

FORMAÇÃO DE FERRITA ULTRAFINA DURANTE DEFORMAÇÃO EM PASSES MÚLTIPLOS NA TORÇÃO A QUENTE¹

Roney Eduardo Lino²
Ana Carolina Vilas Bôas³
Dagoberto Brandão Santos⁴
Ronaldo Barbosa⁵

Resumo

Sabe-se que ferrita com tamanho de grão ultrafino pode ser obtida de várias formas, dentre elas, via tratamento termo-mecânico avançado. O presente trabalho investiga a possibilidade de se obter esse tipo de microestrutura a partir de um tratamento termomecânico similar a laminação a quente. Adotou-se aqui o ensaio de torção como método principal na realização dos experimentos. Amostras foram deformadas numa certa seqüência de passes a temperaturas elevadas, com algumas similaridades às seqüências utilizadas em laminações industriais. Alternativamente, outra seqüência de passes foi tentada, porém, com deformações aplicadas a temperaturas mais baixas, próximas da temperatura A_{r3} . Resultados preliminares indicam que a deformação a temperaturas elevadas levou a recristalização dinâmica, como esperado, porém, produzindo ferrita ainda relativamente grosseira. Ferrita de tamanho ultrafino foi obtida apenas quando a mesma seqüência de passes foi realizada a temperaturas próximas de A_{r3} .

Palavras-Chaves: Ferrita ultrafina; Tratamentos termomecânicos avançados; Ensaio de torção a quente.

EFFECT OF TI ADDITIONS ON THE KINETICS OF DYNAMIC RECRYSTALLIZATION OF INTERSTITIAL FREE STEELS

Abstract

It is known that ultrafine ferrite grains can be obtained by several ways, among them, via advanced thermomechanical treatment. The present work investigates the possibility of obtaining ultrafine grains via a thermomechanical treatment similar to hot rolling. Hot torsion testing was here adopted as the main experimental technique. Samples were deformed in a certain way resembling to some hot rolling schedules used in the industry. Alternatively, other schedules were attempted with pass temperature however applied close to A_{r3} . Results indicated that schedules conducted at high temperatures led to the occurrence of dynamic recrystallization, as expected, although producing a relatively coarse ferrite grain size. Ultrafine ferrite grains were obtained only when the same sequence of passes were applied at low temperatures close to A_{r3} .

Key words: Ultrafine ferrite; Advanced thermomechanical treatments; Hot torsion tests.

¹ *Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.*

² *Membro da ABM, Técnico em Instrumentação, Estudante do Curso de Engenharia Metalúrgica da UFMG*

³ *Membro da ABM, Estudante do Curso de Engenharia Metalúrgica da UFMG*

⁴ *Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, Mestre, Dr., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG*

⁵ *Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, Mestre, Dr., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG*

1 INTRODUÇÃO

A formação de ferrita a partir da austenita se processa mediante nucleação e crescimento. A nucleação é favorecida pelo aumento de sítios disponíveis para este fim, presentes na austenita prestes a se transformar. Em tratamentos termomecânicos convencionais, TTMC, o encruamento da austenita é o mecanismo normalmente utilizado para acréscimos de sítios de nucleação. Neste caso, a relação área superficial/volume do grão austenítico cresce promovendo aumento de sítios disponíveis para nucleação, sem mudanças no tamanho de grão da austenita. A ferrita formada a partir de uma austenita condicionada dessa forma pode levar a tamanho de grão ferrítico, à temperatura ambiente, da ordem de 5 μm ou ligeiramente maiores. Do ponto de vista de minimização de tamanho de grão ferrítico, um TTMC ideal deveria ser realizado sob condições tais que nucleação de ferrita fosse abundante e o crescimento limitado. Condições desta natureza são encontradas quando deformações elevadas são aplicadas à austenita temperaturas bem mais baixas, isto é, próximas de A_{r3} ou, alternativamente, pela adição de elementos microligantes como Nb e executando deformações abaixo de T_{nr} , temperatura de não recristalização da austenita, como é bem conhecido.^[1] Na década de 80, entretanto, descobriu-se que ferrita poderia ser formada mediante uma indução dada pela deformação aplicada. Essa transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, dita “dinâmica” por ocorrer durante a deformação, isto é, com a aplicação de carga, e produz ferrita de granulação mais fina, da ordem de 2 a 3 μm , que as advindas das laminações controladas tradicionais.^[2,3] Alguns autores usam a terminologia *Deformation Induced Ferrite Transformation*, **DIFT**,^[4] para caracterizar essa transformação, enquanto outros a nominam como *Deformation Strain Induced Transformation*, **SIT**.^[5] A terminologia equivalente no Português foi apresentada como transformação austenita-ferrita induzida por deformação (TID).^[6] No presente trabalho, será feito uso, por simplicidade, da expressão traduzida, isto é, Transformação Dinâmica Induzida por Deformação, **TDID**. Embora mais longa que a expressão anterior, o termo “Dinâmica” neste caso é importante por significar “com aplicação de carga” no caso a do processo termomecânico ou ainda “sob a aplicação de tensão”.

O refino de grão promovido da forma como relatada acima permite um aumento significativo no valor do limite de escoamento. Ordinariamente, um aço para aplicações estruturais apresenta um limite de escoamento “básico”, isto é, devido a sua composição química, da ordem de 200 MPa. O refino de grão alcançado via laminação controlada produz aços com limites de escoamento da ordem de 400 MPa. Entretanto, um refino como o alcançado por uma transformação dinâmica da austenita para ferrita produziria limites de escoamento em torno de 600 MPa ou superiores, tornando esse processo de laminação muito interessante. Esse “novo” processamento termomecânico requer, é claro, o controle fino dos parâmetros de produção na linha industrial. Entretanto, já existem relatos de laminações industriais de tiras a quente e de fio-máquina sendo laminados com a utilização dessa tecnologia.^[4]

Já na literatura há relatos de vários trabalhos realizados no ambiente controlado de laboratório abordando o assunto da TDID. As preocupações nessas publicações se voltam, na sua maioria, à constatação da ocorrência do evento em si sob circunstâncias específicas^[7] ou ao estudo de mecanismos atuando durante a transformação.^[8] Esses trabalhos têm contribuído largamente à melhoria do conhecimento sobre a TDID. Entretanto, a maior parte deles se realiza, como mencionado, no ambiente de laboratório, frequentemente mediante uso de testes mecânicos de torção ou de compressão aplicando-se, no caso, deformações

contínuas, isto é, sem interrupções durante a deformação. Claramente, esses ensaios, embora apropriados ao estudo dos mecanismos e das microestruturas desenvolvidas durante a TDID, não representam a realidade industrial, ainda que distantemente. Isto porque, nas linhas industriais, as deformações são aplicadas com interrupções ou ainda com “tempos entre passes”. É verdade que, muitas vezes, esses tempos entre passes são diminutos, da ordem de décimos de segundo, de tal modo que, do ponto de vista da evolução da microestrutura, podem ser considerados como nulos. Esse certamente é o caso das seqüências de passes no acabamento de tiras a quente (últimos passes) ou de fios-máquina.

O objetivo geral deste trabalho é o de se investigar a evolução de tamanho médio de grão ferrítico em duas situações distintas. A primeira na aplicação de uma série de deformações a 950° C, simulando condições de laminação na fase de acabamento, porém adotando-se condições relativamente desfavoráveis ao refino de grão ferrítico, conforme será melhor detalhado ao longo do trabalho. A segunda situação investiga a evolução deste tamanho de grão quando a temperatura de deformação é abaixada para valor próximo de Ar₃. Uma terceira e última situação é então examinada onde a deformação é aplicada a baixa temperatura e em um único passe, isto é, sem intervalos.

O que se observa, como será demonstrado, é que o tamanho de grão ferrítico diminui com a temperatura de deformação, como esperado. Observa-se também que esse mesmo tamanho de grão, nas deformações a temperaturas mais baixas, não depende do modo como a deformação foi aplicada. Deformações aplicadas com interrupções, isto é, similar à laminação geram grãos da mesma ordem de grandeza que deformações aplicadas sem interrupções, isto é, de modo contínuo.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Utilizou-se neste trabalho como material experimental um aço C-Mn microligado com V, cuja composição química básica é 0,17%C, 1,0%Mn e 0,010%V, todos os números em percentagem do peso da liga.

Amostras com formato cilíndrico medindo na sua parte útil 16 mm de comprimento e 6,2 mm de diâmetro foram usadas nos ensaios de torção a quente. Estes consistiram, primeiramente, do aquecimento das amostras até 950°C para completa re-austenitização das mesmas, permanecendo nesta temperatura por 15min. No caso dos ensaios a alta temperatura, 915°C, amostras foram resfriadas à taxa 2°C/s até essa temperatura, retidas pelo período de 180 s e deformadas. No caso de ensaios a temperaturas próximas de Ar₃, as amostras foram resfriadas igualmente à taxa de 2°C/s até 750°C, temperatura em que o ensaio seria realizado. Essa temperatura se encontra muito próxima da temperatura de Ar₃, como mencionado. A temperatura Ar₃ foi medida por calorimetria diferencial como sendo 740°C em amostras de torção resfriadas à taxa média de 2°C/s. Assim que a temperatura de ensaio foi atingida, as amostras permaneceram por 180 s e, em seqüência, os ensaios de torção foram realizados.

Três tipos de ensaios foram realizados:

1. **Ensaio a 915°C**, deformação total de 0,5, **aplicação de 10 passes** de 0,05 cada de deformação equivalente, tempo entre deformações de 0,2 s;
2. **Ensaio a 750°C**, deformação total de 0,5, **aplicação de 10 passes** de 0,05 cada de deformação equivalente, tempo entre deformações de 0,2 s;
3. **Ensaio a 750°C**, deformação total de 0,5, **em deformação única**, sem interrupção até o final do teste.

Foram assim variadas as condições de temperatura de ensaio, “alta” e “baixa” e as condições de deformação a baixa temperatura, com e sem intervalos.

Os ensaios foram realizados em máquina de ensaios MTS equipada com uma unidade de torção com torque máximo de 250 Nm. O equipamento é comandado por uma interface digital e os dados de torque e posição angular são adquiridos durante ensaio e armazenados para pós-processamento, sendo então convertidos em valores de tensão e de deformação equivalente. A taxa de deformação utilizada em todos os experimentos foi de 1 s^{-1} .

A deformação no ensaio de torção é máxima na superfície da amostra. Todos os ensaios foram projetados para aplicação de deformação como calculadas para valores na superfície. Por essa razão, quando aquecidas, a superfície das amostras foram protegidas por fluxo contínuo de gás Ar. Usou-se, para fins de aquecimento das amostras, um forno com lâmpadas halógenas de aquecimento infra-vermelho.

Exames metalográficos foram conduzidos em planos polidos próximos às superfícies das amostras de torção. A intersecção desses planos de polimento com a superfície do cilindro da parte útil da amostra produzia superfícies aproximadamente retangulares com sua aresta maior alinhada com a direção do eixo dos corpos de prova. O ataque para observação no microscópio óptico e de varredura foi realizado com nital 3%. A frequência relativa dos tamanhos de grão de ferrita, produzida após ensaio, foi obtida pelo método do intercepto linear. Um mínimo de 200 grãos foram contados para cada amostra.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Deformação em Múltiplos Passes a Temperatura Elevada

A Figura 1 mostra resultados obtidos de ensaio realizado à temperatura de 915°C . O teste foi conduzido de tal forma que os diversos passes foram dados com intervalos de 0,2s. A deformação por passe foi de 0,05, normalmente muito baixa se considerado qualquer processo de laminação a quente. A idéia aqui foi a de se deformar nas condições as mais adversas possíveis do ponto de vista da obtenção de ferrita de grão ultrafina. Sabe-se que deformações grandes, por exemplo, deformações equivalentes iguais ou maiores que 1,0 provocam considerável refino de grão. Evitou-se pois essa situação e tentou-se aqui estabelecer qual seria o menor tamanho de grão ferrítico possível ante aplicação de passes extremamente leves. Esse tamanho de grão seria então o maior possível frente qualquer outra alternativa.

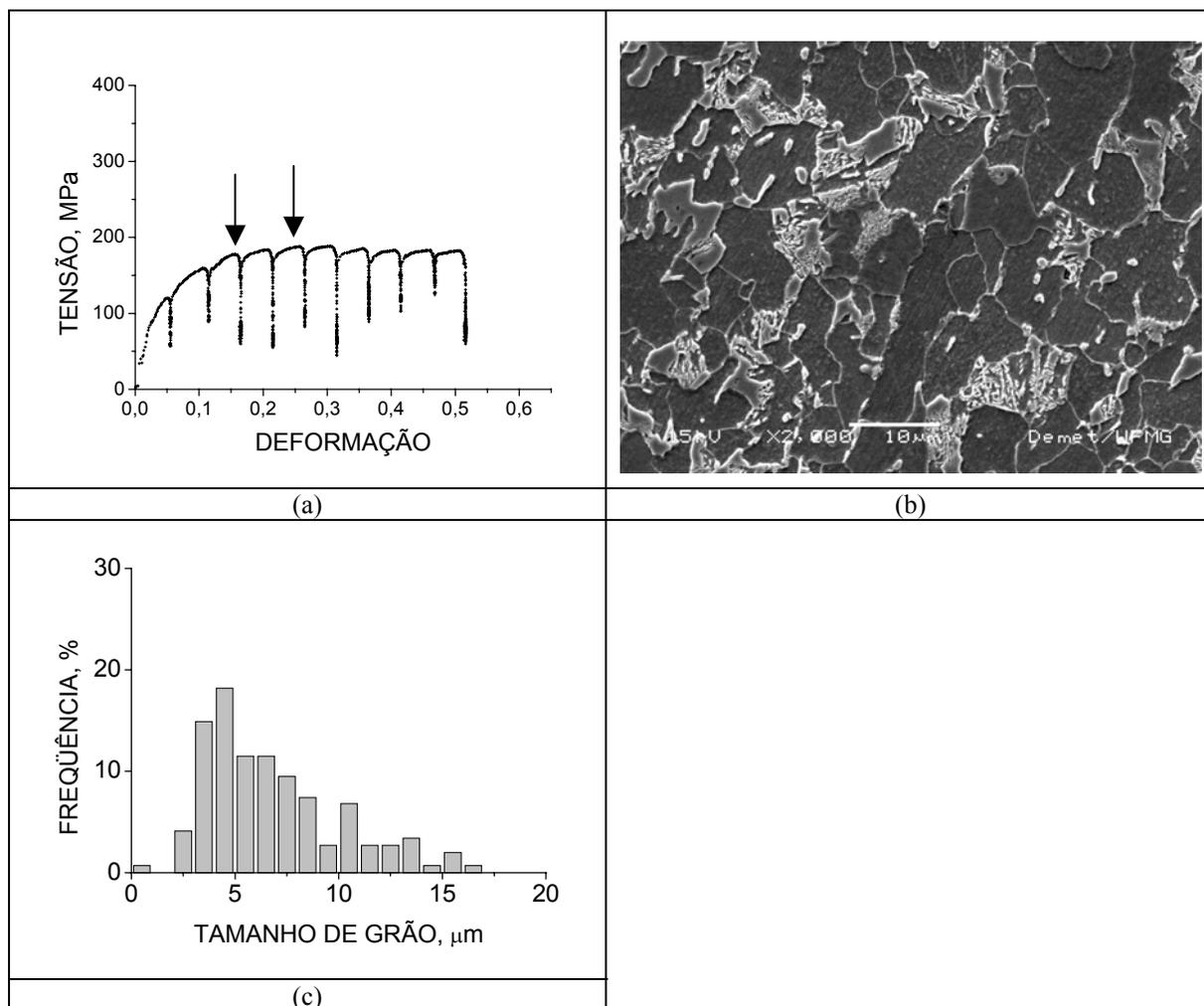


Figura 1. Amostra deformada a 915°C. a) Curvas tensão deformação em passes múltiplos, isto é, com interrupções. Setas mostram a deformação crítica para se iniciar recristalização dinâmica e a deformação de pico. b) Imagem de MEV mostrando grãos de ferrita e presença de perlita esborrada, aproximadamente 25%. c) Distribuição da frequência relativa de tamanhos de grão de ferrita.

A Figura 1(a) mostra um conjunto de curvas tensão deformação cada uma representando individualmente um “passe” de laminação. Nota-se que essas curvas se aproximam de uma curva contínua que seria, no caso, uma curva envoltória. Esta apresenta um aspecto típico de curvas em que recristalização dinâmica estivesse ocorrendo. Neste caso, o nível de tensões cresce continuamente até que um valor crítico de deformação seja atingido. Antes desse valor crítico, a variação do encruamento, isto é, a variação de $\partial\sigma/\partial\varepsilon|_{T,\dot{\varepsilon}}$ com a tensão é aproximadamente constante, uma vez que um equilíbrio entre a taxa de geração de deslocações devido à deformação e a taxa de eliminação de deslocações devido à recuperação dinâmica seja atingido, isto é, $\partial\rho/\partial\varepsilon \approx \partial\rho/\partial t$. No momento que recristalização dinâmica se inicia, há um aumento da componente de amaciamento responsável pela eliminação de deslocações. Isto se dá por conta da introdução de mecanismo de eliminação de deslocações em eventos coletivos, ou seja, pelo movimento de contornos de novos grãos que se encontram recristalizando. Neste caso, uma curva do tipo $\partial^2\sigma/\partial\varepsilon^2$ versus σ ou ε indicará uma alteração na variação da curva de encruamento. Dessa forma, o valor crítico para início de recristalização pode ser medido. Este valor se encontra indicado pela primeira seta mostrada na Figura 1(a).

Em seguida, a fração de material recristalizado dinamicamente cresce até que o encruamento representado na curva seja igualado pelo amaciamento dinâmico devido à recristalização. Neste ponto, um máximo de tensão é atingido, conforme se vê apontado pela segunda seta mais à direita na Figura 1(a). Nesta condição, $(\partial\sigma/\partial\varepsilon)|_{T,\dot{\varepsilon}}=0$ e pode também ser facilmente medido. Maiores detalhes são encontrados no trabalho de Poliak e Jonas.^[9]

Esses dois pontos são importantes pois asseguram que a recristalização dinâmica se iniciou e estava ocorrendo durante a deformação em passes múltiplos. Um terceiro ponto igualmente importante é aquele em que um estado estacionário de tensões é atingido. Neste caso, todo o material já teria se recristalizado dinamicamente e um balanço entre encruamento pela deformação e amaciamento pela recristalização seria atingido. No caso das curvas da Figura 1(a), não parece muito claro que um estado estacionário seja atingido pois o nível da tensão de pico e da tensão de estado estacionário são muito próximos. Não obstante, seja porque haveria recristalização dinâmica parcial ou seja porque no estado estacionário se encontra uma mistura de tamanhos de grãos, uns que se iniciam no processo de recristalização e outros que já se recristalizaram e estão sendo encruados, o resultado líquido seria certa heterogeneidade de tamanhos de grãos austeníticos. No resfriamento, esses grãos dariam origem a uma população heterogênea de grãos ferríticos, observáveis na micrografia da Figura 1(b).

A Figura 1(c) mostra de forma quantitativa uma distribuição de tamanhos de grão ferríticos obtidos após resfriamento relativamente lento, 1°C/s, da austenita deformada como descrita acima. Nota-se a presença de duas populações de grãos. Uma com tamanhos muito pequenos, em torno de 2 a 3 µm e outra um pouco mais grossa com tamanhos de grão por volta de 10 µm. Pode-se pois concluir que a deformação múltipla a temperaturas elevadas, compatíveis com as de uma operação de acabamento na laminação leva à ocorrência de recristalização dinâmica e à produção de ferrita de grão ultrafino, 2µm, porém misturada com grãos ferríticos mais grosseiros, 10µm.

3.2 Deformação em Múltiplos Passes a Baixa Temperatura

A Figura 2 mostra resultados obtidos de amostra deformada de modo idêntico à amostra da Figura 1 porém à temperatura mais baixa, 750°C, próxima da temperatura A_{r3} . Nestas circunstâncias, não se espera que a recristalização dinâmica da austenita possa ocorrer. O mais provável é que apenas a recuperação dinâmica esteja presente durante a deformação. Qualquer amaciamento adicional deve se originar da formação de ferrita durante o próprio processo de deformação através do mecanismo aqui nominado de TDID. Esse mecanismo provoca um amaciamento adicional, como mencionado, e, portanto pode ser detectado através de variações do encruamento e da maneira como esse encruamento muda com a deformação ou com a tensão. Dessa forma, de maneira muito similar ao caso da ocorrência de recristalização dinâmica, uma análise das derivadas primeira e segunda das curvas envoltória tensão-deformação pode fornecer a deformação crítica para início de transformação de fases.

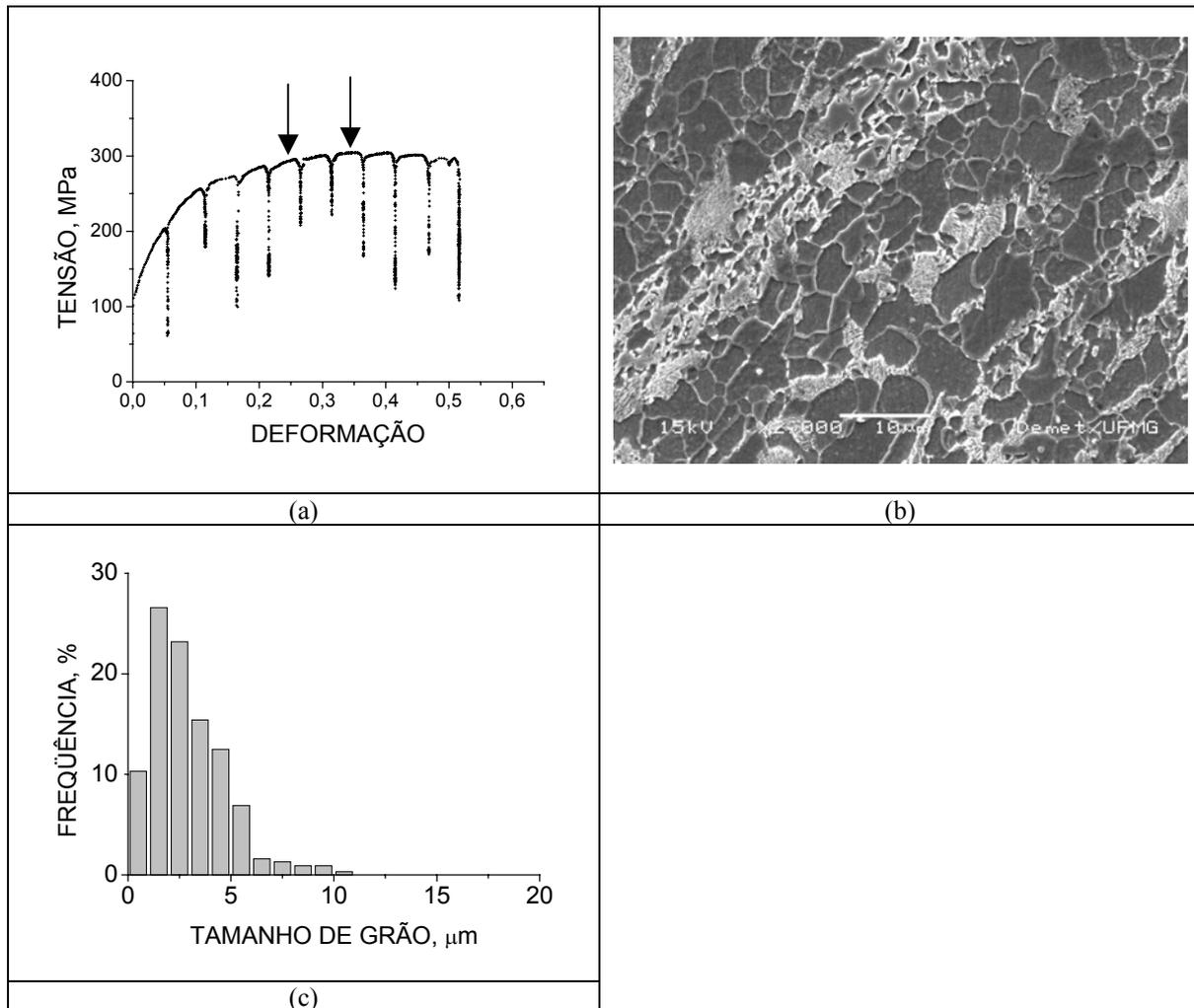


Figura 2. Amostra deformada a 750°C em passes múltiplos. a) Curvas tensão deformação em passes múltiplos, isto é, com interrupções. Setas mostram a deformação crítica para se iniciar recristalização dinâmica e a deformação de pico. b) Imagem de MEV mostrando grãos de ferrita e presença de perlita, aproximadamente 30%. c) Distribuição da frequência relativa de tamanhos de grão de ferrita.

Este ponto se encontra mostrado pela seta mais à esquerda no gráfico da Figura 2. Ainda à similaridade das curvas da Figura 1, uma tensão máxima é atingida durante o processo de transformação. A ferrita, como se sabe, é mais macia que austenita à mesma temperatura. A presença pois de uma fração cada vez maior de ferrita numa matriz austenítica faz com que a tensão necessária à deformação diminua.

A Figura 2 (b) mostra o aspecto da microestrutura como observada no MEV. Grãos de ferrita se mostram menores e mais homoganeamente distribuídos que os observados na Figura 1(b). Estes fatos podem também serem constatados do exame da Figura 2(c). Como se vê aqui, a distribuição de tamanhos de grão é mais concentrada na faixa de 2 a 4µm, não aparecendo, no caso, uma distribuição bimodal, como vista anteriormente.

3.3 Deformação em Passe Único a Baixa Temperatura

A Figura 3 mostra resultados obtidos de amostra deformada em um único passe porém com deformação equivalente idêntica às das amostras das Figuras 1 e 2.

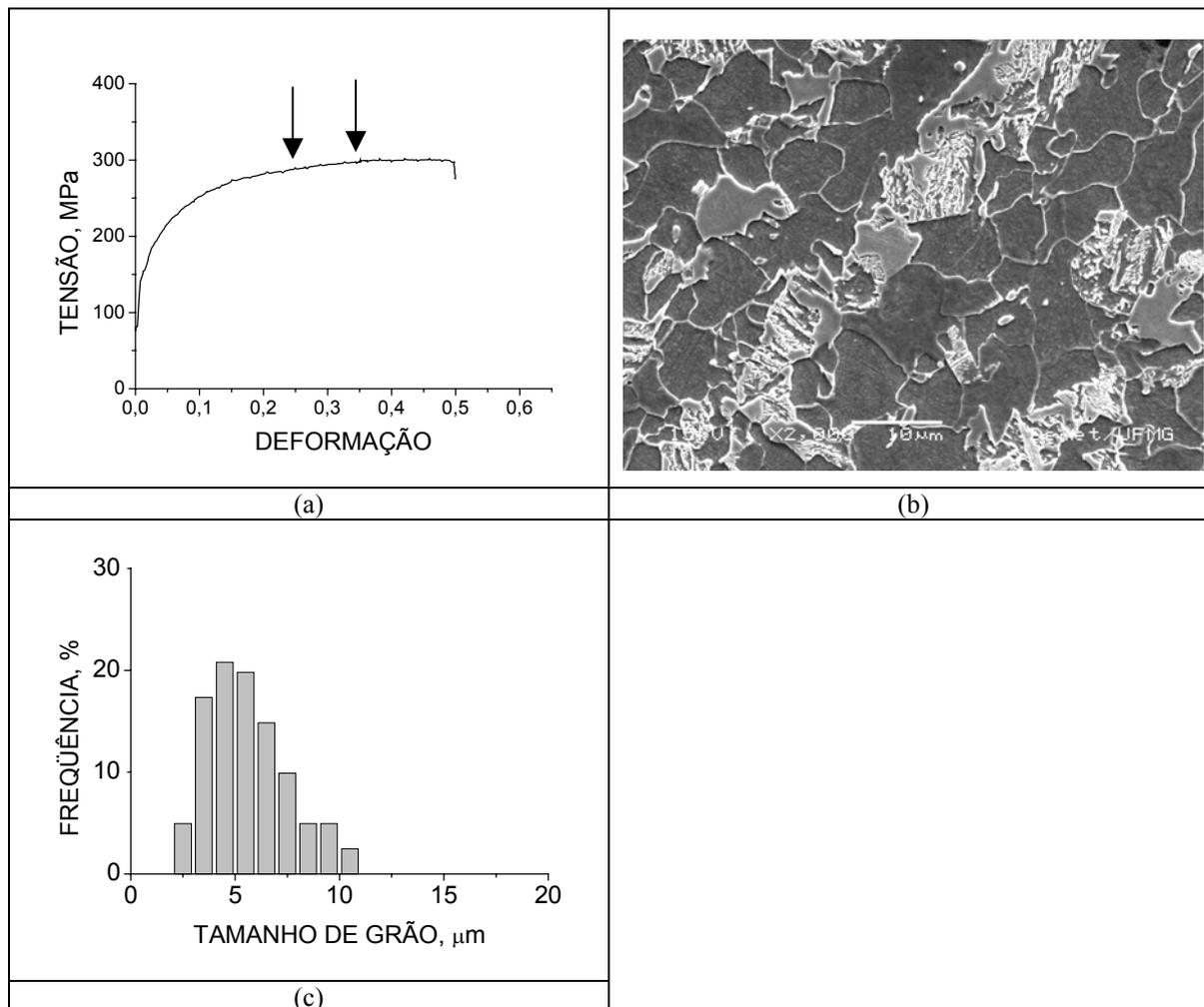


Figura 3. Amostra deformada a 750°C em um único passe, isto é, sem interrupções. a) Curva tensão deformação com setas mostrando a deformação crítica para se iniciar recristalização dinâmica e a deformação de pico. b) Imagem de MEV mostrando grãos de ferrita e presença de perlita, aproximadamente 30%. c) Distribuição da freqüência relativa de tamanhos de grão de ferrita.

O aspecto a se destacar aqui é que os grãos de ferrita se apresentam mais homogênea e distribuídos que nas duas situações anteriores. O tamanho de grão de ferrita também é bastante fino, valores na sua maior parte entre 3 a 5 μm, mostrando que o refino de grão obtido, observando-se erros experimentais inerentes ao processo de medição desses grãos, são da mesma ordem de grandeza dos obtidos no caso do experimento onde a deformação ocorreu de modo interrompido. Pode-se pois concluir que o modo de deformação, se contínuo ou interrompido, pouco teria influenciado o tamanho e a distribuição desses grãos. Por outro lado, a diminuição da temperatura de deformação de 915 para 750°C parece muito mais eficaz neste caso.

4 CONCLUSÕES

Este trabalho examinou o caso de deformações múltiplas aplicadas a amostras de aço microaligado a temperaturas de 915 e de 750°C, bem como o caso de aplicações de uma única deformação a temperatura de 750°C. Constatou-se que:

- a) Deformações em múltiplos passes a 915°C levaram à ocorrência de recristalização dinâmica e, por conseqüência, após resfriamento à

- temperatura ambiente, ao aparecimento de uma população heterogênea de tamanhos de grão de ferrita com médias próximas de 2-3 μm e de 10 μm ;
- b) Deformações em passes múltiplos à temperatura de 750°C levou a refino de grão considerável e a uma distribuição mais homogênea de tamanhos de grão;
 - c) Deformação a baixas temperaturas e aplicadas em passe único levou, igualmente ao caso de passes múltiplos, a refino considerável de grão levando-se a crer que a temperatura de deformação e não o modo de deformação seria a variável mais determinante na obtenção de grãos de finos de ferrita.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq (projeto FVA 01/2003) pelo apoio financeiro e à V & M do Brasil, pelo fornecimento do material experimental.

REFERÊNCIAS

- 1 TAMURA, C. OUCHI, T. TANAKA H. SEKINE. Thermomechanical Processing of High Strength Low Carbon Steels. Butterworth & Co. Ltd., 1988.
- 2 R. Priestner, Strain induced $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in the roll gap in carbon and microalloyed steel. Conf. Int. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite. Met. Soc. AIME, 1981. p. 455.
- 3 Y. MATSUMURA, H. YADA. Evolution of ultrafine-grained ferrite in hot successive deformation. Transactions ISIJ, v.27, p. 492-498, 1987.
- 4 H. DONG and X. SUN, Deformation induced ferrite transformation in low carbon steel, Current Opinion in Solid State and Materials Science, v. 9, p. 269-276, 2005.
- 5 BELADI, H.; KELLY, G. L.; SHOKOUHI, A. HODGSON, P. D. Effect of thermomechanical parameters on the critical strain for ultrafine ferrite formation through hot torsion testing. Materials Science and Engineering A, v. 367, n. 1-2, p. 152-161, 2004.
- 6 SANTOS, D. B.; AZEVEDO, G. Ferrita de Granulação Ultrafina – Produção e Comportamento Mecânico. II Workshop sobre Textura e Relações de Orientação, 8-9 Dezembro, IPEN, São Paulo, 20 pp. (CD) 2003.
- 7 HURLEY, P.J.; MUDDLE, B.C.; HODGSON, P.D. The Production of Ultrafine Ferrite during Hot Torsion Testing of a 0.11 Wt Pct C Steel Metallurgical and Materials Transactions A, v. 33A, n. 9, p. 2985-2993, 2002.
- 8 EGHBALI, B.; ABDOLLAH-ZADEH, A. Strain-induced transformation in a low carbon microalloyed steel during hot compression testing. Scripta Materialia, v. 54, p.1205-1209, 2006.
- 9 POLIAK, E.I.; JONAS, J.J. Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation. ISIJ International, v. 43, p. 684-691, 2003.