

# ESTUDO DA RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA DURANTE A DEFORMAÇÃO A QUENTE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS ESTABILIZADOS\*

Tarcisio Reis de Oliveira <sup>(1)</sup>, Frank Montheillet <sup>(2)</sup>

## Resumo

Foram investigados materiais com composição química similar ao do aço inoxidável ASTM 409, variando-se apenas o tipo de estabilização, ou seja, estabilizado apenas ao titânio, ao nióbio e bi-estabilizado. Foram efetuados ensaios de torção a quente dentro da gama de temperatura normalmente utilizada na laminação a quente (800 a 1150°C) em diferentes taxas de deformação e diferentes condições de ensaio. A textura e a microestrutura foram analisadas a partir dos resultados de EBSD (Electron BackScattering Diffraction).

Como conclusões, verificou-se que o efeito do nióbio foi evidenciado como o principal fator para as maiores tensões e os menores tamanhos de grão. Ele atua principalmente devido ao endurecimento por solução sólida e pelo efeito de Drag (arraste de impurezas) sobre o crescimento de grão. O resultado final de textura e microestrutura é devido a ocorrência de recristalização dinâmica contínua. A textura final, a componente D2,  $\{\bar{1}\bar{1}2\}\langle 111\rangle$ , é consequência da operação de um mecanismo de crescimento de grãos de baixa energia estocada e de baixa rotação dos eixos cristalográficos.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis ferríticos, recristalização dinâmica, deformação a quente, estabilização, nióbio

## Abstract

*The study was carried out to understand the mechanisms occurring during dynamic recrystallization of hot deformed 11% chromium stabilized ferritic stainless steels and to compare the behaviour induced by various types of stabilization. The tests were performed between 800 to 1150°C at various strain rates and conditions. For all test conditions, microstructures and textures were investigated by EBSD.*

*As conclusion, niobium has a more pronounced influence on hardening than titanium during hot deformation, which is due to solid solution strengthening and also to the reduction or stopping of grain boundary migration by solute drag effect. It was observed that continuous dynamic recrystallization (CDRX) operates in all materials starting at the onset of straining. The D2 component,  $\{\bar{1}\bar{1}2\}\langle 111\rangle$ , was found as the major texture component at the steady state for the torsion tests carried along the negative shear direction. It was likely to be formed by the combination of straining and growth of the grains exhibiting both low stored energy and low rotation rate of the crystallographic axes.*

Key-words: Ferritic stainless steel, dynamic recrystallization, hot deformation, stabilization, niobium

\* VII Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, 23 a 25 de novembro de 2004, São Paulo/SP.

<sup>(1)</sup> Acesita S. A. - Centro de Pesquisas – Praça 1º de maio, 9 – 35180-000 – Timóteo, MG, Brasil

<sup>(2)</sup> Ecole des Mines – CNRS UMR 5146 – 158, Cours Fauriel – 42100 – Saint Etienne, França  
“As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade dos autores”.

## I – INTRODUÇÃO

Os aços inox ferríticos com 11 a 17% de Cr são um importante grupo de materiais devido sua boa resistência a corrosão, soldabilidade e estampabilidade, principalmente quando estes são estabilizados por nióbio, titânio ou pela associação destes dois elementos. A estampabilidade destes materiais é essencialmente dependente da textura após recozimento final e esta última é fortemente influenciada pela textura herdada da laminação a quente. As texturas de laminação a quente nestes aços exibem principalmente as componentes  $\{001\}\langle 110\rangle$  e/ou  $\{\bar{1}12\}\langle 110\rangle$ , as quais pertencem a fibra  $\alpha$ , exceto na região logo abaixo da superfície, onde orientações de cisalhamento tipo Goss ( $\{110\}\langle 001\rangle$ ) são as mais importantes <sup>(1)</sup>. A adição de nióbio e/ou titânio pode influenciar a intensidade e a distribuição espacial destas orientações.

Da mesma forma que o alumínio, o ferro  $\alpha$  e as ligas de titânio  $\beta$ , o aço inoxidável ferrítico apresenta Recristalização Dinâmica Contínua (CDRX - Continuous Dynamic Recrystallization) durante a deformação a quente. Este comportamento está associado com materiais de alta energia de falha de empilhamento (SFE – Stacking Fault Energy), onde o deslizamento cruzado (cross-slip) é mais fácil e a recuperação dinâmica (rearranjo e aniquilação de discordância durante a deformação) é muito eficiente. Como a nucleação convencional fica impossibilitada de ocorrer, os “novos grãos” (também chamados cristalitos) são gerados de uma forma mais gradual por recuperação dinâmica, desorientação progressiva dos subcontornos e crescimento de grão. Nestes materiais, a fase de encruamento produz um máximo na curva tensão-deformação mais arredondado, seguido de uma diminuição lenta da tensão de escoamento. Altíssimas deformações são necessárias para se atingir o estado estacionário (steady state). A interpretação deste processo de amaciamento é complexa e a evolução conjunta da textura e da microestrutura nesta região permanece ainda não bem compreendida <sup>(2)</sup>.

A maioria dos trabalhos de pesquisa sobre o comportamento a quente da ferrita foram realizados com aços IF (interstitial-free steels), cuja temperatura máxima é limitada a temperatura de transformação austenita-ferrita (ao redor de 840°C). Para os aços inoxidáveis ferríticos há muitos trabalhos sobre os aços não estabilizados e alguns sobre as diferenças entre as estabilizações por titânio, nióbio ou bi-estabilizados. Entretanto, na maioria dos casos, a textura é investigada somente por figuras de pólo e ODF's (funções de distribuição de orientação no espaço de Euler) e a microestrutura através de metalografia ótica, sendo por isso difícil uma análise conjunta dos resultados. Em anos mais recentes, com o desenvolvimento da técnica de EBSD (Electron BackScattering Diffraction), abriu-se a possibilidade do estudo simultâneo da textura e da microestrutura, o que poderá melhor elucidar suas evoluções durante o processamento a quente.

Em função do exposto acima, elaborou-se um programa de estudos para melhor entender os fenômenos que ocorrem durante a deformação a quente dos aços inoxidáveis ferríticos estabilizados. O principal objetivo foi a comparação dos efeitos do titânio e do nióbio sobre a recristalização dinâmica destes aços durante ensaios de torção a quente. Diferentes investigações foram realizadas a fim de determinar o comportamento mecânico bem como as mudanças associadas a textura e a

microestrutura, usando-se intensivamente a técnica EBSD (Electron Back Scattering Diffraction). O conhecimento adquirido com estas investigações podem em seguida ser úteis nas melhorias industriais dos aços inoxidáveis ferríticos estabilizados, através de otimizações das composições químicas ou mudanças nas práticas de laminação a quente.

## II – DESENVOLVIMENTO

### II.1 – Materiais e procedimentos experimentais

Os materiais investigados têm composições químicas similares a do aço inoxidável ferrítico ASTM 409, o mais empregado dos aços inox em sistemas de escapamento de veículos. Variou-se apenas a estabilização, como é mostrado na tabela I.

Tabela I – Composição química dos aços investigados (% em peso).

Aço	Cr	C	N	Ti	Nb	$\Delta$ Nb
11 Cr Ti	11,3	0,0070	0,0100	0,210	-	-
11 Cr TiNb	11,5	0,0094	0,0096	0,130	0,085	0,035
11 Cr Nb	11,6	0,0070	0,0078	-	0,350	0,245

O  $\Delta$ Nb (fração de nióbio em solução sólida) foi determinada usando as seguintes equações estequiométricas:

$$\Delta Nb = \%Nb - 0.7 \times 7.66 \times \%C \quad (\text{para o aço 11 Cr TiNb})$$

$$\Delta Nb = \%Nb - 7.74 \times \%C - 6.64 \times \%N \quad (\text{para o aço 11 Cr Nb})$$

Na equação para o aço 11 Cr TiNb, o fator 0,7 corresponde a fração de nióbio nos carbonetos de TiNb<sup>(3)</sup>.

Os aços 11 Cr Ti e 11 Cr TiNb foram recebidos na forma de esboços industriais de 16 mm de espessura, enquanto que o aço 11 Cr Nb foi elaborado em forno de indução a vácuo e em seguida laminado em laboratório sob as mesmas condições também para 16 mm. Os esboços foram então usinados para se obter corpos de prova de torção com 6 mm de diâmetro, comprimento 27 mm e eixo do corpo de prova paralelo a direção de laminação. Antes da realização dos ensaios, os corpos de prova foram tratados termicamente para se eliminar o encruamento residual. Todos os aços são totalmente ferríticos dentro das temperaturas ensaiadas e apresentavam um tamanho de grão inicial ao redor de 150  $\mu$ m. Os testes foram efetuados sob atmosfera de argônio para se evitar oxidação, com tempo de espera de 5 minutos antes do ensaio na temperatura objetivada, visando a estabilização da mesma. Para todas as condições de teste, a microestrutura e a textura foram investigadas por EBSD. As análises foram efetuadas próximo a superfície (0,95 R). O plano de observação das micrografias é  $\theta z$  e o eixo z é paralelo a direção vertical.

### II.2 – Comportamento mecânico e determinação dos parâmetros reológicos

Para a determinação dos parâmetros reológicos foram usadas taxas de deformação entre 0,01 e 10  $s^{-1}$  a 1100°C e temperaturas na faixa de 800 a 1150°C a 1  $s^{-1}$ .

Algumas curvas tensão-deformação são mostradas na figura 1 para os três aços a 900 e 1050°C,  $1 \text{ s}^{-1}$  e  $\epsilon = 20$ . Todas as curvas tensão-deformação foram tratadas a partir dos dados de torque-número de voltas pelo método de Fields e Backofen.

Para qualquer temperatura entre 800 e 1150°C a curva de fluxo do aço 11 Cr Nb é a maior e a do aço 11 Cr Ti a menor. A mesma ordem é observada nos testes realizados com diferentes taxas de deformação. Em todas as condições, um patamar de tensão aparece logo após a tensão máxima, as vezes aumentando levemente a tensão. Após este transiente, a tensão começa novamente a cair e atinge um regime estacionário apenas em deformações muito elevadas.

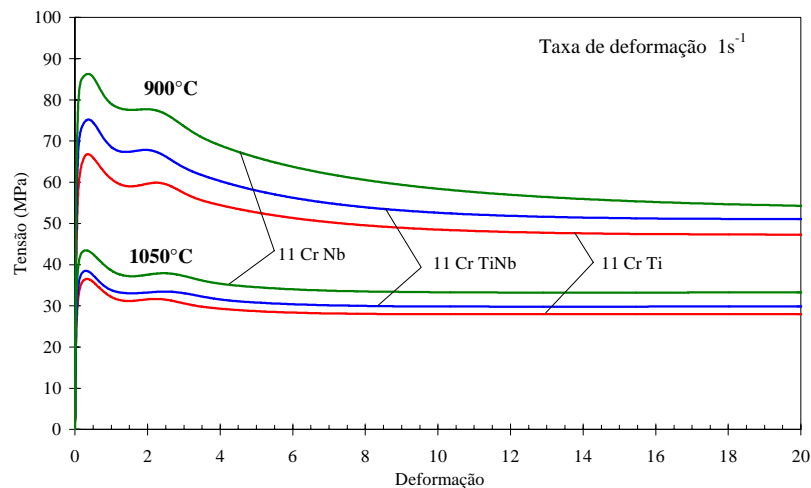
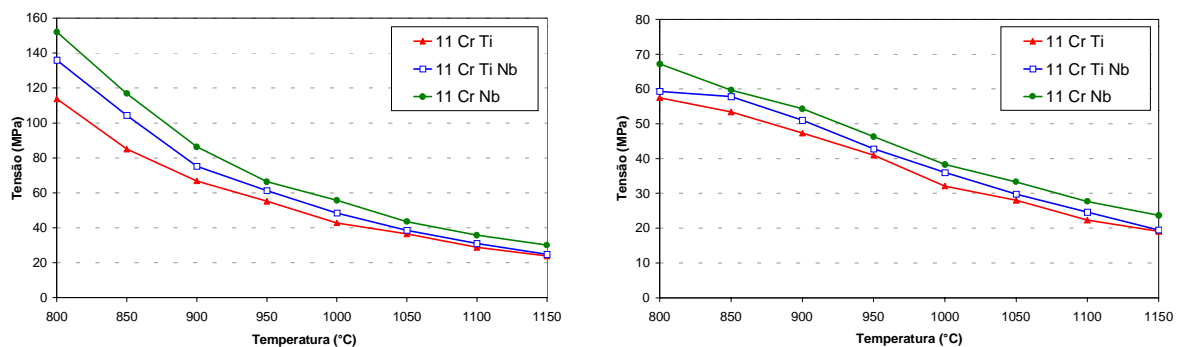


Figura 1 - Curvas tensão-deformação para taxa de deformação constante  $1 \text{ s}^{-1}$  a 900 e 1050°C.

A figura 2 compara os valores de tensão máxima e tensão estacionária dos três aços estudados. Para todas as condições, a ordem fica imutável, sendo que os maiores valores são observados para o aço 11 Cr Nb e os menores para o aço 11 Cr Ti.



a) Tensão máxima (peak stress)      b) Tensão estacionária (steady state stress)

Figura 2 – Comparação entre os níveis de tensão para os três aços para uma taxa de deformação constante ( $1 \text{ s}^{-1}$ ).

Os parâmetros reológicos clássicos são mostrados na tabela II. Os cálculos foram realizados para a tensão máxima. Os coeficientes de sensibilidade a taxa de deformação ( $m$ ) não são diferentes e a energia aparente de ativação da deformação

( $Q$ ) é somente levemente inferior para o aço 11 Cr Ti. A energia aparente de ativação destes aços pode ser comparada com a energia de ativação para a auto-difusão do ferro  $\alpha$  ( $Q = 280$  kJ/mol).

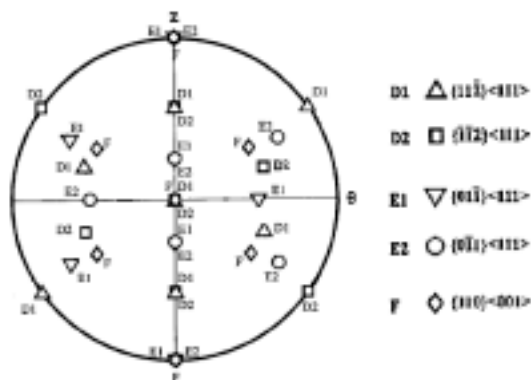
Tabela II – Parâmetros reológicos  $m$  e  $Q$ .

Parâmetros reológicos	11 Cr Ti	11 Cr TiNb	11 Cr Nb
$m$	0,23	0,24	0,23
$Q$ (kJ/mol)	247	260	260

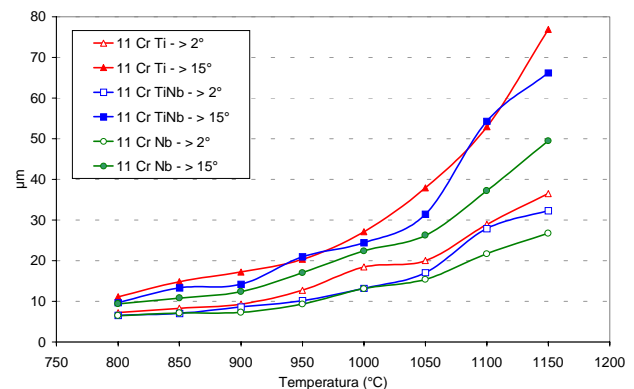
## II.3 – Microestrutura e Textura

### II.3 1 – Microestrutura e textura no regime estacionário

Para a análise dos resultados de textura, uma figura de pólo  $\{110\}$  com as orientações ideais normalmente encontradas para o ferro- $\alpha$  (estrutura cúbica de corpo centrado) após torção é mostrada na figura 3a<sup>(4)</sup>. O plano de cisalhamento é representado por  $\{hkl\}$  e a direção de cisalhamento por  $\langle uvw \rangle$ .



a)



b)

Figura 3 – a) Figura de pólo  $\{110\}$  mostrando as principais orientações ideais observadas no ferro  $\alpha$  após torção.

b) Diâmetro médio dos grãos e subgrãos após ensaios de torção a diferentes temperaturas,  $1 \text{ s}^{-1}$  e  $\varepsilon=20$ .

Para a investigação das modificações da microestrutura e da textura, foram realizados ensaios em diferentes temperaturas até o regime estacionário, o que na prática representou uma deformação até  $\varepsilon=20$  na maioria dos casos. As microestruturas típicas e as figuras de pólo obtidas por EBSD são mostradas na figura 4 para os três aços após ensaios de torção a quente a 900 e 1050°C a uma taxa de deformação de  $1 \text{ s}^{-1}$ . Observa-se que não há mais evidências da microestrutura original, apresentando todos os materiais uma microestrutura homogênea composta de cristalitos (como subgrãos) uniformes e equiaxiais. Estes cristalitos são estruturas delimitadas ao mesmo tempo por contornos de alto ângulo de desorientação ( $> 15^\circ$ , como nos contornos de grão) e contornos de baixo ângulo de desorientação (entre 2 e  $15^\circ$ , como no caso dos contornos de subgrão), sendo as vezes chamados diretamente como subgrãos.

A figura 3b mostra os diâmetros médios dos grãos (desorientação  $\geq 15^\circ$ ) e subgrãos (desorientação  $\geq 2^\circ$ ) para os ensaios realizados entre 800 e 1150°C. O aço 11 Cr Ti apresenta os maiores diâmetros de grão e de subgrão em quase todas as temperaturas, enquanto que o aço 11 Cr Nb apresenta os menores valores. Este comportamento se torna mais evidente quando os ensaios são realizados acima de 1000°C.

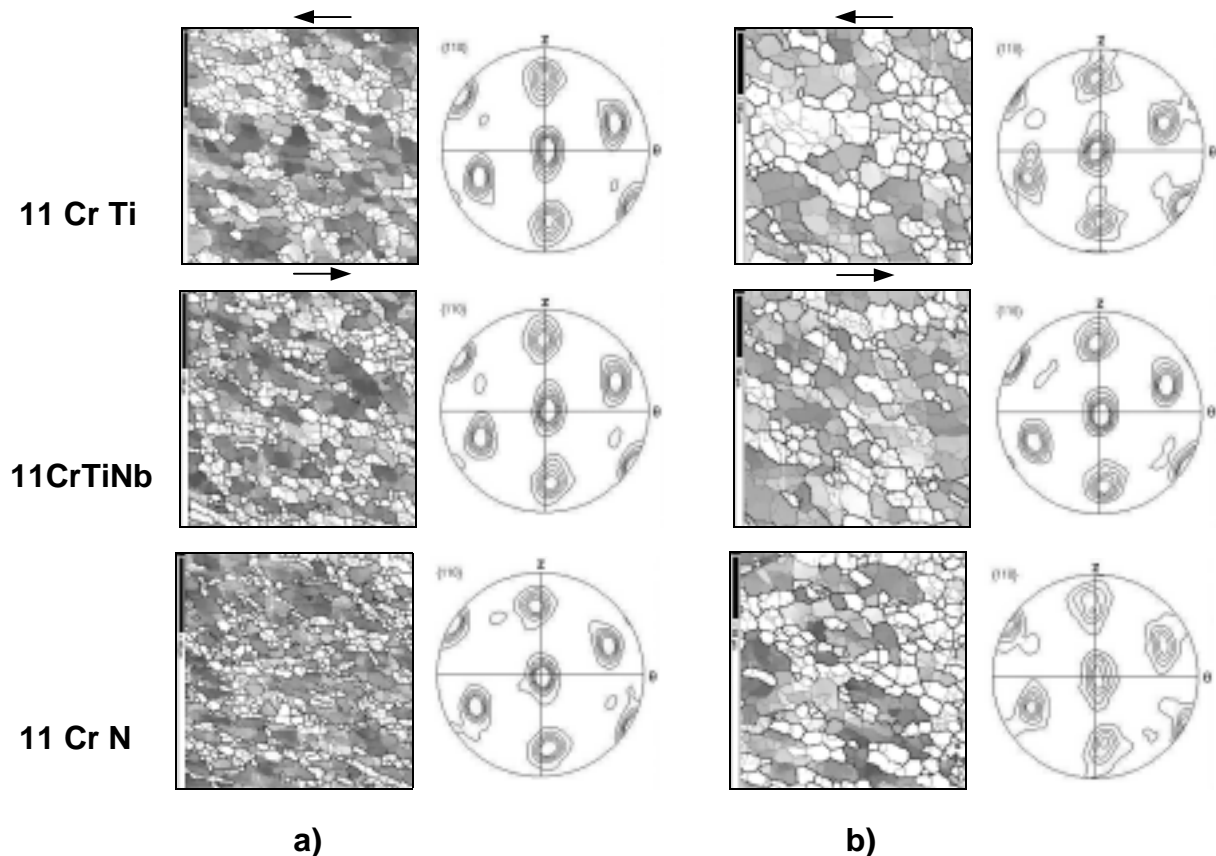


Figura 4 – Microestruturas (mapas EBSD) e figuras de pólo para os três aços deformados a) a 900°C e b) a 1050°C,  $1 \text{ s}^{-1}$  até  $\epsilon = 20$ . A componente de textura D2 é representada em tons de cinza e as outras orientações em branco.

A figura 5 mostra as frações das orientações D1, D2, E1, E2 e F para o aço 11 Cr Ti em várias temperaturas. A componente mais forte em todas as temperaturas é sempre D2  $\{\bar{1}\bar{1}2\}\langle 111 \rangle$ , fato também verificado para os outros aços, mas com menor intensidade para o aço 11 Cr Nb em temperaturas acima de 1000°C (conforme pode ser visto pela figura de pólo na figura 4). As outras orientações exibem intensidades muito mais fracas que D2.

Para testes realizados em diferentes taxas de deformação a 1100°C, mas com diferentes deformações finais, alguns resultados de tamanho de grão e subgrão são mostrados na figura 6.

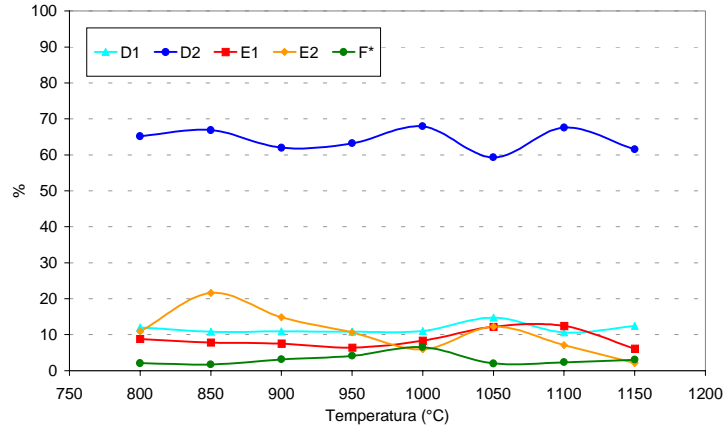


Figura 5 – Principais orientações de textura no aço 11 Cr Ti após torção a  $1 \text{ s}^{-1}$  e  $\epsilon = 20$ .

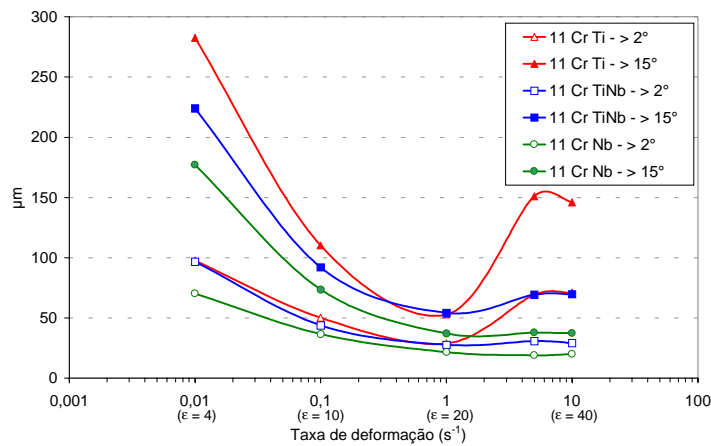


Figura 6 – Diâmetros médios de grão e subgrão após torção a  $1100^\circ\text{C}$ .

Para as taxas de deformação  $\geq 5 \text{ s}^{-1}$  o comportamento se mostra anormal, principalmente para o aço 11 Cr Ti. Isso mostra que um pouco de recristalização estática (pós-dinâmica) aconteceu logo após o teste, mesmo com tempos de têmpera na faixa de 0,3 segundos após o ensaio. Nestas altas taxas de deformação, um pouco de auto-aquecimento do corpo de prova pode ocorrer durante a torção, o que provoca mudanças no comportamento mecânico e na microestrutura. O crescimento menor ou mesmo desprezível dos grãos e subgrãos para os aços estabilizados ao nióbio mostra que o nióbio impede a migração dos contornos de grãos.

### II.3.2 – Efeito da deformação sobre a microestrutura e a textura

Para a melhor compreensão da evolução da textura e da microestrutura com a deformação, alguns testes adicionais foram realizados a diferentes deformações nas condições 900 e  $1050^\circ\text{C}$  a  $1 \text{ s}^{-1}$ , o que é mostrado nas figuras 7 e 8 para os aços 11 Cr Ti e 11 Cr Nb.



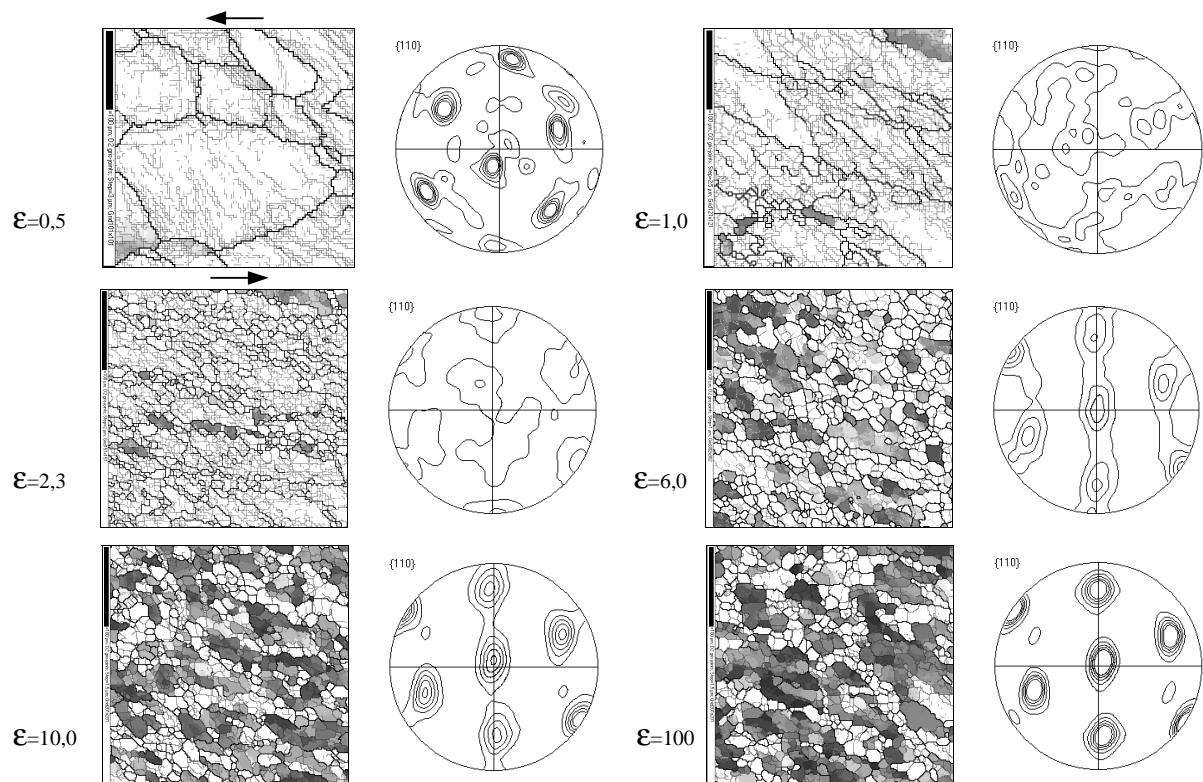


Figura 7 - Microestruturas e figuras de pólo do aço 11 Cr Ti após torção a quente a 900°C, 1 s<sup>-1</sup> e diferentes deformações equivalentes. A orientação D2 é representada em tons de cinza e as demais em branco.

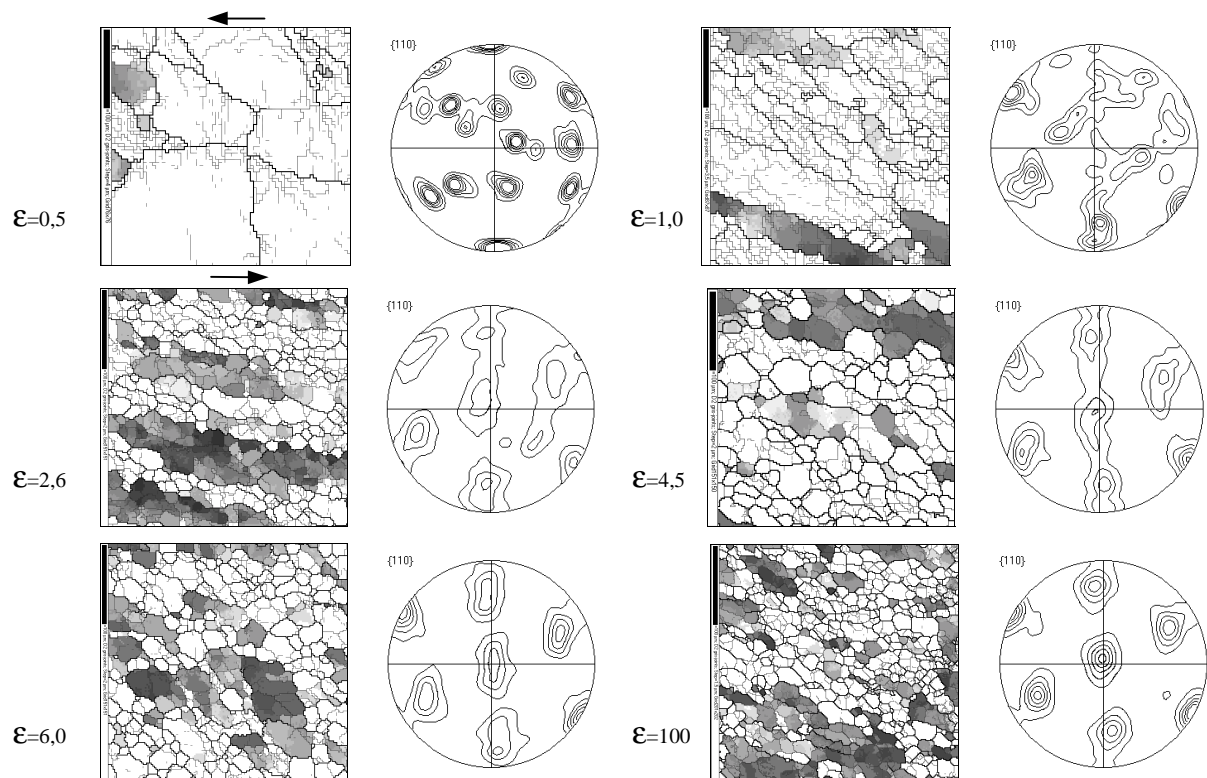


Figura 8 - Microestruturas e figuras de pólo do aço 11 Cr Ti após torção a quente a 1050°C, 1 s<sup>-1</sup> e diferentes deformações equivalentes. A orientação D2 é representada em tons de cinza e as demais em branco.



No início da deformação, subcontornos são formados próximos aos contornos dos grãos originais. Eles são criados por discordâncias geometricamente necessárias para acomodar as diferentes deformações entre os grãos vizinhos com diferentes comportamentos mecânicos (diferentes orientações). Com o aumento da deformação, as desorientações dos subcontornos aumenta devido ao acúmulo de discordâncias associado a recuperação dinâmica. Uma rede de subgrãos aparece progressivamente e aos poucos vai invadindo o interior dos grãos originais (fenômeno de poligonização). Finalmente, alguns destes subcontornos atingem desorientações superiores a  $15^\circ$  e portanto se tornam contornos de grão. Após grandes deformações, a microestrutura resultante é composta de cristalitos (delimitados ao mesmo tempo por subcontornos e contornos de grão) e não se percebe mais vestígios da microestrutura original. Este comportamento é típico da recristalização dinâmica contínua.

Para temperaturas mais baixas, é também observada a recristalização dinâmica geométrica, fenômeno ligado a formação de novos grãos a partir do alongamento e posterior separação dos contornos de grão originais. Porém este fato é apenas observado para altas deformações e próximo aos pontos triplos dos grãos. Em altas temperaturas, a migração dos contornos de grão impede que os contornos de grão originais possam se tocar e formar novos grãos (pinch-off). Como consequência, este comportamento é observado principalmente para aços estabilizados ao nióbio, os quais apresentam menores migrações do contorno de grão.

A figura 9 mostra a influência da deformação sobre o tamanho de grão e subgrão e sobre a intensidade da componente D2. O aço 11 Cr Nb apresenta os menores valores de tamanho de grão e subgrão e a menor intensidade da componente D2 para  $1050^\circ\text{C}$ . A  $900^\circ\text{C}$ , a evolução da orientação D2 é similar para os três aços analisados. Todas as outras orientações não apresentam valores superiores a 15%.

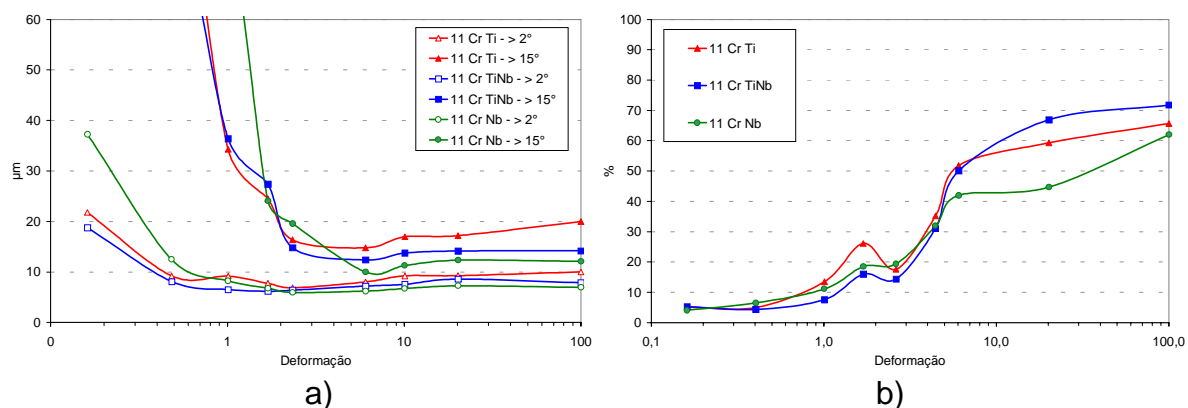


Figura 9 - a) Evolução da microestrutura com a deformação para torção a  $900^\circ\text{C}$  e  $1 \text{ s}^{-1}$ .

b) Evolução da componente D2 com a deformação para torção a  $1050^\circ\text{C}$  e  $1 \text{ s}^{-1}$ .

Alguns testes também foram realizados em deformações extremamente elevadas (deformação equivalente de Von Mises de 600) nas temperaturas de  $900$  e  $1050^\circ\text{C}$  a  $1 \text{ s}^{-1}$ . Não se observa nestes casos diferenças de microestrutura e textura quando comparados com os resultados dos testes realizados com deformação  $\epsilon = 20$ , exceto para o aço 11 Cr Nb a  $1050^\circ\text{C}$ , cuja microestrutura é mais próxima daquela após

deformação  $\epsilon = 100$ . Todos os aços estudados apresentaram excelente ductilidade nestas temperaturas, sendo que nenhum corpo de prova se rompeu durante os ensaios, mesmo para tão elevadas deformações.

## II.4 - Discussão

Em todas as condições testadas aparece claramente o efeito mais forte do nióbio no comportamento dos materiais em comparação ao titânio, mesmo para valores intermediários de nióbio (aço 11 Cr TiNb). Até 1000°C o nióbio aumenta a resistência por meio do endurecimento por solução sólida e também pela redução ou bloqueio da migração dos contornos de grãos pelo efeito de Drag (dificuldade do arraste de impurezas pelo contorno de grão). Este comportamento é explicado pela menor solubilidade do nióbio na ferrita (ao redor de 10 vezes menos solúvel que o titânio). A ação do nióbio então reduz o crescimento de grão, aumenta a resistência e atrasa a recristalização dinâmica. O valor de  $\Delta Nb$  mais elevado para o aço 11 Cr Nb explica então este comportamento. Acima desta temperatura, a energia estocada por deformação é mais baixa (devido à alta taxa de recuperação) e o efeito de Zener Pinning (dificuldade do contorno de grão para se liberar de precipitados que impedem sua migração) pelos precipitados (NbCN, TiN ou TiC) é também observado <sup>(5)</sup>. O mecanismo passa a ser então uma mistura entre endurecimento por solução sólida e efeitos de Drag e/ou Pinning.

A ocorrência de um patamar de tensão nas curvas tensão-deformação pode ser explicado através da evolução da textura e da microestrutura. Os resultados mostram uma forte presença de grãos e subgrãos fragmentados e com textura quase aleatória durante este transiente. Após este patamar, a componente D2 começa a ser mais proeminente que as outras orientações e, como consequência de seu baixo fator de Taylor, a tensão começa a diminuir até atingir um regime estacionário em deformações bem elevadas, quando a intensidade da componente D2 se estabiliza ao redor de 60% na maioria dos casos. Entretanto, após o patamar, os grãos e subgrãos com orientação D2 crescem e o tamanho de grão médio geral também aumenta.

As curvas tensão-deformação destes materiais são típicas do fenômeno de recristalização dinâmica contínua (CDRX). A análise microestrutural dá suporte a esta conclusão, uma vez que são observados “cristalitos” uniformemente distribuídos no regime estacionário. As presentes observações são similares àquelas previamente apresentadas por Montheillet para o alumínio e por Baczynski para o ferro- $\alpha$  e aços IF <sup>(2, 6)</sup>.

As texturas de CDRX exibem uma forte intensidade da componente D2 ( $\{ \bar{1} \bar{1} 2 \} \langle 111 \rangle$ ) para todos os aços deformados no sentido de cisalhamento negativo. Esta orientação é considerada do tipo auto-simétrica com relação ao cisalhamento simples prescrito pelo ensaio de torção e a mesma já tinha sido observada em outros aços ferríticos <sup>(6)</sup>. De acordo com estes autores, as orientações D1/D2 possuem os mais baixos fatores de Taylor quando comparadas com as outras orientações também presentes (E1, E2 e F), mas isso somente não justificaria o comportamento observado. Um outro ponto então a ser considerado é a baixa rotação dos eixos cristalográficos destas componentes <sup>(7)</sup>. A formação da textura

pode ser então atribuída ao mecanismo de crescimento dos grãos que possuam ao mesmo tempo baixa energia estocada (menor fator de Taylor) e baixa taxa de rotação dos eixos cristalográficos.

Comparando os diferentes aços, a mais fraca textura de D2 em mais altas temperaturas sugere que o nióbio diminui a taxa de migração dos contornos de grão e portanto, retarda a cinética da CDRX, mas uma alta quantidade de nióbio em solução sólida ( $\Delta\text{Nb}$ ) é necessária para que este comportamento aconteça.

### ***Implicações/sugestões para o processamento de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados no contexto industrial de produtos planos***

A principal característica observada durante o processamento a quente dos materiais estudados foi o forte efeito do nióbio em retardar ou mesmo impedir a recristalização e o crescimento dos grãos, fato este que pode ser útil no processamento a quente de aços inox ferríticos, principalmente em relação a laminação no Steckel, onde tempos de espera entre passes são obrigatórios. Além disso, a adição de nióbio auxilia na fragmentação da estrutura original, por retardar a recuperação dinâmica. Isto pode ser trabalhado de forma a se ter melhores microestrutura e textura na bobina a quente com posteriores conseqüências benéficas na textura final e na estampabilidade.

Como a adição de nióbio retarda também a formação de texturas, sua utilização poderia ser útil na elaboração de aços com menores intensidades de texturas de cisalhamento ao longo da espessura (e principalmente perto da superfície), o que poderia auxiliar nas propriedades de estampagem. Além disso, como a formação de texturas em altas temperaturas é mais lenta, poder-se-ia tentar processar materiais estabilizados apenas ao nióbio em temperaturas mais elevadas a fim de se obter menores texturas finais ou uma distribuição melhor da mesma, o que poderia ser útil não somente para a estampabilidade mas também para a redução do fenômeno de estrias em aços inoxidáveis ferríticos.

## **III – CONCLUSÕES**

A recristalização dinâmica contínua CDRX acontece em aços inoxidáveis ferríticos estabilizados. As microestruturas apresentam “cristalitos” (como novos grãos) uniformemente distribuídos e não se observam vestígios da microestrutura original após altas deformações. As curvas tensão-deformação apresentam uma tensão máxima seguida por um patamar intermediário onde a microestrutura esta fragmentada e a textura aleatória. Após este patamar, a componente D2  $\{\bar{1}\bar{1}2\}\langle 111\rangle$  começa a ficar mais intensa e a tensão diminui até se atingir o regime estacionário em deformações bastante elevadas.

A textura típica de CDRX em torção para os aços inoxidáveis ferríticos estabilizados em deformações elevadas é a orientação D2  $\{\bar{1}\bar{1}2\}\langle 111\rangle$  para cisalhamento negativo, podendo sua formação ser atribuída ao mecanismo de crescimento dos grãos que possuam ao mesmo tempo baixa energia estocada (menor fator de Taylor) e baixa taxa de rotação dos eixos cristalográficos.

O efeito do nióbio foi evidenciado como o principal fator para as maiores tensões e os menores tamanhos de grão, possuindo uma forte tendência a promover o endurecimento e retardar a recristalização dinâmica durante a torção a quente. Ele atua principalmente devido ao endurecimento por solução sólida e pelo efeito de Drag (arraste de impurezas) sobre o crescimento de grão. Comparativamente aos aços estabilizados apenas ao titânio, a adição de nióbio é mais eficiente para promover o enfraquecimento da componente D2 em temperaturas mais elevadas.

#### **IV - AGRADECIMENTOS**

Os autores agradecem à CBMM – Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração pelo apoio e parceria na realização deste trabalho, particularmente aos senhores Pascoal Bordignon, Christian Klinkenberg, Klaus Hulka e Tadeu Carneiro.

#### **V – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

- (1) – RAABE, D. & LUCKE, K. “The Role of Textures in Ferritic Stainless Steels”. *Internat. Symposium on Strip Casting, Hot and Cold Working of Stainless Steels*, Quebec, p. 221-235, 1993.
- (2) – MONTHEILLET F. & JONAS J.J. “Dynamic Recrystallization”. *Encyclopedia of Applied Physics*, vol. 16, p. 205-225, 1996
- (3) – FUJIMURA, H. & TSUGE, S. “Effect of C, Ti, Nb on Recrystallization Behaviour after Hot Deformation in 16% Ferritic Stainless Steels”. *Recrystallization and Related Phenomena*, p. 763-768, 1999.
- (4) – MONTHEILLET F., COHEN M. and JONAS, J. J. “Axial Stresses and Texture Development during the Torsion Testing of Al, Cu and  $\alpha$ -Fe”. *Acta Metall.*, vol. 32, p. 2077-2089, 1984.
- (5) - SUHIRO M. “An analysis of the solute drag effect of Nb on recrystallization of ultra low carbon steel”. *ISIJ Intern.*, vol. 38, n° 6, pp. 547-552, 1998
- (6) – BACZYNSKI, J & JONAS J. J. “ Torsion Textures Produced by Dynamic Recrystallization in  $\alpha$ -Iron and Two Interstitial – Free Steels”. *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 29A, p. 447-461, 1998.
- (7) - CHENAOUI A., SIDOROFF F. & HIHI A. “The texture evolution of a planar polycrystal”, *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 48, pp. 2559-2584, 2000