

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL APÓS LAMINAÇÃO A QUENTE DO AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ABNT 316⁽¹⁾

Almir Antônio Vieira⁽²⁾

Ronaldo A. N. M. Barbosa⁽³⁾

RESUMO

A evolução da microestrutura em aços inoxidáveis austeníticos tem sido estudada com o objetivo de se modelar processos de conformação a quente de metais. O resultado destes estudos são, em geral, uma coleção de equações paramétricas simples que descrevem a evolução da fração recristalizada e do tamanho de grão recristalizado como função dos parâmetros de processo.

No presente trabalho, faz-se um estudo da cinética da recristalização estática após laminação a quente de um aço inoxidável austenítico ABNT 316. O tempo de 50% de recristalização estática pode ser escrito como uma função das variáveis de processo através de equações paramétricas simples.

O tamanho de grão recristalizado para o aço ABNT 316 pode também ser expresso por equações paramétricas simples. Este conjunto de equações de evolução microestrutural pode então ser usado na previsão de microestruturas na laminação a quente.

Os resultados experimentais obtidos na presente pesquisa comparam-se favoravelmente com aqueles relatados na literatura.

(1) Contribuição técnica apresentada ao 1º Seminário Brasileiro sobre Inoxidáveis, 10 e 11 de outubro de 1989.

(2) Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, Mestre em Engenharia Metalúrgica, Pesquisador Assistente da Divisão de Metalurgia, ACE-SITA, Timóteo, MG.

(3) Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, M.E., Ph.D., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG, BH, MG.

1. INTRODUÇÃO

A deformação a quente de aços inoxidáveis austeníticos envolve a ocorrência de mecanismos de amaciamento estáticos e dinâmicos. Estes afetam diretamente a forma da curva de fluxo do material bem como a microestrutura resultante. Os mecanismos de restauração que ocorrem durante a deformação de um aço inoxidável austenítico são a recuperação e a recristalização dinâmicos¹. Amaciamento também ocorre nos períodos de descanso entre as aplicações de deformações. Os mecanismos ativos neste caso são a recuperação e a recristalização estáticos. O agente de amaciamento que será preponderante quer durante a deformação ou no período entre passes dependerá dos parâmetros de processo e das características do material. As variáveis de processo que são importantes são a temperatura, a deformação, a velocidade de deformação e o tempo entre passes. As variáveis do material que são significativas são o tamanho de grão, a energia de falha de empilhamento e o estado em que se encontram os precipitados.

Na laminação a quente dos aços inoxidáveis austeníticos as deformações em cada passe raramente excedem o valor crítico necessário para ocorrência de recristalização dinâmica. Portanto, o mecanismo de amaciamento durante a deformação e o de recuperação dinâmica somente. Já no período entre passes, a recristalização estática ocorre após um intervalo de tempo no qual o material somente se amacia por recuperação.

A evolução da microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos deformados a quente tem sido intensamente estudada por vários pesquisadores²⁻⁸. Testes mecânicos como o de torção¹, dupla compressão de cilindros^{2,3} e laminação de laboratório^{4,8} tem sido usados nas investigações. Equações paramétricas descrevendo o comportamento da fração recristalizada e do tamanho de grão recristalizado como uma função das variáveis de processo tem sido relatadas na literatura^{4,5}. Estas equações são de interesse porque podem ser usadas em modelos computacionais de evolução microestruturais.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material empregado nesta pesquisa é o aço inoxidável austenítico ABNT 316 com a seguinte composição química (números são em porcentagem em peso): 0,021C, 1,46Mn, 0,49Si, 0,037P, 0,002S, 17,21Cr, 2,07Mo e 0,18Cu. Os corpos de prova para laminação de laboratório foram obtidos de chapas laminadas a quente com uma espessura final de 7,5mm. Os cps foram retirados de cortes no sentido longitudinal das chapas preservando o sentido de laminação. As dimensões dos cps de laminação de laboratório eram de 100 x 40 x 7,5mm³.

Todos os espécimens foram recozidos antes de cada laminação pelo período de 3600S (1 hora) a uma temperatura de 1250°C, gerando uma microestrutura inicial com tamanho de grão de 100µm. As deformações foram realizadas em um laminador de 50 ton, duo, não reversível, com cilindros de 200mm de diâmetro. A velocidade de laminação empregada foi de 0,67RPS (40RPM). Os passes aplicados tiveram reduções de 20, 40 e 60% a temperaturas de 900, 1000 e 1100°C. Um termopar foi inserido no centro geométrico dos cps para se calibrar os tempos necessários para se atingir as temperaturas de passe a partir da retirada do forno de recozimento. Depois de laminados, os cps eram imediatamente colocados no forno de recozimento. Um período de 30s foi adotado para se permitir a homogeneização das temperaturas dos cps. Os tempos nominais de recozimento foram então contados a partir do fim do período de homogeneização. Terminado o recozimento, os cps foram resfriados em água para posterior medição da fração recristalizada. O tempo efetivo de recozimento foi calculado levando-se em conta o período de transição referente ao transporte do cp ao final do passe para o forno de recozimento. O tempo gasto no transporte laminador-forno e na homogeneização dos cps foi corrigido para as mudanças de temperatura usando a equação.⁹

$$W_x = \sum \exp \left(\frac{-Q_{\text{rex}}}{R T} \right) \cdot \Delta t \quad (1)$$

onde W_x é o tempo de recozimento compensado pelas variações de temperatura. Q_{rex} é a energia de ativação do processo de recristalização estática, T , a temperatura média referente a um pequeno intervalo de tempo Δt e R é a constante universal dos gases (8,31J/mol.K).

As medidas de temperatura no período de transporte e homogeneização foram realizadas através do uso de um termopar inserido no centro geométrico do cp. O termopar foi laminado juntamente com o cp e o perfil de temperaturas pode então ser registrado.

Os cps foram preparados para observação da microestrutura através de polimento mecânico padrão. Um ataque eletrolítico em dois estágios foi utilizado para se revelar contornos de grão da austenita. O primeiro estágio consistiu num ataque com uma solução de 100ml de ácido nítrico e 50ml de ácido acético concentrado. O ataque eletrolítico das amostras foi realizado com tempos de 15 a 30s de imersão passando-se uma corrente de 0,5A. A segunda etapa do ataque foi realizada com uma solução de 10% de ácido oxálico em água. As amostras foram imersas na solução por intervalos de tempo que variavam entre 10 a 20s passando-se uma corrente de 0,5A. Sucessivos ataques e polimentos foram necessários para se obter o efeito desejado.

As medidas de fração recristalizada e de tamanho de grão foram realizadas a uma profundidade de 1/4 da espessura da chapa laminada. O método da contagem de pontos foi empregado sendo que pelo menos 600 pontos foram contados para se obter um erro relativo menor que 10%. O tamanho de grão da austenita recristalizada foi medida usando-se o método do intercepto linear médio. Para cada amostra examinada foram contados pelo menos 200 grãos, garantindo-se um erro relativo menor que 10%.

3. RESULTADOS

A evolução da fração recristalizada com o tempo de recozimento é mostrada na figura (1a) para corpos de prova laminados a temperaturas de 900, 1000 e 1100°C, para uma redução constante de 20% na espessura. As curvas são típicas das obtidas para as reduções de 40 e 60%. A parte inferior do diagrama representa as curvas sigmoidais correspondentes ao processo de recristalização.

Se as curvas seguem uma equação do tipo

$$x = 1 - \exp [-\beta t^k] \quad (2)$$

então uma linearização como a mostrada na parte superior do diagra-

ma torna-se possível. As inclinações das curvas linearizadas são os expoentes de tempo k , que dão uma medida da velocidade com que a reação de recristalização se processa. Para todos os experimentos realizados, o valor de k se situou na faixa de 0,8 a 2,0. As figuras (1b) e (1c) mostram o aspecto da microestrutura durante o processo de recristalização. Nota-se claramente a existência de uma nucleação nos contornos de grão, na sua maior parte. Porém alguma nucleação intragranular também pode ser encontrada.

O tempo para uma fração volumétrica x do material se recristalizar, t_x , pode ser escrita como

$$t_x \propto \exp \left[\frac{Q_{rex}}{T} \right] \quad (3)$$

onde Q_{rex} é a energia de ativação do processo e T a temperatura de recozimento e R a constante universal dos gases. Usualmente se emprega x como 50% de fração volumétrica recristalizada. A energia de ativação Q_{rex} é então uma função da inclinação do gráfico de $\log t_{50}$ versus $1/T$. Como mostrado na figura (2). A energia de ativação obtida no presente trabalho é de 445 kJ/mol. A figura (2) ainda mostra que Q_{rex} é independente da pré-deformação aplicada ao corpo de prova.

A figura (3) mostra o tempo para 50% de recristalização estática, t_{50} , como função da pré-deformação aplicada ao corpo de prova. Observa-se que

$$t_{50} \propto \bar{\epsilon}^m \quad (4)$$

onde o expoente m é igual a 4.

O tempo de 50% de recristalização corrigido para a temperatura, W_{50} , é definido como⁹.

$$W_{50} = t_{50} \exp \left[\frac{-Q_{rex}}{R T} \right] \quad (5)$$

A figura (4) mostra a dependência de W_{50} do parâmetro de Zener-Hollomon, Z . O parâmetro Z é calculado como se segue

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left[\frac{Q}{R T} \right] \quad (6)$$

onde Q é a energia de ativação para deformação a quente do aço ABNT 316. O valor de Q para o aço ABNT 316 é calculado com sendo 460 kJ/mol^{10} . W_{50} pode então ser escrito como uma função de Z usando-se uma expressão do tipo

$$W_{50} \propto Z^{-n} \quad (7)$$

onde n tem o valor de 0,315.

O tamanho de grão resultante do processo de recristalização, d_{rex} , é também uma função das variáveis de laminação. A figura (5) mostra o efeito da velocidade e da temperatura de deformação, representados pelo parâmetro Z , sobre o tamanho de grão recristalizado. Nota-se que uma expressão simples do tipo

$$d_{\text{rex}} \propto Z^{-p} \quad (8)$$

descreve o comportamento observado na figura (5). Um expoente p igual 0,06 é aplicável as observações realizadas neste trabalho.

O tamanho de grão recristalizado é também uma função da deformação aplicada no passe de laminação, como se pode ver claramente ilustrado na figura (6). Uma dependência exponencial do tipo

$$d_{\text{rex}} \propto \epsilon^{-q} \quad (9)$$

descreve as retas da figura (6), sendo que o valor experimental de q encontrado é de 0,61.

As equações (4) a (9) podem ser então re-arranjadas nas formas

$$t_{50} = A \epsilon^{-4} Z^{-0,315} \exp \left[\frac{Q_{\text{rex}}}{R T} \right] \quad (10)$$

$$d_{\text{rex}} = B \epsilon^{0,61} Z^{-0,06} \quad (11)$$

Os expoentes de " d_{rex} " nas equações (10) e (11) foram obtidos diretamente da literatura^{4,5}.

As figuras (7) e (8) mostram a efetividade das correlações obtidas para o uso das equações 10 e 11. O valor das constante "A" e

"B" são $1,0 \times 10^{-15} \mu\text{m}^{-2}$ e $42 \text{ s}^{0,06} \mu\text{m}^{0,5}$ respectivamente.

4. DISCUSSÃO

A nucleação dos grãos recristalizados ocorre preferencialmente nos contornos de grão. Esta observação está de acordo com o reportado para os aços inoxidáveis austeníticos^{4,5}. Limitada nucleação intragranular pode se formar em regiões de alta deformação local, como nos contornos de macla e nas bandas de deformação. Exemplos de nucleação intragranular isolada em aços inoxidáveis austeníticos tem sido relatados na literatura^{4,5}.

O valor médio de k na equação (2) encontrado na presente pesquisa foi da ordem de 1,2. Este valor está de acordo com aqueles relatados por outros autores⁴. Estes indicam ter encontrado valores de constante k na literatura entre 0,5 e 2,0.

A energia de ativação para recristalização de 445 kJ/mol obtida no presente trabalho está dentro da faixa de valores reportados na literatura, que é de 336 a 525 kJ/mol^{1,2,4}.

A velocidade de recristalização, proporcional ao inverso de t_{50} , cresce com a deformação no passe e com a temperatura de recozimento, conforme mostrado na figura (2). A equação (4) mostra a dependência de t_{50} com a deformação do passe. O coeficiente m de -4 é coincidente com valores relatados para a austenita de aços C-Mn¹¹, embora valores de um expoente igual a 2 tenha sido encontrado para os aços inoxidáveis austeníticos⁴. Um outro pesquisador⁵ já relata um coeficiente para a deformação igual a 4 para valores de pré-deformações verdadeiras, ϵ menores que 0,4 (reduções percentuais menores que 29%). Para ϵ maiores que 0,4, a dependência de t_{50} decresce com o aumento da deformação antes de se atingir a deformação de pico da curva tensão-deformação. A dependência de t_{50} se aproxima de zero no começo da deformação de estado estacionário. Nas laminações dos aços inoxidáveis porém, os passes médios são da ordem de 20% ($\epsilon = 0,26$), logo o expoente -4 da equação (4) é aceitável.

A dependência da temperatura corrigida para as variações de temperatura, W_{50} com o parâmetro de Zener-Hollomon, Z , conduziu a uma expressão (7). Aqui o expoente n encontrado de 0,315 está próximo

do valor de 0,375 observado para os aços inoxidáveis austeníticos⁵.

O efeito do parâmetro de Zenner-Hollomon no tamanho de grão recristalizado, figura (5), sob diferentes condições de redução, pode ser descrito pela equação (8). O valor de 0,06 do coeficiente "p" encontrado no presente trabalho está em conformidade com o valor de 0,10 encontrado na literatura⁵ para o aço inoxidável ABNT 304.

Outra equação encontrada no presente trabalho, equação (9), mostra o efeito da deformação na redução do tamanho de grão recristalizado. O valor do expoente "q" de 0,61 encontrado está próximo do valor de 0,75 obtido para o aço inoxidável ABNT 304⁵.

As várias relações discutidas até aqui foram estão combinadas para obter a descrição da cinética de recristalização e da evolução do tamanho de grão. As figuras (7) e (8) mostram as efetividades com que as relações (10) e (11) descrevem a evolução da microestrutura após deformação a quente nos aços inoxidáveis austeníticos ABNT 136.

5. CONCLUSÕES

As seguintes conclusões podem ser retiradas deste trabalho:

1. Nucleação dos grãos recristalizados ocorre em grande parte nos contornos de grão. Nucleação intragranular pode se formar em regiões de alta deformação local, como nos contornos de macla e nas bandas de deformação.
2. A energia de ativação de 445 kJ/mol obtida no presente trabalho está em concordância com aqueles valores relatados na literatura.
3. As equações paramétricas microestruturais obtidas por laminação laboratorial no presente trabalho nos possibilitam avaliar satisfatoriamente as evoluções microestruturais do aço inoxidável austenítico ABNT 316.

6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem aos Engenheiros, Técnicos e demais funcionários da ACESITA que direta ou indiretamente colaboraram na execução deste trabalho. Os autores também agradecem ao Prof. Dagoberto Brandão Santos (UFMG) pelas sugestões apresentadas.

7. REFERÊNCIAS

- 1- Ryan, N.D., McQueen, H.J. e Jonas, J.J., The deformation Behaviour of Types 304, 316 and 317 Austenitic Stainless Steels During Hot Torsion, Can. Metall. Quartely, 22. nº 3: 1983. pp. 369-378.
- 2- Sandberg, A. e Sandström, Recrystallization of Molybdenum and Nitrogen-alloyed Austenitic Stainless Steels after Hot Working, Materials Science and Technology, 2: 1986. pp. 917-925.
- 3- Sandberg, A. e Sandström, Static Recrystallization and Hot Ductility of Molybdenum and Nitrogen-alloyed Austenitic Stainless Steels in Association with Two - and Multistep Deformation, Materials Science and Technology; 2: 1986. pp. 926-937.
- 4- Towle, D.G. e Gladman, T., Recrystallization of Austenitic Stainless Steels after Hot Rolling. Metal Science, 13: 1979. pp.246-256.
- 5- Barraclough, D.R. e Sellars, C.M. Static Recrystallization and Restoration after Hot Deformation of Type 304 Stainless Steels, Metal Science, 13: 1979. pp. 257-267.
- 6- Campbell, T., Abrahamson, P. e Grant, N. J.. The Recrystallization Behaviour of an Austenitic Stainless Steel Ingot Structure Due to Hot Deformation, Metall. Trans., 5A: 1974. pp. 1875-1881.
- 7- Ouchi, C. e Okita, T.. Dynamic Recrystallization Behaviour of Austenite in Nb-bearing High Strength Low Alloy Steels and Stainless Steels, Trans. ISIJ, 22: 1982. pp. 543-551.
- 8- Barbosa, R. e Santos, D.B. Static Recrystallization of Cold Deformed Austenitic and Ferritic Stainless Steels. In: Conf.

- on Precipitation Phenomena: Deformation and Aging. The World Materials Congress, 24-30, Setembro, 1988. Chicago, Ill., EUA. Anais..., ASM Int., Metals Park, Ohio, EUA. 1988. pp. 19-24.
- 9- Whitaker, H.J.. Tese de Ph.D., Universidade de Sheffield, 1973.
- 10- Barbosa, R.A.N.M. e Vieira, A.A., a ser publicado.
- 11- Sellars, C.M.. The Physical Metallurgy of Hot Working, In: Conf. on Hot Working and Forming Processes, Julho, 1979. Sheffield, Reino Unido. Anais... The Metals Soc., Londres, Reino Unido, 1980. pp.3-15.

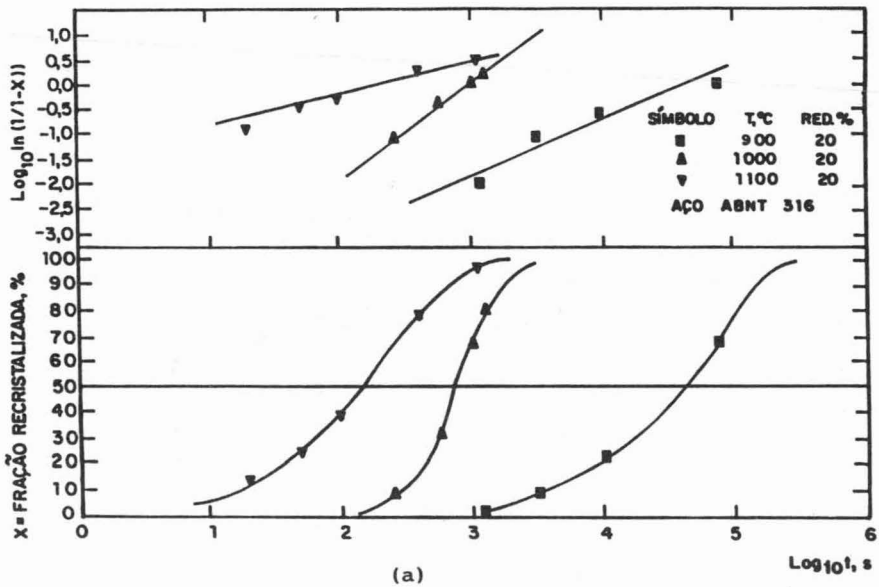
ABSTRACT

The microstructural evolution of austenitic stainless steels has been studied aiming at modelling the process of hot working. The results of these studies are, in general, a set of simple parametric equations which describes the evolution of the fraction recrystallized and of the grain size as a function of processing parameters.

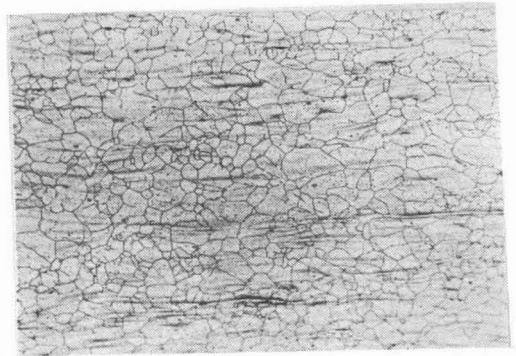
In the present work, a study of the kinetics of static recrystallization of austenitic stainless steel type 316 has been carried out.

The time for 50% of material to recrystallize statically can be written as a function of the process variables by means of simple parametric equations. The recrystallized grain size for steel type 316 can also be expressed as a simple parametric function of the processing parameters. The set of microstructural equations can then be used for prediction of microstructural evolution in the hot rolling process.

The set of experimental results obtained in the present research compares favorably with the ones reported in the literature.



(b)



(c)

Figura 1 - Evolução microestrutural da fração recristalizada com o tempo de recozimento após 20% de redução para o aço ABNT 316.

(a) Curvas de fração recristalizada como função do tempo de recozimento.

(b) Microestrutura após 2s de recozimento, 60% de redução, fração recristalizada de 6,0% e temperatura de 1000°C (Aumento = 100X)

(c) Microestrutura após 389s de recozimento. 60% de redução, fração recristalizada de 85,5% e temperatura de 900°C (Aumento = 100X)

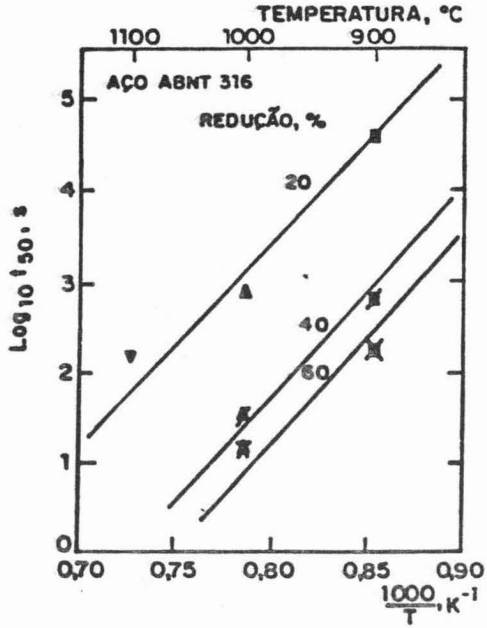


Figura 2 - O tempo para 50% de recristalização estática, t_{50} , como função do inverso da temperatura absoluta do passe.

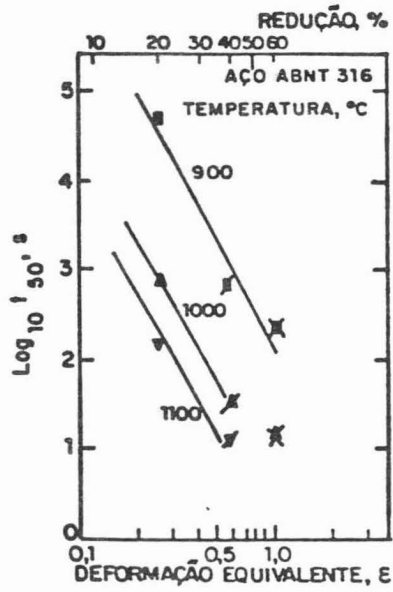


Figura 3 - Efeito sobre t_{50} da deformação aplicada ao corpo de prova no passe de laminação a quente.

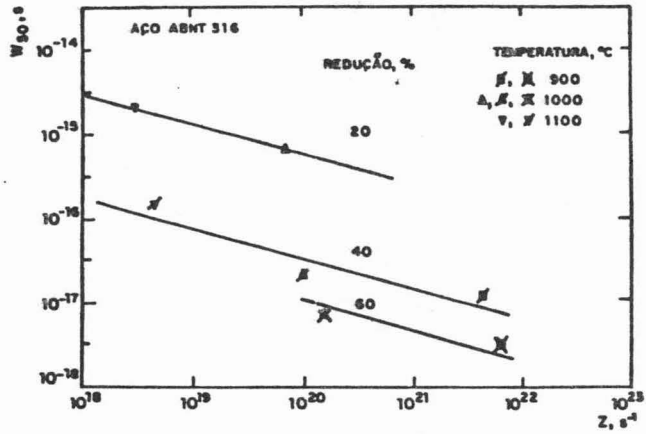


Figura 4 - Relação entre o tempo de 50% de recristalização corrigido para a temperatura, W_{50} , e parâmetro de Zener-Hollomon.

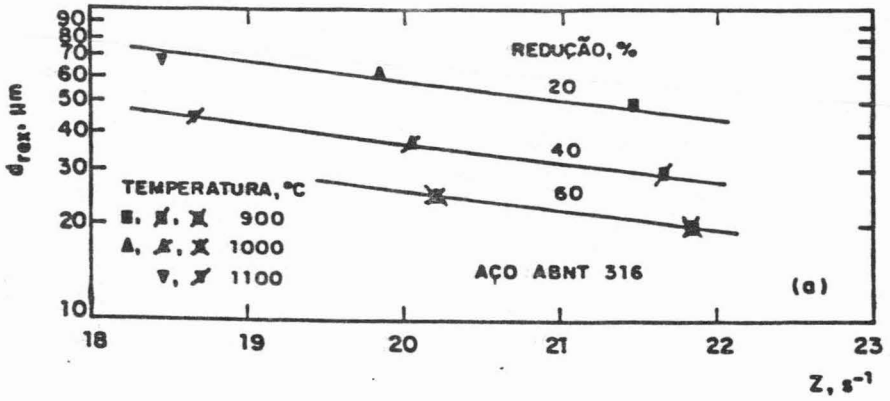


Figura 5 - Efeito do parâmetro de Zener-Hollomon no tamanho de grão recrystalizado, d_{rex} .

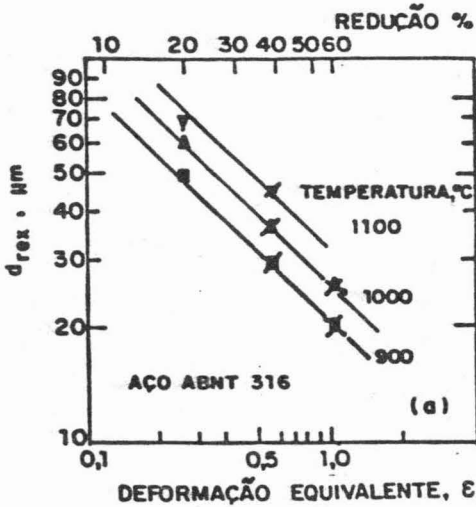


Figura 6 - O tamanho de grão recrystalizado como função da deformação equivalente aplicada no passe de laminação.

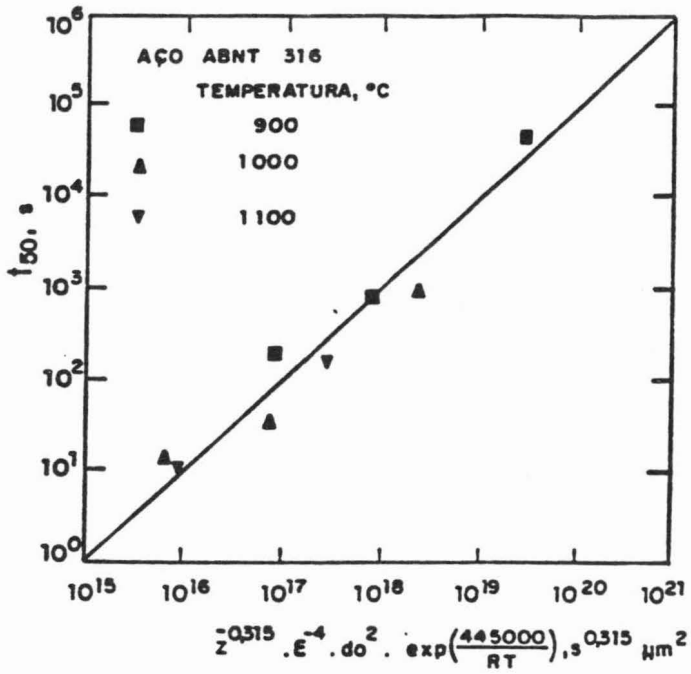


Figura 7 - Correlação entre o tempo para 50% de recristalização estática, t_{50} , com a função de variáveis de deformação e de tamanho de grão inicial, d_0 , para o aço ABNT 316.

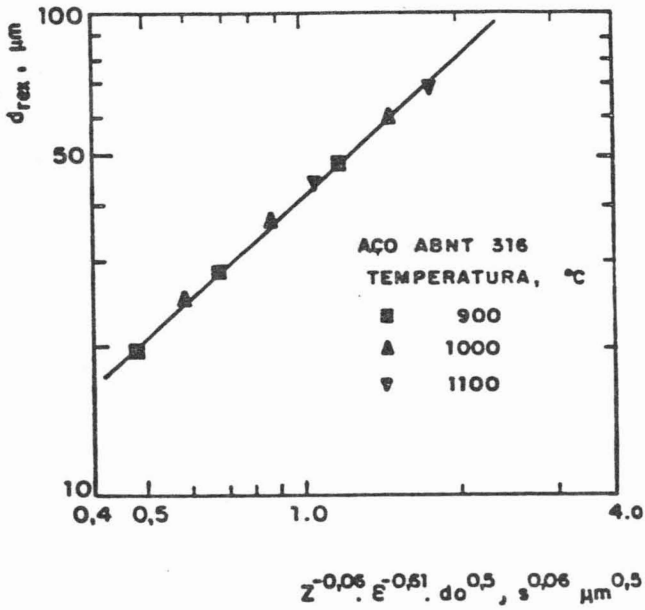


Figura 8 - Correlação entre o tamanho de grão recristalizado, d_{rex} , com a função de variáveis de deformação e de tamanho de grão inicial, d_0 , para o aço ABNT 316.

