

A Influência do Tempo de Aquecimento e do Grau de Deformação na Recristalização de Duas Ligas de Alumínio (W)

E. A. Simielli*, W. A. Monteiro**, R. L. Plaut*** e A. F. Padilha***

Foram estudados no trabalho, a influência do tempo de aquecimento (entre 5 e 300s) e três graus de deformação (entre 30 e 90%) na recristalização de duas ligas de Alumínio. Foram utilizados dois materiais, cada um contendo cerca de 0,5% de soluto: i) Al-0,5%Mg e ii) Al-0,37%Fe-0,10%Si. A evolução da recristalização foi acompanhada utilizando-se basicamente de três técnicas: microscopia ótica de luz polarizada, microscopia eletrônica de transmissão e medidas de microdureza.

Foi observado que a liga Al-Fe-Si recristalizou-se mais facilmente que a liga Al-Mg. O tempo de aquecimento influenciou sensivelmente a cinética de recristalização; quanto maior o tempo de aquecimento mais alta foi a temperatura de recristalização. Finalmente, o efeito do tempo de aquecimento na cinética de recristalização aumentou com a diminuição do grau de deformação e mostrou um efeito mais acentuado na solução sólida Al-Mg que na liga Al-Fe-Si.

* Este trabalho foi extraído da dissertação de mestrado de E. A. Simielli (EPUSP, 1986). Uma parte dos resultados aqui apresentados já foi publicada anteriormente (E. A. Simielli e co-autores; Zeitschrift für Metallkunde, v. 78, p. 770-776, 1987).

** Membro da ABM, Ph. D., COPESP - Divisão de Materiais.

*** Membro da ABM, Dr., IPEN - Supervisão de Materiais Metálicos.

**** Membros da ABM, Professores do Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.

1 - INTRODUÇÃO

As adições de impurezas levam a três tipos de ligas, do ponto de vista de recristalização: (i) as impurezas ou elementos de ligas encontram-se em solução sólida; (ii) os elementos de ligas ou impurezas encontram-se na forma de precipitados de segunda fase; (iii) os elementos de ligas encontram-se na forma de uma segunda fase e a fração volumétrica desta segunda fase é alta. Nas ligas do tipo (ii) se estuda a recristalização da fase matriz geralmente mais dútil, considerando-se o precipitado plasticamente indeformável. Exemplos típicos deste caso são as ligas endurecíveis por precipitação coerente no estado superenvelhecido, o alumínio comercial (Al-Fe-Si) e a liga 3003 (Al-Mn-Fe-Si). Nas ligas do tipo (iii) considera-se que as duas fases deformam-se, geralmente, de modo diferente, e recristalizam-se obedecendo a cinéticas também diferentes; é o caso dos latões $\alpha + \beta$, por exemplo.

A presença de uma dispersão de partículas causa, em relação a um metal puro ou solução sólida, consideráveis mudanças tanto no estado encruado como na recristalização. Com referência ao estado encruado [1-3], dois efeitos são mais frequentemente mencionados na literatura: i) aumento na densidade de discordâncias e ii) distribuição mais homogênea de discordâncias com consequente redução entre células de deformação. Quanto à recristalização sabe-se que ela pode ser, dependendo da dispersão de precipitados [4-6], acelerada ou retardada. Em uma matriz contendo uma dispersão grosseira de precipitados, isto é, contendo precipitados grandes e espaçados, a recristalização dá-se mais rapidamente e com considerável refino de grão em comparação com a solução sólida isenta de precipitados.

A medida que o espaçamento interpartículas diminui, a cinética de recristalização é cada vez mais retardada até se tornar mais lenta que a recristalização da solução sólida. O tamanho e a forma dos precipitados também tem considerável efeito no arranjo de discordâncias ao redor das partículas [7,8]. Partículas grandes e não equiaxiais levam a arranjos de discordâncias que causam considerável curvatura local do reticulado e portanto facilitam a nucleação da recristalização.

Por outro lado, a velocidade de aquecimento também tem um considerável efeito, tanto a cinética de recristalização, como no tamanho de grão recristalizado. Vários autores [9-15], trabalhando com diversos materiais, inclusive alumínio [11,13,19], mostraram que um aumento na velocidade de aquecimento acarreta uma redução no tamanho de grão recristalizado. Por outro lado, outros autores, trabalhando com ligas Fe-Si [16] e latão de cartucho [17] e utilizando vários sistemas usuais de aquecimento, bem como aquecimento por laser, o qual permite atingir as temperaturas de recristalização em até 0,002s, concluíram que o aumento da velocidade, bem como o aumento da

temperatura de recozimento, não provocam variações significativas no tamanho de grão recristalizado.

O objetivo deste trabalho é o de estudar a influência do tempo de aquecimento, na recristalização de ligas de alumínio dos tipos (i) e (ii), mencionadas acima. Para isto foram escolhidas duas ligas, contendo teores semelhantes de soluto. Em uma delas (Al-Mg) o soluto encontrava-se totalmente em solução sólida e na outra (Al-Fe-Si), alumínio comercial, o soluto estava praticamente todo precipitado.

2 - MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas duas ligas de alumínio com as seguintes composições em peso:

Al-Fe-Si: 0,37%Fe; 0,10%Si; 0,004%Mn; 0,03%Cu; 0,01%Zn e 0,005%Mg
Al-Mg: 0,54%Mg; 0,03%Fe; 0,03%Si; Mn<0,01%; Cu<0,01%; Zn<0,01%

Inicialmente as amostras encontravam-se na forma de chapas laminadas, sendo que a liga Al-Fe-Si possuía espessura de 4,9mm e a liga Al-Mg, 3,5mm. As amostras foram deformadas a temperatura ambiente utilizando-se de um laminador duo reversível, com rotação constante de 23 rpm e cilindros de 127 mm de diâmetro. Utilizou-se na laminação reduções padronizadas de 10% por passe.

A deformação foi calculada pela fórmula: $E = \ln(e_0/e_1) \times 100$, onde E é a deformação em %, e_0 é a espessura inicial e e_1 é a espessura final. A liga Al-Fe-Si sofreu reduções de 30, 60 e 90%. A liga Al-Mg foi deformada apenas de 30%.

As amostras encruadas foram tratadas termicamente em diversas temperaturas. Estas temperaturas eram atingidas com três tempos de aquecimento diferentes. No primeiro, a temperatura desejada era atingida em 5s, no segundo em 150s e no terceiro em 300s. O tempo total (aquecimento + permanência na temperatura desejada) de tratamento térmico foi mantido fixo, nos três casos, em 300s. Cada corpo de prova era aquecido pela passagem de uma corrente elétrica utilizando-se um transformador de potência com 50KVA. Um termopar era soldado por percussão no corpo de prova e fornecia o valor instantâneo de temperatura. Um gerador de referência analisava o valor de potencial transmitido pelo termopar e comparava este valor com o fixado previamente, de acordo com o ciclo desejado.

As microestruturas das ligas foram analisadas utilizando-se várias técnicas complementares [18,19]. A morfologia, quantidade, tamanho e distribuição das várias fases presentes foram estudadas por microscopia ótica. Os corpos de prova para microscopia ótica, assim como para medidas de microdureza, foram polidos eletroliticamente em uma solução contendo 700ml de álcool etílico, 120ml de água destilada, 100ml de butilglicol e 68ml de

ácido perclórico. O polimento foi realizado a 14V por 20s.

Para se observar a ocorrência de recristalização, os corpos de prova polidos eletroliticamente foram anodizados e observados com luz polarizada. O eletrolito para anodização foi o proposto por Barker [20] e consiste de 9ml de ácido fluobórico em 400ml de água destilada. Os corpos de prova foram anodizados por 60s a 20V. Esta técnica permite a identificação clara das regiões recristalizadas e não recristalizadas. As fases presentes foram analisadas quanto a sua composição, com o auxílio de uma microsonda eletrônica. Os parâmetros de rede foram determinados por difratometria de raios-X em superfícies polidas.

Os precipitados, para poderem ser analisados, tiveram que ser isolados da matriz. Para dissolução da matriz foi utilizado ser isolado da matriz. Para dissolução da matriz foi utilizado o mesmo eletrolito escolhido para o polimento [19]. Após a dissolução da matriz, os precipitados foram separados por filtração em filtro de membrana de PTFE com tamanho de poro de 0,2µm, lavadas, secas e então analisadas em uma câmara de Debye-Scherrer. Nos dois casos, o difratômetro e câmara de Debye-Scherrer, utilizou-se radiação CuKα.

A subestrutura de discordâncias foi observada por microscopia eletrônica de transmissão. As lamínas finas para TEM foram obtidas por polimento eletrolítico, no mesmo eletrolito usado para a preparação dos corpos de prova para microscopia ótica. A diferença de potencial neste caso foi de 50V. Em todas as amostras foram feitas pelo menos 10 indentações de microdureza Vickers, com carga de 0,1Kg.

3 - RESULTADOS

3.1 - Caracterização das Fases Presentes

As chapas da liga Al-Fe-Si no estado como recebido se encontravam altamente encruadas, com dureza HV0,1=38,0±0,8. Por outro, lado as chapas da liga Al-Mg estavam completamente recristalizadas com dureza HV0,1=23,9±0,4 e diâmetro médio de grão igual a 132,9±21,5µm.

Antes da deformação a frio, as duas ligas foram recozidas a 370°C por 10hs e resfriadas ao ar. Após este tratamento, a liga Al-Fe-Si apresentou diâmetros médios de grãos recristalizados de 36,7±4,0µm e a liga Al-Mg, 151,4±14,2µm. Além disso, a liga Al-Fe-Si apresentou uma fração volumétrica de precipitados, visíveis por microscopia ótica, de 1,05±0,060%. A distribuição de tamanho médio destes precipitados, determinada por microscopia ótica é apresentada na Figura 1.

Para a determinação dos parâmetros de rede da matriz utilizaram-se amostras polidas eletroliticamente e um difratômetro com radiação CuKα. Para se obter maior precisão nos parâmetros de rede, utilizou-se a técnica de varredura ("step

scanning") dos máximos de difração. O plano no qual a medição foi realizada foi o (442) e o passo utilizado foi de 0,02°. Os valores encontrados são apresentados na Tabela I, em comparação com o Alumínio de alta pureza.

A difratometria realizada em superfície polida da liga Al-Fe-Si apresentou apenas máximos de difração referentes à matriz. Este resultado também era esperado uma vez que a fração volumétrica dos precipitados é muito baixa e os máximos referentes aos precipitados confundem-se com a radiação de fundo. Para se estudar a estrutura cristalina dos precipitados foi necessário isolar os precipitados da matriz.

A análise química do resíduo, por fluorescência de raios-X, acusou a presença de Al, Fe e Si e os resultados dos máximos de difração, coincidiram muito bem com o padrão de difração № 20-30 da JCPDS, referente à fase α-(AlFeSi). Além disso, foi encontrado no resíduo por difração de raios-X indícios de uma fase amorfa.

A liga Al-Mg apresentou uma única fase, ausência de inclusões e não foi analisada pelas técnicas de análise química de microregiões. Já a liga Al-Fe-Si foi micronalisada, com o objetivo de se estudar a partição dos elementos de liga nas fases presentes. As análises semi-quantitativas realizadas mostraram que: i) o Fe e o Si da liga estão concentradas principalmente nas partículas; ii) existem partículas contendo praticamente somente Si e existem partículas contendo muito Al, pouco Fe e muito pouco Si.

3.2 - Deformação a Frio

Os resultados de microdureza Vickers em função do grau de deformação para as duas ligas são apresentados na Figura 2. Comparando-se as duas curvas, pode-se concluir que a liga Al-Mg apresenta maior encrramento que a liga Al-Fe-Si. A Figura 3 apresenta micrografias das duas ligas obtidas por microscopia eletrônica de transmissão, correspondentes a 30% de deformação. Como pode ser visto, a liga Al-Mg apresenta células de deformação menores, com paredes piores definidas e densidade de discordância total e no interior das células maiores.

As diferenças entre as subestruturas de discordâncias observadas para 30% de deformação, também puderam ser constatadas para altas deformações, conforme mostra a Figura 4. Um aspecto interessante da subestrutura de discordâncias da liga Al-Fe-Si, é o papel das partículas. De um modo geral, a matriz ao redor das partículas apresenta altas concentrações de discordâncias, conforme mostra a Figura 5. Frequentemente as partículas de segunda fase estão localizadas nas paredes de células (Vide Figura 4c).

3.3 - Recozimento das Ligas Encruadas

Com o objetivo de se ter uma idéia prévia do grau de importância da velocidade de aquecimento no tratamento térmico de materiais encruados, três amostras da liga Al-Fe-Si encruadas em 30%, foram aquecidas até 424±3°C, com três velocidades de aquecimento diferentes. Imediatamente após atingirem a temperatura, a corrente elétrica responsável pelo aquecimento era interrompida, e as amostras resfriadas no equipamento.

Os resultados desta experiência estão sumarizados na Tabela II e mostram que: para velocidades de aquecimento mais baixas (da ordem de aquecimento de um forno mufla) pode ocorrer a recristalização do material durante o aquecimento. Mesmo para a velocidade de aquecimento mais alta (da ordem da velocidade de aquecimento de um banho de sal fundido) houve considerável amolecimento da amostra (cerca de 35%) durante o aquecimento. Estas experiências mostraram, de forma acentuada, a importância da velocidade de aquecimento no amolecimento dessas ligas.

Outra preocupação inicial foi a de dimensionar a região do patamar de temperaturas das amostras, pois nesta região é que as temperaturas eram medidas e as análises (microdureza e microscopia) realizadas. A Figura 6, mostra uma distribuição típica de microdurezas ao longo do comprimento do corpo de prova, após o ciclo de recozimento. Nota-se que as dimensões da região do patamar, são suficientemente grandes para tornar possíveis as diversas análises microestruturais utilizadas.

3.3.1 - Efeito do Tempo de Aquecimento na Recristalização

Na figura 7 são apresentadas as cinéticas de recristalização para os vários tempos de aquecimento das duas ligas estudadas. Pode-se notar, analisando-se estes dados que, tomando-se o nível de amolecimento de 50%, os resultados das amostras de Al-Fe-Si aquecidas em 300s estão deslocados para temperaturas maiores de cerca de 70°C, em relação as amostras aquecidas em 5s.

Esta mesma comparação para as amostras da liga Al-Mg (Vide Figura 7b), com o mesmo grau de deformação, mostram um deslocamento da ordem de 140°C. Em outras palavras, o efeito do tempo de aquecimento é mais acentuado para 50% de amolecimento na liga Al-Mg do que na liga Al-Fe-Si. Por outro lado, a recristalização total (100% de amolecimento) da liga Al-Fe-Si ocorre mais facilmente, ou seja, em temperaturas mais baixas que as da liga Al-Mg.

É interessante destacar que a liga Al-Mg estava mais encruada, isto é, o seu potencial termodinâmico para a recristalização era maior que o da liga Al-Fe-Si e, a despeito disto, a liga Al-Fe-Si recristalizou-se mais facilmente. A Figura 8 compara amostras das duas ligas, deformadas em 30%, tratadas na mesma temperatura (345±3°C) e com o mesmo tempo de aquecimento

(150s).

Comparando-se 8a com 8b nota-se que, embora a liga Al-Mg estivesse anteriormente mais encruada que a liga Al-Fe-Si, após este recozimento elas já apresentam durezas e subestrutura similares, em termos de grau de recuperação.

3.3.2 - Influência do Grau de Deformação

Para se avaliar a influência do grau de deformação no efeito do tempo de aquecimento, para tempo total de tratamento térmico constante, prepararam-se duas séries de amostras da liga Al-Fe-Si com graus de deformação de 60% e 90%. Estes resultados são apresentados na Figura 9 e mostram claramente que, para os ciclos térmicos estudados, a medida que se diminui o grau de deformação, a importância do aquecimento é maior. Similarmente, a Figura 10 ilustra o efeito da deformação sobre a temperatura de fim da recristalização medida através da variação da microdureza.

Não se constatou, em amostra alguma, evidências do mecanismo de nucleação da recristalização por migração de contornos pré-existentz induzida por deformação. A nucleação da recristalização ocorreu pela transformação de contornos de sub-grãos em contornos de alto ângulo.

Durante os recozimentos, as células de deformação se transformaram em sub-grãos e estes, provavelmente por meio de migração, acumulavam discordâncias aumentando sua energia, desorientação e mobilidade até se tornarem contornos de alto ângulo. Não se constatou evidência conclusiva da ocorrência de coalescimento de sub-grãos.

3.3.3 - Tamanho de Grão Recristalizado

Para os ciclos de aquecimento empregados neste trabalho, os quais, como visto, visam simular condições de recristalização em amostras encruadas onde, para diferentes tempos de aquecimento temos um tempo total de 300s, notamos que há, nestas condições, uma superposição de efeitos quando estudamos o tamanho de grão após 300s, pois temos, diferentes tempos de permanência à temperatura final pré-estabelecida.

Assim, para que se possa estudar o efeito tão somente do tempo de aquecimento no tamanho de grão recristalizado, é necessário efetuar-se as comparações para tempo "zero" de permanência à temperatura pré-estabelecida. Logo, os resultados que seguem são relativos a liga Al-Fe-Si e ao tempo de aquecimento de 300s, para diferentes graus de deformação e temperaturas.

A Figura 12, ilustra o efeito da deformação sobre o tamanho de grão recristalizado. Embora estas curvas ilustrem efeitos bem conhecidos na literatura, cumpre ressaltar que a grande maioria dos trabalhos publicados, não trazem informações relativas ao

tempo de aquecimento até a temperatura, sendo portanto possível a obtenção de diferentes tamanhos de grãos recristalizados, dependendo dos sistemas de aquecimento utilizados.

4 - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1 - Fases Presentes

O tamanho de grão menor encontrado na liga Al-Fe-Si, pode ser justificado pela presença de uma dispersão de partículas na matriz de alumínio, a qual dificultou o crescimento de grão. Assim, assumindo-se uma fração volumétrica de 1%, partículas com raio médio de 0,5 μ m, e energia do contorno de 0,5J/m, obtém-se pela fórmula de Zener [23] uma força F_p de "arraste" (Dragging Force) igual a 2,0x10⁴N/m.

Esta força, que dificulta o movimento dos contornos, é equivalente a energia total dos contornos de grão (4,1x10⁶N/m), para um material com 37 μ m de diâmetro médio de grão. Além de impor dificuldades à migração dos contornos, os precipitados podem ter facilitado a nucleação da recristalização.

O valor do parâmetro de rede encontrado para a liga Al-Mg apresenta boa concordância com o fato de que, para cada por cento em peso de Mg, em solução sólida, há um incremento de 0,0052Å no parâmetro de rede do Al [24]. Por outro lado, o valor mais baixo encontrado no alumínio comercial pode ser justificado da seguinte maneira: a solubilidade do ferro no alumínio é desprezível e o silício causa contração na rede do alumínio.

Constatou-se na liga Al-Mg, com relativa frequência, a presença de maclas de recozimento, devido, muito provavelmente, a presença do Mg em solução sólida, o qual abaixa a energia de defeito de empenhamento do Al. Determinações em ligas Al-Mg diluídas [25] mostraram que pequenas adições, da ordem de 500ppm atômico, causam considerável diminuição na energia de defeito de empenhamento.

A análise química do resíduo da liga Al-Fe-Si, por fluorescência de raios-X, acusou também a presença de Al, Fe e Si e os resultados dos máximos de difração, coincidiram muito bem como o padrão N° 20-30 da JCPDS, referente à fase α -(AlFeSi). Além disso, existem indícios da ocorrência, de uma fase amorfa, muito rica em silício. A presença destas fases após o tratamento de 10 horas a 370°C sugere que elas sejam fases de equilíbrio.

Este resultado está em discordância com o previsto por Phillips [26], o qual mostra a existência apenas da fase Al₁₂Fe₃Si (α-(AlFeSi)) e de trabalhos mais recentes [27, 28] que mencionam apenas a presença da fase FeAl₃. Os precipitados encontrados na liga Al-Fe-Si eram grosseiros e incoerentes e serão considerados de maneira não diferenciada neste trabalho.

4.2 - Encruamento

Os resultados apresentados para a liga Al-Mg, estão de acordo com os resultados da literatura [29-31] para ligas de alumínio com teor mais alto de Mg, especialmente a liga Al-5%Mg. Nestes trabalhos sugere-se que o magnésio abaixe a energia de defeito de empenhamento do alumínio, dificultando o escorregamento com desvio e a formação de células, consequentemente, aumentando a taxa de encruamento.

No caso da liga Al-Fe-Si, o soluto está praticamente todo concentrado nas partículas, as quais são poucas, grandes e espaçadas. Estas partículas provavelmente, não tiveram efeito considerável no movimento das discordâncias e na formação de células de deformação. Por outro lado a densidade de discordâncias geométricamente necessárias [7], ao redor das partículas, é bastante alta.

Em nenhuma das ligas utilizadas neste trabalho constatou-se a presença de bandas de deformação ou transição, ao contrário do alumínio puro [32]. Isto sugere que a presença de soluto, em solução sólida ou concentrado em partículas dificulta a formação de bandas de deformação. Deve-se porém mencionar que o tamanho de grão das amostras mencionadas na referência 32 era de aproximadamente 700 μ m.

4.3 - Recuperação e Recristalização

Embora após a deformação, a liga Al-Mg apresente uma maior densidade de discordâncias e um maior potencial termodinâmico para a recristalização, a nucleação da recristalização nesta liga é mais difícil. Na liga Al-Mg ocorre a formação de um número menor de núcleos, os quais, para a recristalização se completar, têm que migrar distâncias maiores, o que consome mais tempo e dá maior oportunidade para a ocorrência da recuperação. Isto justifica a maior influência do tempo de aquecimento na recristalização desta liga.

Além disto, é razoável supor que os precipitados da liga Al-Fe-Si (grosseiros e suficientemente espaçados) tenham contribuído para a aceleração da nucleação e da recristalização, conforme demonstrado por Doherty e Martin [4-6]. Os resultados mostram também que a medida que se diminui o grau de deformação, a importância do tempo de aquecimento é maior.

Em outras palavras, a importância da recuperação, na competição entre recuperação e recristalização, aumenta com a diminuição do grau de deformação. Para baixas deformações, o número de núcleos ou frentes de reação, e o potencial termodinâmico para recristalização são menores. Nestas condições, as frentes de reação (contornos de alto ângulo) terão que migrar distâncias maiores, requerendo para isto mais tempo, no qual, processos de recuperação podem ocorrer.

Uma provável explicação para o fato de que alguns autores não constataram efeito de tratamentos prévios de recuperação na recristalização posterior, em ligas de alumínio, é que eles utilizaram deformações muito altas para que a recuperação fosse significativa. Por exemplo, na referência 33 os autores utilizaram 80% de redução na espessura.

5 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Klein, M.J. & Huggins, R.A. - Acta Met., v. 10, p. 55-62, 1962.
2. Birmhall, J.L. & Huggins, R.A. - Trans. Met. Soc. AIME, v. 233, p. 1076, 1965.
3. Humphreys, F.J. & Martin, J.W. - Phil. Mag., v. 16, p. 927-957, 1967.
4. Doherty, R.D. & Martin, J.W. - J. Inst. Met., v. 91, p. 332-338, 1962-63.
5. Doherty, R.D. & Martin, J.W. - J. Inst. Met., v. 92, p. 124-125, 1963.
6. Doherty, R.D. & Martin, J.W. - Trans. Quart. ASM, v. 57, p. 874-884, 1964.
7. Ashby, M.F., in Strengthening Methods in Crystals, (Editors: Kelly, A. & Nicholson, R.B.), Applied Science Publishers, p. 137-192, London, 1971.
8. Rollason, T.C. & Martin, J.W. - J. Mat. Sci., v. 5, p. 127-132, 1970.
9. Gorelik, S.C., Recrystallization in Metals and Alloys, MIR, Chapter 3, p. 101, Moscow, 1981.
10. Mondolfo, L.F., Aluminium Alloys: Structure and Properties, Butterworths, p. 197-210, London, 1976.
11. Altenpohl, D., Light Metal Age, v. 40, p. 12-19, 1982.
12. Grange, R.A. Metal. Trans. A, v. 2, p. 65-78, 1971.
13. Anderson, W.A., in Aluminium (Editor: Van Horn, K.R.), ASM, v. 1, p. 79-108, 1967.
14. Lipchin, N.N. et alii, Metals Science and Heat Treatment, v. 18, p. 547-550, 1976.
15. Bampton, C.C., Metall. Trans. A, v. 13, 1982, p. 193-198.
16. Speich, G.R. & Fischer, R.M. in Recrystallization, Grain Growth and Textures, (Editor: H. Margolin), ASM, p. 563-99, 1966.
17. Mehta, D.A. & Krauss, G., Journal of Heat Treating, v. 2, p. 83-91, 1981.
18. Padilha, A.F. & Ambrozio Filho, F., Técnicas de Análise Microestrutural, Editora Hemus, São Paulo, 1986.
19. Pimenta Jr., F.C., Arruda, A.C.F. & Padilha, A.F., Zeitschrift für Metallkunde, v. 77, p. 522-529, 1986.
20. Barker, L.J., Trans. ASM, v. 42, p. 347-356, 1950.
21. Powder diffraction file Mr. 40787 (Aluminium), Joint

22. Committee on Powder Diffraction Standards. Cullity, B.D., Elements of x-ray diffraction, 2 ed., New York, Addison Wesley, p. 506, 1978.
23. Smith, C.S., Trans. Met. Soc. AIME, v. 175, p. 15, 1948.
24. Stumpg, H.C., X-ray and electron diffraction, in Aluminium (Editor: Van Horn, K.R.), ASM, v. 1, p. 397-401, 1967.
25. Tensi, H.M. et al, Zeitschrift für Metallkunde, v. 63, p. 184-186, 1972.
26. Phillips, H.W.L., Annoted equilibrium diagrams of some aluminium alloys systems, London, Inst. Met., 1959 (Institute of Metals Monograph 25).
27. Cottrell, P. & Mould, P.R., Recrystallization and grain growth of Metals, London, Surrey University, p. 25, 1976.
28. Bay, B. & Hansen, N., Metall. Trans. A, v. 15, p. 287-297, 1984.
29. Subramanya, B.S., Sheet Metal Industries, v. 46, p. 895-902, 1969.
30. Gardner, K.J. & Grimes, R., Metals Science, v. 13 p. 216-222, 1979.
31. Zaidi, M.A. & Sheppard, T., Metals Science, v. 17, p. 219-228, 1983.
32. Doherty, R.D. & Cahn, R.W., Journal of Less-Common Metals, v. 28, p. 279-296, 1972.
33. Ryum, N. & Embury, J.D., Scandinavian Journal of Metallurgy, v. 11 p. 51-54, 1982.

ABSTRACT

The influence of heating time and three cold working levels has been studied in two aluminium alloys. Each one had about 0.5% of solute: i) Al-0.5%Mg and ii) Al-0.37%Fe-0.10%Si. Several complementary microstructural analyses techniques were used to follow the evolution of the recrystallization: optical microscopy, TEM and microhardness.

It was observed that alloy Al-Fe-Si has a greater recrystallization kinetics than alloy Al-Mg. Heating time showed a significant effect on the kinetics; the higher the heating time, the higher was the the recrystallization temperature. Finally, the heating time effect on the kinetics of recrystallization increases with decreasing deformation and is more pronounced on the Al-Mg alloy than on the Al-Fe-Si.

TABELA I
Parâmetros de Rede dos Materiais Estudados e do Alumínio de Alta Pureza

MATERIAL	PARÂMETRO DE REDE (Å)	REFERÊNCIA
Al-Fe-Si	4,048	este trabalho
Al-Mg	4,051	este trabalho
Al de alta pureza	4,0494	21
Al de alta pureza	4,0497	22

TABELA II
INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE AQUECIMENTO NO RECOZIMENTO DA LIGA Al-Fe-Si DEFORMADO EM 30% E AQUECIDA A 423°C

TEMPO E VELOCIDADE DE AQUECIMENTO	DUREZA VICKERS (HV0,1)	OBSERVAÇÃO
5s (84,8°C/s)	33,7±1,9	encruado
150s (2,8°C/s)	29,1±1,0	recuperada
300s (1,4°C/s)	21,4±0,8	recristalizada

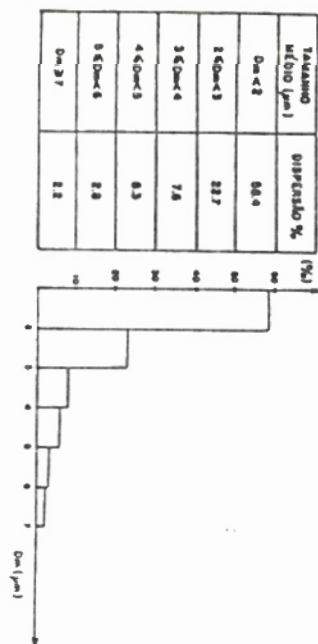


Figura 1- Distribuição do tamanho médio das partículas na liga Al-Fe-Si.

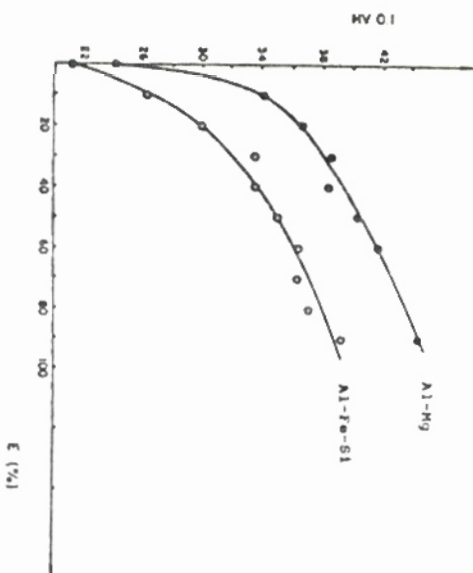


Figura 2- Variação da microdureza Vickers em função do grau de deformação para os dois materiais estudados.

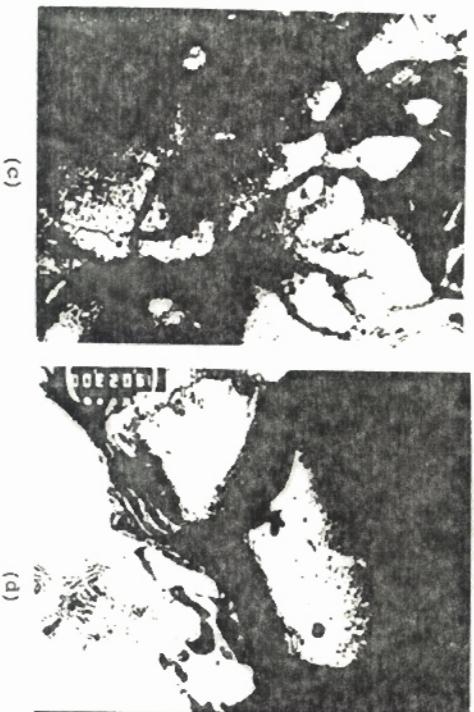
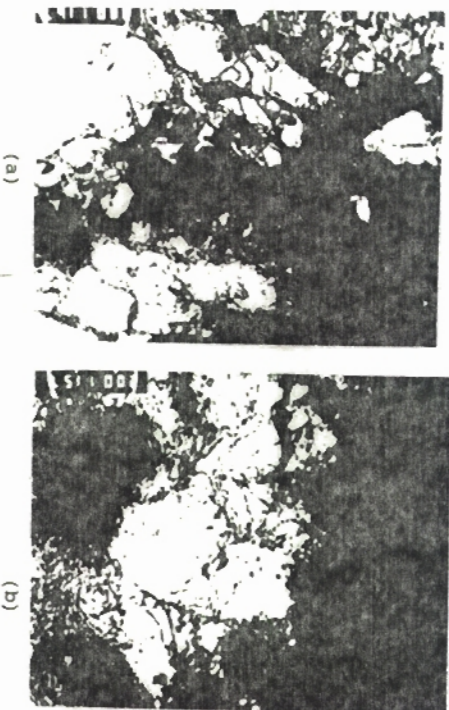


Figura 3- Micrografias eletrônicas de transmissão das ligas Al-Fe-Si e Al-Mg para E=30%. a) Al-Mg (8.000X), b) Al-Mg (20.000X), c) Al-Fe-Si (10.000X) e d) Al-Fe-Si (15.000X).

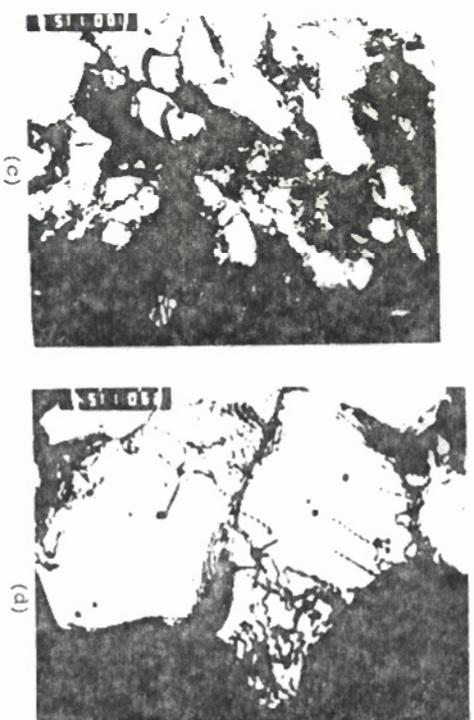
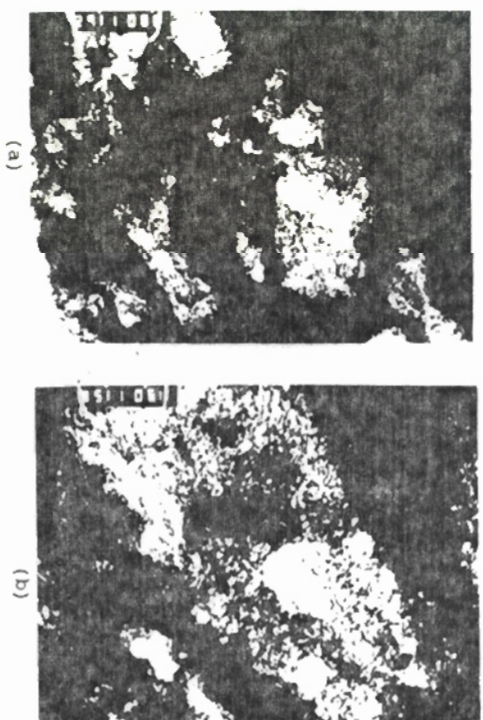


Figura 4- Micrografias eletrônicas de transmissão das ligas Al-Fe-Si e Al-Mg para E=90%. a) Al-Mg (8.000X), b) Al-Mg (15.000X), c) Al-Fe-Si (10.000X) e d) Al-Fe-Si (25.000X).



Figura 5- Micrografia eletrônica de transmissão do Al-Fe-Si, deformado com E=30% (10.000X).

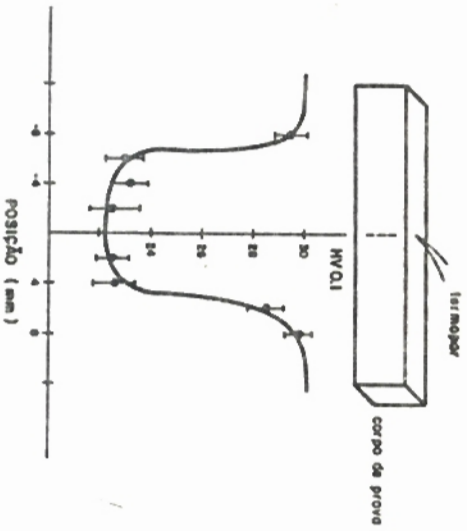
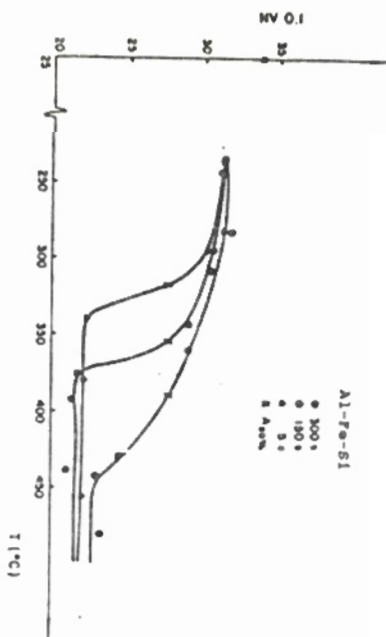
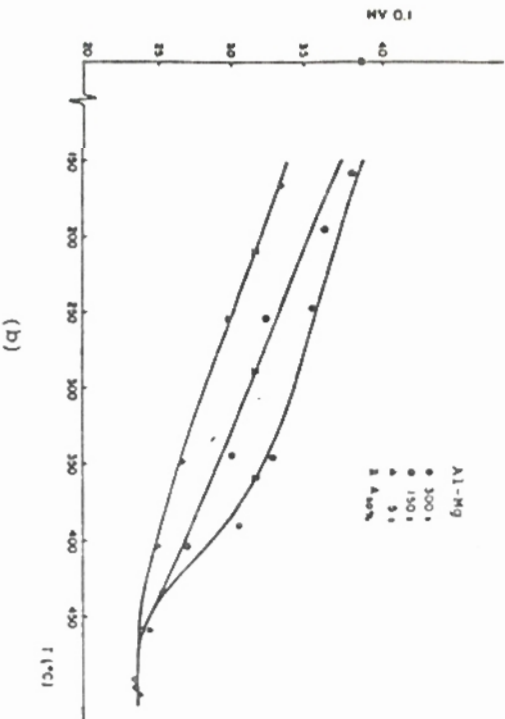


Figura 6- Variação da microdureza Vickers ao longo do comprimento de um corpo de prova deformado em 30%, recozido a 380°C, com tempo de aquecimento de 5s.

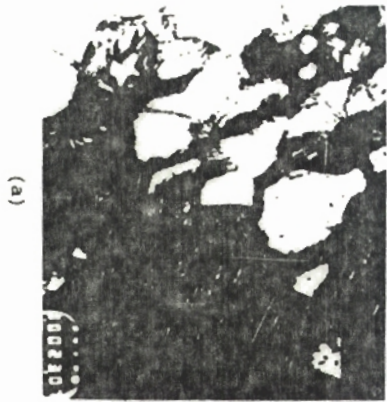


(a)



(b)

Figura 7- Curvas de recristalização em função dos vários tratamentos térmicos e para uma deformação de 30%. a) liga Al-Fe-Si e b) liga Al-Mg.

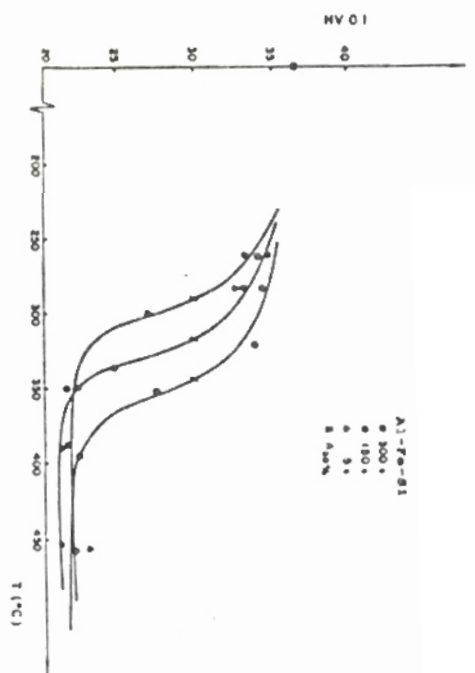


(a)

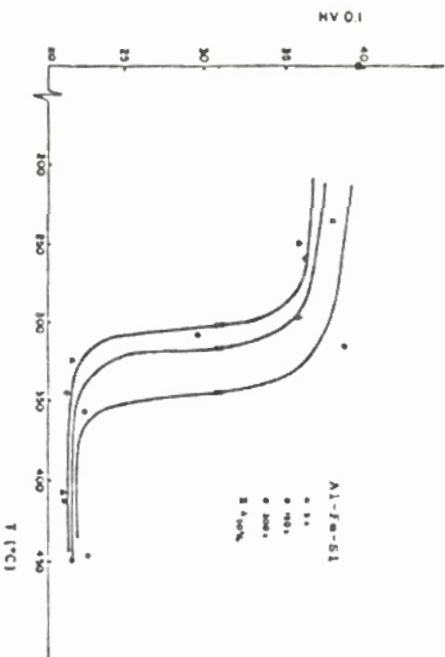


(b)

Figura 8- Micrografias eletrônicas de transmissão, de amostras deformadas em 30%, tratadas na mesma temperatura (345°C) e tempo de aquecimento (150s). a) liga Al-Fe-Si, HV0,1=29,0±0,6 (8.000X), b) liga Al-Mg, HV0,1=30,1±1,3 (6.000X).



(a)



(b)

Figura 9- Curvas de recristalização para a liga Al-Fe-Si, em função dos vários tempos de aquecimento utilizados. a) E=60% e b) E=90%.

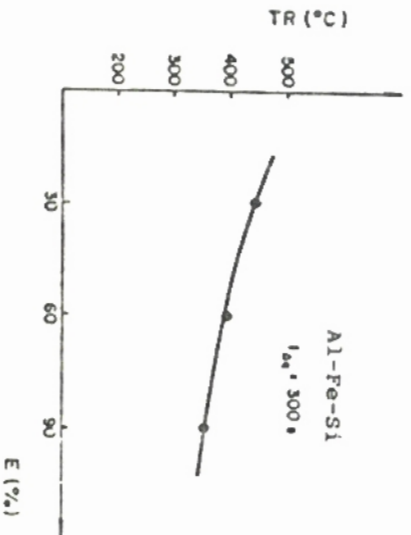


Figura 10- Influência do grau de deformação na temperatura de recristalização da liga Al-Fe-Si, aquecida em 300s.

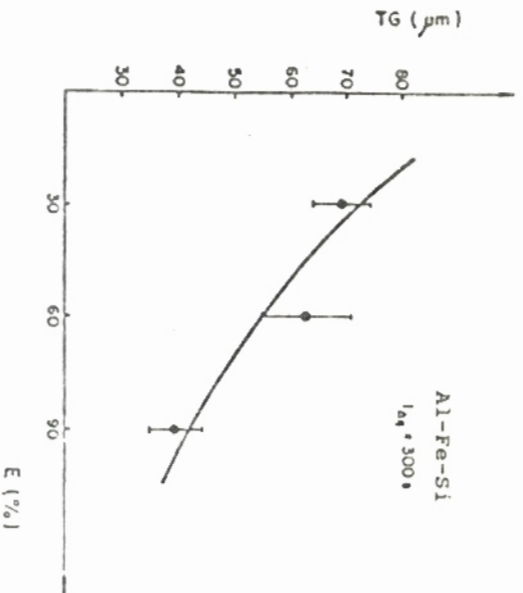


Figura 11- Efeito do grau de deformação no tamanho de grão recristalizado da liga Al-Fe-Si, aquecida em 300s.