

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DO FERRO PURO LAMINADO A FRIO E POSTERIORMENTE RECOZIDO¹

*Simone Carreiro de Oliveira²
Wesley Luiz da Silva Assis³
Paulo Rangel Rios⁴
Jefferson Fabrício Cardoso Lins⁵*

Resumo

O presente trabalho tem por objetivo verificar o comportamento da evolução microestrutural durante o processo de recozimento do ferro puro. O material foi laminado a frio até 80% de redução em área da seção transversal. Foram realizados recozimentos isotérmicos a 500°C e 550°C para se quantificar parâmetros microestruturais tais como fração volumétrica (V_v) e a área superficial por unidade de volume (S_v). A influência da temperatura de recozimento na cinética de recristalização e a área superficial por unidade de volume foram quantificados. Os resultados indicaram que a cinética de recristalização foi mais rápida a 550°C.

Palavras-chave: Recristalização; Evolução microestrutural; Caminho microestrutural.

MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF COLD ROLLED PURE IRON AND LATER ANNEALING

Abstract

The present work has the objective to evaluate the microstructural evolution behavior during the pure iron annealing process. The material was cold-rolled up to 80% of reduction in transversal section area. Isothermal annealing was carried out at 500 and 550°C to quantify microstructural parameters such as volumetric fraction (V_v) and the superficial area fraction per volume unit (S_v). The role of the annealing time in the recrystallization kinetic of the material was investigating using stereological measurements like superficial area per volume unit. The results showed that the recrystallization kinetics occurs very fast at 550 °C.

Key words: Recrystallization; Microstructural evolution; Microstructural path.

¹ *Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

² *Discente de Mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. simone_carreiro@click21.com.br*

³ *Discente de Doutorado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. wesley@metal.eeimvr.uff.br*

⁴ *Professor Titular do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. prrios@metal.eeimvr.uff.br*

⁵ *Professor Titular do Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. . jfclins@metal.eeimvr.uff.br*

1 INTRODUÇÃO

Materiais deformados plasticamente, como, por exemplo, laminados a frio, geram um aumento de discordâncias no material. Em alguns casos, a deformação plástica possui a finalidade de aumentar a resistência mecânica do material associado ao encruamento. Para tornar uma microestrutura encruada em uma microestrutura não deformada plasticamente, pode-se utilizar o tratamento térmico de recozimento. O processo de recozimento é formado por três fases: recuperação, recristalização e crescimento de grão. A recuperação acontece no início do processo de recozimento de materiais metálicos com alta densidade de discordâncias. Durante a recuperação, parte da energia interna armazenada é liberada, e ocorre uma redução dos defeitos contidos na microestrutura devido à ativação térmica. Alguns defeitos conhecidos que são reduzidos são: rearranjo de discordâncias, aniquilação de discordâncias de sinais opostos, redução do número de vacâncias provenientes do processo de deformação e escalagem de discordâncias de sinais iguais.⁽¹⁻³⁾

Já a recristalização é um processo de crescimento de novos cristais a partir de cristais previamente determinados. Durante a recristalização, grãos provenientes do trabalho a frio contendo alta densidade de discordância são substituídos por novos grãos contendo uma densidade de discordância muito menor. Este decréscimo da energia associado com as discordâncias é a força motriz para a recristalização. Os cristais deformados plasticamente contêm mais energia que os não deformados, pois estão carregados com discordâncias e imperfeições pontuais. Quando são submetidos a temperaturas elevadas, os átomos se deslocam visando um arranjo mais perfeito e indeformado. As elevadas vibrações térmicas do reticulado em altas temperaturas permitem um arranjo dos átomos em grãos menos distorcidos.⁽¹⁻³⁾

Matematicamente a recristalização tem sido descrita pela clássica teoria do modelo de Johnson,⁽⁴⁾ Mehl,⁽⁵⁾ Kolmogorov⁽⁶⁾ e Avrami^(7,8) (modelo JMAK). A equação generalizada de JMAK é descrita pela seguinte equação:

$$V_v = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1)$$

onde V_v é a fração recristalizada, n é uma constante que pode variar entre 3 e 4 para recristalização em três dimensões (3D), entre 2 e 3, para a recristalização em duas dimensões (2D) e entre 1 e 2, quando a recristalização é unidimensional. A curva de JMAK é uma curva de fração volumétrica *versus* tempo de recozimento que indica características cinéticas da reação global de recristalização e esta curva apresenta um perfil sigmoidal em relação ao tempo.

Para o cálculo da área superficial por unidade de volume em função do tempo foi utilizada a seguinte equação:

$$S_v = 1 - \exp(-kt^n)Bt^m \quad (2)$$

A partir da Equação 2, Vandermeer [9] propôs um novo método de se relacionar a fração volumétrica real com a fração de superfícies por unidade de volume, conhecido como modelo do caminho microestrutural, que é descrito pela equação:

$$S_v = C(1-V_v)^q \quad (3)$$

onde q é uma constante utilizada para descrever o tipo de nucleação, sendo $2/3$ para saturação de sítios e $4/3$ para nucleação constante, e C uma constante referente ao fator geométrico de crescimento.

O objetivo deste trabalho foi fazer a caracterização da evolução microestrutural ocorrida no ferro puro durante o processo de recozimento. Foram realizadas medidas estereológicas em função do tempo de recozimento, tais como: a fração recristalizada por unidade de volume e a área de superfície recristalizada por unidade de volume.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material a ser utilizado foi cedido pela empresa Villares Metal S/A. Trata-se de um ferro puro de alta pureza que foi originado pela fusão a vácuo de tiras de ferro puro eletrolítico. A composição química desse material encontra-se na Tabela 1. As análises foram gentilmente realizadas pelo Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional (CSN).

Tabela 1 – Composição química do ferro puro (teores expressos em ppm).

C	Mn	P	S	Al	Nb	N	O
41	940	20	15	20	10	80	165
Si	Ni	Mo	B	Ti	V	Cu	Cr
160	80	20	4	10	10	30	100

O material foi laminado a frio e foram realizados vários passes na amostra até que ela atingisse uma deformação final de 80%. A laminação foi realizada em um laminador piloto do tipo Two-High/Four-High modelo 4-105 da marca FENN.

Após a laminação do ferro puro, as amostras foram cortadas numa máquina de precisão (Buehler e modelo Isomet 1000) com disco diamantado a 150 rpm, instalada no Demar/EEL/USP. Optou-se pela baixa rotação para evitar que ocorresse aquecimento localizado nas regiões adjacentes ao disco. Foi utilizada a seção DN- DL da Figura 1 para a realização dos estudos.

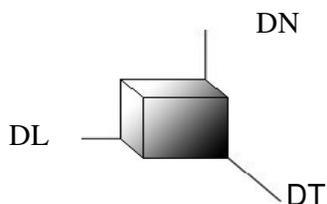


Figura 1 - Sistema de referência e geometria da amostra após os cortes de precisão com disco diamantado mostrando as direções de laminação (DL), transversal (DT) e normal (DN).

Os tratamentos térmicos foram realizados para as temperaturas escolhidas (500 °C e 550 °C). Para realização do tratamento térmico a 500 °C foram calculados os seguintes tempos com o auxílio da Equação 1: 15 min, 25 min, 40 min, 50 min e 75 min. Já para 550 °C os seguintes tempos: 3 min, 7 min, 13 min, 16 min e 20 min. Para a realização do tratamento térmico, cada amostra foi encapsulada em tubos de quartzo contendo atmosfera inerte de argônio e posteriormente levadas a um forno Lindberg Blue. Todas as amostras foram recozidas no laboratório de tratamento térmico do Demar/EEL/USP.

Após todas as amostras terem sido tratadas, iniciou-se o processo de quantificação microestrutural por meio de medidas estereológicas. Para um melhor

manuseio das amostras e melhor adequação aos equipamentos de lixamento e polimento, foi necessário embutir cada amostra. Os corpos-de-prova foram embutidos a quente numa prensa metalográfica da Panambra. Para o embutimento utilizou-se resina fenólica (Struers). As amostras de ferro após o embutimento foram lixadas com uma seqüência de lixas de carbetto de silício (400 Mesh, 600 Mesh, 800 Mesh, 1.200 Mesh e 2.400 Mesh). Depois do lixamento, as amostras foram polidas mecanicamente. Utilizou-se para esta etapa uma solução de sílica coloidal bastante diluída (aproximadamente 1%), numa máquina semi-automática Abrapol da Struers.

Posteriormente ao polimento foi realizado o ataque químico para revelar os contornos de grão. O ataque foi realizado com nital 3% a temperatura ambiente. O processo de revelação consistiu de três etapas de ataque químico seguido de polimento. Este procedimento foi necessário para se obter uma boa qualidade superficial nas amostras.

A visualização das imagens foi realizada por meio do microscópio ótico modelo Metallovert da Leitz. O microscópio é acoplado a um aparato constituído por um computador, câmera de captura de imagens digital, modelo Evolution LC Collor, da marca Media Cybernetics.

Terminada a etapa de captura, iniciaram-se as avaliações estereológicas utilizando-se a metodologia de DeHoff.⁽¹⁰⁾ Por meio do método da sobreposição de uma grade sobre a micrografia, foram calculadas as frações volumétricas utilizando-se a igualdade $P_P=V_V$ (fração de pontos é igual à fração volumétrica). As imagens foram capturadas em trinta campos diferentes, por meio do aparato metalográfico descrito anteriormente. Para calcular a fração de pontos contidos dentro das fases recristalizadas, foi utilizada uma grade contendo 200 pontos para cada amostra. Uma representação esquemática da técnica aplicada foi apresentada na Figura 2. Nesta ilustração é apresentado um esquema representativo da contagem de fração recristalizada por meio de uma grade. Dividindo-se a quantidade de pontos coincidentes com as regiões recristalizadas pela quantidade total de pontos da grade, pode-se então calcular a fração recristalizada.

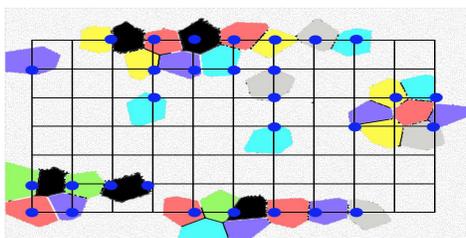


Figura 2 - Representação da contagem de fração recristalizada a partir de uma grade, onde as espécies coloridas são regiões recristalizadas e os pontos azuis são intersecções entre os pontos da grade e as regiões recristalizadas.

O próximo passo dado foi calcular as áreas superficiais por unidade de volume, S_{VNR} e S_{VR} . Foram analisados os mesmos 30 campos utilizados na contagem da fração volumétrica. Para cada campo foram traçadas dez linhas, cinco na horizontal e cinco na vertical. Em cada linha, observou-se a quantidade de intersecções ocorridas entre as regiões recristalizadas e recuperadas para calcular o S_{VNR} (região recristalizada em contato com a região recuperada). Neste trabalho o S_{VNR} esclarecido na frase anterior será simplesmente denominado como S_v . Em uma segunda contagem realizada ainda na mesma amostra, quantificou-se o número de intersecções encontradas entre interfaces recristalizadas e outras também

recristalizadas, para calcular o S_{VR} (entre duas superfícies recristalizadas). Com auxílio da relação $S_v = 2 \cdot P_L$, foram calculadas as grandezas S_v e S_{VR} . A diferença entre S_v e S_{VR} pode ser mais bem entendida observando-se a Figura.3.

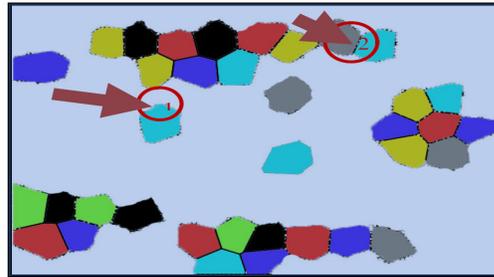


Figura 3 - Representação esquemática da área superficial recristalizada em contato com a área superficial recuperada (1) por unidade de volume e da área superficial recristalizada com outra recristalizada (2) por unidade de volume.

A partir da Figura 3 fica clara a distinção das grandezas S_v e S_{VR} . Sendo assim, é necessário calcular duas grandezas diferentes de superfície por unidade de volume para uma mesma amostra. O erro para cada medida experimental foi calculado a partir do desvio-padrão das medidas. Assim como rege a regra de quantificação de erro para medidas experimentais, foi utilizado o erro absoluto. O erro absoluto é diretamente proporcional ao dobro do desvio padrão e inversamente proporcional a raiz do número de medidas realizadas, como mostra a equação abaixo:

$$Erro = \frac{2\sigma}{\sqrt{n}} \quad (4)$$

onde σ é o desvio padrão, e n é o número de medidas realizadas em uma mesma amostra.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 4 representa a evolução microestrutural do ferro puro durante o recozimento isotérmico a 500°C. As setas vermelhas indicam os grãos provavelmente alocados junto às regiões de maior energia armazenada por deformação plástica. A seta azul indica grãos localizados em regiões onde tem a possibilidade de serem menos favorecidos de energias armazenadas.

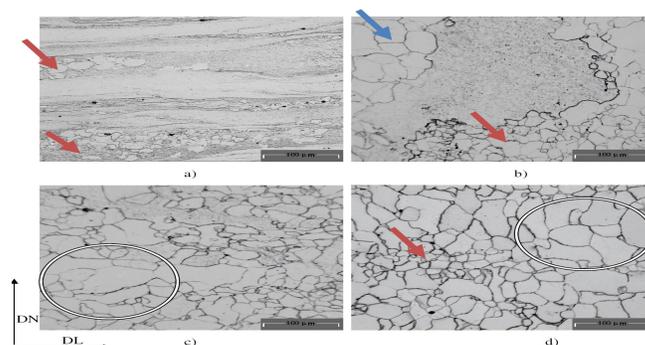


Figura 4 - Micrografia do ferro puro após o recozimento isotérmico a temperatura de 500°C por: a) 10 min; b) 40 min; c) 75 min; d) 154 min.

As Figuras 5 e 6 são formas de caracterizar a cinética de evolução microestrutural do ferro puro a 500°C. A Figura 5 representa o *plote* de Avrami com uma razoável correlação obtida pelo ajuste dos pontos experimentais da Equação 1 linearizada. A aceitável concordância do ajuste aos pontos indica que a princípio o modelo de Avrami foi bem empregado para o ferro puro a 500°C.

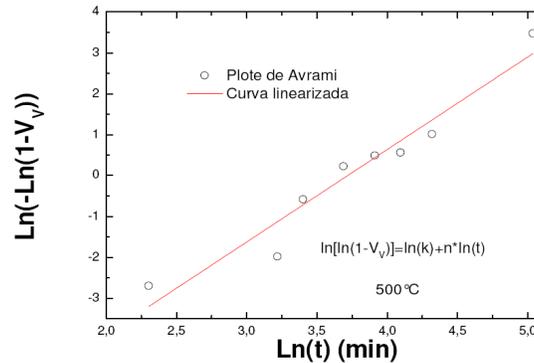


Figura 5 - Curva de Avrami (dados experimentais ajustados por linearização) para o ferro puro na temperatura de 500°C.

A partir da linearização da Equação 1 obtêm-se os valores das constantes k e n . Estes valores estão descritos na Tabela 2.

Tabela 2 - Parâmetros quantitativos ajustados para descrever a cinética de recristalização do ferro puro a temperatura de 500°C, onde k e n são constantes da equação do modelo JMAK e R^2 é o coeficiente de correlação da linearização.

Parâmetro	k	n	R ²
JMAK	2,212316E-4	2,262816	0,92923
Erro	±0,00025	±0,047925	

Observa-se que o valor da constante n não se aproxima do valor 3 previsto por Avrami. Este resultado indica que a obtenção de um razoável coeficiente de correlação não significa que o modelo JMAK foi bem empregado. No trabalho presente observou-se nitidamente por meio da Figura 4a a nucleação na forma de *clusters*.

O modelo JMAK geralmente é utilizado para descrever a cinética de recristalização em termos de variação da fração volumétrica recristalizada em função da variação do tempo de recozimento. A curva da cinética de recristalização do ferro puro recozido a 500°C é apresentada na Figura 6. A curva de cinética foi construída utilizando-se os resultados das constantes no *plote* de Avrami.

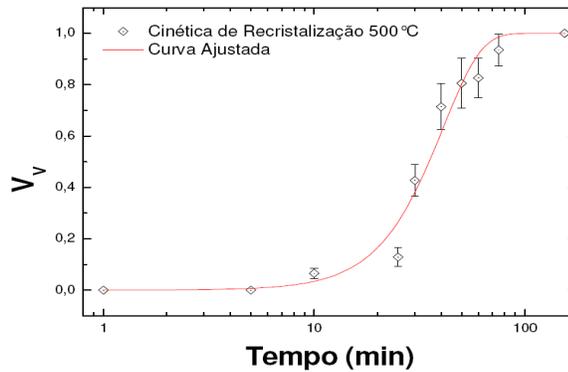


Figura 6 - Cinética de recristalização do ferro puro construída com a equação de JMAK para a temperatura de 500 °C (fração volumétrica recristalizada V_v versus tempo de recozimento t).

A evolução da área superficial por unidade de volume *versus* fração volumétrica recristalizada ou caminho microestrutural é apresentada na Figura 7. Por meio da análise deste gráfico pode-se avaliar quantitativamente o tipo de nucleação ocorrida a partir das constantes calculadas pelo ajuste da Equação 2. Os valores das constantes ajustadas podem ser visualizados na Tabela 3, na qual também é apresentado o coeficiente de correlação do ajuste.

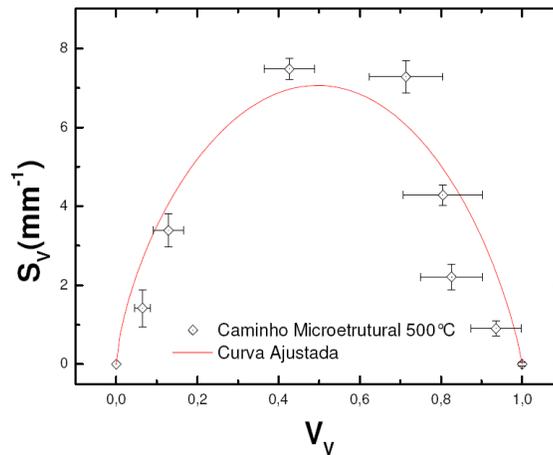


Figura 7 - Caminho microestrutural (área superficial por unidade de volume S_v versus fração volumétrica V_v) e curva ajustada para o ferro puro na temperatura de 500 °C.

Tabela 3 - Parâmetros ajustados para descrever a evolução de superfícies por unidade de volume em função da fração recristalizada a 500 °C, onde q e C são constantes do caminho microestrutural (Equação 3).

Parâmetro	q	C	R^2
$S_v f(V_v)$	0,68572	18,1578	0,88797
Erro	$\pm 0,11758$	$\pm 2,08285$	

O parâmetro q indica que para temperatura de 500 °C a reação ocorre por saturação de sítios, pois o valor da constante é próximo de 2/3. Para este caso a aproximação para saturação de sítios foi uma razoável suposição.

Já a Figura 8 representa a evolução microestrutural do ferro puro durante recozimento isotérmico a 550°C. A Figura 8d evidencia o fato da ativação de uma maior quantidade de núcleos em regiões com maior nível de energia armazenada.

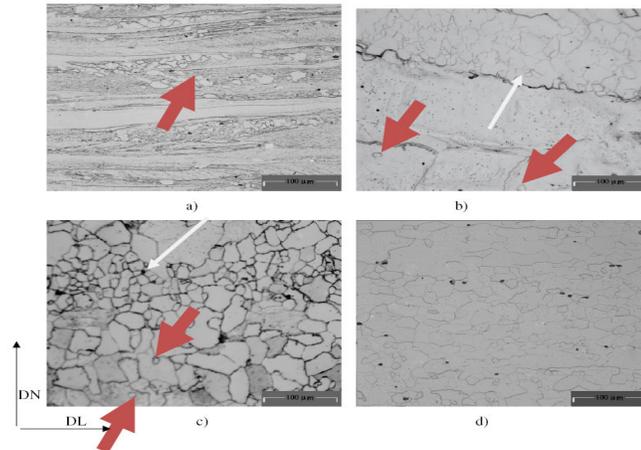


Figura 8 - Micrografia do ferro puro após o recozimento isotérmico a temperatura de 550°C por: a) 3 min, b) 7min, c) 13 min e d) 45min.

A Figura 8d apresenta grãos recristalizados com quase a metade do tamanho dos grãos da Figura 4d. Esta diferença de tamanho pode significar uma melhor distribuição dos núcleos, um maior número de núcleos iniciais ou nucleação constante dentro da matriz deformada.

A Figura 9 mostra a representação do plote de Avrami, onde se observa uma discordância entre pontos e a curva ajustada. O gráfico foi construído a partir da linearização da Equação 1. O valor do coeficiente de correlação obtido após o ajuste da Equação 1 linearizada aos pontos experimentais não foram aceitáveis para um ajuste razoável. Sendo assim, o plote de Avrami e seus coeficientes não representam devidamente a cinética de recristalização do ferro puro a 550°C. Os valores de correlação e as demais constantes da equação JMAK, ajustadas pelo plote de Avrami, estão representados na Tabela 4.

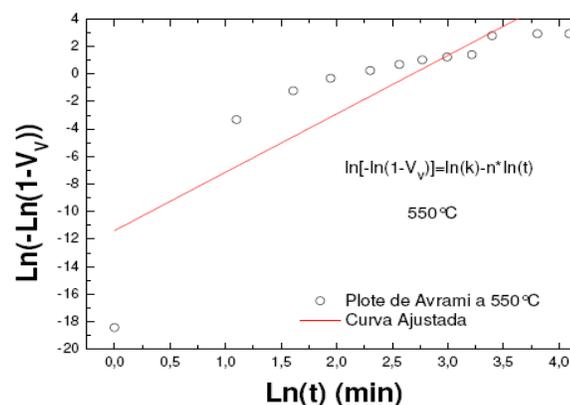


Figura 9 - Curva de Avrami e curva ajustada por linearização para o ferro puro na temperatura de 550°C.

Tabela 4 - Parâmetros quantitativos ajustados para descrever a cinética de recristalização do ferro puro a temperatura de 550 °C.

Parâmetro	k	n	R ²
Plote de Avrami	1,1501E-5	4,2	0,707156
Erro	± 0,00025	± 0,047925	

Mesmo não obtendo parâmetros com razoável valor de coeficiente de correlação, as constantes k e n são aceitáveis fisicamente, porém podem não descrever corretamente o fenômeno. Para avaliar quantitativamente o desvio do modelo JMAK, foi construído o gráfico com os coeficientes k e n calculados a partir do plote de Avrami. O gráfico encontra-se na Figura 10.

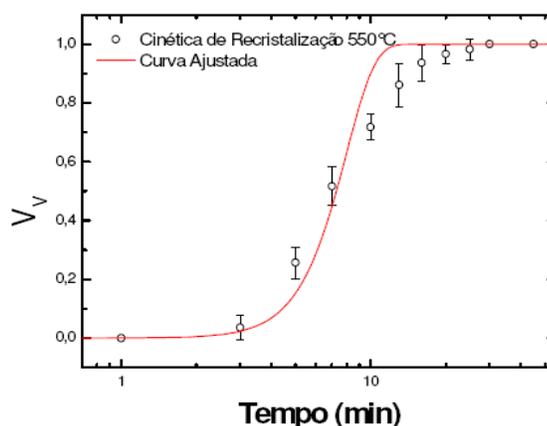


Figura 10 - Curva de cinética de recristalização do ferro puro construída com os parâmetros ajustados para temperatura de 550 °C (fração volumétrica recristalizada V_v versus tempo de recozimento t).

A cinética de recristalização primária para o ferro puro a 550 °C foi mais rápida, como era previsto. Um fator de grande influência para este acontecimento foi o surgimento de um maior número de núcleos. Observa-se que os parâmetros ajustados realmente não são válidos, pois uma grande quantidade de pontos e suas respectivas barras de erro não coincidem com a curva obtida por meio de ajuste.

O caminho microestrutural é a grandeza que fornece informações mais seguras em relação ao tipo de nucleação ocorrida durante o recozimento. Para a temperatura de 550 °C, a curva de caminho microestrutural do ferro puro apresentou um comportamento um pouco diferente da temperatura de 500 °C. Presume-se que este fato pode ter acontecido por causa dos valores obtidos para as constantes q e C da Equação 3. Sabendo-se que q pode indicar o tipo de nucleação e C é um fator geométrico, supõe-se que o tipo de nucleação ou a forma geométrica de crescimento foram diferentes. Sendo assim, os valores podem ter sido diferentes devido a uma diferença entre os comportamentos evolutivos de cada recozimento isotérmico. Analisando a Figura 11, observa-se que a curva está deslocada para direita.

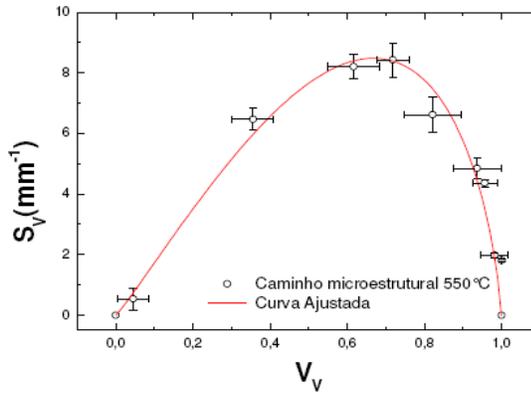


Figura 11 - Caminho microestrutural (área superficial por unidade de volume *versus* fração volumétrica) e curva ajustada para o ferro puro na temperatura de 550°C.

Tabela 5 - Parâmetros ajustados para descrever evolução de superfícies por unidade de volume em função da fração recristalizada a 550°C, onde q e C são constantes da equação de caminho microestrutural e R^2 o coeficiente de correlação de ajuste.

Parâmetro	q	C	R^2
$S_V f(V_V)$	1,10382	22,94901	0,9601
Erro	$\pm 0,07531$	$\pm 1,01932$	

O parâmetro q indica que talvez a reação não tenha ocorrido por saturação de sítios para a temperatura de 550°C, pois o valor da constante é bem diferente de 2/3, como indica a Tabela 5. Para este caso, a aproximação para saturação de sítios não foi uma boa suposição. A utilização da formulação matemática para núcleos que surgem ao mesmo tempo não foi bem empregada para a temperatura de 550°C. A constante q está mais próxima de 4/3, valor predeterminado para nucleação constante a taxa constante.

Para avaliar o efeito da cinética de recristalização entre monocristais e policristais foi utilizada a Figura 12, que apresenta cinco curvas de cinética de recristalização diferentes, sendo que dentre elas, duas temperaturas foram utilizadas nesse trabalho.

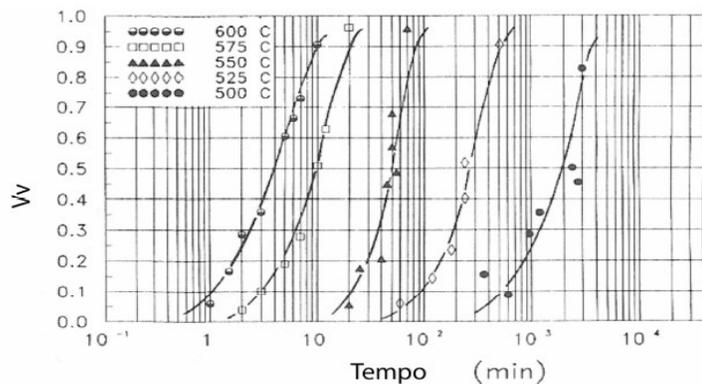


Figura 12 - Fração volumétrica recristalizada em função do tempo de recozimento de um monocristal de ferro puro para cinco diferentes temperaturas e 70% de deformação.⁽¹¹⁾

Comparando-se os resultados obtidos com a figura acima pode-se observar dois fenômenos: o primeiro é o retardamento da velocidade da cinética de reação a medida que reduz-se a temperatura para cada reação isotérmica; um segundo fenômeno é observado quando se compara os tempos de incubação para cada temperatura. Quanto maior a temperatura menor tempo de incubação dos núcleos.

Sabendo-se que os contornos de grão são regiões que contém grande parte da energia armazenada no material, pode-se afirmar que a temperatura para o início da recristalização deve ser mais alta para os monocristais. Comparando-se monocristais com policristais, para uma mesma temperatura de recozimento, os policristais possuem cinética de recristalização mais rápida. A comparação dos resultados do ferro puro monocristal com os resultados do ferro puro policristal comprovam as afirmações anteriores e podem ser observados na Figura 13.

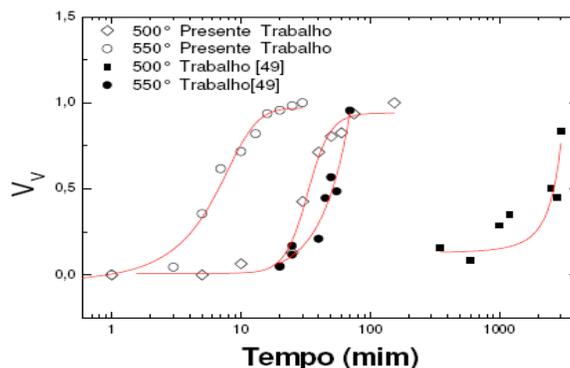


Figura 13 - Comparação entre a cinética de recristalização do ferro puro monocristal utilizado em Vandermeer e Rath⁽¹¹⁾ e a cinética de recristalização do ferro puro policristalino utilizado neste trabalho.

A partir das duas curvas de caminho microestrutural construídas com os dados das temperaturas 500 e 550°C, observou-se uma discordância de simetria entre as duas curvas. Na temperatura de 500°C a curva ficou praticamente simétrica em relação à fração volumétrica recristalizada. Porém, a curva construída com os dados provenientes de resultados da temperatura de 550°C ficou bastante deslocada para direita. Vandermeer e Rath^[11] explicam este deslocamento da curva em um de seus trabalhos da seguinte forma: quando a nucleação ocorre por saturação de sítios, o gráfico tende a ser simétrico e quando a nucleação é constante, o gráfico fica deslocado para direita.

Com o objetivo de esclarecer um pouco mais essa explicação, propõem-se a seguinte explicação para o fenômeno: durante o recozimento, a matriz recristalizada sofre grandes quedas de energia livre devido ao processo de recuperação e recristalização. À medida que o nível de energia livre decresce, maior deve ser a energia de ativação para inicializar o crescimento de novos núcleos. Na falta de energia de ativação suficiente para ativar novos grãos livres de deformação, a nucleação cessa. Desta forma, obtêm-se uma reação por saturação de sítios. A nucleação constante ocorre porque a energia de ativação térmica necessária para dar continuidade ao processo de nucleação é fornecida para a matriz deformada. Sendo assim, uma maior energia de ativação é capaz de dar ignição ao crescimento de uma quantidade maior de núcleos.

Outro fator importante é o tempo de incubação, ou seja, o tempo que o núcleo demora a iniciar o crescimento. O tempo de incubação também pode variar de acordo com a energia de ativação. Maiores energias de ativação reduzem o tempo de incubação para uma mesma matriz deformada. O aumento da temperatura pode reduzir o tempo de incubação de regiões que não apresentariam núcleos durante o processo de recristalização numa temperatura menor.

Por final tem-se o efeito da recuperação, ou melhor, efeito da competição entre recuperação e recristalização. Quanto menor a temperatura maior a atuação

da recuperação, pois haverá um maior tempo de incubação para o início da recristalização em regiões menos favorecidas energeticamente. Nestas regiões, a recuperação ocorrerá por um período maior. Este fenômeno acarretará uma maior redução da energia armazenada. Ao iniciar a recristalização, a energia armazenada na matriz será bem menor em relação a uma matriz que recristaliza a uma temperatura mais elevada.

4 CONCLUSÃO

Após a análise dos resultados obtidos experimentalmente neste trabalho e comparando-se com os resultados de outros autores pode-se concluir que:

- Como era esperado, a cinética de recristalização do ferro puro a 550°C é mais rápida que a cinética de recristalização do ferro puro a 500°C.
- A constante q ajustada no gráfico de caminho microestrutural e a constante n de JMAK indicam que a recristalização do ferro puro a 500°C ocorre por saturação de sítios, e a 550°C ocorre por nucleação constante.
- Também pelo ajuste da equação do caminho microestrutural observa-se que a 500°C a reação ocorre com evolução de grãos com formas constantes, e a 550°C não ocorre este fenômeno.

Agradecimentos

Agradeço ao CNPq, ao Professor Paulo Rangel Rios e ao amigo Wesley Assis.

REFERÊNCIAS

- 1 HAESSNER, F. Recrystallization of metallic materials. Second Edition, 1978.
- 2 CALLISTER, W.D. Ciência e engenharia dos materiais: Uma introdução. 5ª edição, 1999.
- 3 Oliveira, A.C. L. *Estudo da Recristalização Primária em Ferro Puro*, Exame de qualificação experimental de doutorado, PG, UFF Volta Redonda, 2006.
- 4 PRICE, C. W. *Use of Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami Kinetics in Recrystallization of Metals and Crystallization of Metallic Glasses* Acta Metallurgica and Materialia. vol. 38, n° 5, (1990) p. 727-738,
- 5 JOHNSON, W. A. AND MEHL, R. F, Metallurgical Transactions Soc. A.I.M.E. vol. 135, p.416–441, 1939. APUD [1].
- 6 KOLMOGOROV, A. N. Izv. Akad. Nauk. USSR-Ser-Matemat, vol. 1 (3), p.355, 1937. APUD [1].
- 7 AVRAMI, M. Journal of Chemical Physics, vol. 7, p.1103-1112, 1939. APUD.
- 8 AVRAMI, M. Journal of Chemical Physics, vol. 8, p. 212, 1940. APUD [1].
- 9 VANDERMEER, R. A. MASUMURA, R. A. AND RATH, B. B. *Microstructural Paths of Shape-Preserved Nucleation and Growth Transformations*, Acta Metallurgica et Materialia. vol. 39, No. 3, (1991). p. 383-389.
- 10 DEHOFF, R.T, RUSS J.C. *Practical Stereology* (Second Edition) Kluwer Academic Publishers, 2nd Edition, November, (2000). Chapters 2 and 3.
- 11 VANDERMEER, R. A. AND RATH, B. B. *Microstructural Modeling of Recrystallization in Deformed Iron Single Crystals* Metallurgical Transaction. A 20A, October (1989)-1933.