde ocorre a formação de núcleos sólidos a partir de um líquido. Estes núcleos crescem à medida que se consolida o resfriamento [PERES et al, 2004; CRUZ, 2008].

Antes do início da solidificação, o metal fundido é vazado no molde a uma temperatura acima da qual ocorre a formação dos núcleos sólidos, preenchendo totalmente o volume do molde. Ocorre então a troca de calor entre o metal líquido, a parede do molde e o meio ambiente, processando assim a solidificação [SANTOS, 2006].

A Figura 1 apresenta todos os modos de transferência de calor que podem ocorrer ao longo da solidificação: condução térmica no metal e no molde, transferência newtoniana na interface metal/molde, convecção no metal líquido e na interface molde/ambiente e radiação térmica do molde para o ambiente [GOULART, 2005].

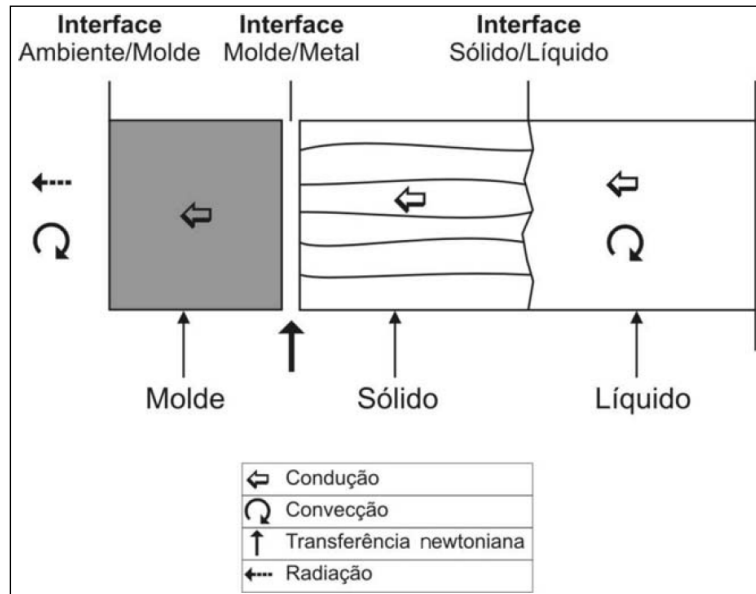


Figura 1 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde
Fonte: Goulart 2005

A taxa à qual ocorre o crescimento do sólido depende do calor removido. A taxa de resfriamento é diretamente proporcional à velocidade de solidificação e a solidificação se inicia na superfície onde o calor circundante é dissipado [ASKELAND et al, 2011]. Assim sendo, a forma de resfriamento e a composição da liga determinam a forma da estrutura de solidificação, bem como a microestrutura obtida conduzindo a dois tipos morfológicos característicos, colunar e equiaxial [BOETTINGER et al, 2000; KURZ et al, 2001; MULLER 2002].

Em peças fundidas a estrutura solidificada produzida é composta por grãos equiaxiais. Contudo esta forma de solidificação por apresentar contornos de grão está sujeita a falhas. Melhor fluência e resistência à fratura são obtidas utilizando a técnica de solidificação unidirecional [ASKELAND et al, 2011]. Neste trabalho utilizou-se materiais solidificados de ambas as formas.

2.1.1 SOLIDIFICAÇÃO CONVENCIONAL

A solidificação de um metal puro ou liga por técnica de solidificação convencional envolve a formação de um núcleo crítico e seu subsequente crescimento [CASTRO, 2013]. Para que o material solidifique de forma equiaxial é necessário que o líquido esteja resfriado suficiente para formar diversos núcleos que crescerão da mesma forma, formando grãos de

mesmo tamanho em toda a extensão do sólido [GARCIA, 2007]. Nesta forma de solidificação, a microestrutura formada é composta por grãos equiaxiais.

Os grãos equiaxiais podem ser formados a partir de partículas adicionadas intencionalmente para refinamento de ligas. Este mecanismo está diretamente relacionado a nucleação heterogênea em partículas de refino adicionadas ao líquido super arrefecido. Outra origem é o destacamento de fragmentos dendríticos da zona pastosa [JUNG et al, 2009].

Menghuai Wu (2003) e colaboradores investigaram a influência da convecção e do movimento dos grãos na solidificação equiaxial. Observou-se que o movimento de grãos e a sedimentação influenciam na sequência de solidificação. Onde não existe o movimento contínuo de grãos, a solidificação se processa igualmente nas paredes laterais e no fundo do lingote. Onde o movimento de grão está presente, a sedimentação nas regiões inferiores faz com que a sequência de solidificação e as isoterms prossigam mais rapidamente nas regiões inferiores do que nas regiões da parede lateral.

2.1.2 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL

A técnica de solidificação unidirecional está baseada num eficiente sistema de isolamento das paredes do molde, evitando assim a extração de calor pela superfície e à frente da interface de crescimento. Desta maneira, o fluxo de calor é direcionado formando uma estrutura colunar [MULLER, 2002].

Pineda (2013) e colaboradores estudaram a adição de inoculante alumínio (Al) e titânio (Ti) em diferentes concentrações na solidificação unidirecional da liga alumínio-silício. Sem inoculação a macroestrutura é constituída por estrutura típica colunar e zonas equiaxiais, separadas por uma região relativamente colunar refinada. À medida que o inoculante Al-3% de Ti-1% foi adicionado à massa fundida, observou-se que a nova macroestrutura era composta por pequenos grãos equiaxiais. Adições maiores do inoculante tornaram macroestrutura completamente refinada em grãos equiaxiais com a concentração de Ti no fundido aumentada em pequena gama.

O processo de solidificação unidirecional pode ser de três tipos diferentes: Horizontal, Vertical descende, Vertical ascendente.

Rerko (2003) e colaboradores compararam o tamanho de grãos das amostras de Al-Cu (com teor de cobre de 1 e 10% em peso) solidificadas de forma unidirecional ascendente e unidirecional descendente e concluiu que os grãos arrefecidos a partir do topo (vertical descendente) são grãos equiaxiais cerca de duas vezes maiores na parte superior do que na

inferior. Quando o processo muda para vertical ascendente, a microestrutura é composta por finos grãos equiaxiais e grãos maiores na parte superior e inferior. Foi constatado que esta diferença se dá pela refrigeração e pela adição do refinador de grão TiB_2 que em diferentes concentrações causa a à aniquilação de grãos menores quando a solidificação é vertical descendente.

2.1.2.1 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL HORIZONTAL

Este processo pode ser executado de duas formas. Uma delas seria vaziar o metal líquido em um molde isolado termicamente nas laterais e a extração de calor feita por uma das extremidades através de um bloco maciço metálico ou por uma câmara de refrigeração. A outra forma seria fundir diretamente o metal em seu interior até uma determinada temperatura a partir da qual a refrigeração (natural ou forçada) se inicie e assim ocorra o início da solidificação [MOUTINHO, 2007].

A Figura 2 mostra esquematicamente o processo de solidificação horizontal.

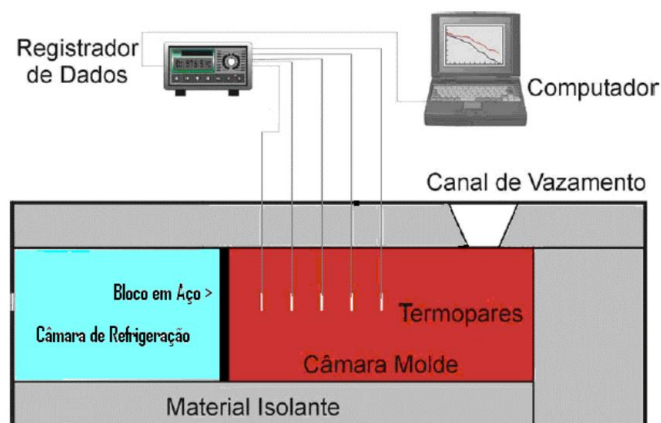


Figura 2 - Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal
Fonte: Goulart 2005

2.1.2.2 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL VERTICAL DESCENDENTE

Este dispositivo foi desenvolvido por Spinelli (2005), e consiste numa câmara refrigerada à água localizada no topo do lingote. Assim, a solidificação ocorre no mesmo sentido da ação da gravidade, com o peso próprio do lingote atuando no sentido de deslocá-lo do contato com a base refrigerada, o que irá configurar uma situação de maior resistência térmica à passagem de calor do lingote em direção ao fluido de refrigeração, quando comparada com a solidificação vertical ascendente [MOUTINHO, 2007].

Na Figura 3 é representado o dispositivo de solidificação vertical descendente.

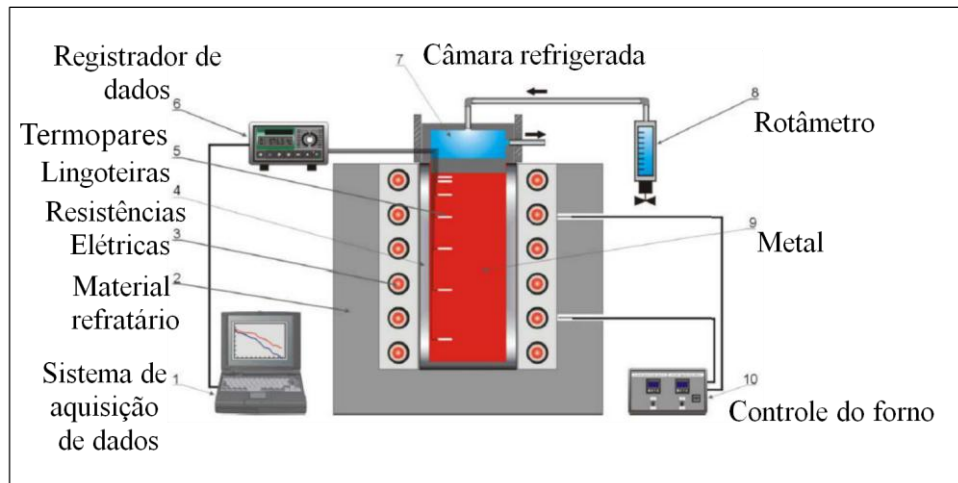


Figura 3 - Dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente desenvolvido por Spinelli
Fonte: Moutinho, 2007

A liga de Al 4,5% Cu utilizada neste trabalho foi obtida através da forma vertical ascendente.

2.1.2.3 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL VERTICAL ASCENDENTE

Para solidificação unidirecional de ligas arrefecidas a partir do fundo, ocorre uma maior concentração de soluto nesta região. Esse fenômeno é chamado de segregação inversa e foi encontrado experimentalmente em 1540. Entende-se que a formação de segregação inversa para a solidificação unidirecional arrefecida a partir da parte inferior é causada por contração durante a solidificação. Como para muitas ligas, a densidade da fase sólida é geralmente maior do que a da fase líquida, a maioria das ligas contrai 2-8% em volume durante a solidificação. A contração resulta inevitavelmente no fluido fluir na liga de solidificação, causando a formação de segregação inversa [CHEN et al, 1992].

A Figura 4, representa um esquema do dispositivo de solidificação vertical ascendente, em que o molde é refrigerado na parte inferior e as paredes laterais são constituídas de um material isolante para evitar trocas de calor com o meio ambiente. O líquido em contato com o molde refrigerado é resfriado rapidamente e há condição para uma nucleação intensiva nessa região, levando à formação de grãos cristalinos de pequenas dimensões, crescidos em direções aleatórias. Essa região é denominada zona coquilhada [SANTOS, 2006].

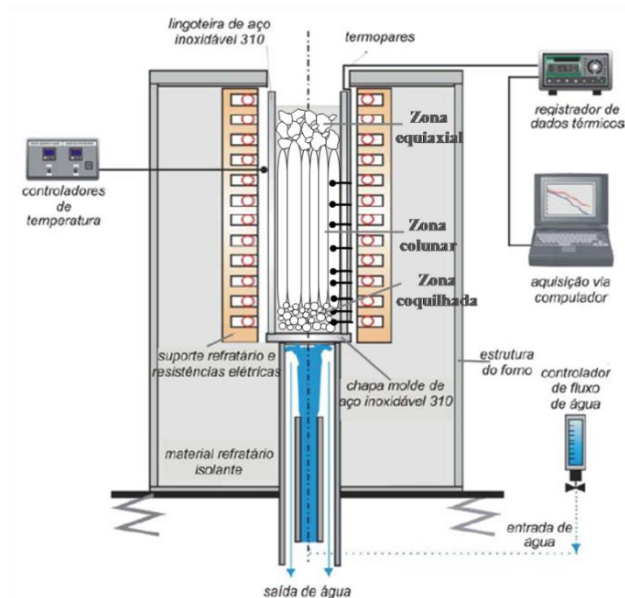


Figura 4 - Dispositivo de solidificação vertical ascendente
Fonte: Goulart 2005

Um conjunto de termopares inseridos dentro do metal em diferentes posições a partir da base permite o registro da evolução térmica durante todo o processo, que será utilizado posteriormente para a determinação das variáveis térmicas da solidificação. Nesse tipo de

dispositivo, a solidificação se processa em sentido contrário ao da ação da gravidade e, conseqüentemente, o peso próprio do lingote atua no sentido de favorecer o contato térmico com a base refrigerada [GOULART, 2005].

2.2 O ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio e suas ligas são caracterizados por uma densidade relativamente baixa (2,7 g/cm³ em comparação com uma densidade de 7,9 g/cm³ do aço), condutividade térmica e elétrica elevadas, e resistência à corrosão em alguns ambientes comuns, incluindo a atmosfera ambiente [ASM HANDBOOK, 1992].

Sua estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) garante uma boa ductilidade, permitindo que seja conformado com facilidade, porém seu uso é restrito devido ao baixo ponto de fusão (660°C), restringindo a temperatura máxima em que pode ser utilizado [ASM HANDBOOK, 1992; BUDINSKI et al, 2004].

O alumínio possui baixa resistência mecânica próximo à 90 MPa, este valor pode ser elevado próximo de 200 MPa de diversas formas, como adição de elementos de liga, deformação plástica a frio e tratamentos térmicos [ASKELAND et al, 2011]. Assim, as ligas de alumínio são consideradas ideais para confecção de componentes da indústria automobilística e aeronáutica [LIN et al, 2013].

O alumínio é um dos poucos metais que pode ser fundido pelos processos de fundição usuais, como fundição sob pressão, fundição em coquilha e fundição em areia. A adição de silício melhora as características de fundição e de resistência a trincas de compressão, já o cobre é adicionado ao alumínio para aumento da dureza e resistência mecânica, seja na condição bruta de solidificação ou após tratamentos térmicos [ROOY, 1992].

A resistência mecânica do alumínio pode ser elevada através da deformação plástica a frio e mediante a formação de ligas; entretanto, ambos os processos tendem a diminuir a resistência a corrosão. As ligas que não são tratáveis termicamente consistem em uma única fase, para as quais um aumento na resistência é obtido através do endurecimento por solução sólida [CALLISTER, 2002].

Os metais com pureza elevada são quase sempre mais macios e mais fracos do que as ligas compostas pelo mesmo metal de base. O aumento da resistência mecânica neste caso consiste na formação de ligas com átomos de impurezas que entram quer em solução sólida substitucional (SSS), quer em solução sólida intersticial (SSI), isto ocorre através da

solubilização de elementos de liga na matriz em temperaturas elevadas. A temperatura é mantida por um intervalo de tempo e resfriada bruscamente para que o elemento permaneça em solução sólida e não precipite na matriz [IRWIN, 1981; CIBULA et al, 1951; CALLISTER, 2002].

No presente trabalho, a liga estudada foi a liga Al 4,5 % Cu. A solubilidade do Cu no Al puro a temperatura ambiente é de 0,02% em peso. Este valor chega a 5,65% se a temperatura for elevada a 548 °C. A adição de cobre promove um aumento de até 12% na resistência mecânica da liga como também sua usinabilidade a altas temperaturas, porém concentrações superiores causam fragilidade [BUDINSKI et al, 2004].

A liga alumínio 4,5% cobre costuma ser uma liga forjada de alta dureza utilizada na indústria aeronáutica e automobilística. É considerada hipoeutética e apresenta composição inferior ao limite de solubilidade do cobre no alumínio sólido, não havendo, na solidificação em condições de equilíbrio, formação de um eutético contínuo entre os contornos de grão. A fase CuAl_2 deve se apresentar de maneira descontínua, como resultado de uma precipitação no estado sólido [ZOQUI, 1995].

No diagrama de fases Al-Cu (Figura 5) nota-se que as ligas que contêm teores de cobre inferiores a 5,65% podem ser levadas a uma condição em que apresentam estrutura monofásica através de aquecimento. Uma liga contendo cerca de 4% de cobre, apresenta em condições normais uma estrutura formada basicamente por grãos da fase k com partículas da fase \blacktriangledown nos contornos destes grãos. A fase de equilíbrio k constitui a matriz e é uma solução sólida substitucional, formada por átomos de cobre dissolvidos na rede cristalina CFC do alumínio, e a fase de equilíbrio \blacktriangledown apresenta a composição CuAl_2 e uma estrutura cristalina tetragonal. Se essa liga for aquecida a 520 °C, na qual o limite de solubilidade do cobre no alumínio é maior que 4,0%, e mantida durante algum tempo, os átomos de cobre que formam a fase \blacktriangledown dissolvem-se na fase k, e a estrutura torna-se monofásica, composta apenas da fase k. Se esta liga for resfriada rapidamente até a temperatura ambiente, ela continua apresentando a estrutura monofásica com a fase k supersaturada de cobre. A liga é então resfriada bruscamente, a fim de evitar a decomposição conforme equilíbrio termodinâmico. Posteriormente a liga é reaquecida em menor temperatura (120 – 150°C) e a fase (CuAl_2) com aproximadamente 53% de Cobre precipitará, levando a forte endurecimento da liga. [SANTOS, 2006].

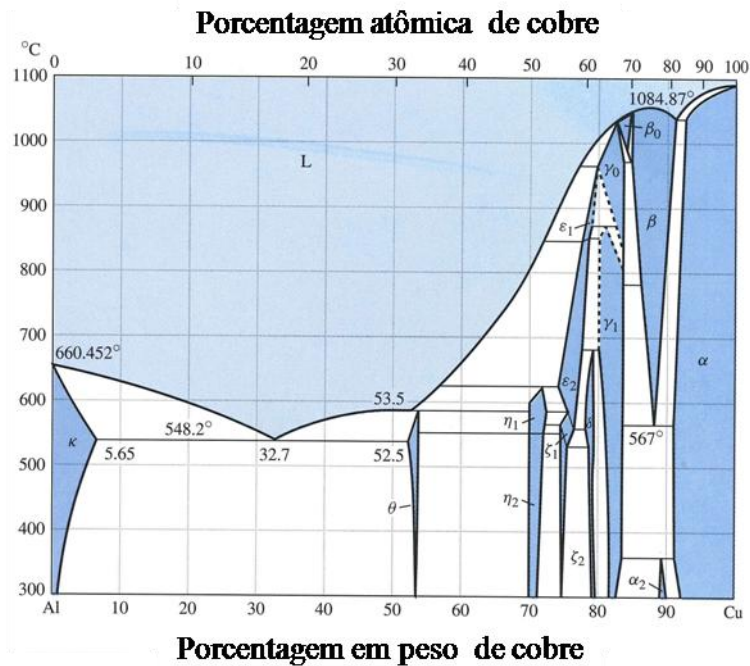


Figura 5 – Diagrama de Fases Alumínio-Cobre
 Fonte: SHAKELFORD 1996, pág. 196

A deformação plástica a frio promove redução no tamanho do grão e encruamento do material; a adição de elementos de liga promovem o aumento da resistência por solução sólida; e determinados tratamentos térmicos causam o endurecimento por precipitação. As propriedades mecânicas estão intimamente relacionadas com a microestrutura destas ligas, que são grandemente influenciadas pelo tratamento termo-mecânico [LIN et al, 2013]. Assim, o estudo dos efeitos de tratamento termo-mecânico na evolução microestrutural de ligas de alumínio é muito importante.

2.3 MECANISMOS DE AUMENTO DE RESISTÊNCIA EM METAIS

2.3.1 AUMENTO DA RESISTÊNCIA PELA REDUÇÃO NO TAMANHO DO GRÃO

O tamanho dos grãos, ou diâmetro médio do grão, em um metal policristalino influencia as suas propriedades mecânicas. Grãos adjacentes possuem normalmente orientações cristalográficas diferentes e, obviamente, um contorno de grão em comum,

conforme pode ser visto na Figura 6. Durante a deformação plástica, o escorregamento ou movimento de discordâncias deve ter lugar através desse contorno comum, digamos, do grão A para o grão B [CALLISTER, 2002].

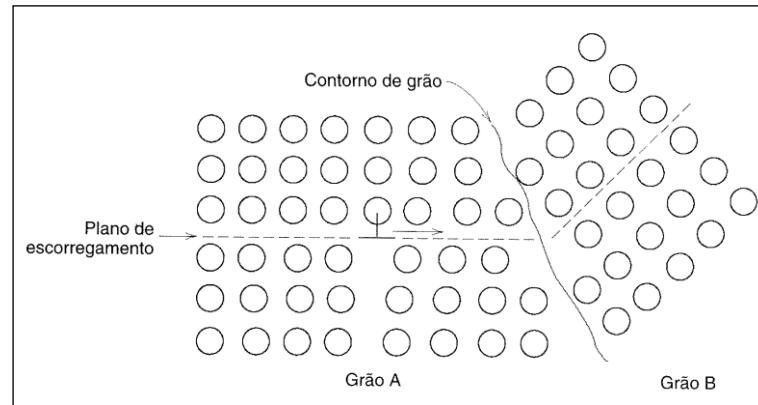


Figura 6 – Representação de uma discordância à medida que encontra um contorno de grão
Fonte: CALLISTER pág. 117

O contorno de grão atua como uma barreira por duas razões [CALLISTER, 2002]:

- * Uma vez que os dois grãos possuem orientações diferentes, uma discordância que alcança a interface, para adentrar no grão B, teria que alterar sua direção de movimento; isso se torna mais difícil a medida que a diferença na orientação cristalográfica aumenta;
- * A desordenação atômica no interior de uma região de contorno de grão irá resultar em uma descontinuidade de planos de escorregamento de um grão para dentro do outro.

Um material com granulação fina (possui grãos pequenos) é mais duro e mais resistente do que um material que possui granulação grosseira, uma vez que o primeiro possui uma maior área total de contornos de grãos para dificultar o movimento das discordâncias.

A redução no TG aumenta não somente a resistência, mas também a tenacidade de muitas ligas [CALLISTER, 2002].

Contornos de baixo ângulo não são eficazes na interferência com o processo de escorregamento devido ao leve desalinhamento cristalográfico através do contorno. Por outro lado, contornos de macla irão bloquear de maneira eficaz o escorregamento e aumentar a resistência do material. Contornos entre duas fases diferentes também são impedimentos aos movimentos das discordâncias [CALLISTER, 2002].

2.3.2 AUMENTO DE RESISTÊNCIA POR SOLUÇÃO SÓLIDA

Este processo consiste na formação de ligas com átomos de impurezas que entram quer em SSS, quer em SSI. Os metais com pureza elevada são quase sempre mais macios e mais fracos do que as ligas compostas pelo mesmo metal de base. O aumento da concentração de impurezas resulta em um conseqüente aumento no limite de resistência a tração e no limite de escoamento [CALLISTER, 2002].

A adição de lítio (Li) ao alumínio promove a redução da densidade, o aumento na rigidez, na tenacidade, na resistência à fratura e na resistência ao crescimento de trincas por fadiga, bem como melhora na resistência à corrosão [NIKOLAOS et al, 2013].

As ligas são mais resistentes do que os metais puros, pois os átomos de impurezas que entram em solução sólida impõem geralmente deformações da rede cristalina sobre os átomos hospedeiros vizinhos. Interações do campo de deformação da rede cristalina entre as discordâncias e esses átomos de impureza resultam do processo, e conseqüentemente, o movimento das discordâncias é restringido. De maneira contrária, um átomo substitucional maior impõe deformações compressivas sobre a sua vizinhança. Esses átomos de soluto tendem a se difundir e se segregar ao redor das discordâncias de maneira tal a reduzir a energia global de deformação, isto é, de modo a cancelar parte da deformação na rede que circunda uma discordância. Para conseguir isso, um átomo de impureza menor é localizado onde a sua deformação de tração venha a anular parte da deformação por compressão devido à discordância [CALLISTER, 2002].

Quando se solubiliza silício (Si) na matriz de alumínio (Al) ocorre melhoria nas características de fundição, em combinação com outras propriedades físicas, tais como propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Quando a liga alumínio-silício (Al-Si) é submetida ao tratamento térmico T4 (liga solubilizada e precipitada à temperatura ambiente e envelhecida naturalmente), proporciona geralmente uma modificação da microestrutura resultando na melhoria das propriedades mecânicas. A microestrutura resultante é caracterizada por partículas de silício esferoidizado [WISLEI et al, 2007].

A resistência ao escorregamento é maior quando os átomos de impureza estão presentes, pois a deformação global da rede deve aumentar se uma discordância for separada deles. Adicionalmente, as mesmas interações de deformação da rede irão existir entre os átomos de impureza e as discordâncias que estão em movimento durante a deformação plástica. Desta forma, a aplicação de uma maior tensão é necessária para primeiro iniciar e depois dar continuidade à deformação plástica para ligas com solução sólida, diferentemente

do que ocorre com metais puros, o que fica evidenciado pelo aumento da resistência e da dureza [CALLISTER, 2002].

2.3.3 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

O processo de endurecimento por precipitação consiste em um tratamento térmico que leva à redistribuição da segunda fase e está dividido em duas etapas: solubilização, o qual é executado a uma temperatura mais alta e precipitação a uma temperatura mais baixa, porém em um intervalo de tempo maior. A primeira visa dar condições pela elevação da temperatura para que os átomos da segunda fase dissolvam-se na matriz.

É aplicado principalmente em ligas não ferrosas como ligas de alumínio, certas ligas de cobre, magnésio, níquel e titânio [CHIAVERINI, 1986].

Essas ligas caracterizam-se por apresentarem na faixa de temperaturas que são tratadas duas regiões distintas: uma região dentro da qual são aquecidas e que apresenta uma única fase. Essa fase corresponde a uma solução sólida de um componente da liga no metal predominante. A outra região, à qual se resfria o material depois de aquecido na primeira região, apresenta duas fases uma das quais é a parcela do metal componente da liga em solução sólida na região de alta temperatura que se precipita quando o resfriamento é suficientemente lento. Se a liga for resfriada rapidamente, entretanto, a partir da região de uma única fase, não se dá tempo para a precipitação normal do constituinte que, assim, permanece formando uma solução sólida supersaturada. Esta estrutura é instável e se mantida a uma temperatura mais baixa ou mesmo à temperatura ambiente, este constituinte precipita-se na forma de partículas finas que aumentam a dureza da liga e diminuem sua ductilidade [CHIAVERINI, 1986].

Ryu (2002) e colaboradores estudaram o efeito da precipitação de FeAl_3 sobre a evolução da recristalização na textura da folha de liga de alumínio AA8011. O processo de precipitação ocorreu antes da recristalização em temperaturas de recozimento diferentes. A textura de recristalização variou com recozimento à diferentes temperaturas devido à interação entre a precipitação e recristalização. Após recozimento em baixa temperatura de 275°C , uma precipitação substancial levou à uma fraca textura de recristalização. No recozimento a 275 e 350°C , a densidade de textura de deformação aumentou durante recuperação.

[Emamy](#) (2013) e colaboradores estudaram o efeito da adição de Cu (0,1-3% em peso) sobre as propriedades de microestrutura, de dureza e de tração na liga de Al - 15% de Mg_2Si ,

0,15% de Li antes e após solubilização e tratamento térmico. Verificou-se que a presença de Cu em concentrações mais elevadas ($> 1\%$ em peso) resulta na formação de compostos intermetálicos rígidos ricos em Cu segregadas em limites da célula o que eleva a resistência à tração final, mas reduz a porcentagem de alongamento. Resultados adicionais revelaram que o tratamento térmico dissolve parcialmente os diferentes tipos de compostos intermetálicos que levam a uma distribuição adequada de tais partículas duras melhorando a ductilidade. O estudo das superfícies de fratura de amostras tratadas termicamente por meio de MEV revelou ondulações finas, que são a principal característica do modo de fratura dúctil.

De acordo com Chen (2013) e colaboradores, a liga 7A09 depois de tratamento térmico T6 (solubilizada e envelhecida artificialmente), apresenta precipitados finos e distribuídos uniformemente. Estes são muito eficazes em restringir movimentos e deslocamentos e deslocamentos da estrutura durante a deformação. Boa resistência à tração (590 MPa) e deformação (522 MPa) e alongamento à ruptura de 10 %, é obtida para a liga com o tratamento térmico T6.

Segundo YEN et al (2013) o tratamento térmico de envelhecimento interrompido atribuiu a liga 2519A-T87 resistência à corrosão sob tensão. Devido à melhoria das propriedades a liga foi nomeada como 2519A-T916.

2.3.4 ENCRUAMENTO

Durante os processos de conformação mecânica, ocorre a deformação plástica do material, esta deformação pode ser realizada a frio ou a quente. A diferença entre estes processos a frio e a quente está na temperatura a qual o material recristaliza. Se o material é conformado a uma temperatura acima da sua temperatura de recristalização, dizemos que sofreu deformação plástica a quente, caso contrário foi realizado no material um trabalho a frio. A deformação plástica resultante do trabalho mecânico a frio, abaixo da temperatura de recristalização, provoca o fenômeno conhecido por encruamento, cujos efeitos são traduzidos por uma movimentação das imperfeições cristalinas, principalmente discordâncias, ao longo dos planos de deslizamento, modificando as propriedades mecânicas do material. Estes efeitos são mais intensos quanto maior a intensidade do esforço mecânico a frio [CHIAVERINI, 1986].

O encruamento pode então ser definido como o fenômeno pelo qual um metal dúctil se torna mais duro e mais resistente quando ele é submetido a uma deformação plástica

[CALLISTER, 2002] e pode ser influenciado por diversos fatores como: estrutura cristalina do metal; natureza química do metal; pureza do metal; orientação do cristal metálico; temperatura no processo de deformação; forma e dimensão do cristal metálico e condições superficiais do cristal metálico [FILHO et al, 1997].

No estado encruado ocorre um aumento da energia interna do material devido às grandes tensões internas acumuladas, geradas pelo aumento das discordâncias, o que resulta na diminuição da resistência à corrosão [CHIAVERINI, 1986].

A densidade e distribuição dos defeitos gerados na deformação plástica dependem de fatores tais como energia de defeito de empilhamento (EDE), átomos de soluto em solução sólida, tamanho de grão inicial, temperatura e velocidade de deformação [PADILHA, FULVIO, 2005].

2.3.4.1 FATORES QUE AFETAM A MICROESTRUTURA DO METAL DEFORMADO

Alguns fatores afetam a microestrutura do estado encruado, sendo: energia de defeito de empilhamento (EDE), átomo de soluto em solução sólida, tamanho de grão inicial, temperatura e velocidade de deformação.

2.3.4.1.1 Energia de defeito de empilhamento

A distribuição de discordâncias em um metal ou liga encruado é fortemente dependente da EDE. Quando um metal de baixa EDE é deformado, suas discordâncias tem baixa mobilidade devido ao fato das discordâncias parciais estarem muito afastadas entre si. Isso implica em dificuldade para a ocorrência de fenômenos de *escorregamento com desvio* (“cross-slip”) e *escalada* (“climb”) de discordâncias. Uma vez tendo baixa mobilidade, as discordâncias geradas tenderão ter uma distribuição plana na microestrutura como mostrado na Figura 7 [PADILHA , FULVIO, 2005].

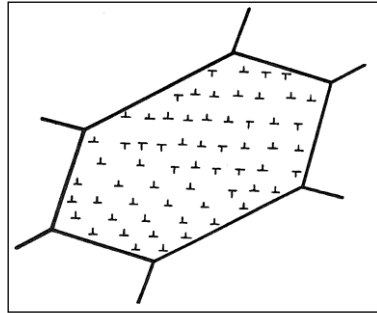


Figura 7 – Arranjo plano de discordâncias homogêneas distribuídas em grão encruado (esquemático)
Fonte: PADILHA 2005, pág. 14

Por outro lado, metais com alta EDE apresentam discordâncias dissociadas em parciais próximas umas das outras, facilitando o escorregamento com desvio e escalada. Isso implica em discordâncias com alta mobilidade, que tendem a se localizar em planos cristalinos de baixos índices de Miller, assim como aniquilar-se com discordâncias vizinhas de sinal oposto. Devido a esses fatores, metais com alta EDE tendem a apresentar uma distribuição heterogênea de discordâncias como mostrado na Figura 8, onde é representado esquematicamente um grão com células de deformação (ou células de discordâncias) no seu interior [PADILHA e FULVIO, 2005].

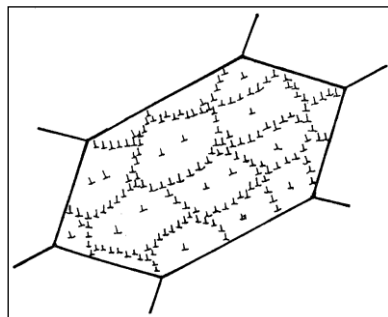


Figura 8 – Arranjo celular esquemático de discordâncias em grão encruado
Fonte: PADILHA 2005, pág. 15

Para um dado grau de deformação, um metal de alta EDE apresenta menor densidade de discordâncias que um metal de baixa EDE. A explicação para isto é que em metais de alta EDE, as discordâncias têm maior mobilidade e a ocorrência de aniquilação e rearranjo de discordâncias são mais frequentes. Nos metais com alta EDE, as discordâncias têm um livre caminho médio maior que em metais de baixa EDE. Em outras palavras, elas migram distâncias maiores antes de se tornarem imóveis [PADILHA, FULVIO, 2005].

2.3.4.1.2 Átomos de soluto

Quando átomos de soluto são adicionados em um metal puro, há a tendência de alterar a EDE desse metal, o que influenciará na distribuição de discordâncias após a deformação. Por exemplo, nos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Ni, um aumento da concentração de cromo causa abaixamento da EDE, enquanto um aumento do teor de níquel aumenta a EDE. Além disso, a mobilidade das discordâncias é diminuída devido à sua interação com átomos de soluto.

À medida que se adiciona átomos de soluto em um metal, há um gradativo aumento na densidade de discordâncias e da energia armazenada na deformação, assim como a diminuição gradativa do tamanho médio de célula de deformação [PADILHA, FULVIO, 2005].

2.3.4.1.3 Influência do tamanho de grão inicial

Estudando a deformação do ferro policristalino de alta pureza, Keh e Weissmann, 1963 mostraram que amostras com diferentes tamanhos de grão submetidas a um mesmo grau de deformação apresentavam densidades de discordâncias diferentes. A densidade de discordâncias assumia valores maiores para amostras com tamanho de grão menor. Conrad e Christ chegaram a uma relação entre deformação (ϵ), tamanho de grão (d) e densidade de discordâncias (Δ) para o ferro puro:

$$\Delta = \frac{\epsilon}{k_1 \cdot b} \cdot \frac{1}{d^n} \quad (1)$$

onde k_1 e n são constantes dependentes do modo de deformação e b é o módulo do vetor de Burgers. As diferenças locais de densidade de discordâncias entre os grãos são pequenas para altos graus de deformação se comparadas com amostras com baixos graus de deformação [PADILHA, FULVIO, 2005].

2.3.4.1.4 Temperatura e velocidade de deformação

A densidade e distribuição de discordâncias, assim como a energia armazenada na deformação são fatores que dependem da temperatura na qual o metal foi deformado. Estudando alumínio deformado a 78 k, Swann observou que a formação de células de deformação foi dificultada e a energia armazenada foi maior em relação a amostra deformada em temperatura ambiente. O abaixamento da temperatura de deformação além de diminuir a mobilidade das discordâncias, pode também ocasionar a diminuição da energia de defeito de empilhamento.

Temperaturas de deformação a frio crescentes favorecem a formação de células (ou subgrãos) maiores e melhor definidas. O efeito do aumento da velocidade de deformação equivale, microestruturalmente, há um abaixamento da temperatura de deformação. Deve-se mencionar que pequenas variações na temperatura de deformação causam grandes modificações na subestrutura de discordâncias, enquanto grandes modificações na velocidade de deformação influenciam relativamente pouco. Por exemplo, ao duplicar-se a temperatura absoluta de deformação, o efeito é enorme em comparação com a duplicação da velocidade de deformação [PADILHA, FULVIO, 2005].

2.3.5 CONFORMAÇÃO MECÂNICA

O processo de conformação mecânica consiste na movimentação das discordâncias para os contornos de grãos a qual é ocasionada pela acomodação das tensões impostas durante o processo. Assim, quando um metal sofre deformação plástica, ocorre uma mudança em sua microestrutura, relacionando os mecanismos de deformação com suas propriedades mecânicas e textura. Os processos de recuperação e recristalização são fortemente alterados durante o tratamento térmico quando o material passou por algum processo de conformação anterior [HANSEN, 1990].

Os processos de conformação mecânica podem ser divididos em dois grupos: processos mecânicos e processos metalúrgicos. A diferença entre eles é que no primeiro as tensões aplicadas são geralmente inferiores ao limite de resistência à ruptura do material, e no segundo (processos de usinagem) as tensões são sempre superiores ao limite mencionado, sendo a forma final obtida por retirada do material [FILHO et al, 1997].

Quando na solicitação mecânica de um corpo metálico, atinge-se a tensão limite de escoamento, o corpo inicia um processo de deformação permanente ou deformação plástica. Dois mecanismos básicos podem estar presentes no cristal durante o processo de deformação plástica: escorregamento e maclação [CALLISTER, 2002].

Farahani (2014) e colaboradores estudaram o comportamento do desgaste por escorregamento de grãos refinados da liga 7042 com adição dos refinadores de grãos Titânio e Zircônio (0,03 e 0,3% em peso). Os resultados mostram aumento da resistência ao desgaste. Os estudos também evidenciaram tipo misto de desgaste, ou seja, abrasivo e adesivo.

No escorregamento uma parte do cristal move-se em relação a outra parte, segundo determinados planos e direções cristalográficas, conhecidos como planos e direções de escorregamento. Os átomos, neste movimento, deslocam-se em distâncias múltiplas de uma distancia interatômica, de maneira a manter a continuidade do reticulado cristalino, conforme Figura 9 [FILHO et al, 1997].

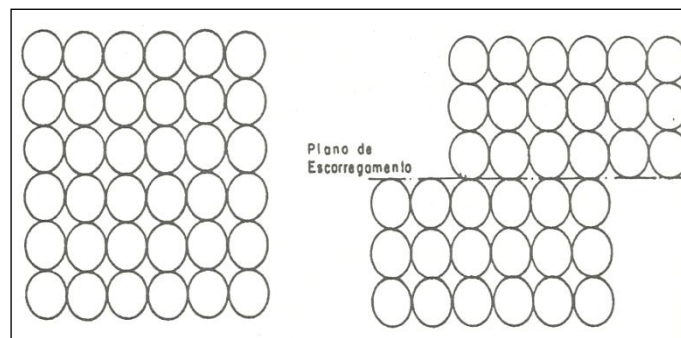


Figura 9 - Deformação plástica por escorregamento
Fonte: Filho et al, 1997, pág 185.

Adicionalmente ao escorregamento, a deformação plástica em alguns materiais metálicos pode ocorrer pela formação de maclas de deformação, ou maclação. Uma força de cisalhamento pode produzir deslocamento atômicos de tal modo que em um dos lados de um plano (o contorno da macla) os átomos estejam localizados em posições de imagem em espelho dos átomos do outro lado. Na maclação (Figura 10), ao contrário do escorregamento, muitos planos se movimentam mantendo uma regularidade onde os átomos de um plano deslocam-se de uma mesma distância em relação aos átomos de outro plano [FILHO et al, 1997; CALLISTER, 2002].

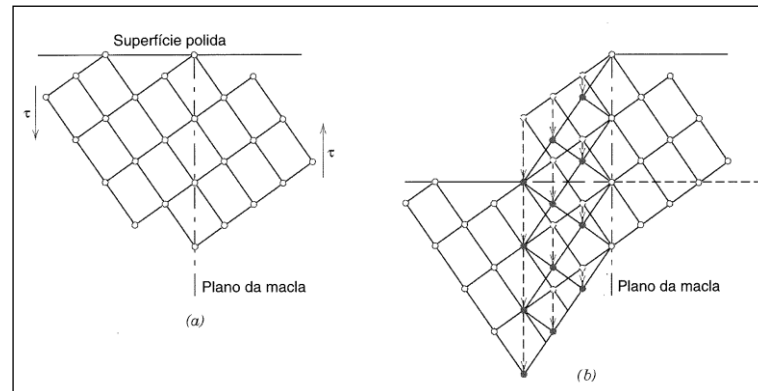


Figura 10 - Deformação plástica por maclação
 Fonte: CALLISTER, 2002. pág. 115

O principal mecanismo de deformação plástica, contudo, é o de escorregamento provocado pela movimentação das discordâncias [FILHO et al, 1997; CALLISTER, 2002].

2.3.5.1 SISTEMAS DE ESCORREGAMENTO DO CRISTAL

A deformação plástica, pelo mecanismo de escorregamento, ocorre segundo determinados planos e direções denominados sistemas de escorregamentos.

A direção de escorregamento coincide preferencialmente com as direções de maior densidade atômica, sendo que o plano de escorregamento é preferencialmente o de maior densidade atômica. O escorregamento ocorre segundo um sistema de escorregamento (planos e direções), onde é maior a tensão de cisalhamento decomposta [FILHO et al, 1997].

Se os planos compactos forem impedidos de escorregar, devido às tensões locais originais por outros fenômenos (encruamento, presença de contornos de grãos ou de impurezas, etc.), outros planos podem se tornar ativos. A temperatura pode ter também influência na definição do sistema de escorregamento.

Na realidade, a deformação pode não ser homogênea, isto é, podem surgir muitos planos de escorregamentos formando uma faixa de escorregamento. Além disso, uma parte do cristal pode sofrer uma mudança de orientação com rotação do plano e de direção de escorregamento em relação a um eixo de ação da força externa (de tração) [FILHO et al, 1997].

2.3.5.1.1 Sistema de escorregamento em cristais de estrutura cúbica de faces centradas (CFC)

As direções de maior densidade atômica são as da família $\langle 110 \rangle$ e os planos de maior densidade atômica são as da família $\{111\}$ como representado na Figura 11; as direções são as que unem dois vértices opostos de uma face do cubo e os planos são os que unem os três vértices opostos do cubo, constituindo-se em planos diagonais, ou melhor, em planos octaedrais [FILHO et al, 1997].

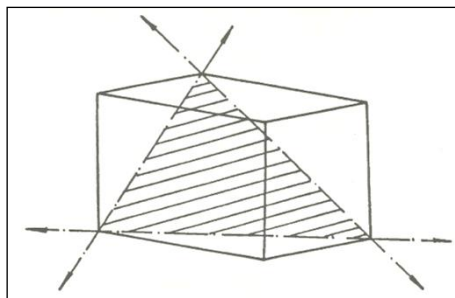


Figura 11 – Sistema de escorregamento para estrutura CFC
Fonte: FILHO et al, 1997, pág. 190

O numero de combinações de planos e direções de escorregamento, definido o número de sistemas de escorregamento, neste caso, se calcula assim [FILHO et al, 1997]:

- ◆ Números de planos octaedrais do cubo = 4
- ◆ Números de direções que cada plano pode se deslocar = 3
- ◆ Numero de sistemas de escorregamento = $3 \times 4 = 12$

A deformação plástica por escorregamento de uma estrutura CFC apresenta um grande numero de sistemas equivalentes de escorregamento. Além disso, a tensão de cisalhamento, decomposto para os planos de direções de escorregamento, é de baixo nível. Esses fatos conduzem a um comportamento – para os metais puros com essa estrutura, como alumínio e cobre. O fácil surgimento de múltiplos planos de escorregamento causa contudo um grande numero de intersecções de planos durante o processo de deformação, o que eleva o nível de tensão necessária para dar prosseguimento à deformação plástica. Esse fato caracteriza o fenômeno do encruamento [FILHO et al, 1997].

A energia despendida nos processos de conformação a frio é na maior parte perdida na forma de calor. Se a velocidade ou taxa de geração de calor é maior que a velocidade de perda de calor, a temperatura do material aumenta. O aquecimento do material durante a

deformação é particularmente importante para altas velocidades de deformação [PADILHA, FULVIO, 2005].

2.3.5.2 PROCESSOS DE CONFORMAÇÃO

Existem vários processos de conformação mecânica que podem ser realizados para elevar a resistência mecânica dos materiais como:

2.3.5.2.1 LAMINAÇÃO

Processo que consiste na passagem de um corpo sólido entre dois cilindros que giram na mesma velocidade em sentidos contrários. Consiste num processo de compressão direta, pois o esforço realizado para deformação plástica do material vem dos rolos de laminação. Pode ser realizado a quente ou a frio dependendo do produto final que se deseja obter. Quando utilizado a frio, promove a elevação da resistência mecânica devido ao encruamento. O produto obtido por este processo geralmente são chapas ou barras. A Figura 12 é uma representação dos cilindros de laminação [FILHO et al, 1997].

Jurij Sidor (2010) e colaboradores investigaram o efeito da pressão na anisotropia da liga de alumínio 6016 laminada a frio de forma convencional e assimétrica e subsequentemente recozida. Os resultados demonstraram que tanto a deformação quanto a textura são afetadas pela tensão de laminação aplicada. Na laminação assimétrica a microestrutura é composta por granulação mais fina do que na laminação convencional, fazendo com que nesta forma de laminação o material se torne mais isotrópico do que na laminação convencional.

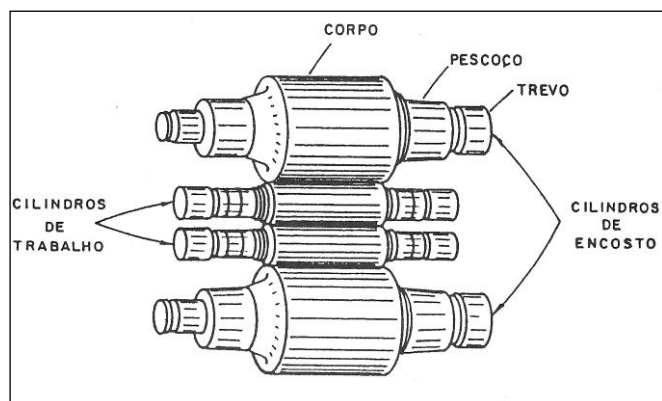


Figura 12 – Laminador quádruplo
 Fonte: FILHO et al, 1997, pág 29

2.3.5.2.2 EXTRUSÃO

Processo de conformação que consiste em passar um tarugo ou lingote de secção geralmente circular que é inserido de um recipiente e comprimido pela ação de um pistão que pode ser hidráulico ou pneumático. Os produtos obtidos através deste processo são perfis e tubos. Na Figura 13 apresenta-se um esquema de extrusão inversa. O produto final possui elevada resistência mecânica se comparado a outros processos, principalmente quando trabalhado a quente [FILHO et al, 1997].

Quan (2012) e colaboradores estudaram a liga de alumínio 7075 como extrudada após redução em área de 60% variando a velocidade de compressão e a temperatura. Verificou-se que o nível de estresse diminui com o aumento da temperatura e diminuição da taxa de deformação. Segundo os autores isso ocorre porque quando a taxa de deformação é diminuída e a temperatura elevada há mais tempo para a acumulação de energia e mobilidades superiores de contornos de ângulo resultam na nucleação e crescimento dos grãos dinamicamente, assim como aniquilação das discordâncias.

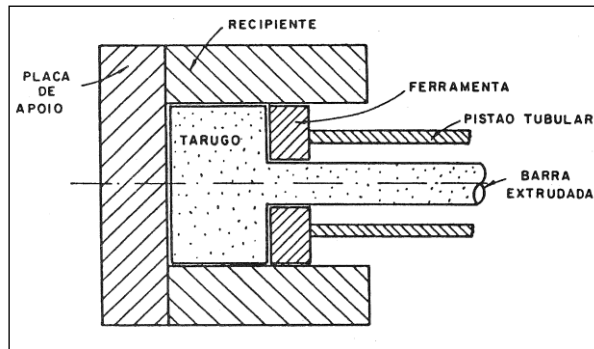


Figura 13 – Processo de Extrusão inversa
 Fonte: FILHO et al, 1997, pág 65

2.3.5.2.3 TREFILAÇÃO

Processo de conformação plástica que se consiste na passagem de um fio por uma matriz denominada fieira com dimensão inferior ao fio. Geralmente os produtos obtidos por este processo possui baixa rugosidade superficial e são normalmente trabalhados a frio. A Figura 14 mostra esquematicamente o processo de trefilação.

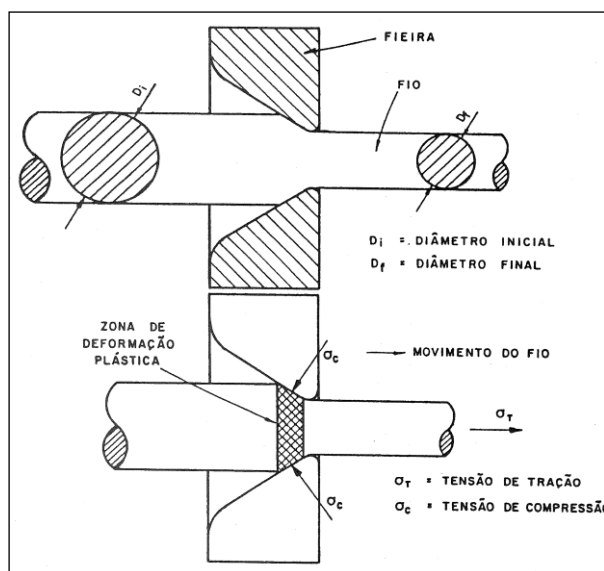


Figura 14 – Representação da passagem do fio pela fieira e dos esforços atuantes
 Fonte: FILHO et al, 1997, pág 94

2.3.5.2.3 ESTAMPAGEM

Este processo se subdivide em estampagem profunda e conformação em geral. A tensão utilizada para a realização desta conformação é abaixo da tensão de ruptura para embutimento e para estampagem de perfis a tensão utilizada é acima da tensão de ruptura do material. Este processo é realizado a frio e os produtos obtidos são utensílios domésticos, perfis para indústria aeronáutica, automobilística, alimentos etc [FILHO et al, 1997].

2.3.5.2.4 FORJAMENTO

Dentre os processos de conformação mecânica, o forjamento é um dos mais empregados. É executado na forma de martelamento ou prensagem. Em princípio, há dois tipos gerais para forjamento: martelos de forja ou queda e as prensas. Nos primeiros, golpes sucessivos são aplicados no metal, enquanto que nos segundos, o metal fica sujeito à força de compressão a baixa velocidade. Assim, o martelamento produz deformação principalmente nas camadas superficiais, e a prensagem atinge as camadas mais profundas e a deformação resultante é mais regular do que a produzida pela ação dinâmica do martelamento [CHIAVERINI, 1986].

O processo de forjamento pode ser a quente ou a frio. O forjamento a quente é utilizado quando se deseja obter uma elevada redução em área e peças isentas de defeitos internos. Já o forjamento a frio é utilizado para peças que possam ser trabalhadas com baixa redução em área e bom acabamento superficial.

O processo de forjamento subdivide-se em duas classes: forjamento livre ou matriz aberta e forjamento em matriz fechada.

O processo de forjamento livre é realizado entre matrizes planas ou de formatos simples onde o esforço efetuado para a deformação do material é denominado compressão direta. O forjamento livre normalmente é utilizado para peças de grandes dimensões ou quando se necessita de uma baixa produtividade e está representado na Figura 15. Normalmente é utilizado para pré-conformar a peça para o forjamento em matriz [CHIAVERINI, 1986].

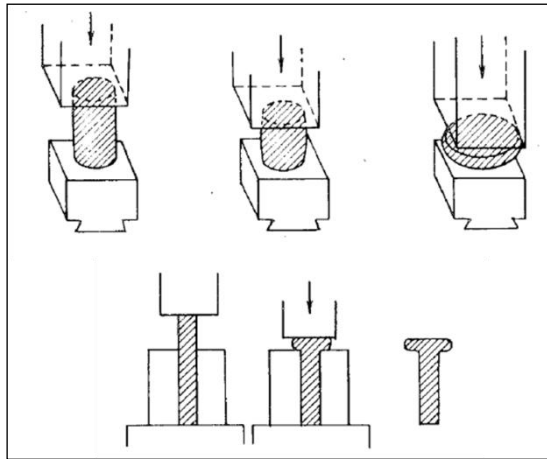


Figura 15 – Forjamento livre
 Fonte: CHIAVERINI, 1986 pág. 83

O processo de forjamento em matriz fechada o material é prensado entre duas matrizes que vão fornecer a geometria final da peça. Neste processo há necessidade de uma grande produção para que possa justificar o custo dos equipamentos utilizados. O material a ser conformado geralmente é inserido na matriz em excesso para que se possa formar a rebarba (material em excesso) onde os defeitos superficiais são eliminados [FILHO et al, 1997].

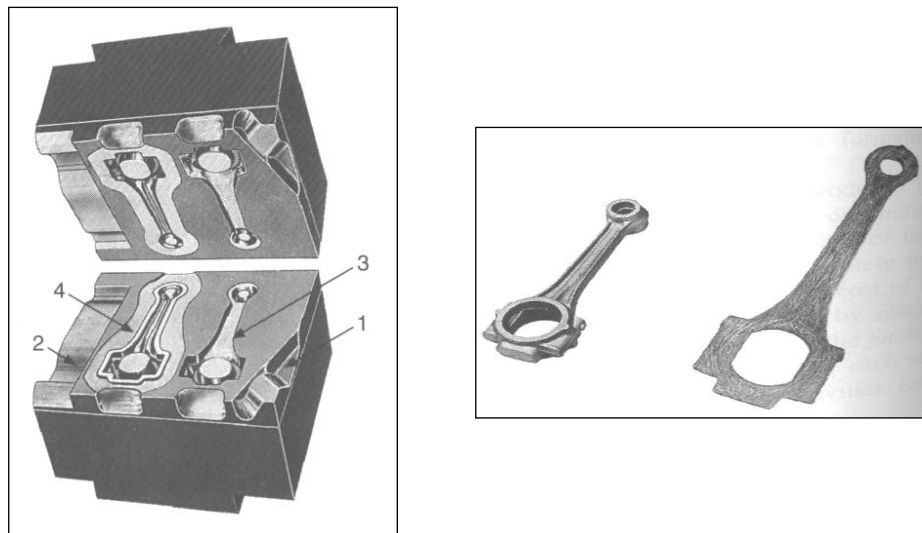


Figura 16 – Representação do forjamento em matriz fechada
 Fonte: Kamenshchikov, pág 333

Um outro tipo de forjamento é o rotativo “*Swage*” que consiste na redução da secção transversal através de golpes radiais repetidos, com o emprego de um ou mais pares de matrizes opostas alterando a forma de barras, tubos e arames [MUSTAFA et al, 2013]. Ocorre

o alongamento na direção axial e redução na secção transversal [HUPALO et al, 2001]. A redução máxima de diâmetro por passe é limitada pelo projeto do cone de entrada das matrizes ou pela capacidade de redução da máquina. A dureza, a resistência à tração e a redução em área em cada passe são os fatores que afetam mais fortemente a forjabilidade do material. O tipo e homogeneidade da microestrutura também influenciam na facilidade de forjamento e no grau de redução com o qual o metal pode ser trabalhado (HOFFMANNER, 1990).

Hupalo (2001) e colaboradores estudaram o comportamento do tântalo submetido a forjamento rotativo e submetido a recozimento. Verificou-se que o comportamento de recristalização de tântalo submetido a “swaging” mantém algumas semelhanças com o tântalo laminado a frio. O recozido apresenta bandas totalmente recristalizadas alternando com regiões parcialmente recuperadas e recristalizadas. Segundo os autores esta diferença na microestrutura se dá pela divisão da maioria dos antigos grãos grosseiros em componentes multi-textural.

A técnica de processamento combinando forjamento rotativo a quente e laminação quente foi proposta por [Hao](#) (2012) e colaboradores para refinar grãos e melhorar as propriedades mecânicas de uma liga multifuncional β - tipo Ti- 24Nb - 4Zr - 8SN (% em peso). Embora a microestrutura do material tenha a limitação de uma distribuição não homogênea, o forjamento rotativo a quente aprimorou os subgrãos iniciais com pouca perda de ductilidade. A sequência de laminação a quente a uma temperatura inicial de 400°C propiciou uma microestrutura uniforme. Portanto, o refino de grãos foi alcançado através da formação e aperfeiçoamento dos subgrãos.

A Figura 17 abaixo representa esquematicamente o forjamento rotativo.

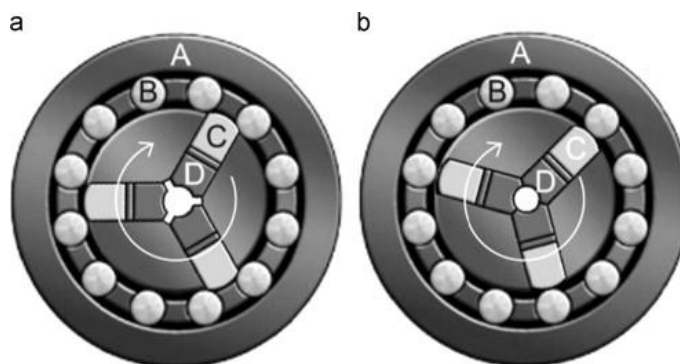


Figura 17 - Forjamento Rotativo (esquemático). a) Abertura dos cunhos; b) Fechamento dos moldes
Fonte: MUSTAFA, 2013

2.4 ENERGIA ARMazenada DURANTE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA À FRIO

Quando um metal é deformado plasticamente em temperaturas bem abaixo do seu ponto de fusão, diz-se que ele foi deformado plasticamente à frio. A temperatura que define o limite superior da faixa de trabalho a frio não pode ser exatamente definida, pois ela varia com a composição, bem como com a velocidade e o grau de deformação. Uma regra prática é admitir que a deformação plástica se dá à frio quando efetuada a temperaturas menores que a metade da temperatura de fusão, medida na escala absoluta [REED HILL, 1982].

A maior parte da energia gasta no trabalho a frio se dissipa na forma de calor, mas uma fração finita e armazenada no metal como energia de deformação associada aos defeitos cristalinos criados pela deformação. A quantidade de energia retida depende do processo de deformação e de outras variáveis, tais como composição do metal, velocidade e temperatura de deformação. Alguns pesquisadores afirmam que a fração de energia armazenada no metal varia de baixas porcentagens até acima de 10% [REED HILL, 1982].

Consideraremos agora a natureza da energia armazenada na deformação plástica. Sabe-se que o encruamento aumenta muito o número de discordâncias de um metal. Um metal recozido completamente tem uma densidade de discordâncias da ordem de 10^6 a 10^9 cm^{-2} e, quando fortemente encruado, pode ter aproximadamente 10^{12} cm^{-2} . Conseqüentemente, a deformação a frio é capaz de aumentar o número de discordâncias de um metal de um fator da ordem de 10.000 a 1.000.000. Como cada discordância é um defeito cristalino com uma deformação do reticulado associada, o aumento da densidade de discordâncias torna maior a energia de deformação do metal. A criação de defeitos pontuais, durante a deformação plástica, é reconhecida também como uma fonte de retenção de energia nos metais encruados [REED HILL, 1982].

2.4.1 RELAÇÃO ENTRE AS ENERGIAS LIVRE E DE DEFORMAÇÃO

A energia livre de um metal encruado é maior que a de um metal recozido, diferindo de um valor aproximadamente igual a energia de deformação armazenada. Embora a deformação plástica aumente a entropia do metal, o efeito é pequeno quando comparado com o aumento da energia interna (energia de deformação armazenada). Então, o termo $-TS$ da

equação da energia livre pode ser desprezado e, assim, o aumento de energia livre se relaciona diretamente com a energia armazenada. Portanto

$$G = E - TS \quad (2)$$

torna-se

$$G = E \quad (3)$$

onde G [Joule] é a energia livre associada ao encruamento, E [Joule] a energia interna ou de deformação armazenada, S [Joule/Kelvin] o aumento de entropia devido ao encruamento e T a temperatura absoluta em Kelvin [FILHO et al, 1997; REED HILL, 1982].

Como a energia livre dos metais encruados é maior que a dos recozidos, eles podem amolecer espontaneamente. Um metal normalmente não retorna a condição recozida por uma reação simples, dada a complexidade do estado encruado. Ocorrem várias reações, sendo o efeito global de recuperação de uma condição equivalente à apresentada pelo material antes de ter sido encruado [FILHO 1997; REED HILL, 1982].

2.5 RECUPERAÇÃO, RECRISTALIZAÇÃO E CRESCIMENTO DE GRÃO APÓS DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

Durante a deformação a microestrutura do metal muda de várias maneiras. Os grãos mudam a sua forma o que não leva a um grande aumento de área total dos limites de grão. A nova área de contorno de grão tem que ser criada durante deformação e isto é feito através da incorporação de alguns dos deslocamentos que são criados de forma contínua durante o processo de deformação. Uma segunda característica particularmente ao nível do microscópio eletrônico, é o aparecimento de uma estrutura interna dentro dos grãos. Isso também resulta da acumulação de discordâncias. Outra consequência da deformação que é relevante para o estudo de processos de recozimento é mudança da orientação dos cristais únicos e dos grãos individuais em relação a tensão aplicada. Essas mudanças não são aleatórias e envolvem rotações que estão diretamente relacionados com a cristalografia da deformação. Como

consequência, os grãos adquirem uma orientação preferencial, ou de textura, que se torna mais forte à medida que a deformação prossegue [HUMPHREYS et al, 1994a].

Cada etapa do processo de recozimento envolve a perda de uma parte da energia armazenada e uma alteração na microestrutura correspondente. A liberação de energia armazenada fornece a força de recuperação e recristalização de condução, mas é a natureza da microestrutura que controla o desenvolvimento e crescimento dos núcleos que irão tornar-se grãos recristalizados e também a sua orientação [HUMPHREYS et al, 1994a].

O processo de recristalização da microestrutura plasticamente deformada de metais e ligas é de importância central no processamento de ligas metálicas por duas razões principais. Primeiro é utilizado para restaurar a ductilidade do material endurecido pelo trabalho à frio, a segunda é a de controlar a estrutura do grão do produto final [DOHERTY et al, 1997].

2.5.1 RECUPERAÇÃO

A recuperação é o primeiro estágio do processo de recozimento, no qual em um primeiro momento ocorre reação entre defeitos puntiformes levando a uma diminuição da quantidade dos mesmos e em seguida, aniquilação de discordâncias de sinais opostos e encolhimento dos anéis de discordâncias. Assim as discordâncias se rearranjam para uma configuração de menor energia levando a formação de contornos de alto ângulo. Este fenômeno é chamado de recuperação e consiste em restaurar parcialmente as propriedades do material antes da deformação [PADILHA, FULVIO 2005; HUMPHREYS et al, 1994a]. A velocidade de recuperação decresce com o tempo, à medida que a energia de deformação, que é a força motriz do processo, é consumida. [FILHO et al, 1997; SANTOS, 2006].

Em materiais policristalinos, a densidade de discordâncias permanece alta e elas continuam acumuladas nos contornos de grão, ainda deformados após a recuperação, o que significa que a estrutura do material continua sob os efeitos da deformação plástica, mas apresenta menores tensões internas devido ao processo de alinhamento das discordâncias.

A Figura 18 mostra os estágios da recuperação. Em 1, emaranhados de discordâncias; 2 formação de células; 3 aniquilação de discordâncias nas paredes das células e 4 formação de subgrãos [PADILHA, FULVIO, 2005].

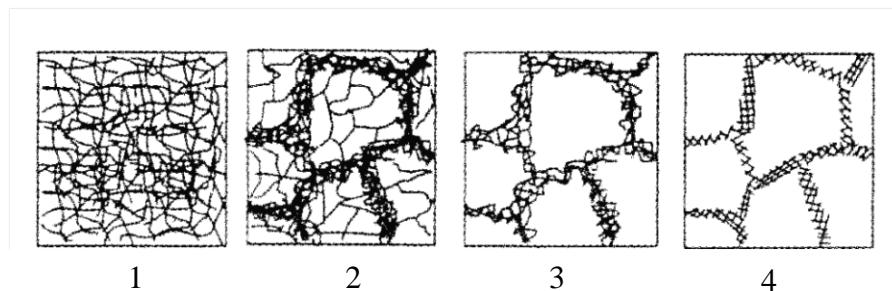


Figura 18 – Estágios da recuperação em metal deformado plasticamente
 Fonte: PADILHA, FULVIO, 2005, pág. 34

Em temperaturas maiores que $0,2 T_f$ (T_f = temperatura de fusão absoluta), ocorre principalmente a aniquilação de intersticiais e lacunas e a migração de defeitos puntiformes para contornos de grão e discordâncias. Temperaturas na faixa de $0,2$ a $0,3 T_f$ promovem aniquilação de discordâncias de sinais opostos assim como o rearranjo das mesmas, delineando subcontornos de grão, também denominados contornos de pequeno ângulo. A formação de subgrãos requer maior ativação térmica devido à necessidade de ocorrência em grande escala de escorregamento com desvio e escalada, acontecendo geralmente em temperaturas maiores que $0,4 T_f$. Em metais de alta EDE o papel da recuperação torna-se importante pois o rearranjo de discordâncias causa uma considerável diminuição na energia interna associada a esses defeitos. A cinética de recuperação é em geral quantificada através de medidas indiretas, obedecendo a equação geral [PADILHA, FULVIO, 2005]:

$$\frac{1}{\rho} - \frac{1}{\rho_0} = k \cdot t \quad (4)$$

Onde ρ = densidade de discordâncias no instante t , ρ_0 = densidade inicial de discordâncias, t = tempo de recozimento e k = constante. A curva referente ao fenômeno de recuperação é mostrada na Figura 19.

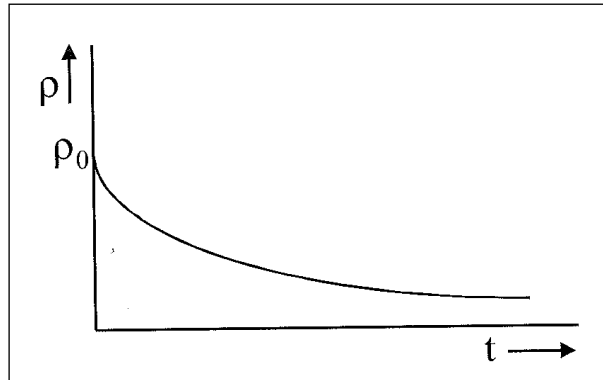


Figura 19 – Cinética de recuperação de um metal encruado
Fonte: PADILHA, 2005, pág. 32

Mishin e colaboradores (2013) estudaram a recuperação e recristalização do alumínio de alta pureza laminado à frio e tratado isotermicamente à 300°C. A recuperação prossegue da mesma forma nas camadas centrais e da superfície, mas por causa do diferente arranjo espacial inicial dos componentes de textura destas camadas, a perda de fronteira de alto ângulo é significativamente maior em comparação com a superfície da camada central.

2.5.2 RECRISTALIZAÇÃO

O processo de recristalização visa à eliminação total dos efeitos da deformação plástica na estrutura e nas propriedades do material. Isso se dá através da nucleação e crescimento de grãos cristalinos não deformados, em que a densidade de defeitos cristalinos volta a apresentar os valores originais, que gradativamente substituem os grãos deformados, restaurando as condições originais [CALLISTER, 2002; SANTOS, 2006].

Para a formação de um núcleo de um grão não deformado há a necessidade de se criar uma região isenta de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada (ou recuperada) [SANTOS, 2006; PADILHA, FULVIO, 2005].

A Figura 20 representa a cinética da recristalização. À medida que a taxa de nucleação se estabiliza, ocorre a recristalização e o crescimento de grãos.

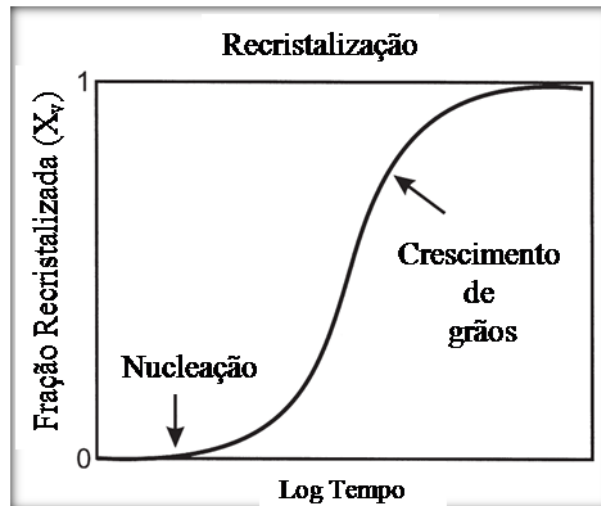


Figura 20 - Cinética de recristalização durante o recozimento isotérmico.
 Fonte: HUMPHREYS et al 1994b, pág. 218.

A força motriz para produzir essa nova estrutura de grão é a diferença que existe entre as energias internas do material submetido a deformação e do material sem deformação. Os novos grãos se constituem na forma de núcleos muito pequenos e crescem até que substituam completamente o seu material de origem, consistindo em processos que envolvem difusão em pequena escala. A recristalização é um processo cuja extensão depende tanto do tempo de tratamento, da temperatura quanto da porcentagem de redução em área [CALLISTER, 2002; SANTOS, 2006]. São as chamadas leis da recristalização (BURKE E TURNBULL, 1952). Esta série de instruções qualitativas, com base nos resultados de um grande corpo de trabalho experimental, prevê os efeitos da microestrutura inicial (tamanho de grão), e os parâmetros de processamento (estirpe de deformação e temperatura de recozimento), no tempo de recristalização e no tamanho de grão após a recristalização.

a) **Uma deformação mínima é necessária para iniciar a recristalização**

A deformação deve ser suficiente para proporcionar um núcleo para a cristalização e para fornecer a força motriz necessária para sustentar seu crescimento. Uma deformação mais intensa provoca a geração de um número maior de discordâncias que, ao se acumularem nos contornos de grãos, criam regiões mais extensas propícias para a nucleação e com energia armazenada bem maior [HUMPHREYS et al, 1994b].

Durante a deformação plástica de metais os grãos subdividem pela formação de limites de deslocamento e de alto ângulo, resultando em estruturas hierárquicas em uma escala mais fina quanto maior for a redução em área [Le et al, 2013].

b) A temperatura à qual ocorre a recristalização diminui à medida que o tempo de recozimento aumenta

Isso decorre do fato de que os mecanismos microscópicos que controlam a recristalização são ativados termicamente.

c) A temperatura à qual ocorre a recristalização diminui com o aumento da tensão

A energia armazenada, que fornece a força motriz para a recristalização, aumenta com o aumento da tensão. Tanto a nucleação e crescimento ocorrem a uma menor temperatura e num menor intervalo de tempo quanto maior for a deformação [HUMPHREYS et al, 1994b].

d) Tamanho de grão inicial

Quanto menor o TG do material antes da deformação, maior o número de contornos, que se constituem em obstáculo para o movimento das discordâncias, e, portanto, maior a quantidade de regiões com altas concentrações de discordâncias, o que aumenta a energia armazenada, facilitando a recristalização. Assim, para uma mesma deformação plástica a frio, quanto menor o TG inicial, maior a velocidade de recristalização [SANTOS, 2006].

Liu, Morris (2003) estudaram o pré-tratamento na laminação a frio da liga de alumínio 5182. Os resultados mostram que a temperatura de recristalização da amostra sem pré-tratamento é cerca de 24°C maior que a da liga com o pré-tratamento.

Chen (2013) e colaboradores investigaram as influências da recristalização e tratamento térmico sobre a resistência à corrosão sob tensão de uma liga Al-Zn-Mg-Cu. Os resultados mostram que com o aumento da fração em volume de recristalização, a resistência à corrosão sob tensão diminui, de forma a transformar a fratura transgranular em intergranular.

Mishin (2013) e colaboradores estudaram a recuperação e recristalização do alumínio puro submetido a laminação à alta tensão e posterior recozimento. Os resultados mostram que

durante baixo tempo de recozimento, a recuperação ocorre na microestrutura deformada, resultando num significativo aumento do espaçamento entre os limites de lamelas, juntamente com uma redução acentuada na fração de contornos de alto ângulo. Essas mudanças surgem como resultado de encolhimento do volume de lamelas de duas faces, que procede via movimento lateral de tripla junção. O recozimento levou a recristalização descontínua, que ocorre de forma diferente no centro e nas camadas subsuperficiais. Na camada central, recristalização ocorre mais rapidamente e com uma maior frequência de formação de núcleos, resultando em um tamanho de grão menor recristalizado. Em contraste, a recristalização nas camadas internas é retardada, e o tamanho de grão é maior do que recristalizado no centro.

Poorganji (2010) e colaboradores investigaram a evolução da microestrutura e da textura durante o recozimento não-isotérmico de uma liga de alumínio endurecível por precipitação variando níveis de redução de frio. Verificou-se que um certo nível de redução a frio é necessário para alcançar uma microestrutura de granulação fina totalmente recristalizada, e, para baixas temperaturas de recozimento o crescimento de grãos tem orientação preferencial, enquanto que para altas temperaturas a recristalização se processa com a formação de grãos aleatórios.

O processo de nucleação na recristalização envolve o aparecimento de uma partícula sólida no interior de uma fase sólida. Para explicar o mecanismo de nucleação a literatura cita duas teorias: Uma baseada no processo de poligonização a) e outra no deslocamento de um contorno de grão existente b) [REED HILL, 1982; SANTOS, 2006].

- a) Se imaginarmos uma barra metálica monocristalina deformada plasticamente por flexão, teremos a formação de discordâncias geometricamente necessárias para acomodar essa deformação plástica. Suponhamos que essas discordâncias encontram-se inicialmente distribuídas de forma homogênea no material. Obviamente, o excesso de discordâncias geradas na deformação representa um aumento da energia livre contida no material. Essa energia extra, tenderá a desaparecer assim que sejam estabelecidas condições cinéticas, ou seja, o aumento da temperatura. Portanto, reagrupadas, havendo aniquilação de discordâncias de sinais opostos. Discordâncias de mesmo sinal movimentam-se nos planos de escorregamento e sofrem escalada, agrupando-se em subcontornos e assim, minimizando seus campos de tensão elástica [PADILHA, FULVIO, 2005].

Na Figura 21, em 1, é demonstrado o arranjo ao acaso de discordâncias em monocristal deformado por flexão. Em 2 ocorre o rearranjo de discordâncias originando os subcontornos após o recozimento.

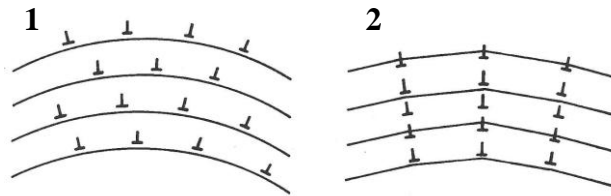


Figura 21 – Representação do processo de poligonização
Fonte: PADILHA, FULVIO, 2005, pág. 33

b) Esta teoria propõe que os núcleos são formados a partir de subgrãos, resultantes do processo de poligonização, que apresentam dimensões superiores ao raio crítico. As origens dos núcleos podem ser tanto subgrãos formados já com dimensões convenientes, como os resultantes do processo de coalescência. Esse mecanismo é mais provável em materiais submetidos a deformações plásticas mais intensas, que apresentam maior densidade de discordâncias e possibilitam o aparecimento de subgrãos com maior ângulo e, portanto, maior mobilidade. Nesse caso, quando o material deformado plasticamente é aquecido a uma temperatura conveniente para a recristalização, a poligonização com a formação dos subgrãos recristalizados são em geral diferentes da orientação do grão deformado original [SANTOS, 2006].

2.5.2.1 Soluções sólidas super saturadas com ocorrência de precipitação durante o recozimento

Em uma liga supersaturada e deformada pode ocorrer a precipitação de partículas de segunda fase na mesma faixa de temperaturas em que ocorre a recristalização, sendo que ambos os fenômenos influenciam-se mutuamente [PADILHA, FULVIO, 2005]. A Figura 22 mostra esquematicamente a microestrutura inicial, deformada e o aparecimento de partículas de segunda fase. O espaçamento dos limites de alto ângulo no sentido normal de um material com tamanho de grão inicial D_0 , diminui com a deformação do material [HUMPHREYS et al, 2004]

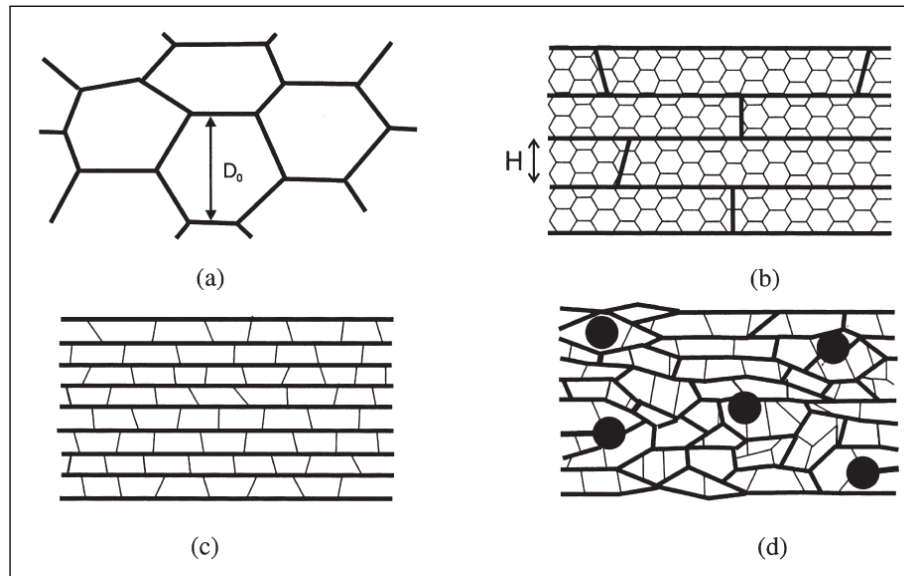


Figura 22 - a) Estrutura inicial dos grãos; b) Deformação moderada; c) Deformação severa; d) Efeitos das partículas de segunda fase
 Fonte: HUMPHREYS et al, 2004. pág. 454

Jia Zhi-hong (2012) e colaboradores estudaram o efeito do teor de escândio (Sc) na precipitação de $Al_3(Sc, Zr)$, durante o tratamento térmico a $475^\circ C$ durante 12 h. Nucleação, precipitação e distribuição de precipitados de $Al_3(Sc, Zr)$ foram encontrados devido a presença de Sc. Com o aumento do teor de Sc, o raio médio dos precipitados diminui, enquanto que o número de densidade dos precipitados aumenta. A distribuição dos precipitados torna-se mais homogênea quando o teor de Sc é aumentado. Os resultados mostram que a temperatura de recristalização varia de $250^\circ C$ para a liga sem Sc a cerca de $600^\circ C$ para a liga contendo 0,15% de Sc, devido à elevada densidade de $Al_3(Sc, Zr)$ que precipita.

2.5.3 CRESCIMENTO DE GRÃOS RECRISTALIZADOS

Processo que consiste no aumento do tamanho de grão devido a manutenção do material já recristalizado em uma temperatura elevada. Alguns grãos desaparecem pois são englobados por outros de maior energia [SANTOS, 2006]. O crescimento de grão não precisa ser precedido por processos de recuperação e recristalização, ele pode ocorrer em todos materiais policristalinos, tanto metais como cerâmicos [CALLISTER, 2002]. Como a energia de deformação armazenada já foi totalmente consumida no processo de recristalização, a força motriz para o crescimento de grão está associada à diminuição da área total de contornos, que

produz uma redução da energia total; essa é a força motriz para o crescimento de grão [SANTOS, 2006; CALLISTER, 2002].

O processo ocorre pelo englobamento de átomos menores pelos maiores, que são mais estáveis. O deslocamento dos contornos ocorre, então, pela difusão de átomos dos grãos menos estáveis para os grãos mais estáveis. Átomos de impurezas e partículas de inclusões ou de uma segunda fase interferem na mobilidade dos contornos de grão, dificultando o crescimento de grão [SANTOS, 2006].

Os efeitos do tamanho de grão na deformação a quente e o mapa de processamento da liga de alumínio 7075 foram investigados por Yang (2013) e colaboradores. Os resultados evidenciam que a tensão de fluxo elevou-se com o aumento da taxa de deformação e a diminuição da temperatura. A tensão de fluxo da liga com grãos maiores foi maior do que a da liga com grãos refinados (menores). Durante a deformação a quente as ligas exibiram recuperação dinâmica, em temperaturas que variaram de 320-440°C e recristalização estática a 480°C.

Para muitos materiais policristalinos, o diâmetro do grão d varia em função do tempo de acordo com a relação:

$$d^n - d_0^n = K \cdot t \quad (5)$$

Onde d_0 representa o diâmetro inicial do grão em $t=0$, e K e n são constantes independentes do tempo; o valor de n é geralmente igual ou maior que 2 [CALLISTER, 2002].

Como em geral um material metálico com menor TG apresenta propriedades mecânicas melhores, o crescimento de grão após a recristalização deve ser evitado resfriando-se o material.

A Figura 23 representa as características físicas de um material antes e após recristalização.

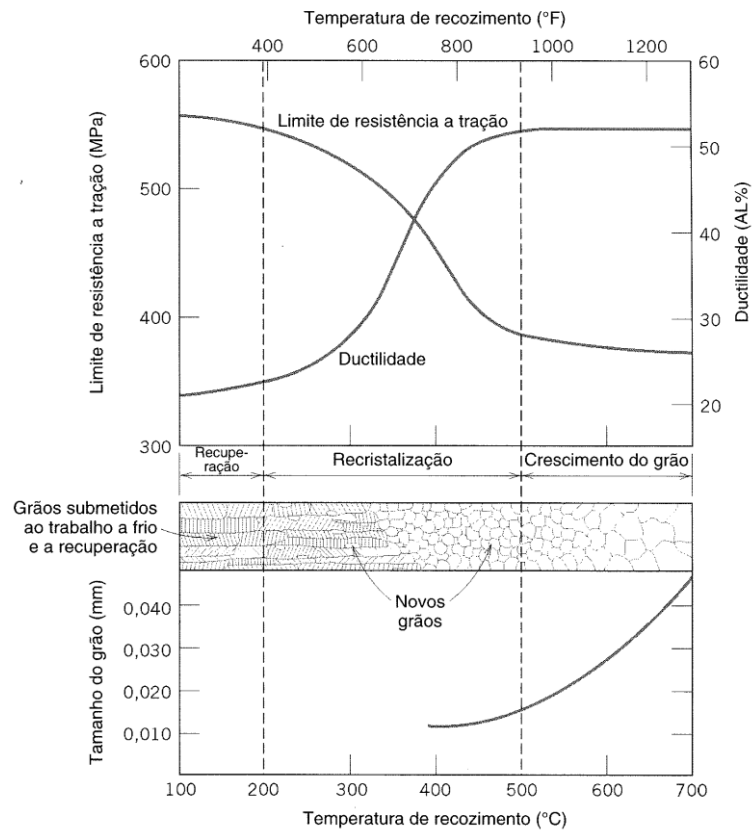


Figura 23 – Recuperação, recristalização e crescimento de grão

CAPÍTULO 3

MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

O material utilizado para realização deste trabalho foi uma liga de Al 4,5% wt Cu recebida como solidificada unidirecionalmente de forma ascendente. A barra recebida possuía um diâmetro de ϕ 38X105 mm e foi seccionada ao meio e em seguida usinada até atingir 15mm de diâmetro. O processo de obtenção poderá ser visualizado na dissertação de mestrado de **Nilton Henrique Alves Pereira - EFEITO DAS CONDIÇÕES DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL DA LIGA Al 4,5% Cu.**

Neste tipo de solidificação, o fluxo de extração de calor torna os grãos alongados. O processo de SU consiste em direcionar o fluxo de calor formando grãos colunares. Para que isto ocorra, é necessário um eficiente sistema de isolamento nas paredes do molde, evitando a extração de calor pela superfície e a frente da interface de crescimento.

No processo convencional de solidificação, a microestrutura formada é composta de grãos equiaxiais. Para analisar as diferenças entre os dois tipos de solidificação, 32 g (trinta e dois gramas) da liga de Al 4,5% Cu foram fundidas em forno elétrico modelo BRASIMET, representado na Figura 24, à temperatura de 750°C por 60 (sessenta) minutos e vazada em um molde de ϕ 18x135 mm (Figura 24b) para obter um corpo de prova (cdp) com microestrutura de grãos equiaxiais. O cdp foi então desmoldado e usinado para se obter um diâmetro de 15 mm.

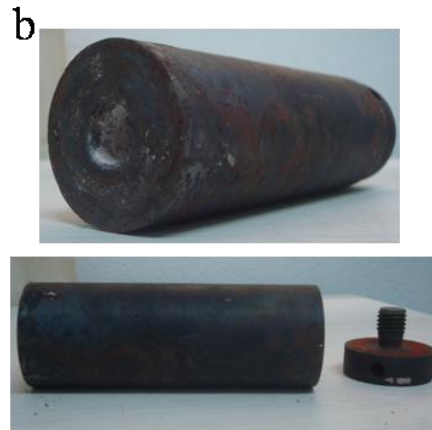


Figura 24 – a) Forno utilizado para fundição da liga Al 4,5% Cu; b) Molde onde foi vazada a liga Al 4,5% Cu - UNIFEI

3.2 MÉTODOS

Para um melhor entendimento do processo elaborou-se um fluxograma, Figura 25.

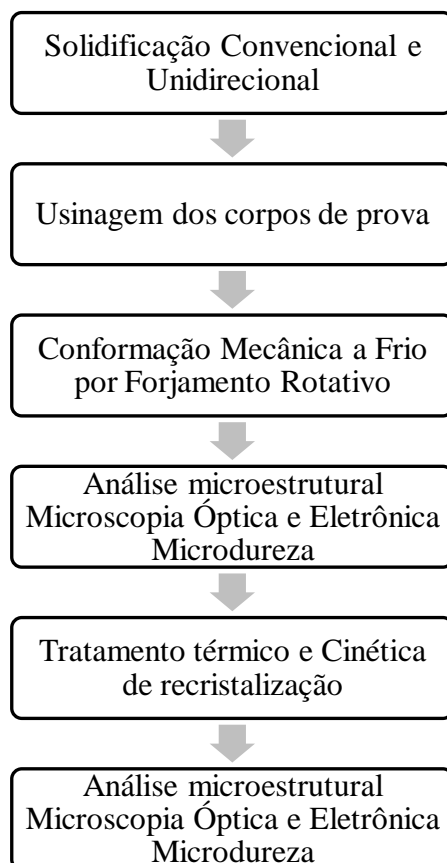


Figura 25 – Fluxograma das etapas de trabalho

3.2.1 O FORJAMENTO ROTATIVO

Os corpos de prova das amostras fundida no processo de solidificação unidirecional e convencional foram usinadas após solidificação nas dimensões de Ø15x135 mm. Em seguida foram conformados a frio por forjamento rotativo, “swage” Figura 26, onde o diâmetro inicial foi reduzido até 4,7 mm. Com o objetivo de se avaliar o efeito do encruamento e a variação microestrutural foram retirados durante a conformação a frio corpos de prova em três RA distintas 54, 76 e 91%, respectivamente. A Tabela 1 mostra as reduções realizadas nos corpos de prova.



Figura 26 - Máquina de Forjamento Rotativo
DEMAR – EEL USP

Tabela 1 - Tabela das reduções impostas nas amostras

Diâmetro inicial (mm)	Diâmetro Matriz (mm)	Retirada de amostras	Diâmetro após conformação (mm)	Redução de Área (%)	Redução de Área Total (%)
15,0				5,2	
1º passe	14,7			14,6	
2º passe	13,5			14,8	
3º passe	12,4			15,6	
4º passe	11,4			17,27	
5º passe	10,4			16,3	
6º passe	9,5	1ª	10,2	16,3	54,0
7º passe	8,7			17,3	
8º passe	7,9			19,5	
9º passe	6,4	2ª	7,4	20,0	76,0
10º passe	5,8			15,4	
11º passe	5,4			16,7	
12º passe	4,8			18,1	
13º passe	4,4	3ª	4,7	18,0	91,0

3.2.2 CORTE DOS CORPOS DE PROVA

Para o corte das amostras foi utilizado um disco de diamante acoplado em uma máquina de corte ISOMET da Buehler (Figura 27a) com o auxílio de um micrômetro para se obter um corte de precisão. Para cada redução em área foram cortados 6 cdp com 10 mm de comprimento conforme Figura 27b.

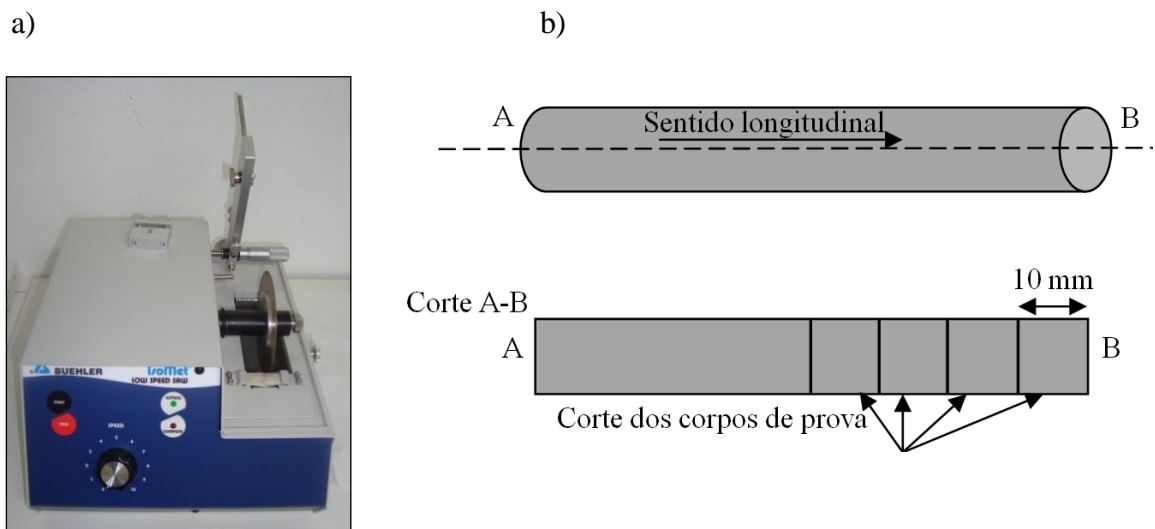


Figura 27a - Máquina de Corte - ISOMET – BUEHLER; b) Corte dos cdp (esquemático)

3.2.3 TRATAMENTO TÉRMICO

Foram realizados tratamentos térmicos nos cdp das amostras unidirecionais e equiaxiais em um forno EDG 3P-S de atmosfera convencional. As temperaturas de tratamento foram 250, 300, 350, 400 e 450°C com tempo de permanência de 1 (uma) hora em cada temperatura para avaliação da recristalização. O resfriamento foi feito ao ar.

Para obtenção das curvas de recuperação e recristalização, 9 (nove) cdp com redução em área 91% da amostra unidirecional foram tratados a 350°C em diferentes tempos no forno descrito acima, para que os dados fossem plotados num gráfico de Microdureza x Tempo, obtendo a cinética de recristalização. O mesmo foi feito para a amostra com grãos equiaxiais e os tempos de tratamento para ambas amostras foram: 1, 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50 e 60 minutos.

3.2.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Para caracterização microestrutural dos cdp após o tratamento térmico, foi realizada a preparação metalográfica após conformação mecânica e tratamento térmico da seguinte forma: Os cdp foram embutidos em resina termofixa utilizando a embutidora PRE30 – AROTEC, e posteriormente lixados nas granas 220, 320, 400, 600 e 1200 utilizando a máquina politriz AROPOL 2V - AROTEC. O polimento foi realizado com alumina de granulometria 0,05 μm e sílica coloidal (OP-U) no equipamento AP2 - STRUERS. Para revelação microestrutural utilizou-se o reagente Keller (mistura de água destilada (90 mL) com os ácidos fluorídrico (2 mL), clorídrico (3 mL) e nítrico (5 mL). Em seguida a microestrutura foi analisada no Microscópio Óptico Jenavert (Zeiss Germany), Figura 28 com ampliações de 50, 200 e 500 vezes e no MEV, marca ZEISS modelo EVOMA15, Figura 29. Para avaliação da microestrutura por MEV foi utilizado o modo elétron secundário (ES) e microanálise por raios X.

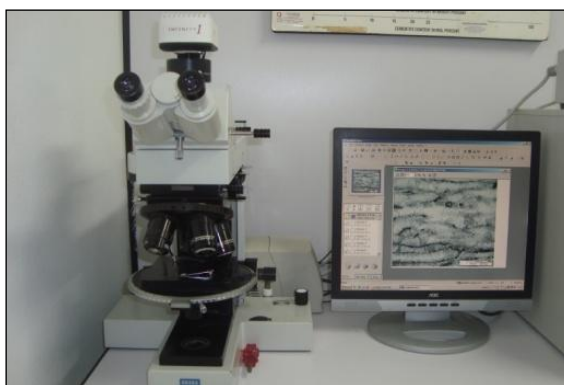


Figura 28 - Microscópio Óptico Jenavert (Zeiss Germany) - UNIFEI



3.2.5 MEDIDAS DE MICRODUREZA

A análise de microdureza foi realizada antes e após conformação mecânica e tratamento térmico através do microdurômetro DIGINESS (Microhardness tester HV-1000) com carga de penetração de 0,198 N, representado na Figura 30a. Para cada amostra foram feitas 20 indentações em cada temperatura de tratamento, procedendo-se o cálculo da média e desvio padrão. Os valores de microdureza foram retirados conforme esquema da Figura 30b.

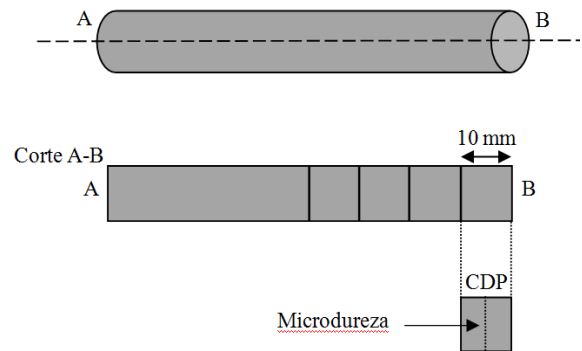


Figura 30a – Microdurômetro DIGINESS (Microhardness tester HV-1000); b – Análise de microdureza (esquemático)

CAPÍTULO 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MACROGRAFIAS DA AMOSTRA Al 4,5% Cu UNIDIRECIONAL VERTICAL ASCENDENTE COMO RECEBIDA E DE GRÃOS EQUIAXIAIS APÓS DESMOLDAGEM

A fotomicrografia da Figura 31 corresponde a amostra como recebida solidificada de forma unidirecional vertical ascendente, onde na base percebemos a formação da zona coquilhada e em seguida a presença de grãos colunares que cresceram no sentido do fluxo de calor removido. A fotomicrografia da Figura 32 se refere à amostra solidificada de maneira convencional após desmolde. É nítida a presença de grãos equiaxiais em toda a extensão da amostra.



Figura 31 – Al 4,5% Cu como recebida solidificada unidirecionalmente de forma vertical ascendente



Figura 24 – Al 4,5% Cu após desmoldagem solidificação convencional

4.2 GRÃOS UNIDIRECIONAIS: AMOSTRA BRUTA DE SOLIDIFICAÇÃO E DEFORMADAS

A Figura 33 mostra a microestrutura da liga de Al 4,5% Cu como solidificada unidirecionalmente. A Figura 34 mostra com detalhe a morfologia dos precipitados CuAl_2 após redução em área de 76%. Pode-se notar que os precipitados de CuAl_2 estão todos fragmentados e ao redor dos precipitados maiores estão precipitados de pequenas dimensões.

Na Figura 35 pode-se observar que houve uma redução no sentido axial dos grãos, e no sentido longitudinal os grãos se tornaram mais alongados. Nas Figuras 36 e 37, fica evidente que quanto maior a RA (76 e 91 %) mais próximos ficam os precipitados de CuAl_2 . Nota-se que a maioria dos precipitados CuAl_2 precipitou nos contornos dos grãos.

Observa-se também uma diminuição do espaçamento entre os contornos dos e também dos precipitados de CuAl_2 à medida que a redução em área aumenta.

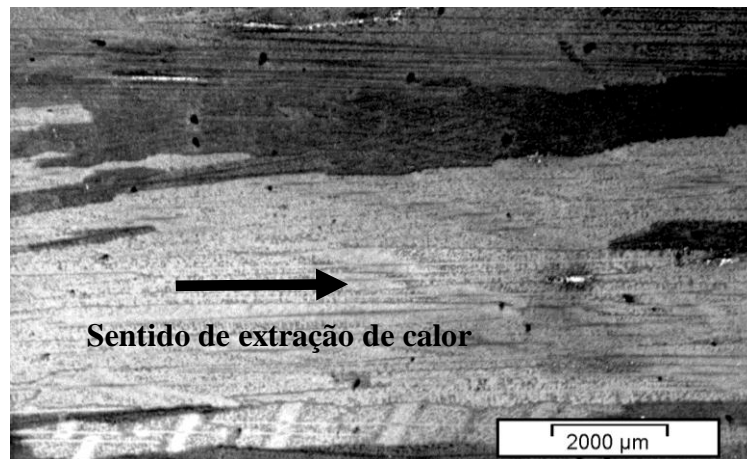


Figura 33 – Al 4,5% Cu bruta de solidificação (15 mm) - 15x

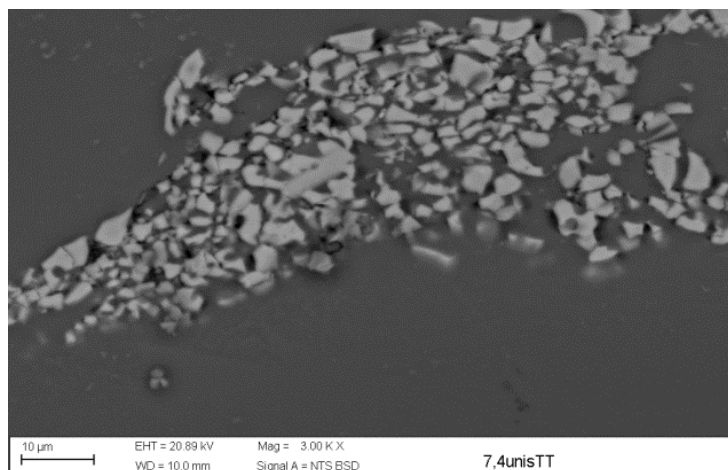


Figura 34 – Morfologia do precipitado CuAl₂

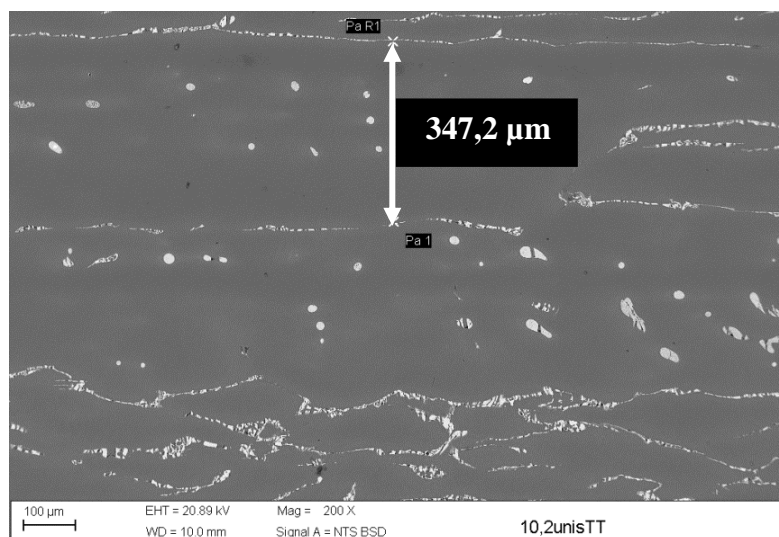


Figura 35 – Al 4,5% Cu; (54% RA) 10,2 mm – 200x

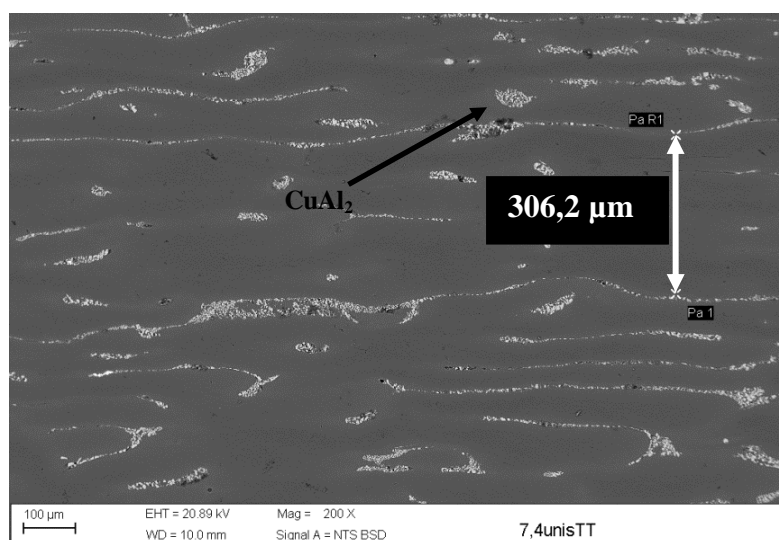


Figura 36 – Al 4,5% Cu (76% RA) 7,4 mm – 200x

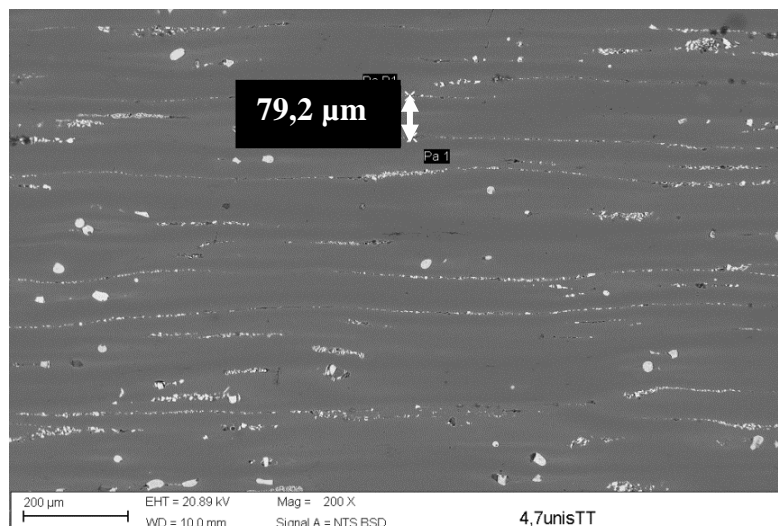


Figura 37 – Al 4,5% Cu (91%RA) 4,7 mm – 200x

4.3 GRÃOS EQUIAXIAIS – AMOSTRA BRUTA E DEFORMADAS

A Figura 38 se refere à amostra antes da deformação na qual a estrutura formada é composta por grãos equiaxiais, ou seja, possuem aproximadamente a mesma dimensão em todas as direções. As Figuras 39, 40 e 41 se referem aos cdp após conformação mecânica, promovendo reduções em área de 54, 76 e 91%, respectivamente. Observa-se o alongamento dos grãos ao longo da direção na qual a amostra foi conformada. Os precipitados de CuAl_2 estão localizados nos contornos de grãos. Na matriz de alumínio encontra-se alto grau de deformação, facilmente observado na Figura 41, a qual foi submetida à maior redução em área.

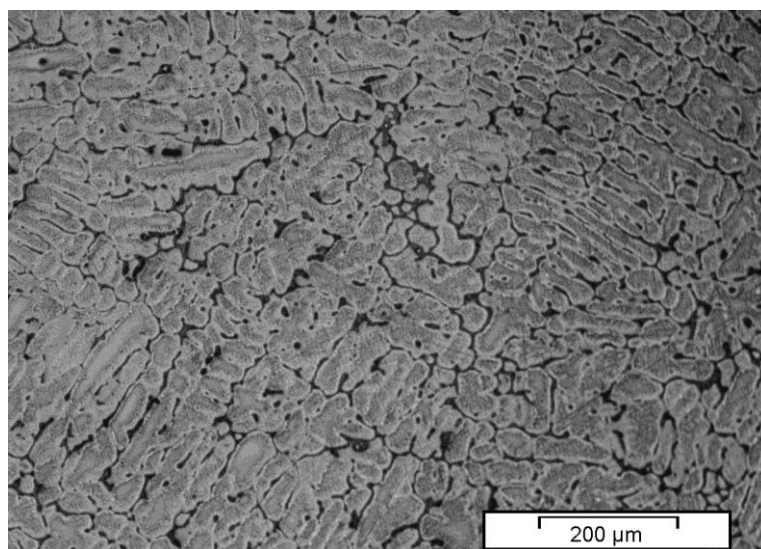


Figura 38 – Al 4,5% Cu bruta de solidificação Equiaxial (15 mm) - 100x

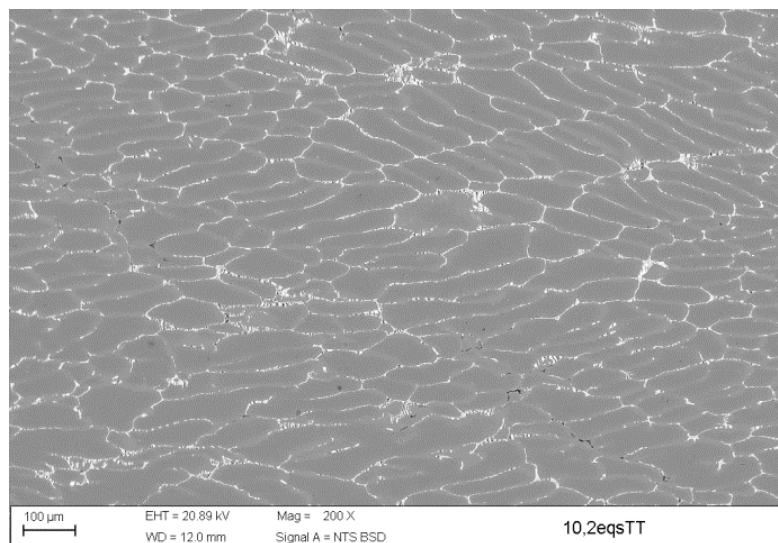


Figura 39 – Al 4,5% Cu (54%RA) 10,2 mm – 200x

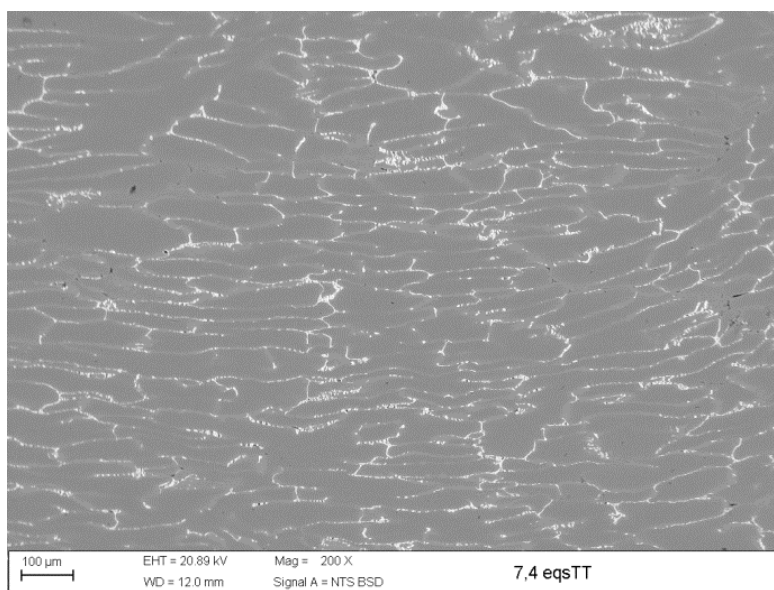


Figura 40 – Al 4,5% Cu (76%RA) 7,4 mm – 200x

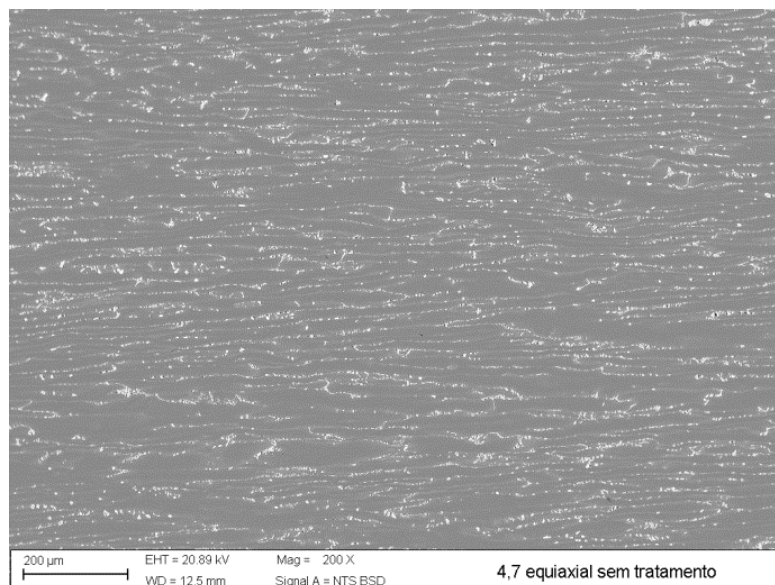


Figura 41 – Al 4,5% Cu (91%RA) 4,7 mm – 200x

Através da análise do gráfico Figura 42, observa-se o aumento do valor da microdureza das amostras de Al 4,5% Cu conformadas quando comparado com a amostra bruta de solidificação unidirecional e equiaxial. A amostra bruta unidirecional, apresentava microdureza de 58,7 Hv, após as RA de 54, 76 e 91%, a microdureza foi elevada para 84,9; 82 e 93,8 Hv, respectivamente. Para a amostra equiaxial bruta de solidificação, o valor inicial 53,3 Hv e após as RA de 54; 76 e 91% os valores encontrados foram 72,7; 72,4; e 77,2. Para as amostras solidificadas unidirecionalmente a variação de aumento da microdureza foi de 37,4% e 30,1% para as amostras solidificadas de forma convencional. A elevação do valor da microdureza, durante a conformação a frio ocorre movimentação e criação de novas discordâncias que ao encontrarem barreiras como contornos de grãos e precipitados de CuAl_2 que elevam a resistência mecânica (encruamento).

Fazendo uma comparação com as micrografias das Figuras de 33 a 36, e 38 a 41 das amostras conformadas unidirecional e equiaxial, respectivamente, podemos observar uma maior quantidade de precipitados de CuAl_2 no interior dos grãos nas amostras unidirecional do que nas amostras equiaxiais conformadas, isto explica um maior valor de microdureza nas amostras unidirecionais em relação às amostras equiaxiais.

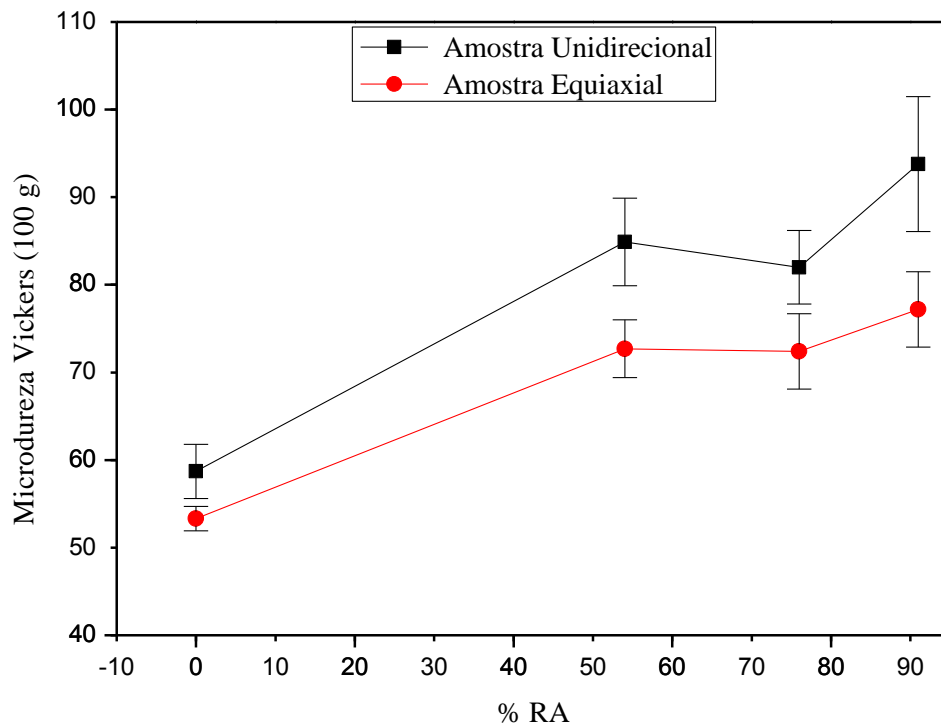


Figura 42 – Microdureza da liga Al 4,5% Cu solidificada de forma unidirecional e equiaxial antes e após deformação

4.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS

4.4.1 TRATAMENTO TÉRMICO DE 250 À 300°C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS E EQUIAXIAIS

De acordo com as micrografias das Figuras 43, 44, 45 e 46, podemos observar que não houve o surgimento de novos grãos nas microestruturas das amostras quando tratadas de 250 à 300°C por 1 (uma) hora. Microestruturalmente podemos afirmar que ocorreu somente o fenômeno de recuperação, conforme Figuras 60 e 61.

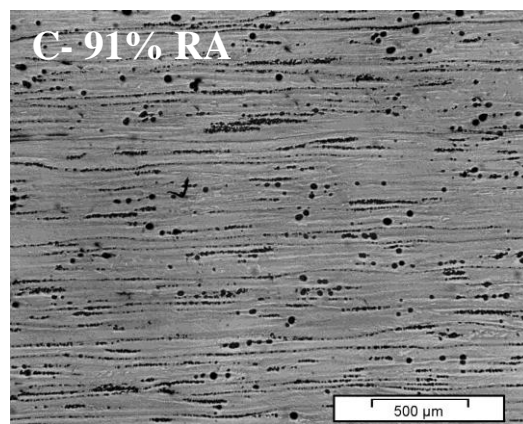
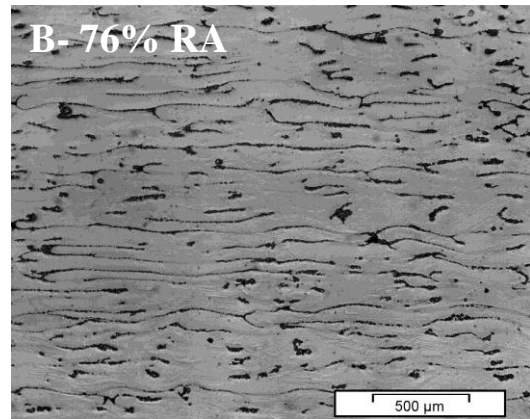
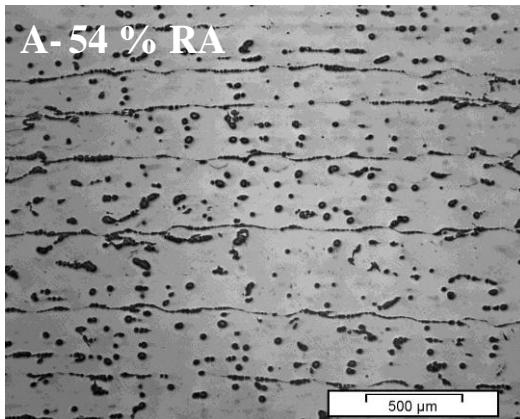
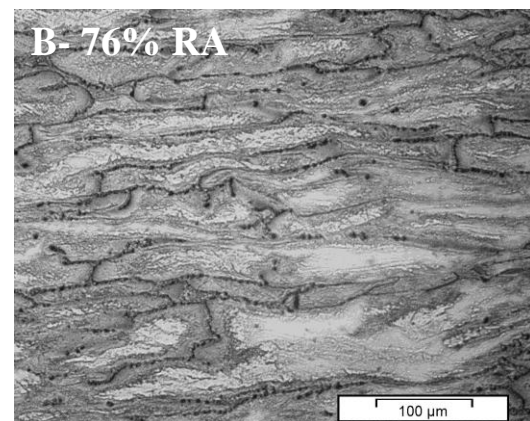
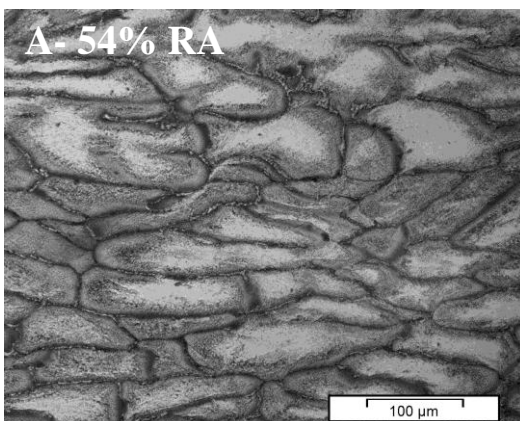


Figura 43 – Al 4,5% Cu de grãos unidirecionais após deformação e tratamento térmico à 250°C



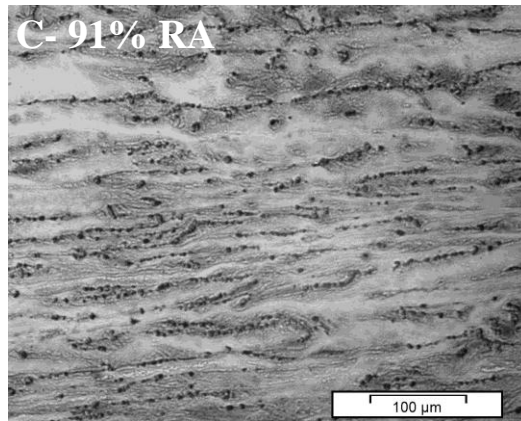


Figura 44 - Al 4,5% Cu de grãos equiaxiais após deformação e tratamento térmico à 250°C

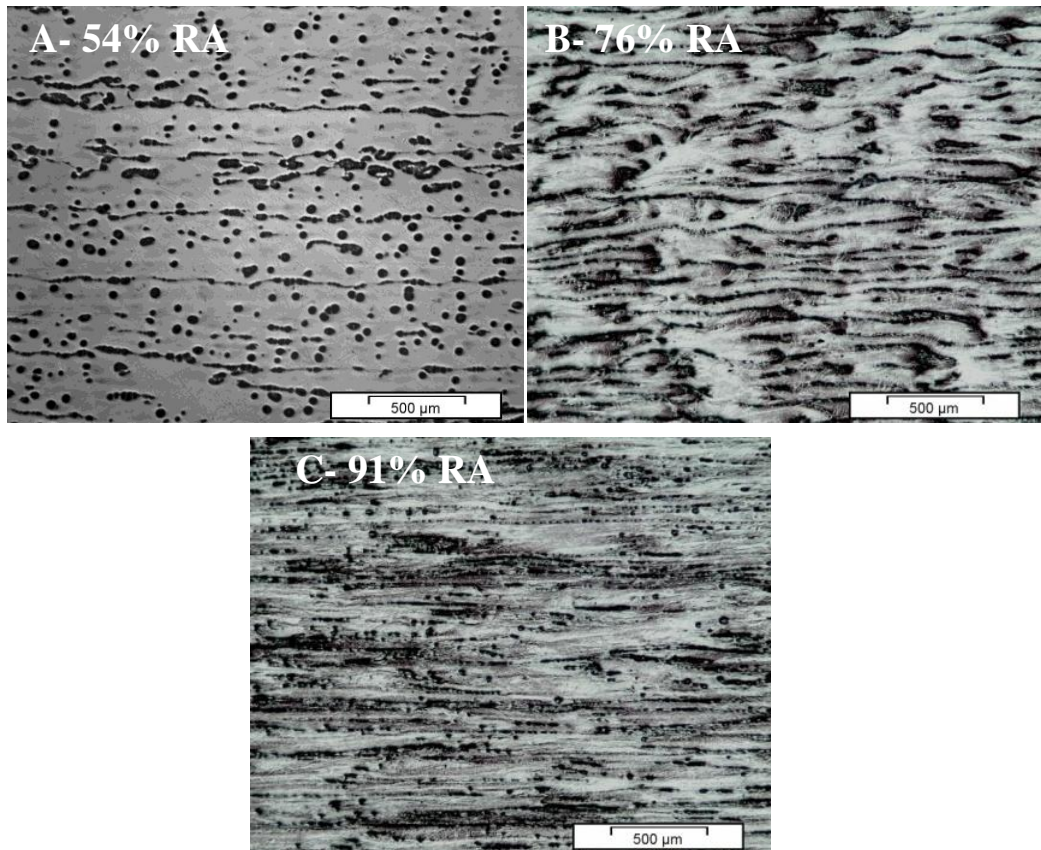
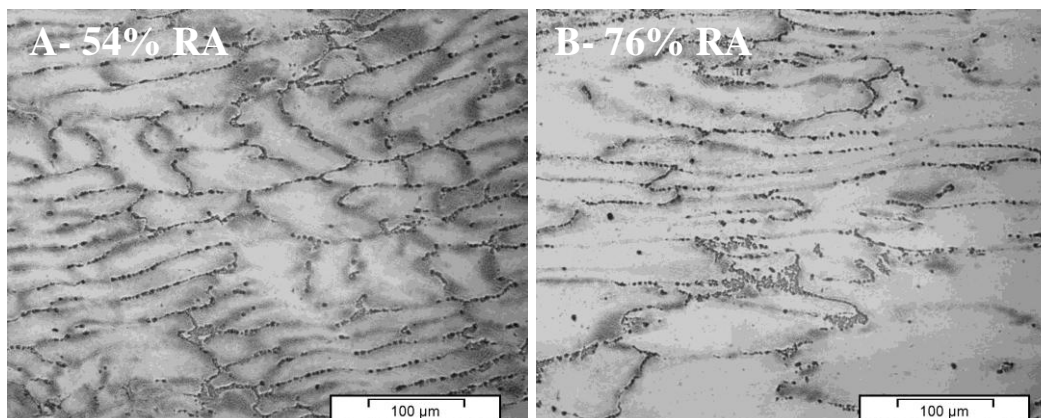


Figura 45 -Al 4,5% Cu de grãos unidirecionais após deformação e tratamento térmico à 300°C



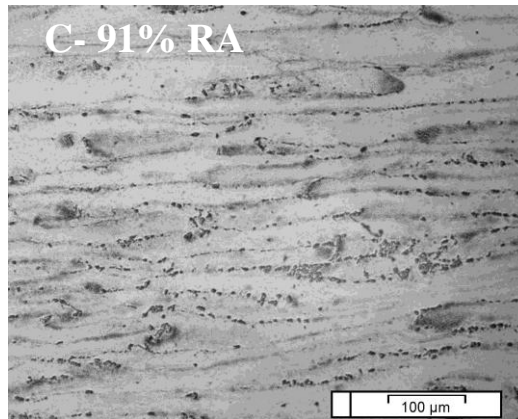


Figura 46 - Al 4,5% Cu de grãos equiaxiais após deformação e tratamento térmico à 300°C

4.4.2 TRATAMENTO TÉRMICO À 350°C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS E EQUAXIAIS

Quando comparamos as micrografias das amostras com grãos unidirecionais e equiaxiais tratadas à 350°C Figuras 47-A,B e C e 48-A,B e C, podemos perceber que a amostra com RA igual a 54% da amostra equiaxial, houve surgimento de maior quantidade de novos grãos comparada a amostra de mesma redução porém unidirecional. Isto se deve ao fato da amostra de grãos equiaxiais possuir maior quantidade de contornos de grãos, permitindo um maior bloqueio das discordâncias, armazenando uma quantidade maior de energia o que propicia a formação de maior quantidade de núcleos a uma mesma temperatura.

Podemos também observar na Figura 47-B que nos precipitados ocorre o surgimento de pequenos grãos, e nas regiões onde não existe precipitados de CuAl_2 os grãos se desenvolveram com dimensões maiores.

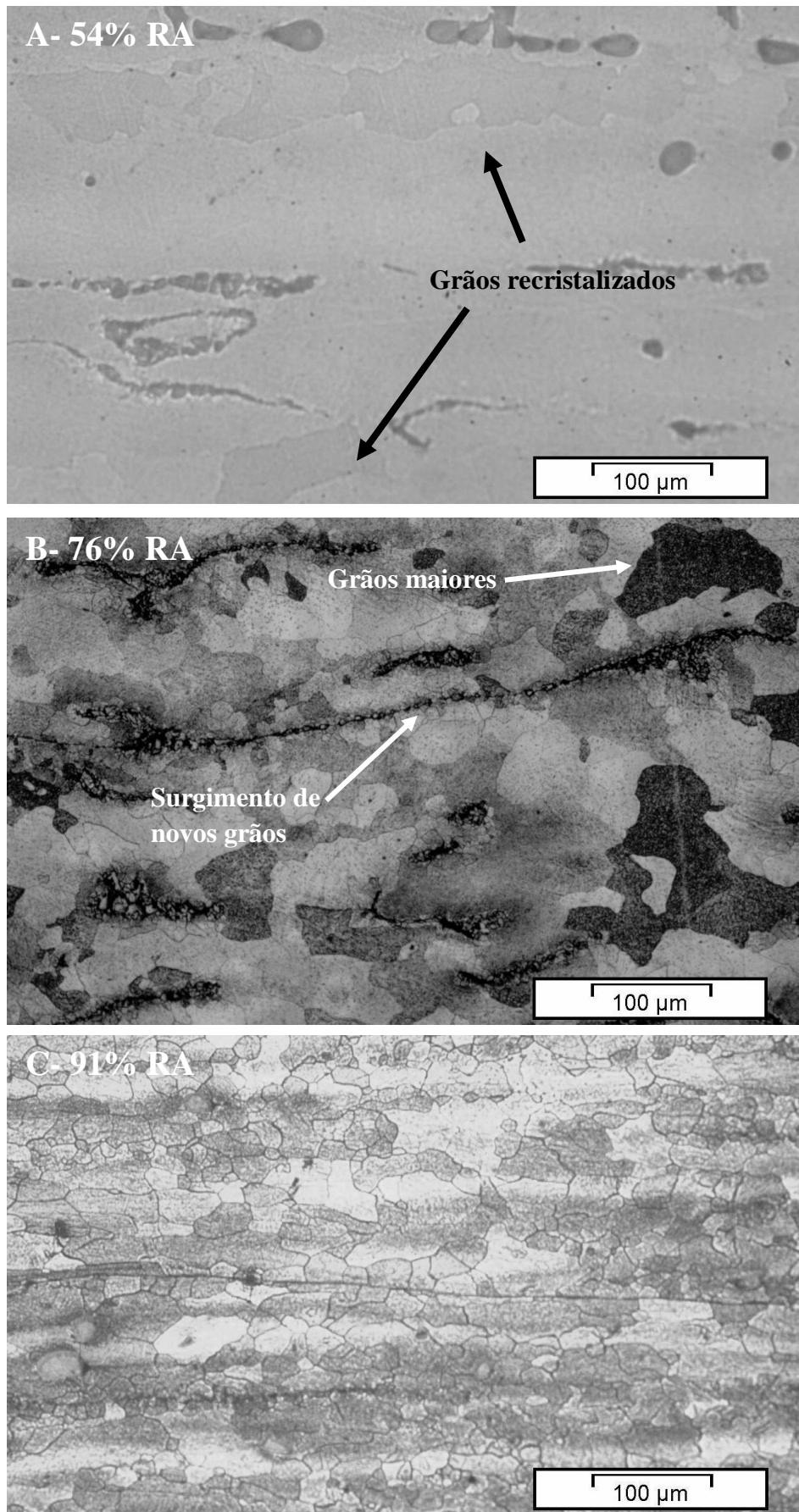


Figura 47 – Al 4,5% Cu de grãos unidirecionais após deformação e tratamento térmico à 350°C

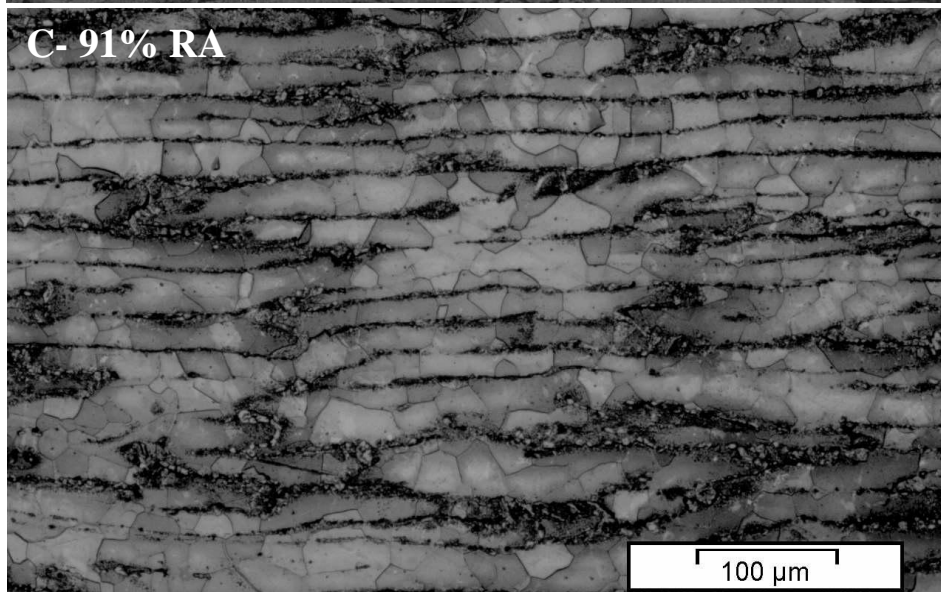
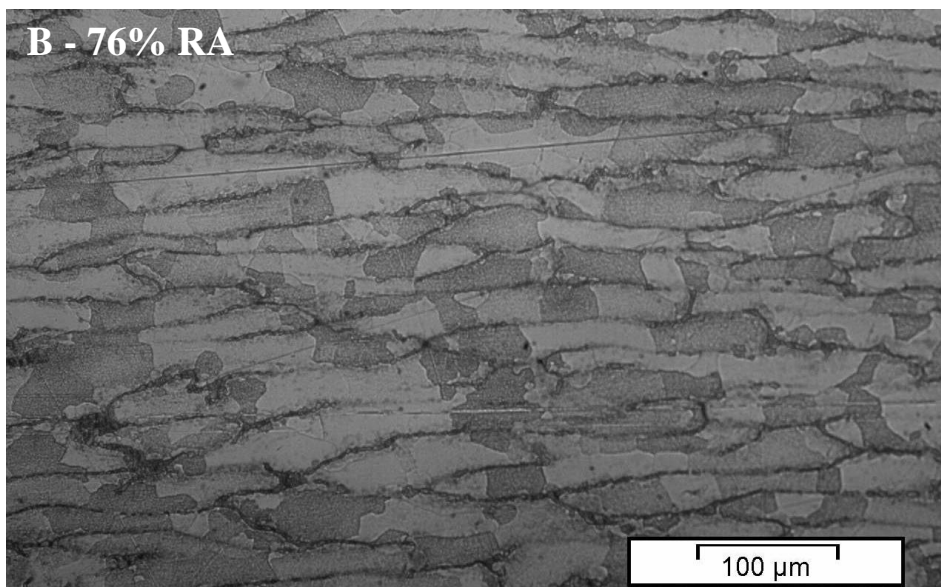
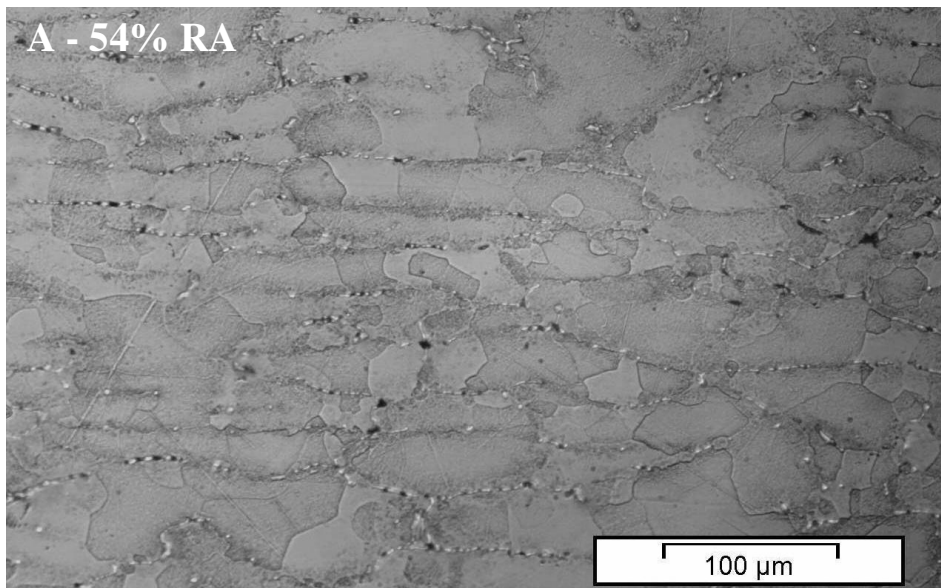


Figura 48 - Al 4,5% Cu de grãos equiaxiais após deformação e tratamento térmico à 350°C

4.4.2.1 CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO À 350°C PARA AMOSTRA COM GRÃOS UNIDIRECIONAIS

Como a recristalização teve início na temperatura de 350°C tanto para a amostra Al 4,5% Cu unidirecional como equiaxial, a amostra com maior redução em área (91%) foi tratada nos tempos 1, 5, 10, 15, 20, 30, 40, 50 e 60 minutos para entendimento da cinética de recristalização e os valores de microdureza foram plotados.

Pode-se observar na Figura 49 que os valores de microdureza para a amostra Al 4,5% Cu unidirecional são maiores do que os valores para a amostra equiaxial. Isto devido ao fato já explicado da presença de precipitados de CuAl_2 no interior dos grãos para a amostra unidirecional e nos contornos de grãos para a amostra equiaxial.

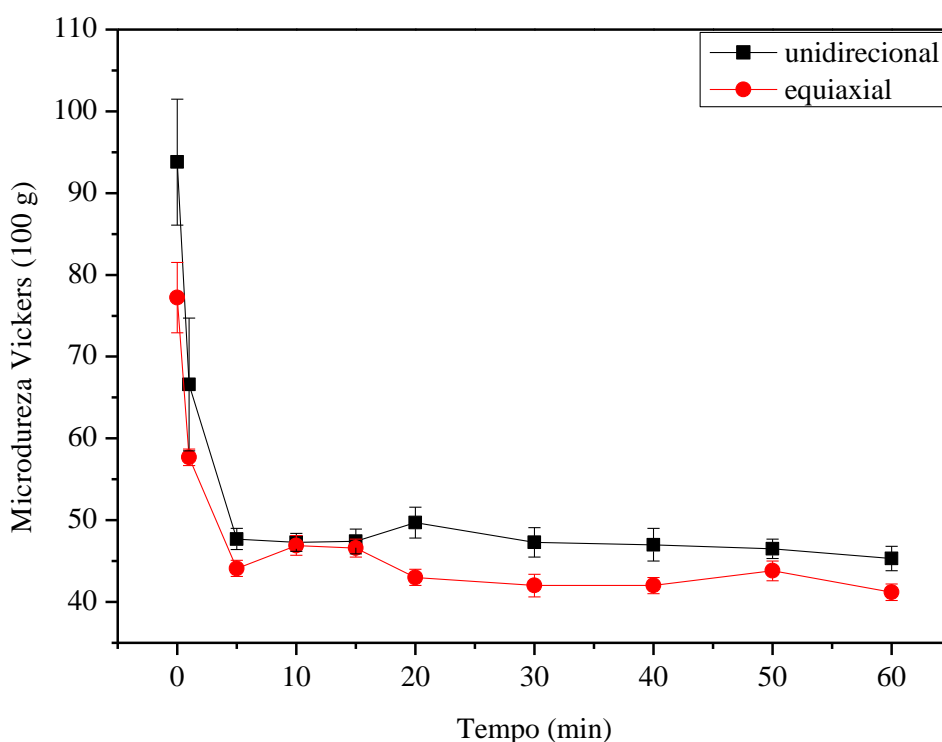


Figura 49 – Cinética de Recristalização à 350°C da Amostra 91%RA Unidirecional e Equiaxial

Após 1 (um) minuto de tratamento (Figura 50-A) já pode-se observar a recristalização parcial tanto na amostra unidirecional quanto na amostra equiaxial. Isto devido a formação e migração de contornos de alto ângulo a partir de embriões pré-existentes. Nota-se que o

surgimento de novos grãos se dá preferencialmente em regiões próximas aos contornos de grãos.

Após 5 (cinco) minutos Figura 50-B, a amostra unidirecional apresenta grande quantidade de nucleação de novos grãos e grãos já recristalizados. A nucleação de novos grãos diminui com o tempo de tratamento térmico (10, 15, 20, 30, 40, 50 e 60 minutos). Os grãos já recristalizados utilizam a energia térmica disponível para aumentar suas dimensões isto pode ser observado através das fotomicrografias da amostra unidirecional de 5 a 60 minutos.

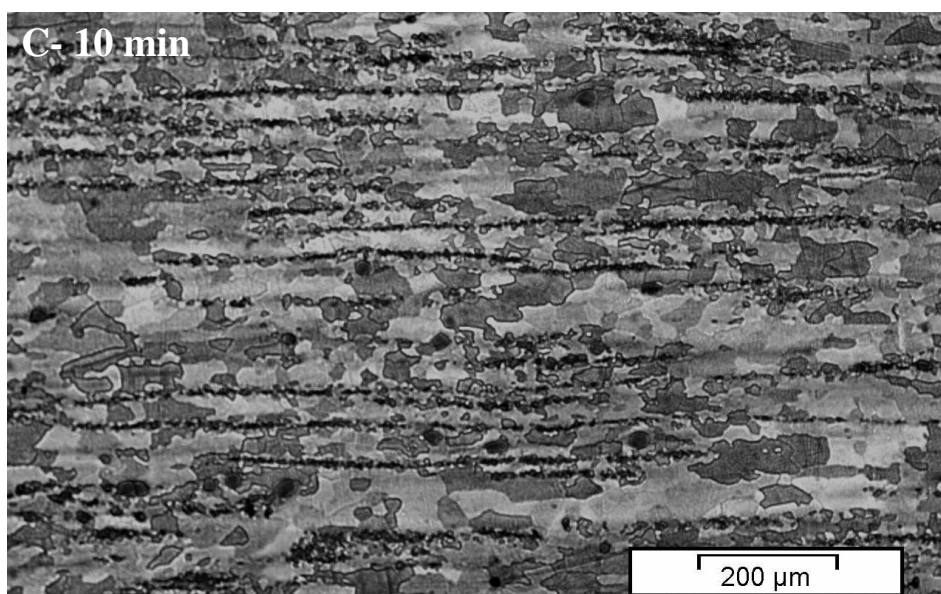
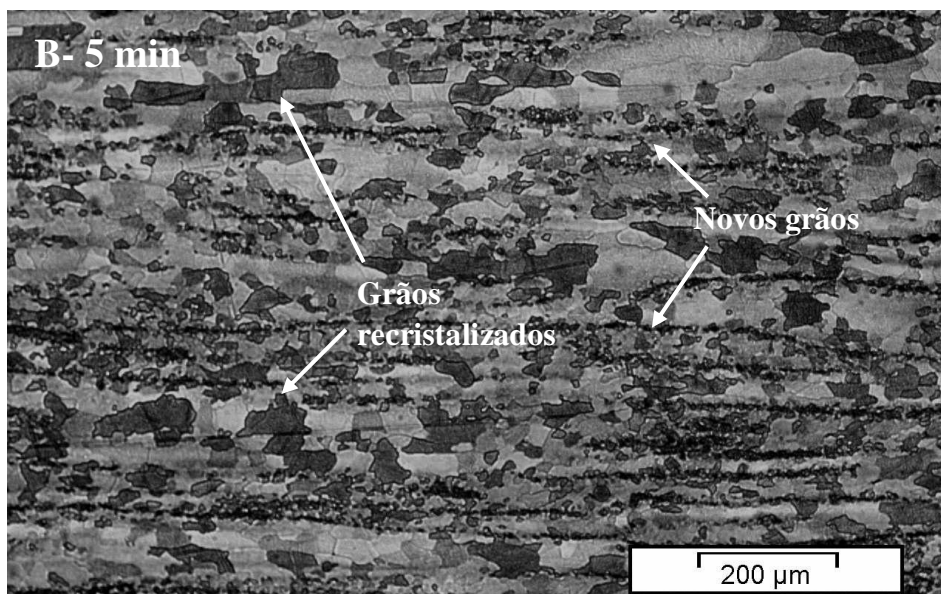
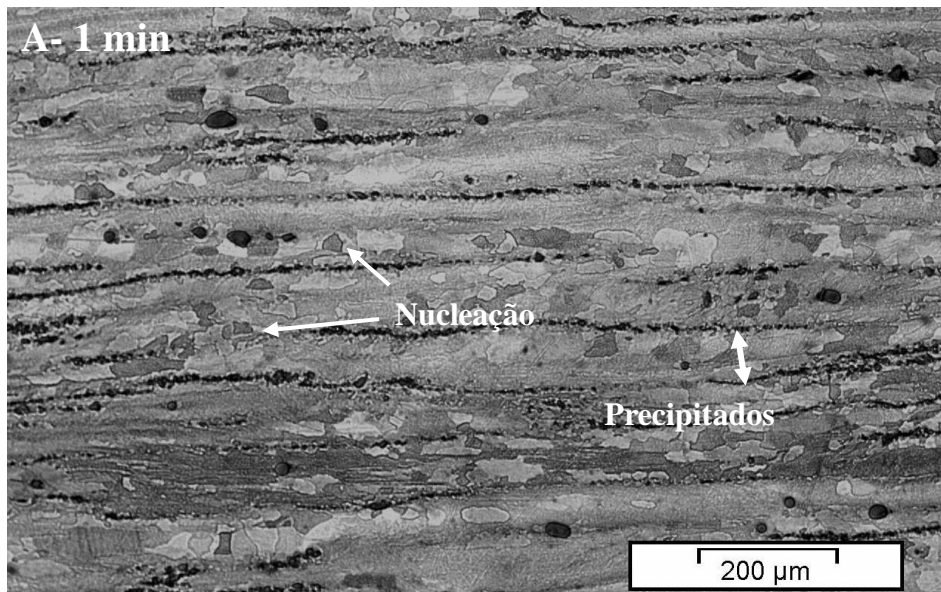


Figura 50 – Cinética de Recristalização à 350°C da Amostra Unidirecional RA 91% de 1 a 10 minutos

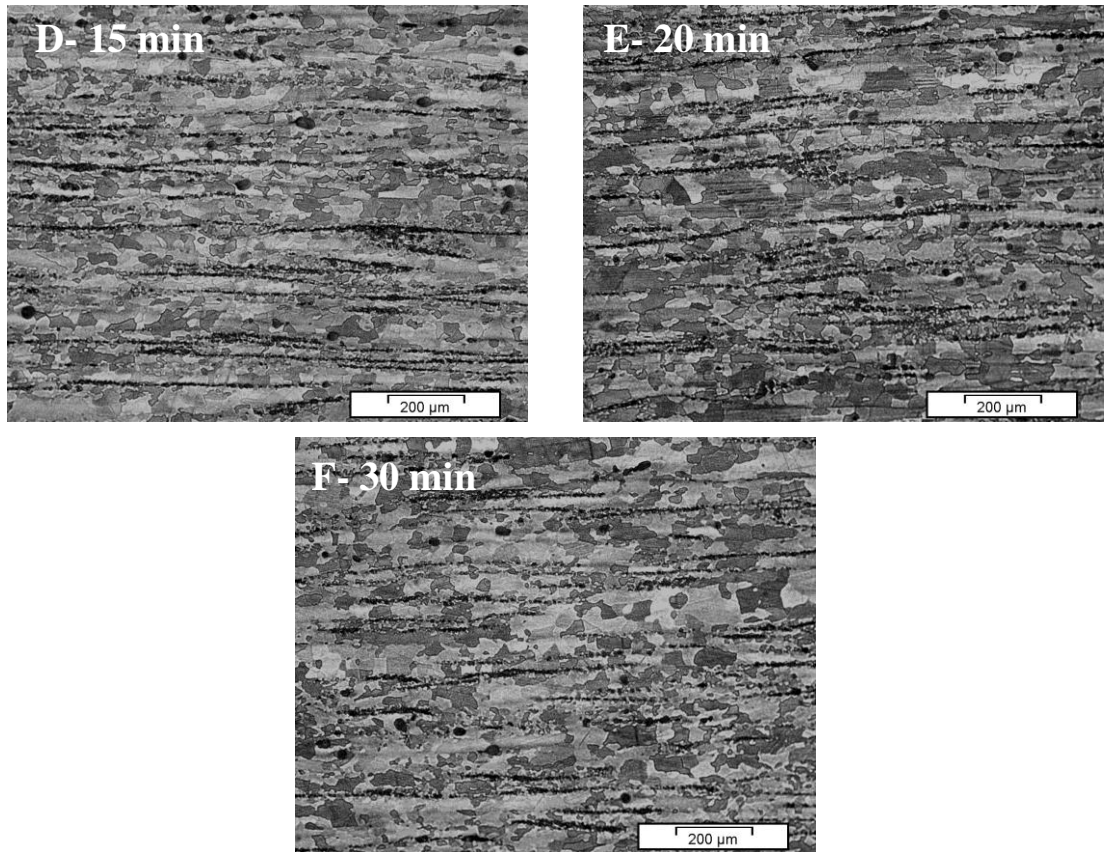


Figura 51 - Cinética de Recristalização à 350°C da Amostra Unidirecional RA 91% de 15 a 30 minutos

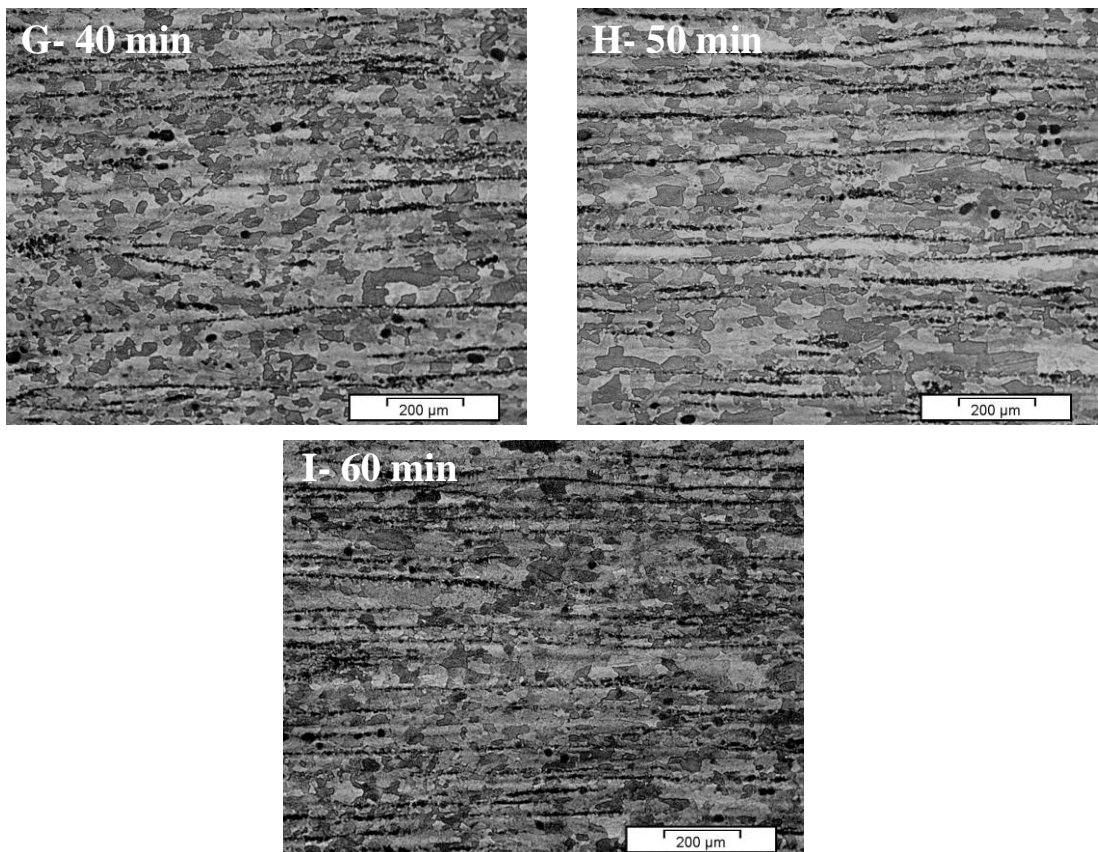


Figura 52 - Cinética de Recristalização à 350°C da Amostra Unidirecional RA 91% de 40 a 60 min

4.4.2.2 CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO À 350°C PARA AMOSTRA COM GRÃOS EQUAXIAIS

Para a amostra equiaxial não foi observado a coexistência de nucleação de novos grãos com grãos recristalizados. Isto ocorre devido a maior quantidade de energia armazenada após conformação na amostra equiaxial. A maior quantidade de contornos de grãos faz com que ocorra uma concentração de discordâncias e precipitados nos contornos de grãos, assim ocorre uma distribuição mais homogênea de energia, e maior quantidade de núcleos são formados, e estes ao crescer se encontram impedindo que mais núcleos se formem. Ocorre neste caso somente a migração de contornos de alto ângulo e crescimento de grão, observado na fotomicrografias de 5 a 60 minutos Figuras 53-B a 55-I.

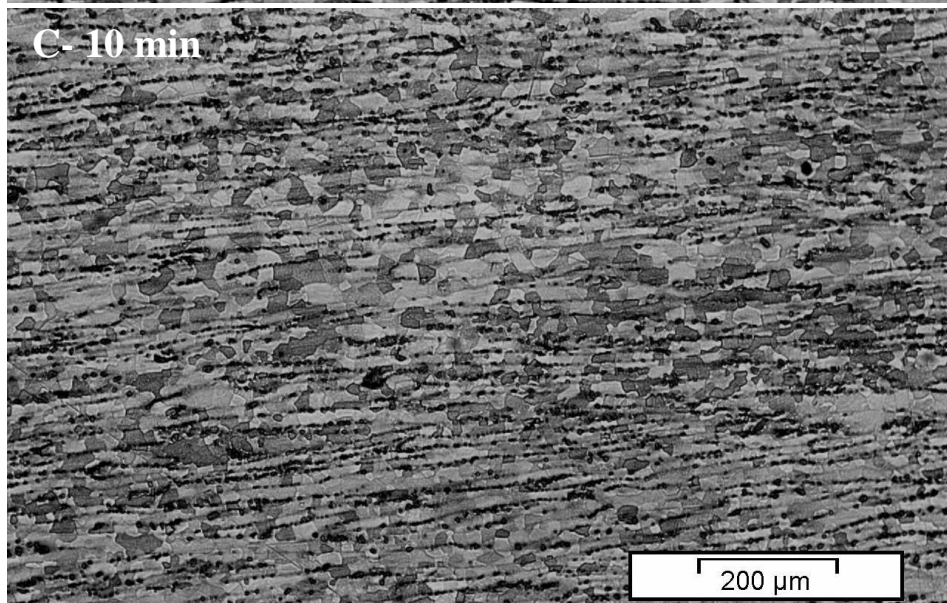
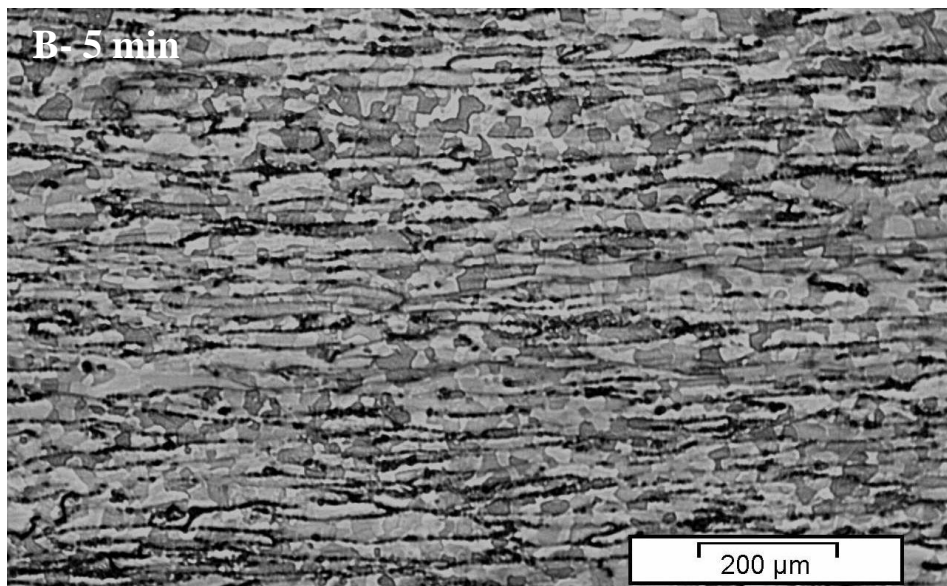
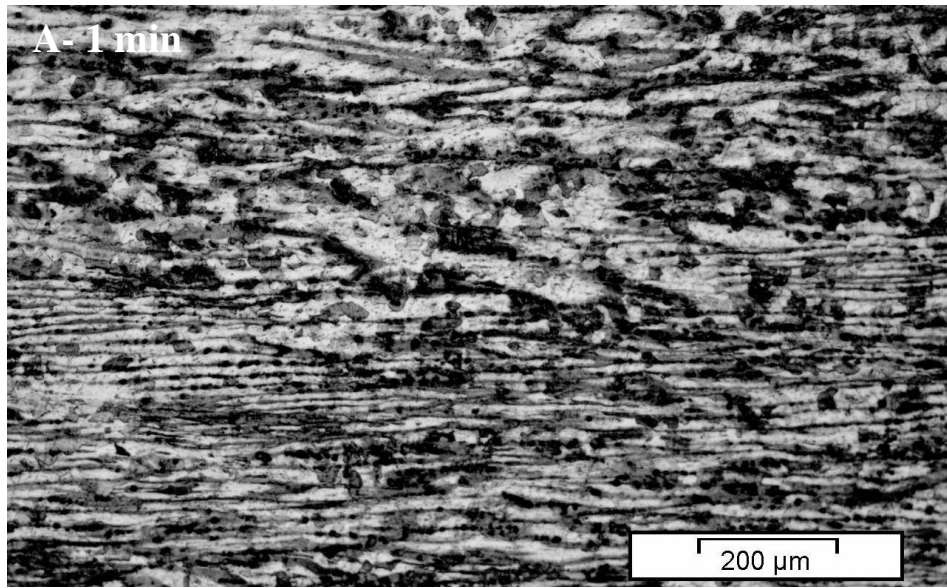


Figura 53 - Cinética de Recristalização à 350°C da Amostra Equiaxial RA 91% de 1 a 10 minutos

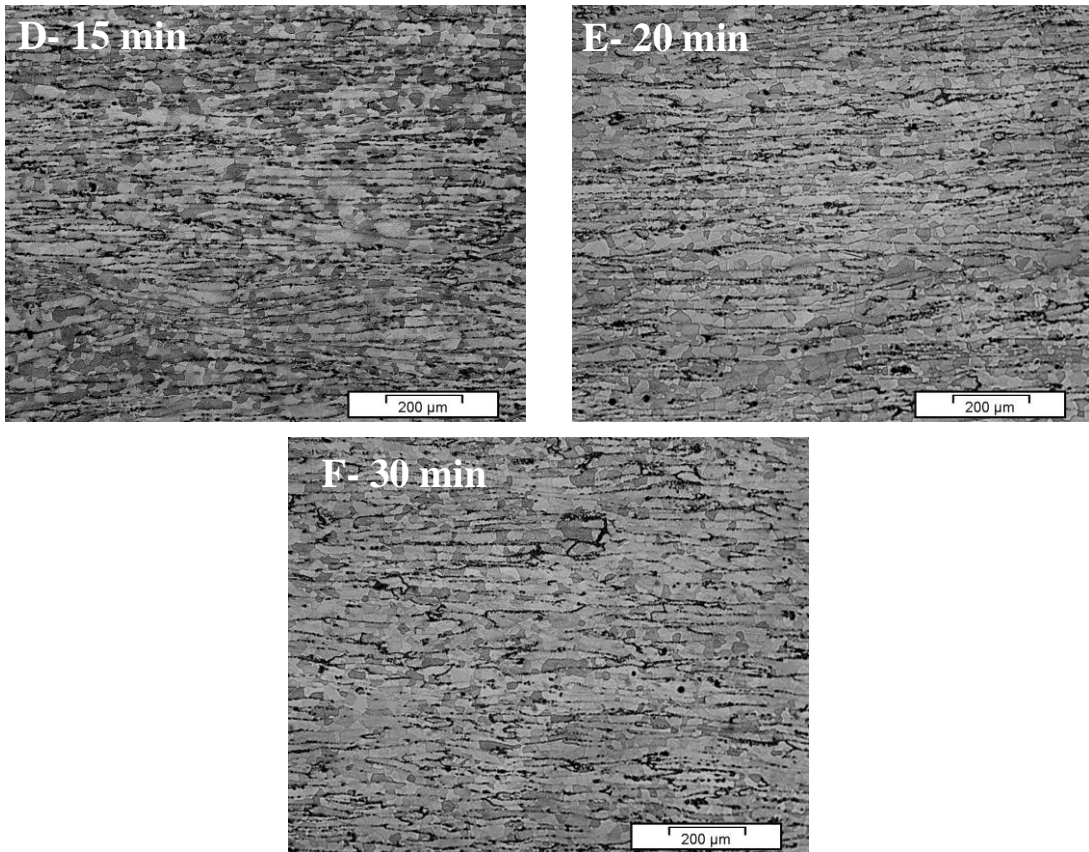


Figura 54 - Cinética de Recristalização à 350°C da Amostra Equiaxial RA 91% de 15 a 30 minutos

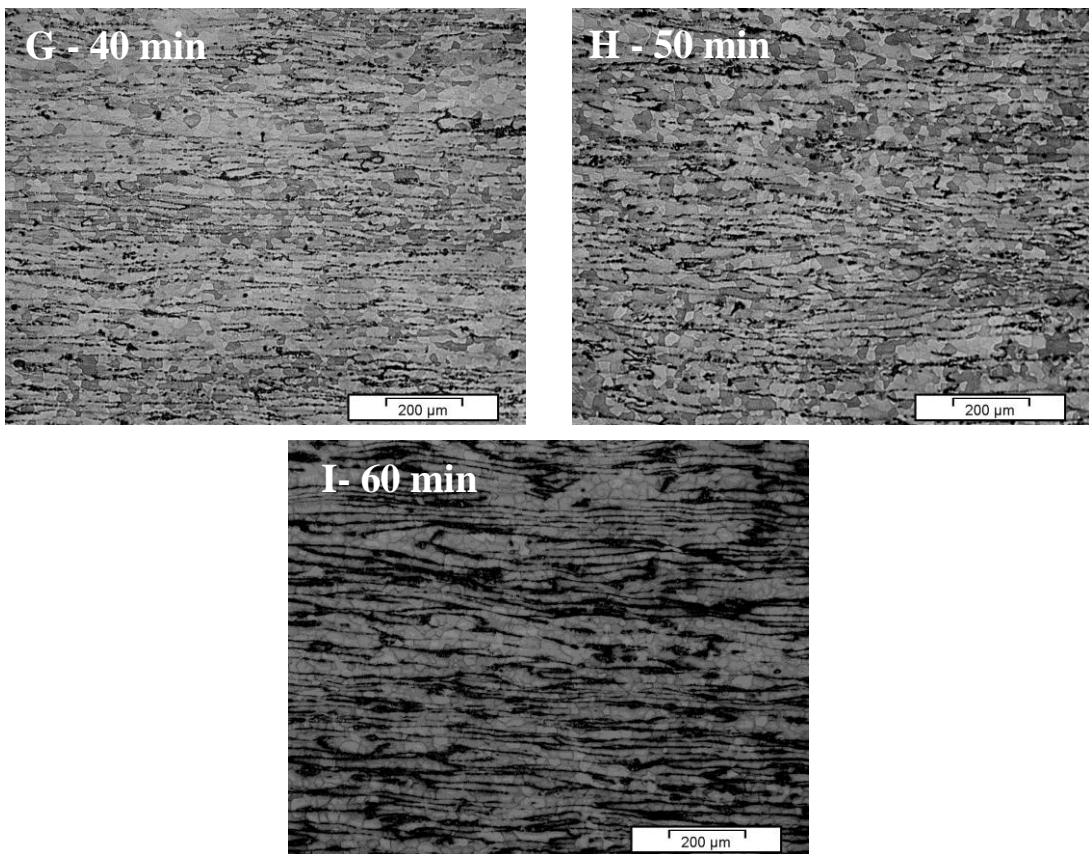


Figura 55 - Cinética de Recristalização à 350 °C da Amostra Equiaxial RA 91% de 40 a 60 minutos

4.4.3 TRATAMENTO TÉRMICO À 400°C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS

As amostras unidirecionais tratadas à 400°C por uma hora podem ser observadas nas fotomicrografias da Figura 56. Nota-se que o TG da amostra que sofreu redução em área de 54% é comparativamente bem superior aos tamanhos de grãos das amostras que sofreram 76 e 91 % de redução em área, respectivamente. Esta variação de tamanho de grão é justificada pela redução em área imposta ao material. Quanto maior a redução em área, maior a energia armazenada dando origem a uma maior quantidade de núcleos formados que darão origem aos novos grãos. Quanto maior a quantidade de núcleos, menor o tamanho de grão final após o tratamento térmico, pois à medida que os grãos crescem, os contornos destes novos grãos se encontram, limitando assim o crescimento dos grãos.

Pode-se notar a formação de pequenos núcleos próximos aos precipitados de CuAl_2 em todas as amostras unidirecional nas diversas reduções. Como já mencionado anteriormente, os contornos de grãos e precipitados são fontes de nucleação de novos grãos devido ao ancoramento das discordâncias. Regiões de contornos de grãos onde não precipitaram CuAl_2 os núcleos que ali surgiram não encontram resistência e ocorre o crescimento de grãos de alto ângulo. Contudo os núcleos que se formaram entre os precipitados de CuAl_2 tem seu crescimento limitado devido à barreira criada pelos precipitados.

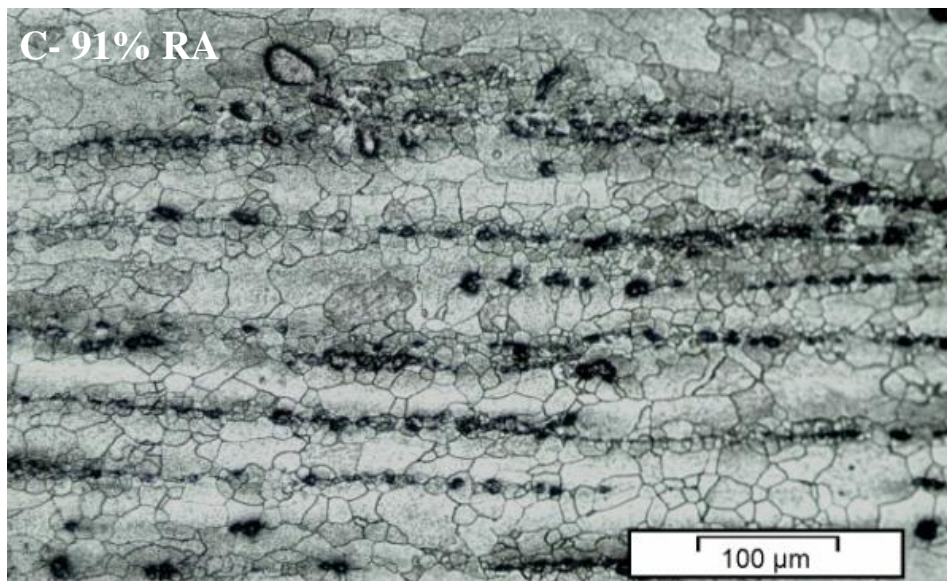
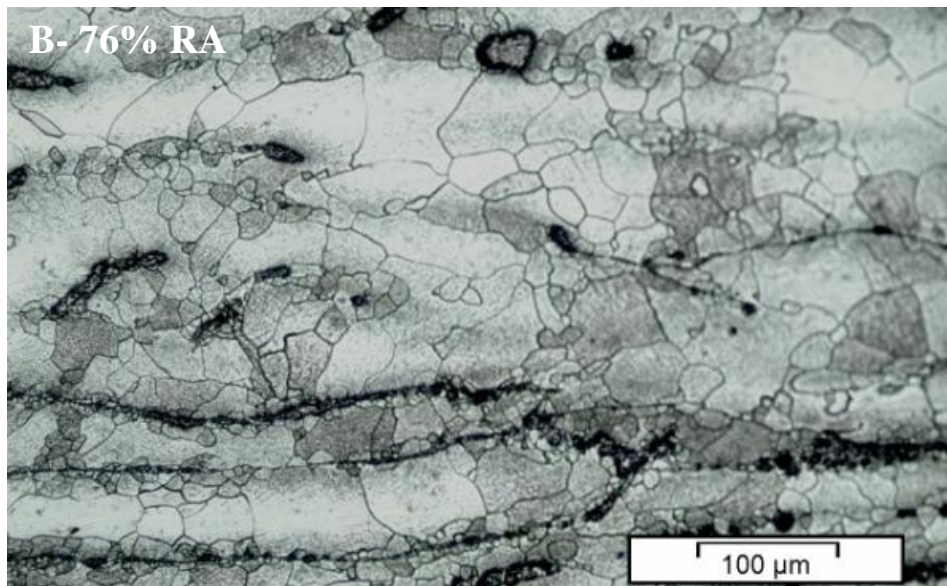
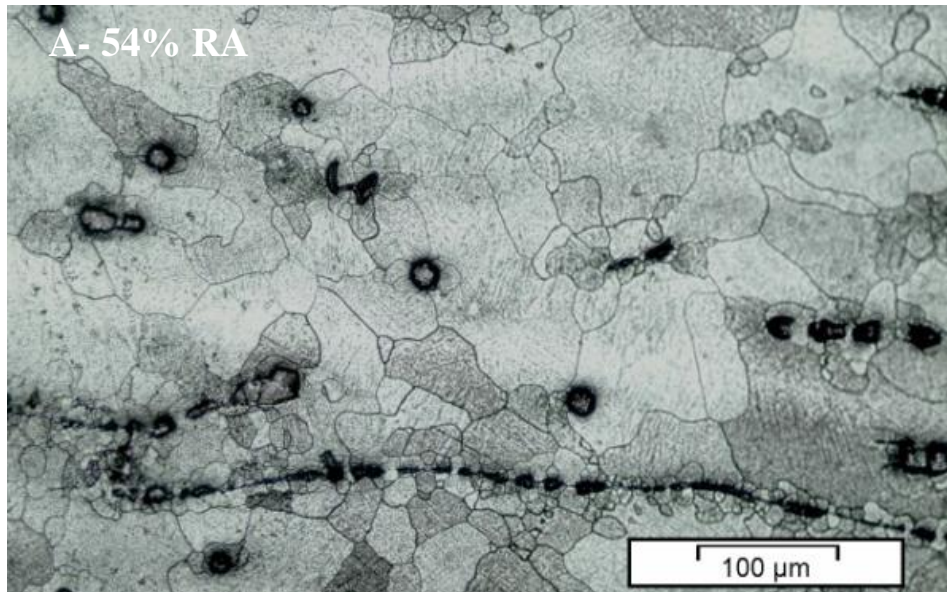


Figura 56 - Al 4,5% Cu de grãos unidirecionais após deformação e tratamento térmico à 400°C

4.4.4 TRATAMENTO TÉRMICO À 400^oC PARA AMOSTRAS DE GRÃOS EQUIAXIAIS

Conforme podemos observar nas fotomicrografias da amostra equiaxial da Figura 57, com RA de 54, 76 e 91% como na amostra unidirecional a evolução do tamanho de grão é decrescente com o aumento da redução em área. Podemos notar também que diferentemente das amostras unidirecional, não há quantidade expressiva de pequenos grãos próximos aos precipitados. Isto pode ser explicado observando as Figuras 38 e 39. Na amostra equiaxial, os precipitados estão delimitando os contornos de grãos. Após a conformação, os grãos alongaram no sentido da conformação juntamente com os precipitados em seus contornos, assim a quantidade de energia armazenada para a nucleação de novos grãos é praticamente igual em todas as regiões, não ocorrendo uma diferença acentuada no tamanho de grão após o tratamento térmico, diferentemente da amostra unidirecional.

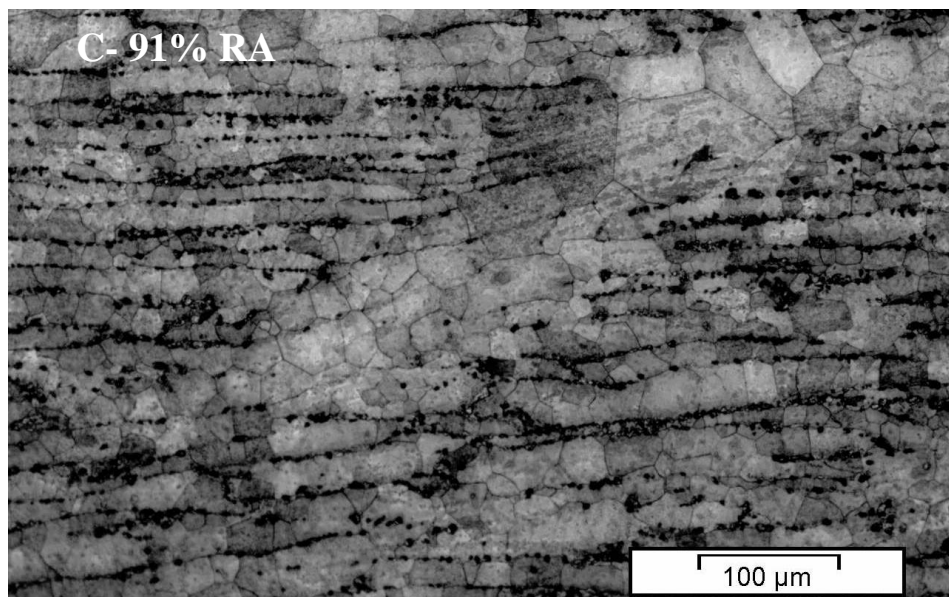
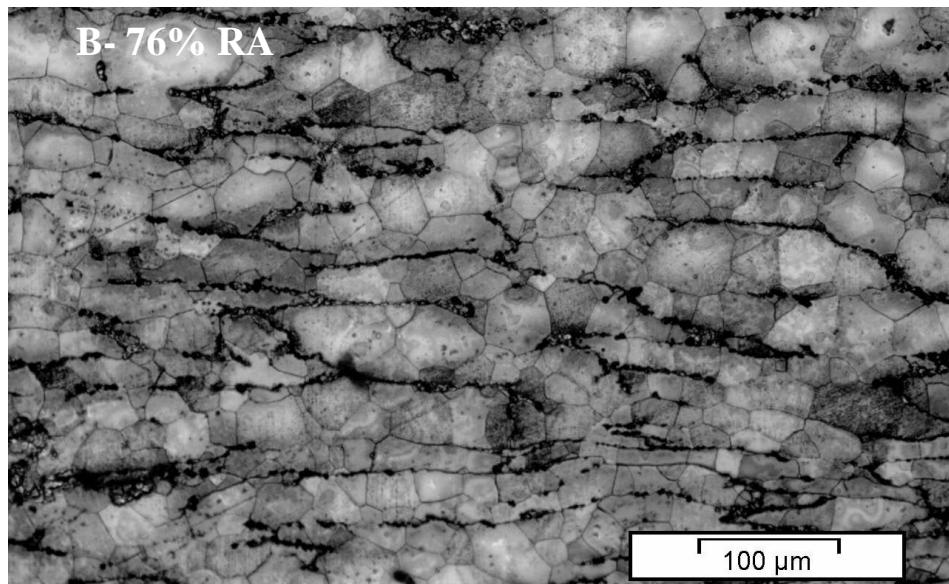
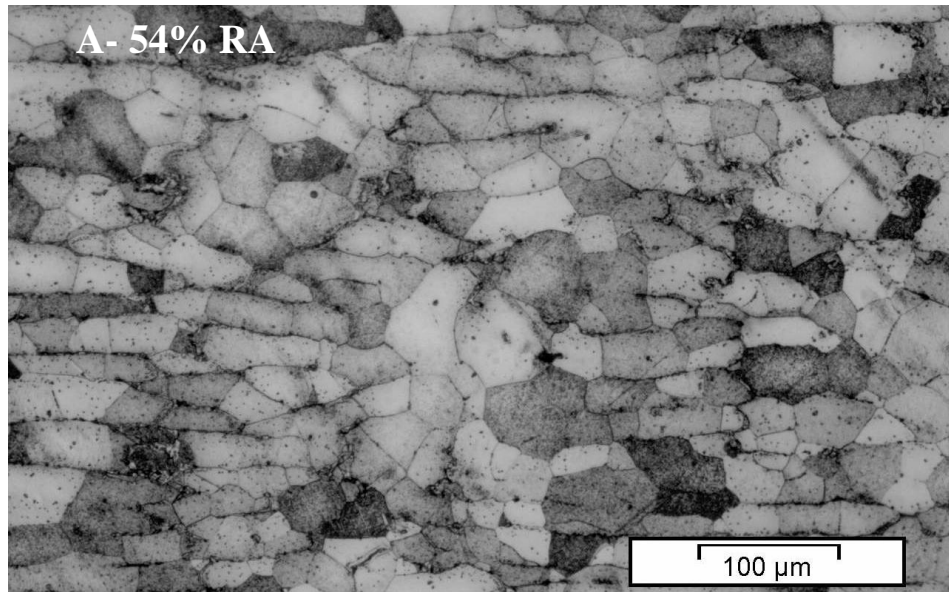


Figura 57 - Al 4,5% Cu de grãos equiaxiais após deformação e tratamento térmico à 400°C

4.4.5 TRATAMENTO TÉRMICO À 450°C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS

Através da análise das fotomicrografias da Figura 58, podemos observar que a microestrutura para as três RA após tratamento térmico à 450°C, está totalmente tomada por novos grãos. Ainda ocorre nucleação nos CG porém em menor quantidade.

Se compararmos a Figura 56-C à Figura 58-C, observamos um aumento do tamanho de grão devido ao tratamento térmico a uma temperatura mais elevada, esta energia é responsável pela formação de contornos de alto ângulo e a absorção de defeitos e discordâncias por estes contornos, levando ao crescimento de grãos.

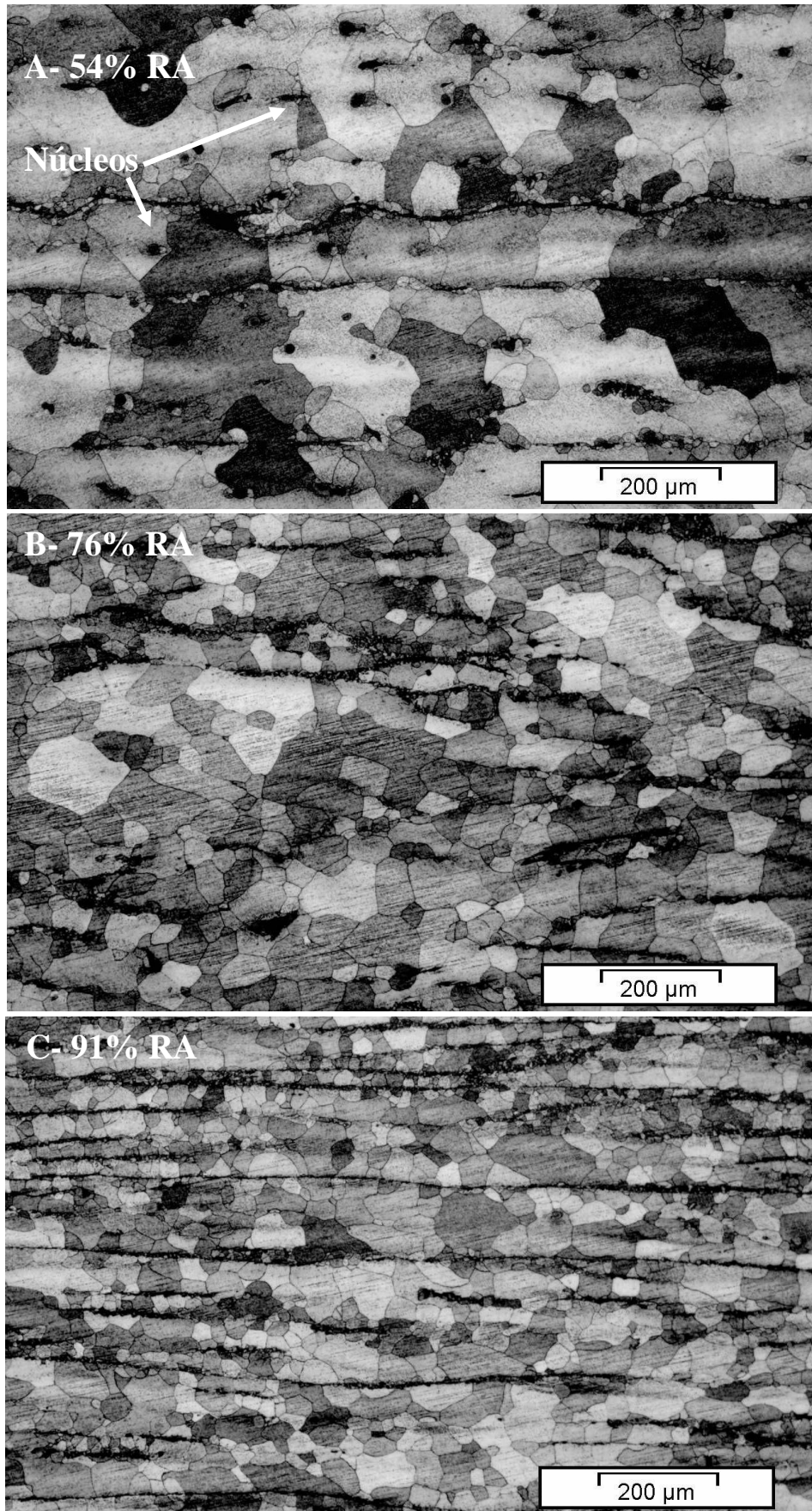


Figura 58 - Al 4,5% Cu de grãos unidirecionais após deformação e tratamento térmico à 450°C

4.4.6 TRATAMENTO TÉRMICO À 450°C PARA AMOSTRAS DE GRÃOS EQUAXIAIS

Pode-se observar nas fotomicrografias da Figura 59-A e C que a segunda fase de CuAl_2 estão precipitados no interior dos grãos, enquanto na Figura 59-B os precipitados encontram-se nos contornos dos grãos. Isto justifica o valor de microdureza encontrado na Figura 61 para a amostra com redução em área de 76% que é inferior ao da amostra com menor e maior redução.

Nas fotomicrografias da Figura 59 A, B e C não se observa uma grande variação do tamanho de grão. Percebe-se uma quantidade inferior de núcleos coexistindo com grãos recristalizados, comparando-se com as amostras solidificadas unidirecionalmente à mesma temperatura de tratamento térmico.

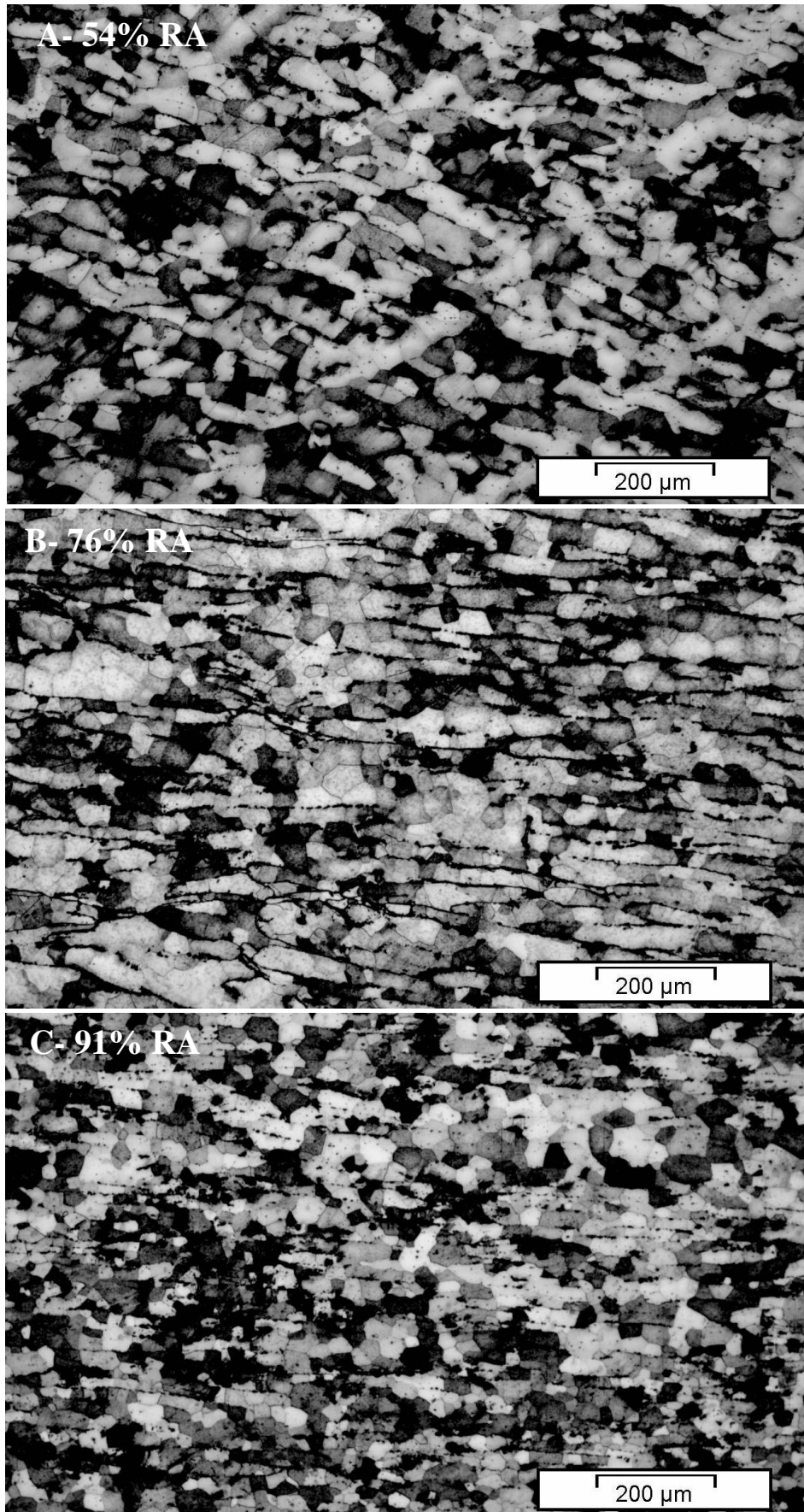


Figura 59 - Al 4,5% Cu de grãos equiaxiais após deformação e tratamento térmico à 450°C

A Figura 60 apresenta a curva de amolecimento isócrono (60 min) para as amostras da liga de Al 4,5% Cu deformadas por forjamento a frio “swage” nas reduções 54, 76 e 91% em múltiplos passes. Pode-se observar nas temperaturas de 250 e 300°C que todas as amostras diminuem o valor de microdureza independente da porcentagem de redução em área, porém as temperaturas de tratamento não foram suficientes para o início da recrystalização.

Como esta diminuição de microdureza é pequena e nas micrografias das Figuras 43 e 45 não ocorre o aparecimento de novos grãos, podemos concluir que neste intervalo de temperatura ocorreu somente o fenômeno de recuperação no material. Na temperatura de 350°C a amostra conformada a 54% ocorreu recrystalização parcial, contudo nas amostras conformadas a 76 e 91% houve recrystalização, obtendo-se valores de microdureza de 42 e 46 Hv, respectivamente.

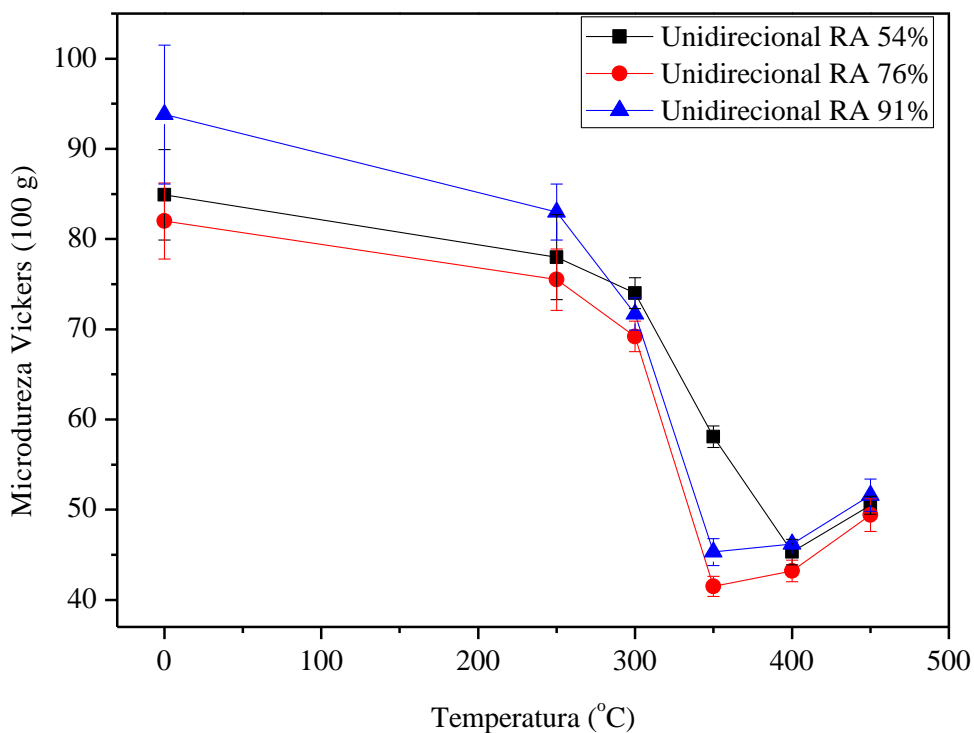


Figura 60 – Recrystalização para amostra Al 4,5% Cu unidirecional antes e durante tratamentos térmicos

Observa-se na Figura 61 que a recrystalização das amostras equiaxial ocorreram à 350°C, porém na amostra unidirecional com RA 54% nota-se uma recrystalização parcial Figura 60, enquanto que para a mesma redução em área equiaxial, houve recrystalização total Figura 61. Isto porque na amostra equiaxial ocorre uma homogeneidade no tamanho dos

grãos, os quais estão delimitados por precipitados em seus contornos, com isso, na redução em área de 54% tem-se energia suficiente para ocorrer a recristalização.

A partir de 350°C a microdureza começa a se elevar novamente para as três RA contudo, quando comparamos com a RA de 76% obteve-se um valor abaixo das reduções em área de 54 e 91%. Isto pode ser explicado pelas fotomicrografias da Figura 59, onde se observa na Figura 59-A e C a presença de precipitados de CuAl_2 no interior dos grãos, enquanto que na Figura 59-B não se nota a presença desses precipitados no interior dos grãos, fazendo com que o valor de microdureza seja menor.

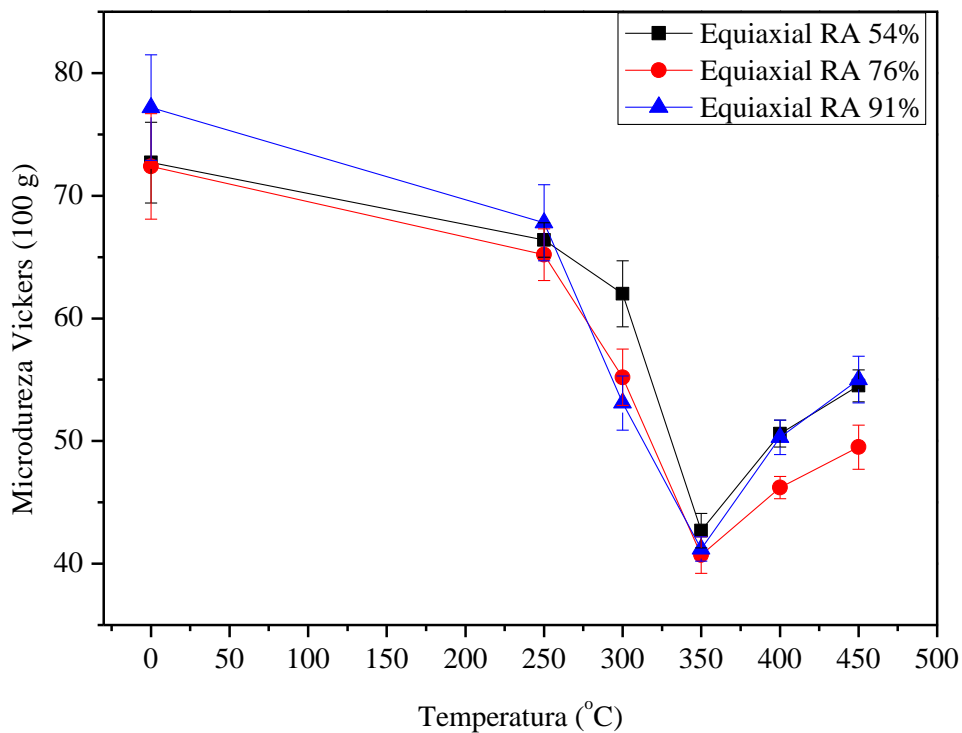


Figura 61 - Recristalização para a amostra Al 4,5% Cu Equiaxial antes e durante tratamentos térmicos

4.4.7 DENSIDADE DE PRECIPITADOS – AMOSTRAS DE GRÃOS UNIDIRECIONAIS E EQUAXIAIS

A tabela 2 mostra os valores de densidade de precipitados nas temperaturas de 350 e 450 °C por 1 (uma) hora. Para melhor entendimento do aumento da microdureza nas temperaturas de recristalização de 350 a 450°C, utilizou-se análise de imagem para se avaliar a densidade de precipitados de CuAl_2 , tomando como referência o centro e a borda de cada

amostra. Pode-se observar pela fotomicrografia da Figura 62 e 63 que com o aumento da temperatura ocorre um aumento de densidade de precipitados (DP), elevando assim a microdureza com o aumento da temperatura de tratamento térmico de recristalização.

Tabela 2 – Densidade de precipitados de CuAl_2

	350 °C		450 °C	
	DP (%) BORDA	DP (%) CENTRO	DP (%) BORDA	DP (%) CENTRO
UNIDIRECIONAL	6,01	6,49	7,97	7,76
EQUIAXIAL	6,27	6,14	7,23	6,85

Pode-se observar que a densidade de precipitados para a amostra unidirecional à 450°C é maior tanto na borda quanto no centro se comparado as amostras tratadas à 350°C. Nota-se o mesmo comportamento para as amostras equiaxiais. Isto vem reforçar que a elevação da microdureza das amostras unidirecional e equiaxial nas temperaturas acima de 350°C é devido à formação de uma maior quantidade de precipitados de CuAl_2 .

Pela análise das micrografias, observa-se também que os precipitados na amostra unidirecional são grosseiros, enquanto que na amostra equiaxial, se apresentam de forma mais distribuída e mais refinada.

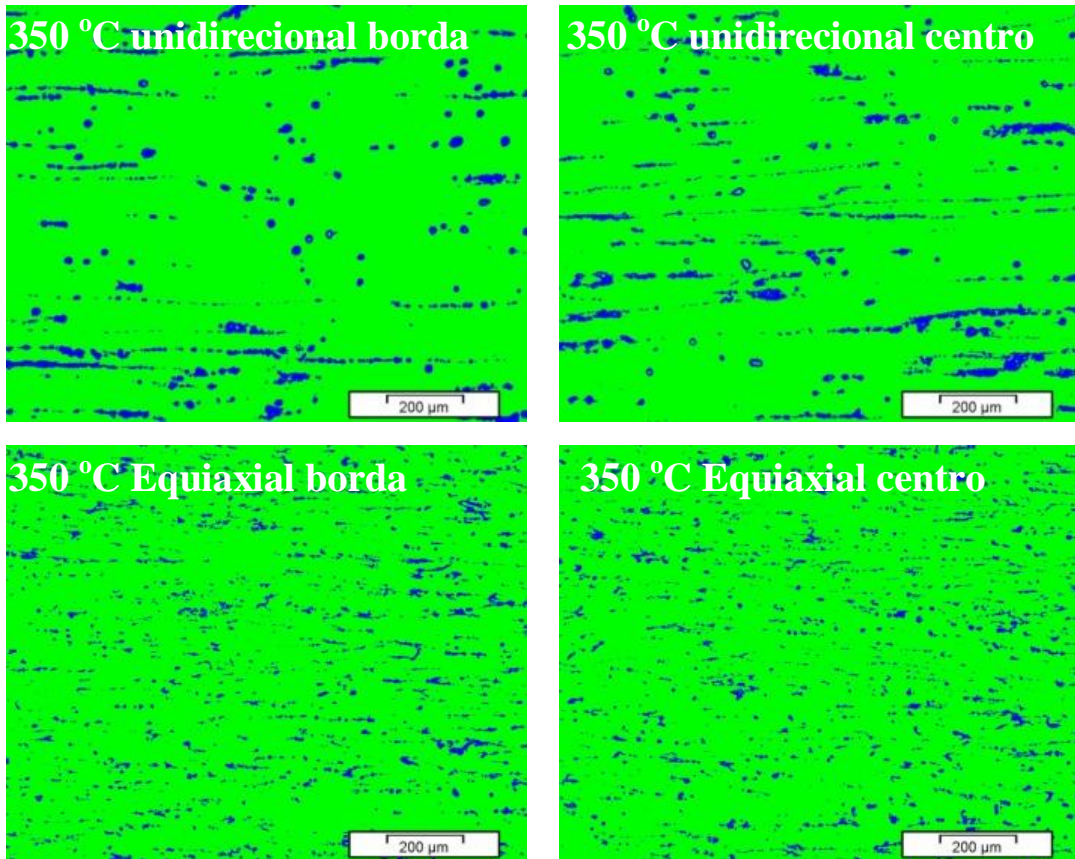


Figura 62 – Al 4,5% Cu, densidade de precipitados à 350°C

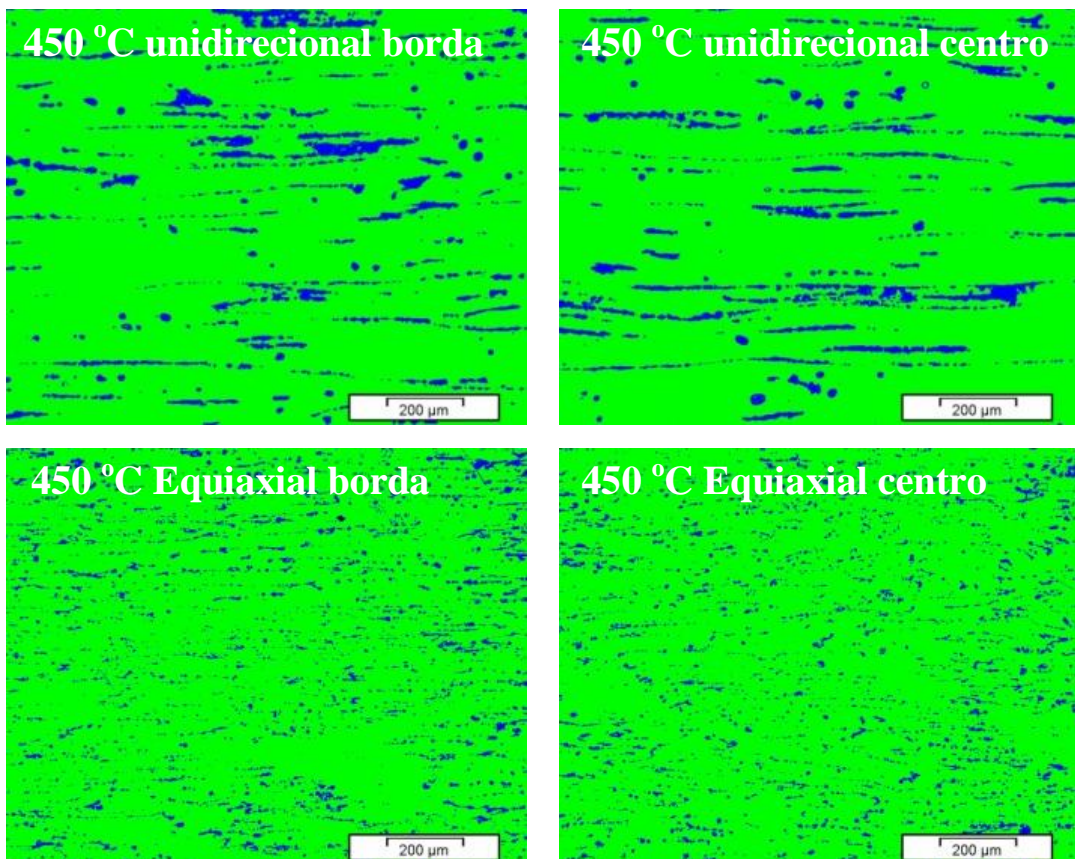


Figura 63 – Al 4,5% Cu, densidade de precipitados à 450°C

4.4.8 ANÁLISE DO TAMANHO DE GRÃO DAS AMOSTRAS UNIDIRECIONAL E EQUIAXIAL

Para se avaliar o TG das amostras recristalizadas a 450°C, nas RA de 54, 76 e 91% utilizou-se análise de imagem acoplada ao microscópio óptico. As fotomicrografias das regiões analisadas são mostradas na Figura 64. Pode-se observar nas amostras equiaxiais ocorre pouca variabilidade do tamanho de grão nas diversas reduções em área como mostra as fotomicrografias da Figura 64-B, D e F. Contudo, na amostra unidirecional tem-se uma maior variabilidade de tamanho de grão devido a forma de solidificação verificada nas fotomicrografias 64-A, C e E. Os resultados dos valores do tamanho de grão são mostrados na Figura 65. Os resultados mostram uma diminuição do tamanho de grão à medida que a RA aumenta para ambas amostras unidirecionais e equiaxiais. Isto ocorre devido a maior RA imposta no processo de conformação, criando-se assim maior quantidade de núcleos e o crescimento é menor.

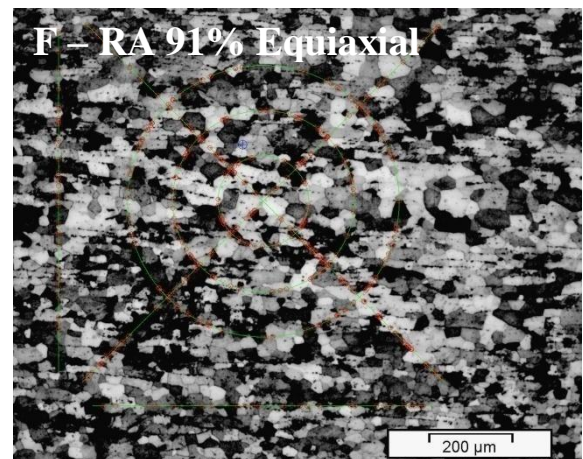
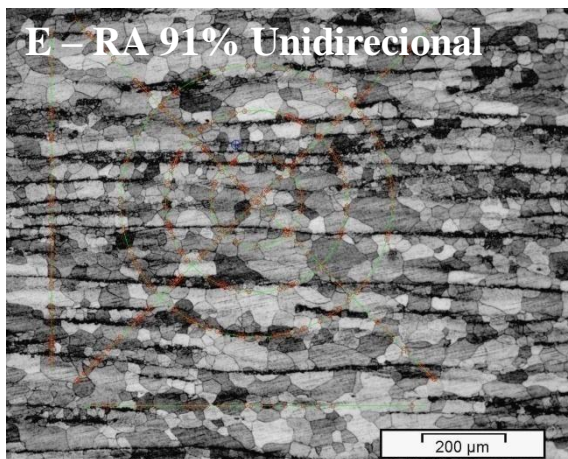
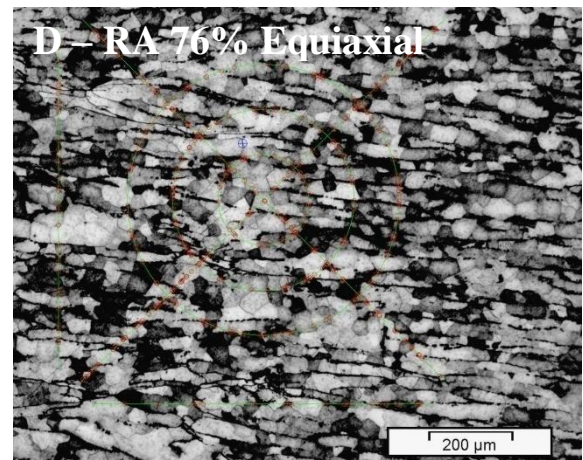
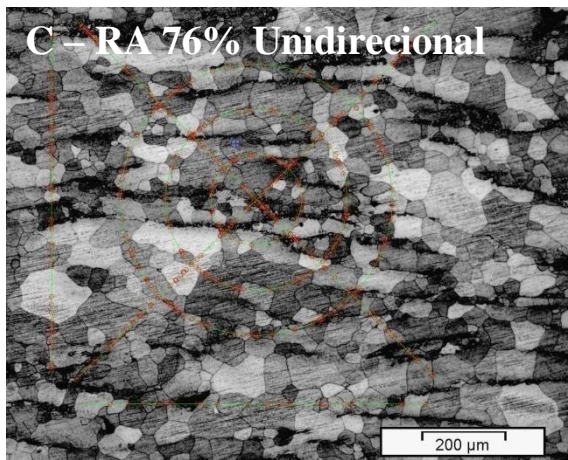
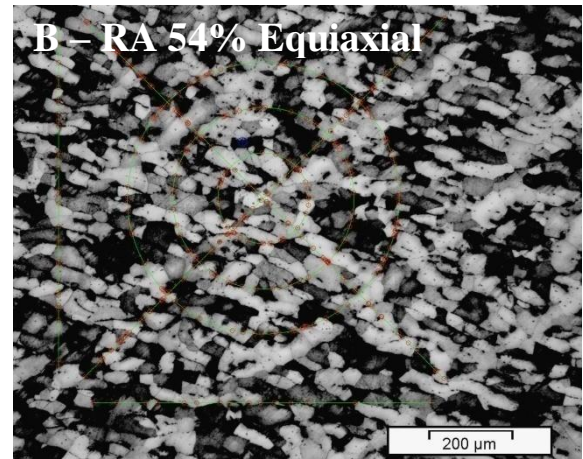
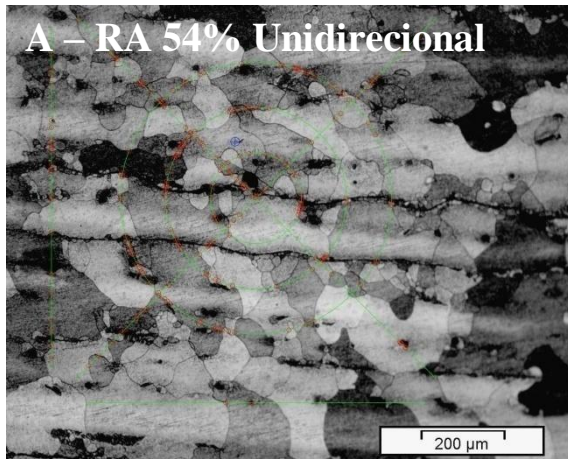


Figura 64 – Fotomicrografia das amostras na região onde foi realizada análise do tamanho de grão

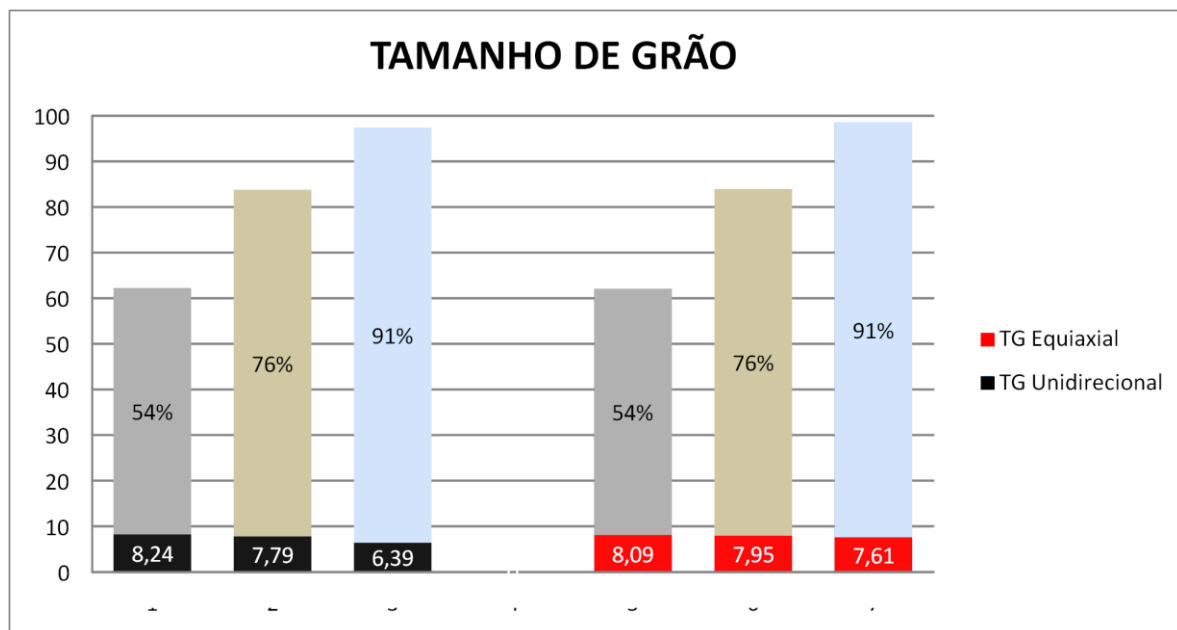


Figura 65 – Tamanho de grão para amostra Al 4,5% Cu unidirecional e equiaxial 91%RA tratadas a 450°C

4.4.9 ANÁLISE SEMI QUANTITATIVA DE ALUMÍNIO E COBRE NO PRECIPITADO E NA MATRIZ

Para se avaliar a quantidade em peso dos elementos alumínio e cobre foi utilizada análise semi quantitativa por raios X no microscópio eletrônico de varredura. As análises foram realizadas na matriz e precipitado tanto na amostra unidirecional quanto na equiaxial. Os valores encontrados são mostrados na tabela 3. Pode-se observar que os valores obtidos tanto na matriz quanto nos precipitados das amostras estudadas estão próximos, não havendo diferenças significativas devido ao processo de solidificação.

Tabela 3 - Quantidade em peso de Alumínio e Cobre

	Precipitado (%Peso)		Matriz (%Peso)	
	Alumínio	Cobre	Alumínio	Cobre
Unidirecional	56,6	43,4	97,3	2,7
Equiaxial	64,5	36,5	96,1	3,9

Para obtenção dos dados da Tabela 3 utilizou-se amostras unidirecional e equiaxial com 91%RA e tratadas a 450°C. Onde foram analisados dois pontos, precipitados (ponto 5) e matriz (ponto 6) para ambas amostras. Observa-se na Figura da fotomicrografia 66-A que os precipitados estão alinhados e com variação de tamanho. Como o oxigênio e carbono não se obtém valores confiáveis na utilização desta técnica, foram desconsiderados. Nas Figuras 66-B e C observa-se que a intensidade do pico de cobre é maior no precipitado do que na matriz. O cobre presente na matriz pode estar solubilizado ou na forma de pequenos precipitados que não são visíveis utilizando microscopia eletrônica de varredura.

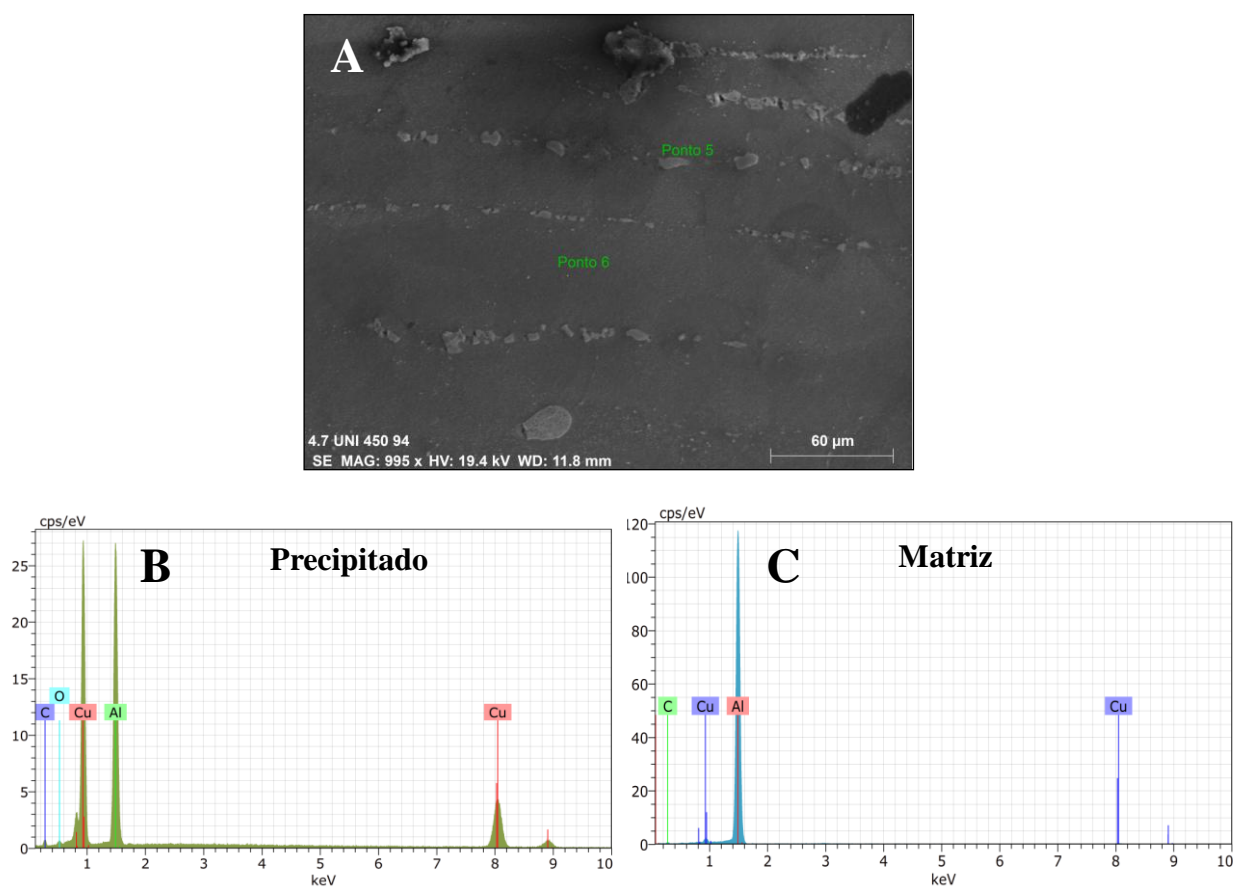


Figura 66 - Análise pontual para o teor de Alumínio e cobre no precipitado e na matriz - Unidirecional

Para a amostra equiaxial, foi realizado o mesmo procedimento da amostra unidirecional. Observa-se na fotomicrografia da Figura 67-A que os precipitados de CuAl_2 possuem morfologia diferente da amostra unidirecional e estão alinhados no sentido de conformação. A análise dos valores de alumínio e cobre no precipitado (ponto 6) e na matriz

(ponto 5), e assim como na amostra unidirecional, a quantidade de cobre no precipitado é maior do que na matriz Figura 67-B e C.

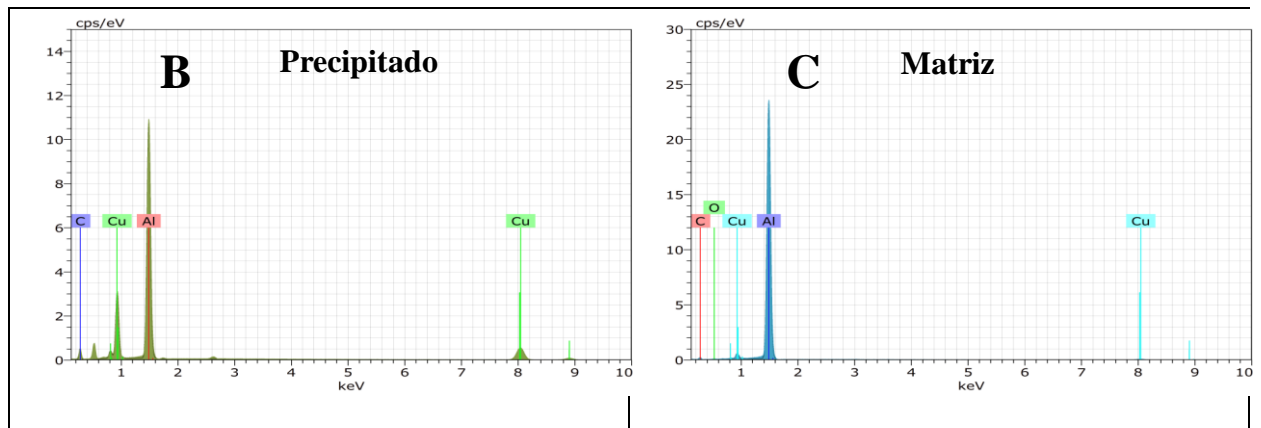
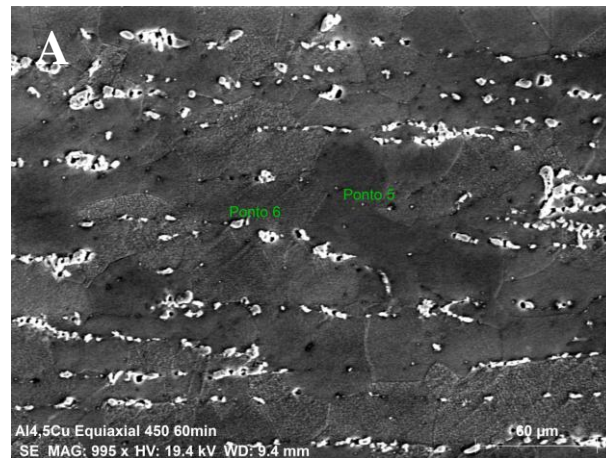


Figura 67 - Análise pontual para o teor de Alumínio e cobre no precipitado e na matriz – Equiaxial

4.4.10 MAPEAMENTO DA AMOSTRA RA 91% TRATADA À 450°C COM GRÃOS UNIDIRECIONAIS

Para se avaliar a distribuição dos elementos alumínio e cobre foi utilizado uma amostra com RA 91% unidirecional tratada a 450 °C. Para realização desta análise foi utilizada a técnica de mapeamento no microscópio eletrônico de varredura. Observa-se na fotomicrografia da Figura 68-B que o cobre está concentrado nos precipitados devido a formação da fase CuAl_2 , e disperso na matriz na forma de pequenos precipitados ou na forma de solução sólida na matriz de alumínio. Na fotomicrografia 68-C nota-se a matriz composta por grande quantidade de alumínio e pouca quantidade de precipitados.

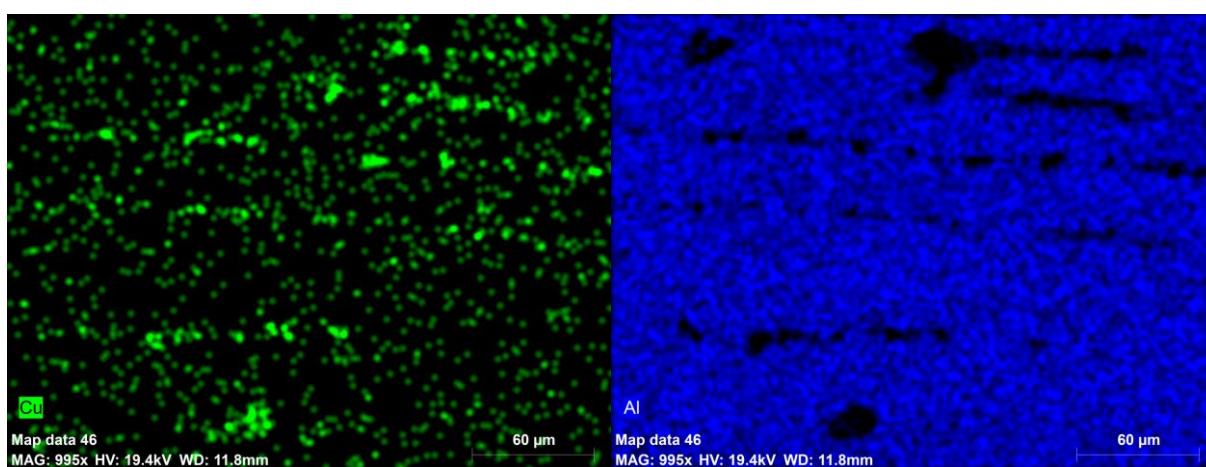
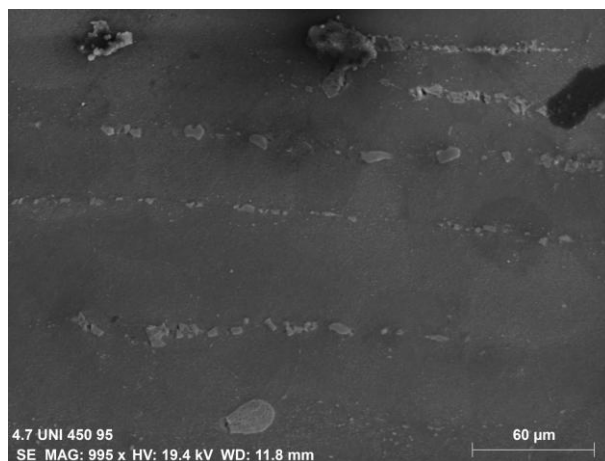


Figura 68 - Mapeamento da amostra Al 4,5% Cu unidirecional 91%RA, tratada à 450°C

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 CONCLUSÕES

Diante dos resultados obtidos e discutidos sobre o processo de recristalização da liga Al 4,5% Cu solidificada unidirecional vertical ascendente e de forma convencional chega-se as seguintes conclusões:

- Os precipitados de CuAl_2 da amostra de Al 4,5% Cu obtida por solidificação convencional, estão primordialmente dispostos nos contornos dos grãos e possuem geometria esférica enquanto que na amostra obtida por solidificação unidirecional vertical ascendente estes precipitados quando estão localizados no contorno do grão possuem geometria alongada e quando encontram-se no interior do grão, possuem geometria esférica;

- As amostras deformadas de grãos unidirecionais e equiaxiais recristalizaram na temperatura 350 °C, nas RA de 54, 76 e 91%, porém a amostra unidirecional com RA 54% recristalizou parcialmente;

- No estudo da cinética de recristalização, pode-se observar que a recristalização total ocorre após 5 minutos de tratamento térmico à 350 °C tanto para a amostra unidirecional como para a amostra com grãos equiaxiais;

- Observou-se que para ambas amostras houve um acréscimo no valor de microdureza após tratamento térmico de 350 °C até 450 °C. Com as análises de densidade de precipitados conclui-se que este fato decorre da maior quantidade de precipitados de CuAl_2 com o aumento da temperatura de tratamento;

- As amostras solidificadas unidirecionalmente e de forma convencional possuem valores de microdureza próximos após tratamento térmico de 450°C mostrando que a forma de obtenção não é influenciado após a completa recristalização do material;

- Houve uma grande variabilidade no tamanho de grão final para a amostra solidificada unidirecionalmente, o que não se observou nas amostras de grãos equiaxiais que possuem tamanho de grão semelhantes.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Comparação de processos com a mesma porcentagem de RA, utilizando a laminação a frio;
- Utilização da técnica de Electron backscatter diffraction (EBSD) para encontrar a orientação de cada domínio cristalino;
- Realização de um estudo de recristalização das amostras solidificadas unidirecionalmente e de forma convencional utilizando o processo de envelhecimento por precipitação destas amostras.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

ASKELAND, D. R.; FULAY, P. P.; WRIGHT, W. J. *The science and engineering of materials* - sixth edition - p. 358, 542, 2011.

ASM Handbook. *Properties and Selection – Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials* – V.2 , 1992.

ASM HANDBOOK. *Properties and Selection – Nonferrous Alloys and Special-Purposes Materials* – V. 2, 1992.

BOETTINGER, William. CORIELL, S.R. GREER, A.L., KARMA, A. KURZ, W. RAPPAZ, M. TRIVEDI, R. *Solidification Microstructures: Recent Developments, Future Directions. Acta Materialia*, V.48, 43-70, 2000.

BÖYÜK, U., Engin, S., Maraşlı, N., *Microstructural characterization of unidirectional solidified eutectic Al–Si–Ni alloy*, Materials Characterization 62 (2011) 844 – 851.

BUDINSKI, K. G; Budinski, M. K. *Engineering Materials – Properties and Selection*. Eighth Edition, pages 655-660, 2004.

BURKE, J. E, TURNBULL. *Recrystallization and grain growth*. In: B. CHALMERS (ed.) Progress in Metall Physics, v.3, Pergamon Press, London, 1952.

CALLISTER, W. D. Jr, *Ciência e Engenharia de Materiais* – Quinta Edição, pág.115-117, 2002.

CASTRO, W. B. de. *Uso de planejamento fatorial para avaliar a influência das variáveis da técnica de fluxo no nível de super-resfriamento da liga eutética Sn-57%Bi*. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande-Pb, 2013.

CHEN, J. H., TSAI, H. L., *Inverse segregation for a unidirectional solidification of aluminum-copper alloys*, Department of Mechanical and Aerospace Engineering and Engineering Mechanics, University of Missouri-Rolla, Rolla, MO 65401, USA 1992.

CHEN, S., Chen, K., Dong, P., Ye, S., Huang, L., *Effect of recrystallization and heat treatment on strength and SCC of an Al-Zn-Mg-Cu alloy*. Journal of Alloys and Compounds 581 (2013) 705-709.

CHIAVERINI, V. *Tecnologia Mecânica – Processos de Fabricação e Tratamento - V. 2*, 2.ed, 1986.

CIBULA, A., Ruddle, R.W., *The Grain Refinement of Aluminum Alloy Castings by Additions of Titanium and Boron*, Journal of the Institute of Metals, 1951, vol 80, pp. 1-15.

CRUZ, K. A. S. *Microestrutura de Solidificação, Resistências Mecânica e ao Desgaste de Ligas Al-Sn e Al-Si*. Tese de Doutorado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2008.

DOHERTY, R.D., Hughes, D.A., Humphreys, F.J., Jonas, J.J., Jensen, D. J., Kassner, M.E., King, W.E., McNelley, T.R., McQueen H.J., Rollett, A.D.. *Current issues in recrystallization: a review*. Materials Science and Engineering A238 (1997) 219–274

EMAMY, M., EMAMY, A.R., TAVIGHI, K., *The effect of Cu addition and solution heat treatment on the microstructure, hardness and tensile properties of Al-15%Mg2Si-0.15%Li composite*, Materials Science & Engineering A 576 (2013) 36-44.

FARAHANI, M. V., Emadoddin, E., Emamy, M., Raouf, A. H. *Effect of grain refinement on mechanical properties and sliding wear resistance of extruded Sc-free 7042 aluminum alloy*. Materials and Design 54 (2014) 361–367

FILHO, E. B, Zavaglia, C. A. C, Button, S. T, Gomes, E., Nery, F. A. C, *Conformação Plástica dos Metais*, Editora da Unicamp, 5.ed, p. 17,185-191, Brasil 1997.

GARCIA, Amauri, *Solidificação: Fundamentos e Aplicações* – 2^a Ed. - Editora da UNICAMP, 2007, pp. 289.

GOULART, P. R, *Variáveis Térmicas de Solidificação, Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas Hipoeutéticas Al-Si*, Dissertação de Mestrado, Campinas, 2005.

HANSEN, N, *Cold deformation microstructures*. Materials Science and Technology, v. 6, p. 1039-1047, 1990.

HAO, Y. L. , ZHANG, Z.B., YANG, R., *Microstructure and mechanical behavior of a Ti–24Nb–4Zr–8Sn alloy processed by warm swaging and warm rolling*. Acta Materialia Volume 60, Issue 5, March 2012, Pages 2169–2177

HOFFMANN L.A., *Rotary swaging of bars and tubes*. In: ASM Handbood. Materials pard, Ohio: ASM International, 1990, v.14, pp. 128-144.

HUMPHREYS, F.J., Hatherly, M. *Recrystallization And Related Annealing Phenomena (Second Edition) - Continuous Recrystallization During And After Large Strain Deformation* – Chapter 14. Pages 451–467, 2004.

HUMPHREYS, F.J., Hatherly, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena - Recrystallization of single-phase alloys* - Second Edition - Chapter 7, 1994b.

HUMPHREYS, F.J., Hatherly, M., *Recrystallization e Annealing Related Phenomena – The Deformed State* - Second Edition, Chapter 2, 1994a.

HUPALO, M.F., Sandim, H.R.Z., *The annealing behavior of oligocrystalline tantalum deformed by cold swaging*. Materials Science and Engineering A318 (2001) 216–223.

IRWIN, G. R. *Modelling of Ductile Fracture by Microvoid Coalescence for the Prediction of Fractures Toughness*. Metallurgical Treatises, Ed. J.K. Tien e J. F. Elliot, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1981, pp. 120-185

JIA Zhi-hong, Jostein RØYSET, Jan Ketil SOLBERG, Qing LIU. *Formation of precipitates and recrystallization resistance in Al-Sc-Zr alloys*. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 22 (2012) 1866_1871

JUNG, H., Noël, N. M., Thi, H. N., Billia, B., *Columnar to equiaxed transition during directional solidification in refined Al-based alloys*. Journal of Alloys and Compounds 484 (2009) 739–746

JURIJ SIDOR; Roumen H. Petrov; Leo A.I. Kestens. *Deformation, recrystallization and plastic anisotropy of asymmetrically rolled aluminum sheets*. Materials, Science and Engineering A528 (2010) 413-424

KAMENSHCHIKOV G., Koltun S., Naumov., Chernobrovkin B. *Forging practice*, Peace Publishers – Moscou – Ano 20N/C

KEH A. S. e WEISSMAN, S. *Deformation structure in body-centered cubic metals*. In: G. Thomas & J. Washburn (eds.); Electron microscopy and strength of crystals, pp. 231-300, Interscience, New York, 1963.

KURZ, Wilfried. Bezençon, C. Gäumann, M., *Columnar to Equiaxed Transition in Solidification Processing, Science and Technology of Advanced Materials*, v.2, 185-191,2001

LE, G.M., Godfrey, A., Hansen, N., Liu, W., Winther, G., Huang, X., *Influence of grain size in the near-micrometre regime on the deformation microstructure in aluminium*. Acta Materialia 61 (2013) 7072–7086

LIN, Y.C., Yu-QiangJiang, Xiao-MinChen, Dong-XuWen, Hua-MinZhou, *Effect of creep-*

aging on precipitates of 7075 aluminum alloy, Materials Science & Engineering A 588 (2013) 347-356.

LIU, W.C., Morris, J.G., *Effect of pre-treatment on recrystallization and recrystallization textures of cold rolled CC AA 5182 aluminum alloy*. Materials Science and Engineering A363 (2003) 253–262

M. SLÁMOVÁ, V. Ocenasek, G. Vander Voort. *Polarized light microscopy: utilization in the investigation of the recrystallization of aluminum alloys*. Materials Characterization 52 (2004) 165–177.

MENGHUI WU, Andreas Ludwig, Andreas Bührig-Polaczek, Martin Fehlbier, Peter R. Sahm. *Influence of convection and grain movement on globular equiaxed solidification*. International Journal of Heat and Mass Transfer 46 (2003) 2819–2832.

MISHIN, O.V., Godfrey, A., Jensen, D. J., Hansen , N., *Recovery and recrystallization in commercial purity aluminum cold rolled to an ultrahigh strain*. Acta Materialia 61 (2013) 5354–5364.

MOUTINHO, D. J. C. *Influência dos parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial em ligas do sistema sn-pb sob condições transitórias de extração de calor*, Dissertação de Mestrado, Belém, 2007.

MULLER, A., *Solidificação e análise térmica dos metais*. Porto Alegre UFRGS 2002.

MUSTAFA A. Abdulstaar, Ehab A. El-Danaf, Nurhadi S. Waluyo, Lothar Wagner. *Severe plastic deformation of commercial purity aluminum by rotary swaging: Microstructure evolution and mechanical properties*. Materials Science and Engineering: A; Volume 565, 10 March 2013, Pages 351–358

NIKOLAOS D. Alexopoulos, Evangelos Migklis, Antonis Stylianos, Dimitrios P. Myriounis, *Fatigue behavior of the aeronautical Al–Li (2198) aluminum alloy under constant amplitude loading*, International Journal of Fatigue 56 (2013) 95-105.

PADILHA, A. F, FULVIO, S. J, *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*, 3. Ed, São Paulo 2005.

PEREIRA, N. H. A., - *Efeito Das Condições De Transferência De Calor Durante A Solidificação Direcional Da Liga Al 4,5% Cu*. Dissertação de Mestrado, Itatiba, SP, 2007.

PERES, M. D.; Siqueira, C. A.; Garcia, A. *Macrostructural and microstructural development in Al–Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions*. Journal of alloys and Compounds, v. 381, pp. 168-181, 2004.

PINEDA, D.A., Martorano, M.A.. *Columnar to equiaxed transition in directional solidification of inoculated melts*. Acta Materialia 61 (2013) 1785-1797.

POORGANJI, B., Sepehrband, P., Jinb, H. and Esmaeilia, S. *Effect of cold work and non-isothermal annealing on the recrystallization behavior and texture evolution of a precipitationhardenable aluminum alloy*. Scripta Materialia 63 (2010) 1157-1160.

QIANG CHEN, Xiangsheng Xia, BaoguoYuan, Dayu Shu, Zude Zhao *Microstructure evolution and mechanical properties of 7A09 high strength aluminum alloy processed by backward extrusion at room temperature*. Materials Science & Engineering A588 (2013) 395–402

QUAN, G. Z., MAO, Y. P., Li, G. S., Wen-quan Lv, WANG, Y., ZHOU, J., *A characterization for the dynamic recrystallization kinetics of as-extruded 7075 aluminum alloy based on true stress–strain curves*. Computational Materials Science 55 (2012) 65–72

R. XU, G.F. Naterer, *Controlled interface acceleration in unidirectional solidification, International Journal of Heat and Mass Transfer* 47 (2004) 4821–4832.

REED HILL, R. E, *Princípios de Metalurgia Física* – 2.ed, 1982

RERKO, R. S., Groh, H. C. de., Beckermann, C. *Effect of melt convection and solid transport on macrosegregation and grain structure in equiaxed Al-Cu alloys*; Materials Science and Engineering A347 (2003) 186-197

ROOY, E.L. *Aluminum and Aluminum Alloys*. In: Casting, v.15, ASM Handbook, ASM International, p. 1622-1696, 1992.

RYU, Jong-Ho , LEE, D. N., *The effect of precipitation on the evolution of recrystallization texture in AA8011 aluminum alloy sheet*. Materials Science and Engineering: A, Volume 336, Issues 1–2, 25 October 2002, Pages 225–232

SANTOS, R. G, *Transformações de Fases em Materiais Metálicos*, Campinas-SP, Editora da Unicamp, 2006, p. 223-244.

SANTOS, R. G. *Transformação de Fases em Materiais Metálicos*, Editora Unicamp, 2006.

SHACKELFORD, J. F, *Introduction to Materials Science for Engineers* – Fourth Edition – 1996.

SPINELLI, E. *The Influence of Melt Convection on Dendritic Spacing of Downward Unsteady-State Directionally Solidified Sn-Pb Alloys*. Materials Research, v.9, n.1, p.51-57, 2006.

SWAN, P. R, *Dislocations arrangements in face centered cubic metals*. In: G. THOMAS & J. WASHBURN (eds.); Electron microscopy and strength of crystals, pp. 131-181, Interscience, New York, 1963.

WISLEI R. OSÓRIO, Leonardo R. Garcia, Pedro R. Goulart, Amauri Garcia, *Effects of eutectic modification and T4 heat treatment on mechanical properties and corrosion resistance of an Al-9 wt%Si casting alloy*, Materials Chemistry and Physics 106 (2007) 343–349.

YANG, Y., ZHANG, Z., Li, X., WANG, Q., ZHANG, Y., *The effects of grain size on the hot deformation and processing map for 7075 aluminum alloy*. Materials and Design 51 (2013) 592–597

YEN, L., Gu, G., Zhang, X., Sun, D., Jiang, H., Zhang P., *Dynamic properties evaluation of 2519A aluminum alloy processed by interrupted aging*. Materials Science & Engineering A590 (2014) 97–100.

ZOQUI, J. EUGÊNIO. *Obtenção e Caracterização Mecânico-Metalúrgica da liga Al-4,5%wtCu no Estado Reofundido* – Tese de Doutorado, Campinas 1995.