

CENTRO UNIVERSITÁRIO FEI
BRUNO DE SOUZA PIRES

**Cinética de Recristalização no Aço Inoxidável
Ferrítico UNS S43932**

São Bernardo do Campo
2016

BRUNO DE SOUZA PIRES

**Cinética de Recristalização no Aço Inoxidável
Ferrítico UNS S43932**

Projeto de Iniciação Científica submetido ao Centro Universitário FEI, como parte dos requisitos necessários para obtenção de bolsa de iniciação científica e condução do projeto. Orientado pelo professor Júlio César Dutra.

Coordenador do projeto: Prof. Dr. Júlio César Dutra

Centro: Departamento de Materiais

Equipe Executora: Bruno de Souza Pires

Júlio César Dutra

Financiador do projeto: Centro Universitário da FEI

Data de início: 1 de junho de 2016

Data de provável conclusão: 1 de junho de 2017

São Bernardo do Campo
2016

RESUMO

O estudo da recristalização primária em metais e ligas metálicas previamente deformados a frio é de interesse considerável na indústria metal-mecânica. Isso porque diversos produtos manufaturados são obtidos por intermédio da sequência de processamento de deformação a frio e recozimento com vistas à recristalização. Nessa sequência, é possível a obtenção de diferentes distribuições de tamanhos de grão e propriedades mecânicas além dos diferentes perfis advindos dos processos de conformação mecânica a frio. Contudo, sabe-se que o fenômeno de recristalização depende de uma série de fatores, entre eles o tamanho inicial de grão, a presença de partículas de segunda fase, o modo e o grau de deformação, para citar alguns. Por conta disso, há extensa variedade nos resultados experimentais ainda que se trate da mesma liga metálica, nem sempre com as informações suficientes para a tomada de decisão na indústria. O objetivo do presente trabalho é avaliar o efeito do grau de deformação e da microestrutura inicial na cinética de recristalização no aço inoxidável ferrítico UNS S43932. Isso será conduzido por intermédio de chapas do aço em duas condições iniciais, solubilizada e como recebido, e posteriormente deformadas em graus de deformação de 5 a 80% de redução na espessura para finalmente serem recozidas em diferentes temperaturas e tempos. A análise metalográfica e de dureza permitirão o acompanhamento da cinética de recristalização. De posse desses resultados, pretende-se determinar as constantes da equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov e a energia de ativação para a recristalização primária. De posse desses resultados, será possível a comparação do efeito do grau de deformação e da microestrutura inicial na cinética de recristalização assim como com os dados da literatura.

Palavras-chave: Recristalização. Recozimento. Equação de J-M-A-K.

ABSTRACT

It is of considerable industrial interest the study of primary recrystallization in metals and alloys previously cold worked, mainly in stainless steels. This is due to the fact that different products are made by cold-working and annealing sequences. It is possible to obtain different grain size distributions as well as a variety of mechanical properties, making these steels very versatile. However, recrystallization is highly dependent on numerous factor such as the initial average grain size, the presence of second phase particles and both their size and volume fraction, the rate of plastic deformation, to name a few. For this reason, it is very likely to find a broad range of experimental results for the same alloy although it is not usual to have sufficient information for decision makers in industries. The present work aims to study the effect of both the degree of plastic deformation and initial microstructure on the kinetics of primary recrystallization in a ferritic stainless steel UNS S43942 by cold-working several sheet samples with two different initial microstructures, solution-treated and as received, from 5 to 80% of thickness reduction and subsequently annealed at different temperatures and times. Both metallographic analysis and Vickers hardness were used to investigate the kinetics of recrystallization. Based on these results, it will possible to determine not only Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov constants and the activation energy for recrystallization but also the effect of prior degree of plastic deformation and the initial microstructure on the kinetics of recrystallization. Finally, it will also be possible to compare these results to the available literature.

Keywords: Recrystallization. Annealing. J-M-A-K Equation.

Sumário

RESUMO	3
ABSTRACT	4
1 INTRODUÇÃO.....	6
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	12
2.1 POTENCIAIS TERMODINÂMICOS	12
2.1.2 RECRISTALIZAÇÃO	13
2.1.2 CRESCIMENTO DE GRÃO.....	13
2.1.3 TRANSFORMAÇÃO DE FASE	14
2.2 FATORES QUE AFETAM A RECRISTALIZAÇÃO	16
2.2.1 DEFORMAÇÃO A FRIO (ENCRUAMENTO).....	16
2.2.2 ENERGIA DE DEFEITO DE EMPILHAMENTO	18
2.2.3 ÁTOMOS DE SOLUTO.....	19
2.2.4 TAMANHO DE GRÃO INICIAL.....	19
2.2.5 TEMPERATURA E VELOCIDADE DE DEFORMAÇÃO	19
2.3 CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO	20
3. MATERIAIS E MÉTODOS	26
3. OBJETIVOS.....	28
3.1. OBJETIVO GERAL	28
3.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	28
4. RESULTADOS ESPERADOS.....	29
5. PLANO DE TRABALHO DO BOLSISTA	30
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	32

1 INTRODUÇÃO

Recristalização é um fenômeno tipicamente encontrado em metais e ligas metálicas previamente deformadas a frio. O que motiva sua ocorrência, ou seja, seu potencial termodinâmico, é a energia armazenada na deformação a frio, nominalmente na forma de discordâncias (ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, 1992). Sua ocorrência, em um senso mais geral, deve-se ao reparo dos danos estruturais no nível atômico causados pela deformação mecânica. Tal reparo, por seu turno, é resultado de mudanças no nível microestrutural que são termicamente ativados, o que significa que há necessidade de fornecimento de calor para que essas mudanças ocorram, ou seja, um tratamento térmico. Cahn (1996) conceitua, portanto, o recozimento como qualquer tratamento térmico que tenha como objetivo reduzir ou eliminar os danos induzidos pela deformação plástica. No senso estrito, contudo, o recozimento efetuado após a deformação a frio é mais bem denominado como recozimento para recristalização.

O fenômeno de recristalização tem sido explorado há tempos, como pode ser constatado nos artefatos de cobre nativo de 7000 a.C. em Ali Kosh no Irã e que provavelmente foram recozidos, assim como no pedaço mais antigo que foi intensamente deformado a frio, encontrado em Tell Magzallia, também no Irã (TYLECOTE, 2002a).

Apesar de ser usado rotineiramente no fabrico de produtos por diversas civilizações, somente no início do século XIX, por Michael Faraday que, em 1819, ao estudar a estrutura de damasco, afirmou perante à Sociedade Real que essa era “dependente do desenvolvimento da estrutura cristalina que é removida e confundida pelo martelo” (TYLECOTE, 2002b) o que denota o interesse de natureza científica nos fenômenos que ocorrem no processamento e sua relação com a microestrutura.

Em 1863, Sorby aplicou técnicas microscópicas para a caracterização da estrutura de Widmanstätten no ferro da Suécia, mas não recebeu muita atenção dos industriais (TYLECOTE, 2002b). Nomes como Martens e Ledebur contribuíram para que a metalografia fosse finalmente apreciada por toda a Europa, mas somente em 1899 parece ser possível haver evidências que permitam depreender que o fenômeno de recristalização, assim como a deformação a frio, estivessem sendo investigadas em termos científicos. Isso pode ser constatado, por exemplo, nos trabalhos de Stead (1898) e de Ewing e Rosenhain (1899, 1900). Nessa época, contudo, os estudos realizados poderiam ser mais bem denominados de transformações no recozimento de metais e ligas metálicas encruadas ou não.

Em um sentido mais amplo, os trabalhos parecem se preocupar com o crescimento de cristais¹ tanto em metais e ligas metálicas previamente deformadas quanto sem deformação (SAUVEUR, 1912; ROBIN, 1913a, 1913b; PORTEVIN, 1913; CARPENTER; ELAM, 1921a, 1921b). Independente disso, várias características do fenômeno de recristalização foram conhecidos em termos científicos somente no início do século XX (CHAPPELL, 1914; CARPENTER; TAVERNER, 1917; CARPENTER; ELAM, 1920).

Trabalhos importantes e que permitiram diferenciar os fenômenos de recristalização e de crescimento e grão – esse último geralmente encontrado após o fenômeno de recristalização, são de Jeffries (1917, 1918), Chappel (1914) e Carpenter e Elam (1920) embora em outros trabalhos essa distinção não parece ser tão clara (JEFFRIES; ARCHER, 1924).

Burke e Turnbull (1952) estabeleceram seis leis da recristalização procurando sintetizar os conhecimentos adquiridos de diversos trabalhos científicos até aquela data e que são até hoje utilizados em razoável extensão na academia. Essas leis podem ser vistas a seguir, na Tabela 1. A primeira dessas leis significa que há uma quantidade mínima de defeitos cristalinos ou danos estruturais que devem estar presentes para que o fenômeno ocorra. Isso ocorre porque durante o fenômeno de recristalização, um dos seus principais mecanismos (COTTERIL; MOULD, 1974) envolve a formação de contornos de grão, que envolve um aumento na energia interna do sistema. Parte desse gasto de energia deve ser aliviado por intermédio das discordâncias, isto é, elas têm de estar presentes em uma quantidade considerável para que o fenômeno tome lugar. Outro fato agravante é em metais ou ligas metálicas com alta energia de defeito de empilhamento que exibem o fenômeno de recuperação e que possui o mesmo potencial termodinâmico do fenômeno de recristalização, gerando uma espécie de competição na sua ocorrência (ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, 1992).

Exemplo particularmente interessante dessa primeira lei pode ser visto a seguir na Figura 1. Ela também pode ser usada para o entendimento da quinta lei. No caso da primeira lei nota-se que o corpo de prova no formato tronco-trapezoidal possibilita uma diferença substancial no grau de deformação. Tal diferença no grau de deformação provoca uma microestrutura com tamanho de grão bastante diverso; quanto menor o grau de deformação, maior o tamanho de grão final após o recozimento para recristalização. De modo inverso,

¹ Outro fator complicador para o estudo desses fenômenos foi a teoria de formação de uma fase ou camada de material amorfo nos materiais cristalinos quando submetidos a deformação pronunciada, originária de Beilby *apud* Carpenter e Elam (1921a). Carpenter e Elam, (1921b) através da cooperação de William Lawrence Bragg, conseguiram mostrar através da técnica de difração de raios-X que o estado cristalino dos metais mantém-se, mesmo após deformações pronunciadas, derrubando finalmente essa teoria.

quanto maior o grau de deformação (menor área de secção transversal), para a mesma temperatura, há um tamanho de grão final menor.

Figura 1: Efeito do tamanho inicial de grão e do grau de deformação a frio (1-18%) na distribuição de tamanho de grão após o recozimento para recristalização em uma liga de alumínio a 600°C por 30 minutos. Tamanho de grão inicial de a) 600 μm ; b) 48 μm ; c) 31 μm e d) 23 μm (WILLIAMS; EBORAL, 1952-3).



A segunda lei, por seu turno, mostra que a temperatura para provocar a recristalização depende do grau de deformação a frio. Como o potencial termodinâmico para a sua ocorrência é a energia armazenada na deformação a frio, na forma de discordâncias, predominantemente (HASSNER, 1978), quanto menor o grau de deformação, menor a quantidade de discordâncias e menor será o seu potencial termodinâmico e maior deverá ser o fornecimento de energia para que os mecanismos associados à recristalização tomem lugar.

O fenômeno de recristalização, à semelhança de outros termicamente ativados, depende de difusão. Embora não seja um fenômeno que dependa da difusão em distâncias longas, como no caso da transformação eutetóide em aços ao carbono (HOSFORD, 2007), ainda assim a recristalização é caracterizada pela difusão dos átomos na região da interface ou do contorno em migração e consequente rearranjo da estrutura cristalina de modo que essa estrutura atrás do contorno possua uma quantidade comparativamente menor de discordâncias que aquela à frente do contorno. Ao aumentar a temperatura, a difusão torna-se mais profícua e, portanto, o tempo necessário para que a mesma fração recristalizada seja conseguida diminui. O inverso é verdadeiro, ou seja, ao aumentar o tempo, diminui a temperatura necessária para que a mesma fração recristalizada seja conseguida. Cahn (2002) afirma que a segunda e a terceira lei podem ser explicadas do seguinte modo: já que a recristalização é um processo termicamente ativado, maior tempo de recozimento e maior temperatura aumentam a probabilidade de formar um

núcleo e, desse modo, diminui a deformação mínima para sua ocorrência. Isso também pode ser visto na Figura 1.

Tabela 1: As seis leis da recristalização (BURKE; TURNBULL, 1952). A última lei mencionada nessa tabela trata, mais especificamente, do crescimento de grão (CAHN, 1996).

1. É necessária uma mínima deformação para causar a recristalização;
2. Quanto menor o grau de deformação, tanto maior é a temperatura requerida para causar a recristalização;
3. Aumentando o tempo de recozimento, diminui a temperatura necessária para a recristalização;
4. O tamanho de grão final depende fortemente do grau de deformação, e em menor extensão da temperatura de recozimento, sendo tanto menor quanto maior o grau de deformação e quanto menor a temperatura de recozimento;
5. Quanto maior o tamanho de grão original (inicial), tanto maior é a quantidade de deformação a frio requerida para se obter uma temperatura e tempo de recristalização equivalente;
6. A quantidade de deformação requerida para dar um grau de deformação equivalente aumenta com o aumento da temperatura de trabalho;
7. Continuado o aquecimento após a recristalização se completar, o tamanho de grão aumenta.

O efeito do grau de deformação no fenômeno de recristalização é mencionado na quarta lei de Burke e Turnbull (1952). Além desse efeito, Burke e Turnbull (1952) citam a menor dependência desse com a temperatura do recozimento para recristalização. No primeiro caso, quanto maior grau de deformação, maior a quantidade de discordâncias e maior a quantidade de energia armazenada na deformação. Conseqüentemente, maior é o potencial termodinâmico para a recristalização e menor o tamanho de grão final para dada temperatura de recristalização. De modo inverso, um menor grau de deformação significa uma menor densidade de discordâncias e, portanto, menor potencial termodinâmico para a recristalização e maior tamanho médio de grão final para a mesma temperatura de recozimento. Em ambos os casos, é importante mencionar que a fração recristalizada deva ser em torno de 1, já que se está mencionando o tamanho de grão final. Como mencionado anteriormente, esse efeito pode ser visto facilmente na Figura 1.

Com relação à dependência do tamanho de grão final com a temperatura de recozimento, pode-se supor que Burke e Turnbull (1952) estejam se referindo à impossibilidade de ocorrência em maior extensão do crescimento de grão, já que nas temperaturas típicas para recristalização o crescimento de grão é incipiente, a menos que os tempos sejam longos. Cahn (1996), por sua vez, prefere explicar o tamanho de grão final pelo compromisso entre as taxas de nucleação e crescimento. Segundo esse pesquisador, a taxa de nucleação aumenta mais rapidamente com o grau de encruamento enquanto a taxa de nucleação aumenta mais rapidamente com o aumento da temperatura.

A quinta lei da recristalização mostra o efeito do tamanho médio de grão inicial e do grau de deformação nas variáveis do recozimento para recristalização. Tentar entendê-la requer a definição de equivalente. Equivalente, no contexto do trabalho de Burke e Turnbull (1952) pode ser definido como determinada fração recristalizada. Desse modo, para que a mesma fração recristalizada seja conseguida em um metal ou liga metálica deformado a frio, há necessidade de se levar em conta o tamanho médio de grão inicial. Um tamanho médio de grão inicial comparativamente maior necessita de um grau de deformação maior para que a mesma fração recristalizada seja conseguida em dado tempo e temperatura utilizados para o mesmo metal ou liga metálica com um tamanho médio de grão inicial comparativamente menor. Isso ocorre porque as discordâncias, quando se multiplicam na deformação a frio, têm como obstáculos os contornos de grão. Quanto menor o tamanho médio de grão inicial, maior a quantidade de contornos e, portanto, maior o número de obstáculos para as discordâncias. Consequentemente, para o mesmo grau de deformação, é de se supor que a frequência de empilhamento de discordâncias seja comparativamente maior para aquela com menor tamanho de grão. O número de núcleos de recristalização será maior para esse caso já que os contornos presentes podem iniciar o fenômeno de recristalização por meio de sua migração. Já para um tamanho de grão maior, o número de núcleos será comparativamente menor e, portanto, terão de migrar por uma extensão comparativamente maior até atingir a mesma fração recristalizada para o tamanho de grão inicial menor para um dado tempo e temperatura de recristalização. Explicação parecida pode ser encontrada em Cahn (1996) que atribui o fato de que a maioria dos núcleos de recristalização se formam nos contornos de grão ou nas suas proximidades, de tal modo que o tamanho de grão original menor incentiva a nucleação.

A última lei da recristalização trata da deformação a quente ou temperatura de trabalho. Na deformação a quente, parte da energia térmica disponível permite que os mecanismos de aniquilação de discordâncias estejam presentes durante a multiplicação de discordâncias. Desse

modo, a quantidade de trabalho necessária será comparativamente maior na deformação a quente que aquela na deformação a frio para se conseguir o mesmo grau de deformação.

A sétima lei mencionada na Tabela 1 trata, na verdade, do fenômeno de crescimento de grão. Quando a recristalização chega ao seu fim, ou seja, quando os núcleos de recristalização se encontram, não há mais diferença substancial na densidade de discordâncias. Contudo, há ainda determinada energia interna no sistema, traduzida na presença de contornos de grão e poucas discordâncias. Ao continuar o recozimento por tempos prolongados ou aumentar a temperatura, pode ocorrer uma diminuição na energia interna desse sistema por intermédio da diminuição no número de contornos de grão tendo, conseqüentemente, um aumento no tamanho médio de grão final. A migração desses contornos se dá, igualmente, por difusão e é, portanto, um fenômeno termicamente ativado, mas com um potencial termodinâmico completamente distinto e bem menor que aquele para a ocorrência do fenômeno de recristalização.

Tiedema apud Cahn (1996) e Gottstein et al. apud Cahn (1996) propuseram outras duas leis para a recristalização; são elas, respectivamente:

8. Novos grãos não crescem nos grãos deformados de orientação ligeiramente idênticas ou idênticas ou ainda em grãos com orientação próxima a uma orientação de macla;

9. Recristalização será retardada se a temperatura de deformação for aumentada enquanto se deixa a pré-deformação ser a mesma. Contudo, ela é acelerada, em maior temperatura, se o metal for deformado para uma mesma tensão.

Apesar do esforço de Cahn (1996), essas duas últimas leis não foram plenamente aceitas até o momento, embora sejam legitimamente diferentes das demais. Talvez isso tenha ocorrido porque elas podem eventualmente ser leis como muito mais específicas que aquelas propostas inicialmente por Burke e Turnbull (1952), de caráter geral.

São inúmeros os fatores que afetam o fenômeno de recristalização (COTTERIL; MOULD, 1974). Por isso, é muito difícil encontrar artigos que apresentem a caracterização completa no estudo da cinética de recristalização em metais e ligas metálicas previamente deformados a frio.

O objetivo do presente trabalho é estudar a influência da microestrutura inicial (tamanho de grão, presença de partículas de segunda fase, para nomear alguns parâmetros dessa microestrutura) e do grau de deformação na cinética de recristalização do aço inoxidável ferrítico UNS S43932 em diferentes temperaturas e tempos. Esse estudo permitirá ainda o entendimento maior na obtenção de estruturas com tamanhos de grão os mais variados para posterior investigação do fenômeno de fadiga.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O estudo da cinética de recristalização requer o exame cuidadoso das principais variáveis que afetam o seu processo. Nesse capítulo, dedicar-se-á a apresentar, ainda que de maneira breve, tais variáveis e de que modo eles afetam a cinética de recristalização. Em seguida, será examinada em pormenor a cinética propriamente dita, assim como o modelo utilizado para descrever matematicamente o fenômeno.

Como foi visto anteriormente, há pelo menos dois fenômenos que concorrem entre si e que podem ocorrer durante o recozimento; são eles: a recuperação e a recristalização. A diferença fundamental entre esses dois fenômenos repousa somente no modo como as discordâncias interagem com sua vizinhança; no primeiro fenômeno, a recuperação, as discordâncias podem ser aniquiladas pelo mecanismo de ascensão ou escalada (CAHN, 1996), ou ainda adotarem configurações de menor energia, como no mecanismo de poligonização ou coalescimento (crescimento) de subgrãos (ABBASCHIAN; ABBASCHIAN; REED-HILL, 1992). É possível ainda que o número de lacunas seja diminuído para o de equilíbrio posto que durante a deformação a frio há um aumento substancial no número de lacunas acima da de equilíbrio. Todos esses mecanismos, no entanto, não envolvem a migração de contornos de alto ângulo e são, portanto, classificados como típicos da recuperação.

O segundo fenômeno, a recristalização, pode ser definido, portanto, como aquele cujos mecanismos envolvem a migração de contornos de alto ângulo – por exemplo contornos de grão – reformando a estrutura previamente deformada a frio. Por reforma, entenda-se aqui como um rearranjo do cristal que se encontra atrás do contorno de grão e conseqüente redução substancial na quantidade ou densidade de discordâncias. Tal reconstrução da estrutura de grãos durante o recozimento de metais deformados é uma das definições encontradas na literatura científica (GOTTSTEIN, 2004).

2.1 POTENCIAIS TERMODINÂMICOS

Em termos energéticos, as razões que levam à ocorrência dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão têm como fundamento a diminuição na energia livre do cristal por conta da ação de uma força motriz ou potencial termodinâmico no contorno de grão. Tal energia pode ser dada por

$$dG = -pdA dx = p dV \quad (1)$$

onde o contorno de grão de elemento de área dA desloca-se por uma distância infinitesimal dx , que significa um volume deslocado dV . O valor negativo é utilizado de modo que p seja

positivo, já que há uma diminuição na energia livre do cristal. Desse modo, o valor de p pode ser definido como

$$p = -\frac{dG}{dV} \quad (2)$$

que possui unidades de energia (joule) por unidade de volume (m^3), ou seja, $J.m^{-3}$. Ele pode ser considerado ainda como a força por unidade de área em um contorno de grão, $N.m^{-2}$, isto é, uma pressão no contorno de grão.

2.1.2 Recristalização

O potencial termodinâmico para os fenômenos de recuperação e recristalização é o mesmo, ou seja, a energia armazenada na deformação, predominantemente na forma de discordâncias oriundas da deformação a frio. Ela pode ser expressa a partir da expressão de energia associada à presença de uma discordância, E_d :

$$E_d = \frac{1}{2}Gb^2 \quad (3)$$

onde G é o módulo de cisalhamento do metal, dado em $N.m^{-2}$, e b o vetor de Burgers da discordância, em m. Assim, a energia armazenada na deformação é obtida por uma expressão que leva em conta o número de discordâncias ou a densidade de discordâncias, ρ :

$$p = \rho E_d = \frac{1}{2}\rho Gb^2 \quad (4)$$

Para uma densidade de discordâncias de $10^{16} m^{-2}$, típica do estado encruado, e usando o módulo de cisalhamento do metal ferro de cerca de 80 GPa (MATWEB, 1996) e usando um vetor de Burgers de $0,248.10^{-9} m$ (CALLISTER, 2008), é possível determinar a ordem de grandeza desse potencial termodinâmico. Assim, vem:

$$p = \rho E_d = \frac{1}{2}\rho Gb^2 = \frac{1}{2}.10^{16}.80.10^9.(0,248.10^{-9})^2 = 2,46.10^7 Pa = 24,6 MPa$$

podendo ainda ser expresso como $2,46.10^7 J.m^{-3}$, ou $24,6 MJ.m^{-3}$. Esse valor será comparado em seguida com o potencial termodinâmico para o crescimento de grão. Por hora, é importante mencionar que o cálculo foi baseado no fato de que a situação final é tal que a densidade de discordâncias é desprezível quando comparada com aquela após o encruamento.

2.1.2 Crescimento de Grão

O potencial termodinâmico para o crescimento de grão é a redução na área de contornos de grão por unidade de volume. Uma abordagem para tal estimativa é dada por Gottstein (2004)

supondo que os grãos sejam no formato cúbico e que um deles possui um tamanho muito maior que os demais. Desse modo, o potencial termodinâmico p é dado por

$$p = \frac{3d^2\gamma}{d^3} = \frac{3\gamma}{d} \quad (5)$$

onde γ é a energia livre de superfície do contorno de grão e o fator 3 resulta do fato de que cada uma das seis faces de um cubo é compartilhado com dois grãos adjacentes. Para um tamanho de grão de 100 μm , ou seja, 1.10^{-4} m e adotando uma energia livre de superfície do contorno de grão de cerca de 1 J.m^{-2} , é possível demonstrar que o potencial termodinâmico para o crescimento de grão vale:

$$p = \frac{3\gamma}{d} = \frac{3.1}{1.10^{-4}} = 3.10^4 \text{ Pa} = 3.10^{-2} \text{ MPa}$$

ou seja, o valor do potencial termodinâmico para o crescimento de grão é de 3.10^4 J.m^{-3} ou 0,03 MJ.m^{-3} , o que significa que o potencial termodinâmico para a recristalização é muito maior que esse para o crescimento de grão, cerca de três ordens de grandeza. Espera-se, portanto, que os fenômenos associados ao crescimento de grão sejam mais lentos ou tornem-se apreciáveis somente em temperaturas mais altas (GOTTSTEIN, 2004).

Outra abordagem para a determinação do potencial termodinâmico para o crescimento de grão pode ser encontrada em Dutra (1994), que leva à seguinte equação:

$$p = \frac{2\gamma}{R} \quad (6)$$

onde R é o raio de curvatura do contorno de grão. Supondo que esse raio seja aproximadamente igual ao tamanho de grão, para o mesmo valor outrora mencionado, de 100 μm , chega-se ao valor do potencial termodinâmico

$$p = \frac{2\gamma}{R} = \frac{2.1}{1.10^{-4}} = 2.10^4 \text{ Pa} = 2.10^{-2} \text{ MPa}$$

que é muito similar àquele proposto pela Equação (5). Ocorre, no entanto, que o raio de curvatura é geralmente muito maior do que o tamanho de grão, de 5 a 10 ordens de grandeza superior (GOTTSTEIN, 2004), o que significa que o potencial termodinâmico deve ser ainda menor que os propostos tanto pela Equação (5) como a Equação (6).

2.1.3 Transformação de Fase

No caso de uma precipitação descontínua, a recristalização toma lugar em uma solução supersaturada, ou seja, ela concorre com essa transformação de fase. Desse modo, o potencial

termodinâmico químico para a transformação de fase também contribui para o potencial termodinâmico total; esse é dado por

$$p = \frac{k}{\Omega}(T_1 - T_0)c_0 \ln c_0 \quad (7)$$

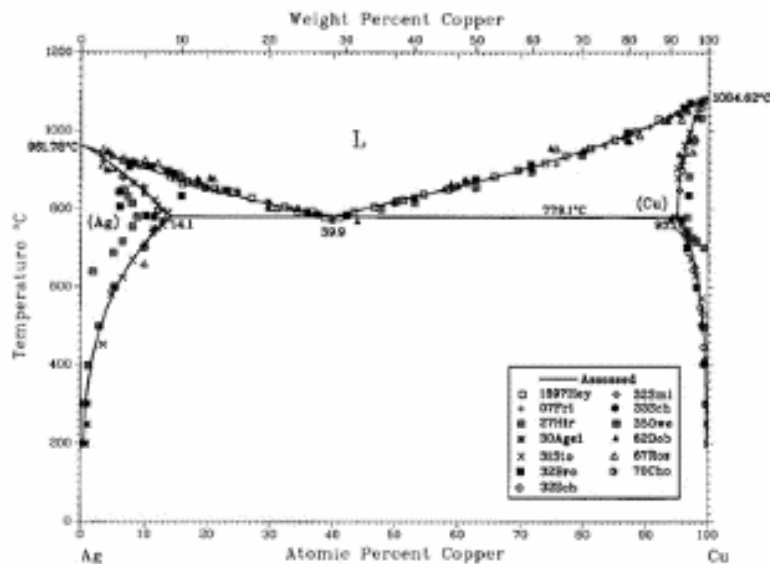
onde k é a constante de Boltzmann ($1,38 \cdot 10^{-23}$ J.átomo⁻¹.K⁻¹), Ω é o volume atômico, em m³.átomo⁻¹, T_0 a temperatura na qual o limite de solubilidade é c_0 e T_1 é uma temperatura inferior a T_0 , podendo ser a temperatura de recozimento para recristalização. Para uma solução sólida de cobre, de raio igual a 0,128 nm (CALLISTER, 2008), contendo uma concentração de equilíbrio c_0 de 5% em átomos de Ag no Cu na temperatura de 780°C (Figura 2), pode-se chegar ao valor do potencial termodinâmico:

$$p = \frac{k}{\Omega}(T_1 - T_0)c_0 \ln c_0 = \frac{1,38 \cdot 10^{-23}}{\frac{4}{3}\pi(0,128 \cdot 10^{-9})^3} [(300 + 273) - (780 + 273)] \cdot 0,05 \cdot \ln 0,05$$

$$p = \frac{k}{\Omega}(T_1 - T_0)c_0 \ln c_0 = 1,13 \cdot 10^8 \text{ Pa} = 113 \text{ MPa}$$

o que significa que esse valor é de 113 MJ.m⁻³, ou seja, uma ordem de grandeza maior que aquele para a recristalização.

Figura 2: Diagrama de fases Ag-Cu (SUBRAMANIAN; PEREPEZKO, 1993). Nota-se para a temperatura de 780°C há uma solubilidade máxima de 5% em átomos de Ag no Cu.



De acordo com Gottstein (2004), há outros exemplos de potenciais termodinâmicos que agem nos contornos de grão, mas são muito menores que aqueles para a recristalização. A

Tabela 2, a seguir, apresenta os valores estimados dos potenciais termodinâmicos mencionados até o momento.

Tabela 2: Potenciais termodinâmicos presentes no recozimento, nos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grão (GOTTSTEIN, 2004).

Fonte	Equação	Potencial termodinâmico [MJ.m⁻³]
Energia armazenada na deformação a frio (encruamento) - Fe	$p = \frac{1}{2} \rho G b^2$	24,6
Energia associada com a presença de contornos de grão - Cu	$p = \frac{2\gamma}{R}$	0,03
Potencial termodinâmico químico – Cu-5%at. Ag	$p = \frac{k}{\Omega} (T_1 - T_0) c_0 \ln c_0$	113,0

Fonte: adaptado de Gottstein (2004).

Os principais fatores que afetam a recristalização podem ser classificados como de processo e de material. No primeiro grupo, estariam as variáveis que não dependem do material propriamente dito, mas que afetam de modo íntimo a cinética de recristalização enquanto o segundo grupo trata especificamente das características presentes no material e que afetam intimamente a cinética da recristalização. Em muitos casos, poderá ser notado que essas variáveis influenciam simultaneamente a cinética de recristalização; a divisão, portanto, adota apenas o critério de clareza de raciocínio.

2.2 FATORES QUE AFETAM A RECRISTALIZAÇÃO

Os fatores que afetam a recristalização são vários. , de algum modo, podem ser alterados durante o processamento envolvendo a etapa de deformação a frio como a do recozimento propriamente dito. Como nos materiais metálicos cujos produtos são elaborados por intermédio da deformação a frio (encruamento) e recozimento (recuperação e/ou recristalização e/ou crescimento de grão) tais fatores podem ser alterados, isso afeta diretamente tanto a microestrutura como as suas propriedades. Por essa razão, alguns desses fatores serão descritos a seguir, na sequência do processamento típico desses metais e ligas metálicas.

2.2.1 Deformação a frio (Encruamento)

Um dos fatores mais importantes na cinética de recristalização, assim como na recuperação e no crescimento de grão, é o grau de deformação que metais ou ligas metálicas

são submetidas. De modo geral, um grau de deformação menor conduz a uma distribuição heterogênea de discordâncias enquanto graus de deformação maiores conduzem a uma distribuição de discordâncias homogênea ou heterogênea, dependendo da energia de defeito de empilhamento do metal ou liga metálica (ABBASCHIAN; REED-HILL, 1992).

Quando um metal é plasticamente deformado em temperaturas que são baixas em relação ao seu ponto de fusão, diz-se que ele é trabalhado a frio. Geralmente, a temperatura máxima é assumida ser da ordem de um terço da temperatura de fusão na escala absoluta.

A maior parcela da energia despendida no trabalho a frio é dissipada na forma de calor. Contudo, uma porção finita dessa energia é armazenada no material como energia de deformação, associada com os diversos defeitos cristalinos gerados pela deformação plástica a frio. A quantidade de energia retida depende do processo de deformação e de um número de outras variáveis, como por exemplo a composição do metal e a temperatura de deformação. Como exemplo, a quantidade de energia armazenada na deformação pode ser grandemente aumentada com a diminuição da temperatura ou ainda com a severidade da deformação, ou ainda modificando o metal de puro para uma liga desse.

Considerando a natureza da energia armazenada na deformação, levando-se em consideração que no trabalho a frio a densidade de discordâncias é aumentada pelos diversos mecanismos já citados, e levando em conta que cada discordância representa um defeito cristalino com uma deformação no reticulado associada a este, tal aumento nesta densidade aumenta conseqüentemente a energia de deformação do material. A criação de defeitos puntiformes durante a deformação plástica é também reconhecida como uma fonte para energia retida ou armazenada no metal ou liga metálica.

A energia livre de um metal deformado é maior que aquela de um metal recozido por uma quantidade aproximadamente igual à energia armazenada na deformação. Enquanto a deformação plástica certamente aumenta a entropia de um metal, o efeito é pequeno quando comparado com o aumento na energia interna (a energia armazenada na deformação) (SICILIANO; PADILHA, 1995). O termo $-TS$ na equação de energia livre a seguir pode, portanto, ser desprezado e o aumento de energia livre pode ser igualado diretamente com a energia armazenada, ou seja:

$$\Delta G = \Delta U - TS \quad (8)$$

que se torna

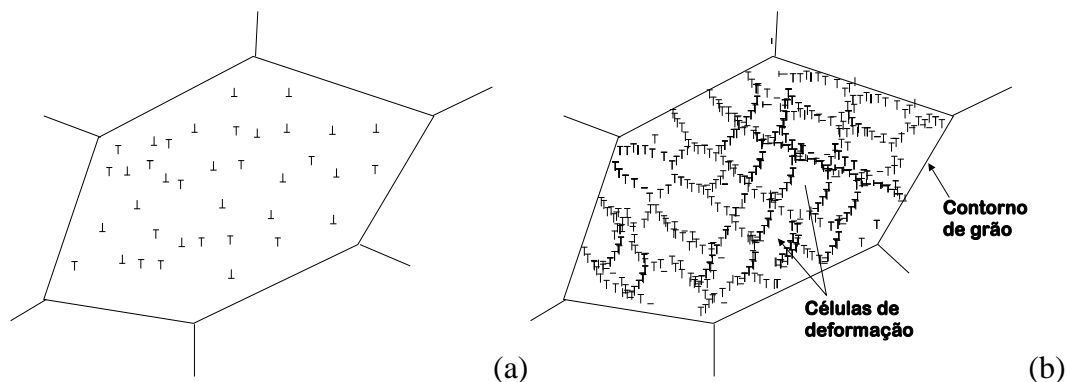
$$\Delta G = \Delta U \quad (9)$$

A densidade e a distribuição dos defeitos gerados na deformação plástica dependem dos seguintes fatores: estrutura cristalina do metal, temperatura, quantidade e velocidade de deformação, pureza do metal e sua energia de defeito de empilhamento. A seguir são descritos alguns fatores que afetam a microestrutura do metal deformado.

2.2.2 Energia de defeito de empilhamento

A distribuição de discordâncias de um metal ou liga encruado é fortemente dependente da energia de defeito de empilhamento (SICILIANO; PADILHA, 1995). Comparando dois materiais, um com alta energia de defeito de empilhamento e outro com baixa energia de defeito de empilhamento, aquele com alta energia de defeito de empilhamento possui suas discordâncias parciais mais próximas e, portanto, podem exibir constrições em uma frequência maior que naquele material com baixa energia de defeito de empilhamento (ABBASCHIAN; REED-HILL, 1992). Desta forma, no material com alta energia de defeito de empilhamento há ocorrência de escorregamento em desvio em maior proporção que no último, possibilitando a ocorrência de deformação plástica. Em outras palavras, a mobilidade das discordâncias no material com baixa energia de defeito de empilhamento é menor do que aquela das discordâncias no material com alta energia de defeito de empilhamento. Conseqüentemente, a distribuição de discordâncias no material com baixa energia de defeito de empilhamento é mais homogênea do que naquela do material com alta energia de defeito de empilhamento. Isto pode ser visto na Figura 3, a seguir.

Figura 3: Arranjos de discordâncias em metal com (a) baixa energia de defeito de empilhamento e (b) alta energia de defeito de empilhamento. Note a presença de células de deformação no metal com alta energia de defeito de empilhamento.



Metais e ligas metálicas com alta energia de defeito de empilhamento apresentam geralmente células de deformação, caracterizadas por paredes de discordâncias que delimitam

regiões com uma quantidade muito menor de discordâncias, como pode ser observado na Figura 3 (b). Tal é o caso do alumínio e suas ligas. De modo contrário, metais ou ligas metálicas com baixa energia de defeito de empilhamento tendem a possuir uma distribuição de discordâncias mais homogênea e, portanto, não apresentam células de deformação, de modo geral, como pode ser visto na Figura 3 (a).

Quanto à densidade de discordâncias, é de se esperar que um metal com alta energia de defeito de empilhamento apresente um valor inferior ao metal com baixa energia de defeito de empilhamento quando estes são submetidos a um mesmo grau de deformação. Isto porque no primeiro caso, as discordâncias, por possuírem maior mobilidade têm maior probabilidade de serem aniquiladas por intermédio do seu rearranjo. Este rearranjo também possibilita a formação de configurações como aquelas da Figura 3, ou seja, das células de deformação.

2.2.3 Átomos de soluto

A presença de átomos de soluto em um material modifica a energia de defeito de empilhamento do material. De modo geral, a adição de átomos de soluto provoca um aumento na densidade de discordâncias e consequente aumento na energia armazenada na deformação, bem como uma diminuição no tamanho médio da célula de deformação para o caso dos metais e ligas metálicas com alta energia de defeito de empilhamento.

2.2.4 Tamanho de grão inicial

O contorno de grão funciona como um obstáculo para a movimentação de discordâncias, causando o empilhamento dessas (HULL, 1965). Desse modo, um tamanho de grão inicial menor acarreta um aumento na densidade de discordâncias maior que um mesmo material com tamanho de grão inicial maior. Estas diferenças são notadas principalmente para baixos graus de deformação (ABBASCHIAN; REED-HILL, 1992).

2.2.5 Temperatura e velocidade de deformação

O efeito da temperatura na distribuição e densidade de discordâncias pode ser explicado pelos mecanismos que necessitam de ativação térmica, tais como a ascensão (escalada) e a movimentação de discordâncias em hélice com degraus. Assim, temperaturas cada vez menores provocam um aumento na densidade de discordâncias porque as discordâncias apresentam menor mobilidade. Pela mesma razão, a formação de células de deformação pode ser inibida.

O efeito do aumento da velocidade de deformação é o mesmo que aquele do abaixamento da temperatura de deformação, ou seja, aumentar a densidade de discordâncias. Tal efeito é bem menor que aquele da temperatura de deformação (ABBASCHIAN; REED-HILL, 1992).

2.3 CINÉTICA DE RECRISTALIZAÇÃO

O acompanhamento do fenômeno de recristalização mostrou que ele segue a Equação 10, a seguir, denominada de Equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK):

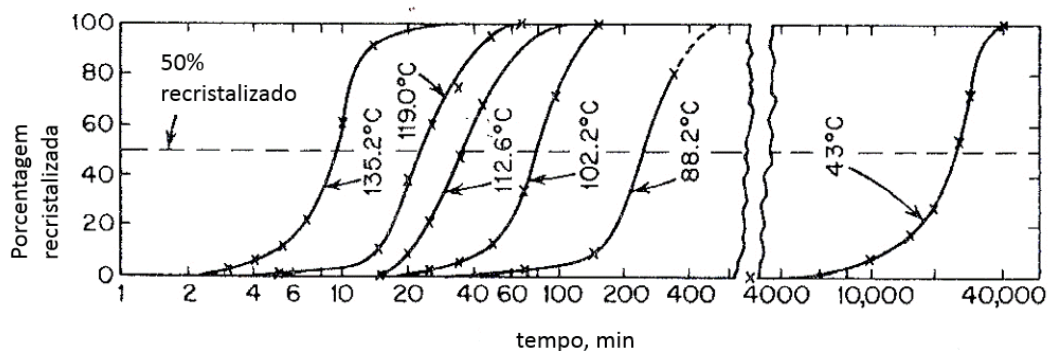
$$X = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (10)$$

na qual X é a fração recristalizada; K é uma constante que depende da temperatura, em s^{-n} ; t é o tempo, em s, e n é o expoente do tempo. A constante K , por sua vez, é dada por:

$$K = K_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (11)$$

na qual K_0 é o coeficiente pré-exponencial, em s^{-n} ; Q é a energia de ativação para a recristalização, em $J.mol^{-1}$, R é a constante geral dos gases, $8,314 J.mol^{-1}.K^{-1}$, e T a temperatura, em K. Um exemplo de tais curvas da fração recristalizada em função do tempo pode ser visto a seguir, na Figura 4.

Figura 4: Curvas de transformação isotérmica de recristalização do cobre puro (99.999% Cu) laminado a frio com grau de redução de 98%. Adaptada de Decker e Harker apud Verhoeven (1975).



O tratamento desses dados é feito normalmente por intermédio da linearização da Equação 10. Desse modo, é possível mostrar que:

$$X = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (10)$$

pode ser linearizada para

$$\ln\ln\left(\frac{1}{1-X}\right) = \ln K + n \ln t \quad (12)$$

Desse modo, obter-se-á uma reta cujo coeficiente angular é igual a **n**. Isso foi feito a partir do trabalho de Chen (2003), cujas curvas da cinética de recuperação e de recristalização foram publicadas e podem ser vistas a seguir, na Figura 5.

Chen (2003) estudou a cinética de recristalização em amostras de alumínio comercialmente puro submetido ao grau de deformação... Nota-se, inicialmente, que ao aumentar a temperatura de recozimento, mais rápido se dá o fenômeno de recristalização.

Ao tomar pelo menos dez pontos para cada curva (linha contínua), é possível plotar esses resultados em um gráfico seguindo a Equação 12. Isso pode ser visto na Figura 6. Nota-se que os valores tanto do coeficiente linear, **ln K**, como do coeficiente angular, **n**, podem ser determinados pelo método dos mínimos quadrados.

Figura 5: Curvas de investigação da fração recuperada (linhas tracejadas) e recristalizada (linhas contínuas) em função do tempo de recozimento para recristalização em diferentes temperaturas. Adaptada de Chen (2003).

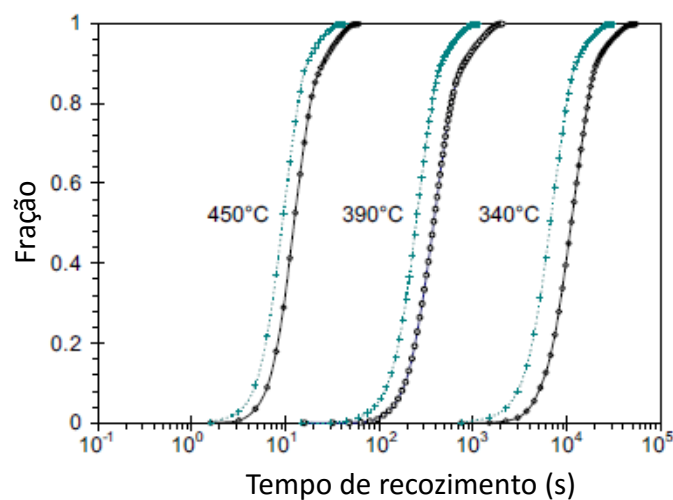
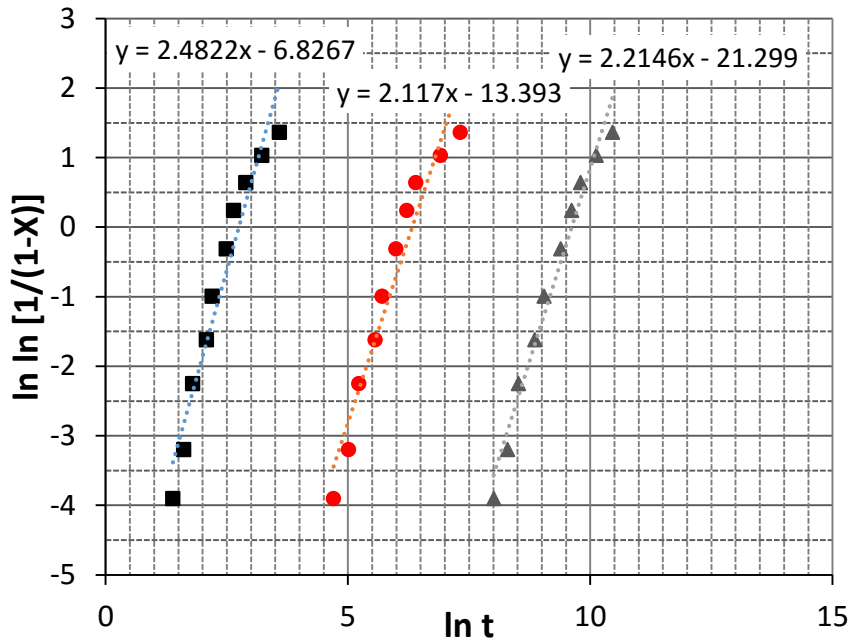


Figura 6: Linearização da equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004) para obtenção dos parâmetros n e K . Resultados plotados a partir de Chen (2003). Legenda: ■ 450°C; ● 390°C e ▲ 340°C.



Nota-se ainda pela Figura 6 que o valor de n não difere muito para as diversas temperaturas estudadas. Para que a energia de ativação e a constante pré-exponencial da Equação (11) seja determinada, é necessária nova linearização. Desse modo, a Equação (11):

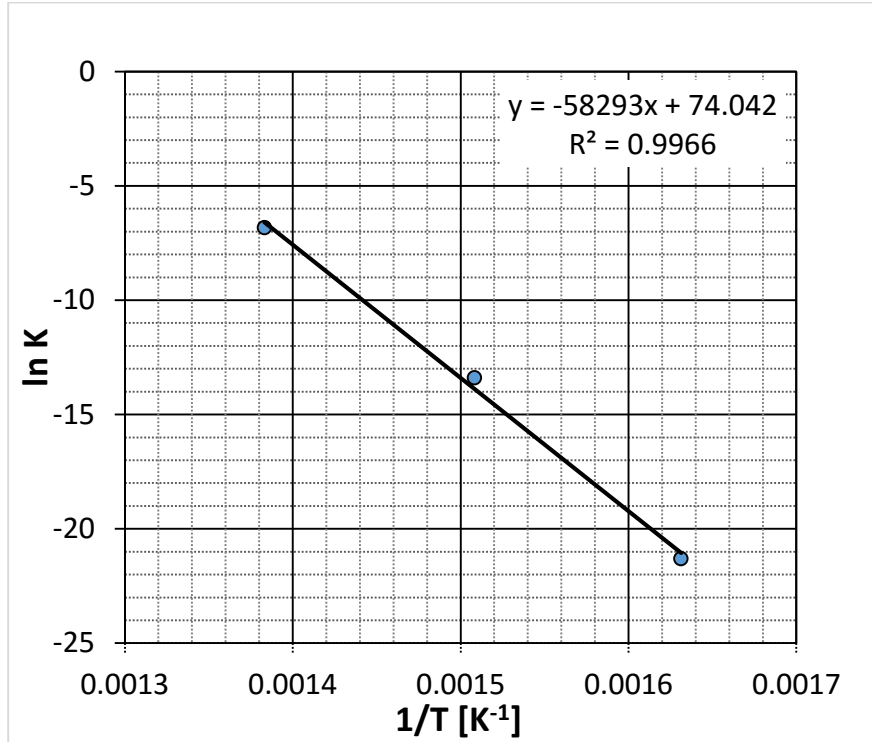
$$K = K_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (11)$$

torna-se:

$$\ln K = \ln K_0 - \frac{Q}{R} \frac{1}{T} \quad (12)$$

cujos coeficientes linear e angular são, respectivamente, $\ln K_0$, e $-Q/R$. A Figura 7 mostra os dados plotados para as três temperaturas estudadas por Chen (2003).

Figura 7: Linearização da relação de **K** com o inverso da temperatura, **1/T**, de modo a obter o coeficiente angular, que corresponde à razão entre a energia de ativação **Q** e a constante geral dos gases, **R**. Resultados plotados a partir de Chen (2003).



De posse das soluções da linearização das Equações (10) e (11) para as diferentes temperaturas é possível a determinação de todas as constantes envolvidas. Para esse caso, os seguintes valores são obtidos:

$$450^{\circ}\text{C}: \ln\ln\left(\frac{1}{1-X}\right) = -6,8267 + 2,4822 \ln t \quad (5)$$

$$390^{\circ}\text{C}: \ln\ln\left(\frac{1}{1-X}\right) = -13,393 + 2,117 \ln t \quad (6)$$

$$340^{\circ}\text{C}: \ln\ln\left(\frac{1}{1-X}\right) = -21,299 + 2,2146 \ln t \quad (7)$$

Por sua vez, a dependência de **K** com a temperatura é dada por:

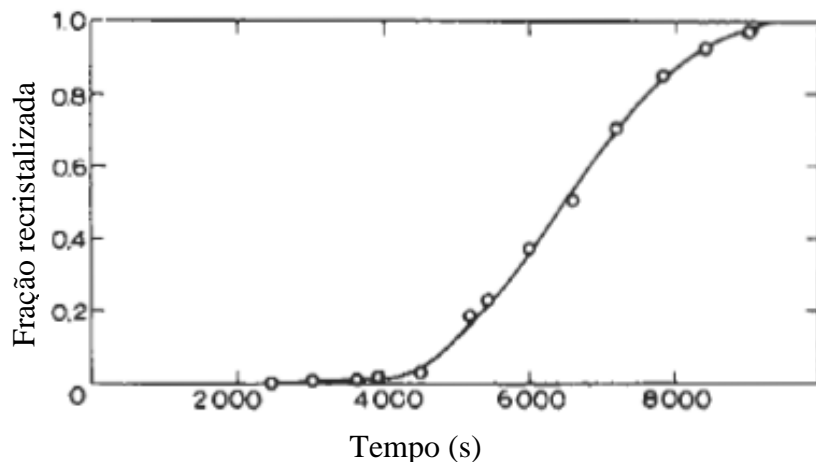
$$\ln K = 74,042 - 58293 \frac{1}{T} \quad (4)$$

Os valores de **n** são, portanto, 2,4822; 2,117 e 2,2146 para as temperaturas de 450, 390 e 340°C, respectivamente. Já a energia de ativação é igual a 484,7 kJ.mol⁻¹. Como exemplo de aplicação dessa equação, é possível determinar o tempo de recozimento necessário para a ocorrência de uma fração recristalizada de 0,6 a 350°C para essa liga de alumínio submetida às

mesmas condições de deformação. Ao utilizar a equação de JMAK, chega-se ao valor de 5211 segundos, ou 1,45 hora.

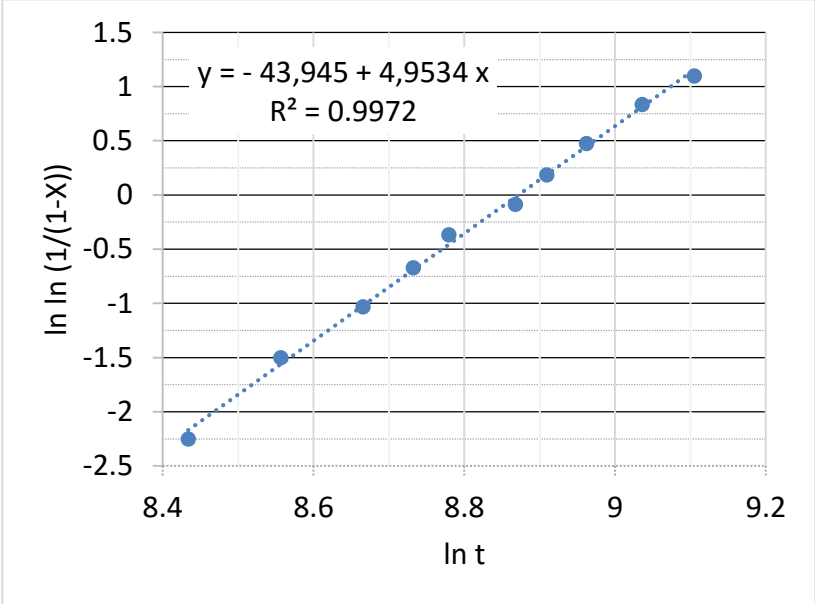
Outro exemplo da aplicação da equação de JMAK é de um trabalho clássico de Anderson e Mehl (1945). O estudo foi feito em um alumínio com 99,97% de pureza deformado previamente em 5,1%, como mostrado na Figura 8, a seguir. Não poderá ser calculado, no entanto, a energia de ativação para a recristalização nesse caso porquanto só houve o estudo da evolução da fração recristalizada para uma única temperatura. Contudo, é possível o cálculo do expoente do tempo n .

Figura 8: Evolução da fração recristalizada no Al de 99,97% de pureza, recozido a 350°C e deformada por tração até 5,1% de alongamento. Adaptada de Anderson e Mehl (1945).



A linearização dos resultados apresentados no trabalho de Anderson e Mehl (1945) pode ser vista na Figura 9, apresentada a seguir. Nota-se que os resultados são razoavelmente aproximados por uma reta, com um coeficiente de regressão linear de 0,9972. O valor de n é igual a 4,9534. Tal variação no valor de n sugere que há influência dos elementos de liga envolvidos na primeira liga (AA1050) e essa última, com um teor de impurezas bem inferior.

Figura 9: Linearização da evolução da fração recristalizada no Al de 99,97% de pureza, recozido a 350°C e deformada por tração até 5,1% de alongamento. Adaptada de Anderson e Mehl (1945).



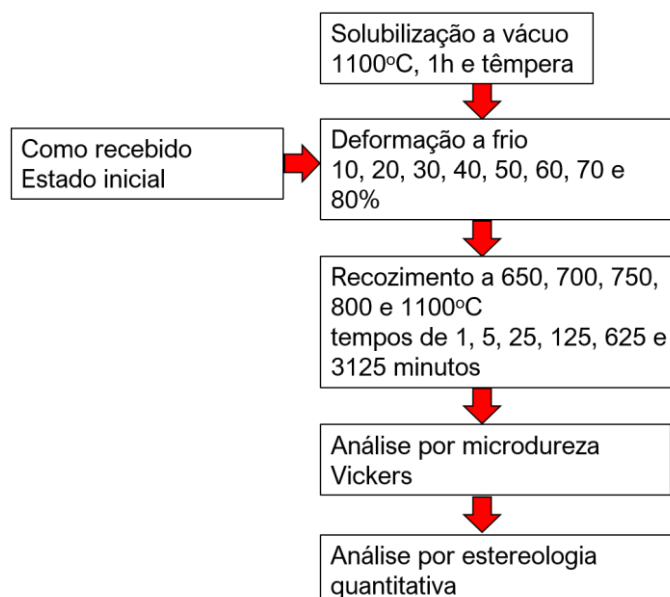
3. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho tem por objetivo estudar o efeito da microestrutura inicial e do grau de deformação a frio na cinética de recristalização do aço UNS S43932. Para isso, amostras na forma de chapas do referido aço de composição química mostrada na Tabela 3 serão solubilizadas a 1100°C por 1 hora e deformadas a frio por intermédio da laminação para reduções de espessura entre 10 e 80%. Outro grupo de amostras será submetido à mesma sequência, porém sem o tratamento de solubilização. Todas as amostras serão então submetidas ao tratamento de recozimento em diferentes temperaturas de recristalização e diversos tempos em uma progressão geométrica. A sequência de experimentos pode ser vista na Figura 10. O detalhamento desses experimentos será feito a seguir.

Tabela 3: Especificação da composição química típica do aço UNS S43932 (APERAM, s.d.) e aquela obtida da análise no IPEI (2016).²

%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%N	%Mo
0,03	1,00	1,00	0,04	0,015	18,0	0,5	0,030	-
0,018	0,16	0,17	0,024	<0,001	15,4	0,23	-	0,011

Figura 10. Sequência experimental do projeto de iniciação científica.



A solubilização a 1100°C por 1 hora seguida de têmpera reside na necessidade de se ter uma microestrutura monofásica de partida posto que em trabalho anterior (DUTRA;

² A análise foi feita por espectroscopia de emissão atômica (plasma acoplado indutivamente) e espectrometria de absorção por infravermelho após combustão.

HUBMANN, 2016) houve suspeita da presença de segundas fases influenciando a cinética de recristalização e de crescimento de grão. Em seguida, essas amostras serão submetidas a diversos graus de deformação a frio pela redução na espessura por laminação. Finalmente, as amostras serão cortadas e submetidas aos tratamentos de recozimentos em diferentes temperaturas, entre 650 e 800°C, ao passo de 50°C e finalmente 1100°C. A razão para a investigação nessas temperaturas repousa em resultados anteriores (DUTRA; HUBMANN, 2015) que mostraram tal faixa de temperaturas permitir a caracterização da cinética de recristalização nos tempos de 1 a 3125 minutos (em uma progressão geométrica).

Por fim, o acompanhamento da cinética de recristalização será feito por intermédio de ensaios de microdureza Vickers com carga de 1 kgf e por estereologia quantitativa com uma preparação metalográfica ordinária, ou seja, lixamento e polimento mecânicos com ataque químico com reagente de Villela: (2 g de ácido pícrico, 5 mL de ácido clorídrico e 100 mL de álcool etílico) que foi capaz de revelar com nitidez e homogeneidade os contornos de grão (DUTRA; HUBMANN, 2015).

De posse desses resultados, pretende-se analisar a fração recristalizada em função da temperatura e do tempo para em seguida levantar-se as constantes descritas nas Equações (10) e (11) mencionadas na revisão bibliográfica. Do mesmo modo, é possível a análise do efeito da microestrutura inicial na cinética de recristalização.

3. OBJETIVOS

O presente projeto tem diversos objetivos, classificados como geral e específicos, descritos a seguir. Em ambos os casos, o aluno terá oportunidade de desenvolver um trabalho mais aprofundado de investigação da cinética de recristalização e dos fatores que influenciam esse fenômeno em um aço inoxidável ferrítico.

3.1. Objetivo Geral

O presente projeto tem como objetivo geral analisar a influência do grau de deformação e da microestrutura inicial na cinética de recristalização em um aço inoxidável ferrítico.

3.2. Objetivos Específicos

Os objetivos específicos desse projeto podem ser subdivididos com relação à área de atuação, quais sejam: o aluno do projeto de iniciação científica e os desdobramentos desse projeto para os alunos do curso de engenharia de materiais. Com relação ao aluno Bruno de Souza Pires, pode-se afirmar que:

- Desenvolver a competência e habilidade de investigar um caso específico da cinética de recristalização em um aço inoxidável ferrítico por intermédio do efeito do grau de deformação na temperatura e tempo de recozimento para recristalização;
- Desenvolver a competência de utilização do laminador e dos equipamentos do laboratório metalográfico com vistas à análise da dureza e da microestrutura obtidas nas diferentes etapas do projeto de iniciação científica;
- Desenvolver as competências requeridas em trabalhos de nível acadêmico e de caráter científico com foco em resultados a serem divulgados para a comunidade acadêmica brasileira, em congressos ou simpósios de iniciação científica.

4. RESULTADOS ESPERADOS

Os resultados esperados com o desenvolvimento desse trabalho são basicamente o levantamento das curvas de fração recristalizada em função da temperatura e do tempo com vistas à determinação das constantes descritas na equação de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov.

Também espera-se com esse trabalho o desenvolvimento de outros estudos de caso que possam ser investigados em ambiente de sala do Centro Universitário da FEI para que esse conhecimento seja compartilhado com outros alunos dos cursos de engenharia mecânica e de materiais nas aulas envolvendo o recozimento para recristalização.

Candidato: Bruno de Souza Pires – 11.209.106-1

5. PLANO DE TRABALHO DO BOLSISTA

As atividades descritas a seguir representam o plano de trabalho do bolsista Bruno de Souza Pires, número de matrícula 11.209.106-1. Esse aluno não possui nenhuma dependência e está regularmente matriculado no sexto semestre do curso de engenharia de materiais, possuindo características positivas tais como iniciativa, disponibilidade de horário e engajamento com experimentos que requeiram meticulosidade e afinco. Tendo em vista esse perfil, são as seguintes as atividades a serem desenvolvidas.

1. Conhecimento das dependências do laboratório de materiais que o aluno deverá atuar no desenvolvimento do projeto;
2. Fazer o planejamento dos experimentos a serem realizados e providenciar as amostras nos tamanhos que serão necessários para a deformação a frio, os tratamentos subsequentes e a caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas;
3. Habituar-se com os cuidados necessários para o uso dos equipamentos do laboratório de materiais, com especial atenção ao laminador e os fornos para os tratamentos considerando os riscos envolvidos;
4. Desenvolver uma metodologia para a realização dos tratamentos térmicos e da laminação propriamente dita, com anotação minuciosa dessa metodologia;
5. Investigar na literatura mais atual estudos similares ao que será realizado, com particular atenção para os aços inoxidáveis ferríticos;
6. Conduzir os tratamentos térmicos, a laminação propriamente dita e as análises de dureza e estereológicas, registrando os resultados encontrados em livro de registros de brochura numerado;
7. Consultar o orientador semanalmente, seja por e-mail ou pessoalmente, na sala dos professores;
8. Relatar semanalmente as atividades desenvolvidas ao orientador por e-mail, mostrando as dificuldades encontradas e possível necessidade de reunião com o orientador.
9. Participação em eventos de alcance regional ou nacional com publicação de artigos, pôsteres ou similares.

Candidato: Bruno de Souza Pires

As atividades descritas anteriormente estão resumidas no cronograma mostrado na Tabela 4, a seguir.

Tabela 4 – Cronograma de atividades a serem desenvolvidas pelo candidato à bolsa de iniciação científica do Centro Universitário da FEI.

	Mês											
Atividade	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1	■											
2	■											
3	■	■										
4		■										
5	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	
6			■	■	■	■	■	■	■	■	■	
7	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
8	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
9											■	■

Fonte: Autor (2016).

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABBASCHIAN, Reza; ABBASCHIAN, Lara; REED-HILL, Robert E.. **Physical Metallurgy Principles**. Boston: Publishing Company. 1992.

ANDERSON, W.A.; MEHL, R.F. Recrystallization of Aluminum in Terms of the Rate of Nucleation and the Rate of Growth. **Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers**. v.161, p.140-67, 1945.

APERAM SOUTH AMERICA. **Aço Inox – Especificações Técnicas**. 4p. s.d.

BURKE, J.E.; TURNBULL, D. Recrystallization and Grain Growth. **Progress in Metal Physics**. v.3, p.220-92, 1952.

BURKE, J.E.; TURNBULL, D. Recrystallization and Grain Growth. **Progress in Metal Physics**. v.3, p.220-92, 1952.

CAHN, R.W. Recovery and Recrystallization. In: CAHN, R.W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**. 4. ed. v.3 Amsterdam: North-Holland, 1996. Cap. 28. p. 579-680.

CALLISTER Jr., W.D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. 7 ed., Rio de Janeiro: LTC. 2008. 724p.

CARPENTER, H.C.H.; ELAM, C.F. Crystal Growth and Recrystallization in Metals. **Journal of the Institute of Metals**. v.24, n.2, p.83-131, 1920.

CARPENTER, H.C.H.; ELAM, C.F. Stages in the Recrystallization of Aluminium Sheet on Heating: With a Note on the Birth of Crystals in Strained Metals and Alloys. v.25, p.259-80, 1921a.

CARPENTER, H.C.H.; ELAM, C.F. The Production of Single Crystals of Aluminium and their Tensile Properties. **Proceedings of the Royal Society A**. v.100, p.329-53, 1921b.

CARPENTER, H.C.H.; TAVERNER, L. The Effects of Heat of Various Temperatures on the Rate of Softening of Cold-Rolled Aluminium Sheet. **Journal of the Iron and Steel Institute**. v.18, n.2, p.115-55, 1917

CHAPPELL, C. The Recrystallization of Deformed Iron. **Journal of the Iron and Steel Institute**. v.15, n.1, p.460-98, 1914.

CHEN, S. Recovery and Recrystallization Kinetics in AA1050 and AA3003 Aluminium Alloys. **Tese**. Laboratory for Materials Science. Delft University of Technology. The Netherlands. Advisor: S. van der Zwaag. 183p., 2003.

COTTERIL, P.; MOULD, P.R. **Recrystallization and Grain Growth in Metals**. Halsted Press, John Wiley&Sons, New York, 1976. Cap. 4, p.60-114: Phenomena Involved in Primary Recrystallization.

DUTRA, J.C. Crescimento Anormal de Grãos em Aços para Cementação. 1994. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Dissertação. Orientador: Ferdinando Luiz Cavallante.

DUTRA, J.C.; HUBMANN, T. Obtenção de diferentes distribuições de tamanhos de grão por intermédio de deformação plástica e recristalização e/ou crescimento de grão em um aço inoxidável ferrítico UNS S43932. Relatório Parcial de Iniciação Científica. Centro Universitário da FEI. 53p. 25 nov. 2015.

EWING, J.A.; ROSENHAIN, W. The Crystalline Structure of Metals. **Philosophical Transactions of the Royal Society**. v.65, p.85-90, 1899.

EWING, J.A.; ROSENHAIN, W. The Crystalline Structure of Metals. **Philosophical Transactions of the Royal Society A**. v.193, p.353-72, 1900.

GOTTSTEIN, G. Recovery, Recrystallization, Grain Growth. In: GOTTSTEIN, G. **Physical Foundations of Materials Science**. Berlin: Springer-Verlag Heidelberg, 2004.

HÄSSNER, F. **Recrystallization of Metallic Materials**. Stuttgart, Dr. Riederer Verlag GmbH, 1978. In: HÄSSNER, F.; HOFMANN, S., Cap. 4, p.63-96: Migration of High Angle Grain Boundaries.

HOSFORD, William F. Phase Transformations. In: HOSFORD, William F. **Materials Science: an Intermediate Text**. Cambridge: Cambridge University Press, 2007. Cap. 11. p. 104-120.

HULL, D. **Introduction to Dislocations**. Pergamon Press, Oxford. Chap. 3: Origin and Multiplication of Dislocations. p.155-174, 1965.

INSTITUTO DE PESQUISAS E ESTUDOS INDUSTRIAIS. Relatório de ensaio 59052/16. Pedido de serviço nº 67380. 13 de abril de 2016.

JEFFRIES, Z. Grain Growth in Metals. **Journal of the Institute of Metals**. v.20, n.2, p.109-40, 1918.

JEFFRIES, Z. Grain Growth Phenomena in Metals. **Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers**. v.56, p.571-81, 1917.

JEFFRIES, Z.; ARCHER, R.S. **The Science of Metals**. London, McGraw-Hill Book Company, Inc., 1924. Cap. 5, p.86-114: Grain Growth and Recrystallization.

MATWEB. **Material Property Data**. Disponível em: <<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=654ca9c358264b5392d43315d8535b7d&ckck=1>>. Acesso em 17 mar. 2016.

PADILHA, A.F. & SICILIANO JR., F. **Encruamento, recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo. Cap.2: O Estado Encruado, p.6-16, 1995

PORTEVIN, M.A. Contribution a L'étude de L'influence du Recuit sur la Structure des Alliages. **Revue de Métallurgie. Mémoires**. v.10, n.6, p.677-721, 1913.

ROBIN, M.F. Développement des Grains de Recuit dans les Alliages. **Revue de Métallurgie. Mémoires.** v.10, p.758-68, 1913a.

ROBIN, M.F. Recherches sur le Développement des Grains des Métaux par Recuit après Ecroutissage. **Revue de Métallurgie. Mémoires.** v.10, p.721-57, 1913b.

SAUVEUR, M.A. Note sur la Croissance de la Ferrite au-dessous de sa Zone Critique de Température. **Revue de Métallurgie. Mémoires.** v.9, p.1086-91, 1912.

STEAD, J.E. Crystalline Structure of Iron and Steel. **Journal of the Iron and Steel Institute.** v.1, p.145-205, 1898.

SUBRAMANIAN, P.R.; PEREPEZKO, J.K. The Ag-Cu (Silver-Copper) System. **Journal of Phase Equilibria.** Section II. v.14, n.1, p.62-75, Feb. 1993.

TYLECOTE, R.F.. Metals and Ores in the Neolithic Period. In: **A History of Metallurgy.** 2. ed. London: Maney for the Institute of Materials, 2002a. Cap. 1. p. 1-6.

TYLECOTE, R.F.. The Contribution of Scientists. In: **A History of Metallurgy.** 2. ed. London: Maney for the Institute of Materials, 2002b. Cap. 11. p. 177-187.

VERHOEVEN, J.D. **Fundamentals of Physical Metallurgy.** New York: John Wiley & Sons., 567p., 1975.

WILLIAMS, W.M.; EBORALL, R. Critical Strain Effects in Cold Worked Wrought Aluminium and Its Alloys. **Journal of the Institute of Metals.** v.81, p.501-12, 1952-3.