

## Influência da microestrutura no comportamento plástico de aços inoxidáveis duplex

(Influence of microstructure on the plastic behavior of duplex stainless steels)

Gedeon Silva Reis

Engenheiro Mecânico, Mestre e Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais  
Professor do CEFET-MA. E-mail: gedeonreis@yahoo.com.br

Oscar Balancin

Professor do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar  
E-mail: balancin@power.ufscar.br

### Resumo

Dois tipos de aços inoxidáveis com diferentes proporções de austenita e ferrita foram deformados em torção em temperaturas variando de 900 a 1250°C. O aço A (25,5Cr - 4,9Ni - 1,6Mo) tem  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 4,8$  e o aço B (22,2Cr - 5,6Ni - 3Mo) tem  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3,5$ . Os resultados mostraram que a forma da curva de escoamento plástico depende do material e das condições de deformação, sendo observado quatro formas distintas para essas curvas. Em altas temperaturas, o aço A tem um comportamento plástico típico dos aços inoxidáveis ferríticos. Ao diminuir a temperatura de deformação, a curva apresenta um pico de tensões após pequenas deformações. Quando as partículas de austenita estão dispersas grosseiramente dentro da matriz (aço B), a curva de escoamento plástico mostra um pico de tensão separando regiões extensas de encruamento (aumento da tensão com a deformação) e amaciamento (a tensão diminui com a deformação). Em proporções iguais das fases, quando a microestrutura é caracterizada pela presença das duas fases na forma de lamelas que se estendem por toda a extensão da amostra (ambas as fases *percolam* a superfície da amostra), a curva toma uma forma bem particular nos ensaios de torção a quente.

**Palavras-chave:** Aços inoxidáveis duplex, microestruturas, curvas de escoamento plástico, ensaios de torção a quente.

### Abstract

Two kinds of stainless steels with different ferrite and austenite volume fractions were deformed by torsion at a temperature range of 900 to 1250°C. Steel A (25.5Cr - 4.9Ni - 1.6Mo) has  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 4.8$  and grade B (22.2Cr - 5.6Ni - 3Mo) has  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3.5$ . The results show that the shape of the flow stress curves depends on the material and deformation conditions. Four different shapes of flow curves were observed. At high temperatures, steel A has a typical behavior of ferritic stainless steels. As the straining temperature was decreased, flow curves with peak stresses at low deformation were observed. When the austenite particles are coarsened inside the matrix (steel B), the flow stress displays a peak stress, dividing extensive hardening and softening regions. When the volume fraction of both phase are comparable and the microstructure is characterized by percolation of the both phases present in the samples, the flow stress curve acquires a very particular shape in hot torsion tests.

**Keywords:** Duplex stainless steels, microstructure, flow plastic behavior, hot torsion tests.

## 1. Introdução

Os aços inoxidáveis duplex, que vêm tendo um aumento gradual de utilização devido à combinação de excelentes propriedades mecânicas e de corrosão, necessitam de cuidados especiais durante o processamento metalúrgico por apresentarem microestruturas bifásicas durante o trabalho a quente (Reis et al., 2000). A formação de duas fases é determinada pela partição preferencial dos elementos de liga que compõem as fases ferrítica e austenítica, principalmente pelos teores de cromo, níquel e molibdênio. Em consequência da partição de soluto, numerosas mudanças microestruturais podem ocorrer durante tratamentos térmicos e termomecânicos desses aços, sendo a transformação da ferrita em austenita a principal mudança estrutural que ocorre durante o processamento metalúrgico a quente. Essa transformação ocorre com a nucleação e crescimento de partículas de austenita. Essas partículas têm a forma de placas do tipo Widmanstätten (Maehara, 1991), obedecem à relação de orientação de Kurdjumov-Sachs (Arboledas et al., 1996; Iza-Mendia et al., 1998) e, conseqüentemente, são coerentes com a matriz ferrítica.

Devido às características das fases presentes durante a deformação a quente, os mecanismos de endurecimento e amaciamento atuam de forma diferente em cada uma das fases. Quando deformada isoladamente, a ferrita é amaciada significativamente por recuperação em baixas deformações, formando rapidamente uma subestrutura de subgrãos (Richards & Sheppard, 1986). Na austenita, a região de encruamento é mais extensa, com maior acúmulo de energia interna, conduzindo o material à recristalização dinâmica (McQueen et al., 1993). Quando as duas fases são deformadas conjuntamente, a distribuição de deformação não é uniforme (Piñol-Juez et al., 2000). Inicialmente, a deformação se concentra na ferrita, que é a fase mais macia. No decorrer da deformação, os gradientes de deformações internos decrescem em consequência das transferências de tensões e de deformações da matriz para a austenita e da atuação de mecanismos de amaciamento tais como a recupera-

ção e recristalização dinâmicas e o deslizeamento de contornos de grãos.

Em consequência do comportamento plástico complexo apresentado pelos materiais bifásicos, diferentes formas da curva de escoamento plástico têm sido encontradas durante a deformação a quente de aços inoxidáveis duplex (Iza-Mendia et al., 1998; Balancin et al., 2000; Cizek & Wynne, 1997; Duprez et al., 2002). Dessa forma, surgem curvas típicas de materiais que se recuperam dinamicamente, curvas com um pico de tensões em pequenas deformações ou curvas com um patamar de tensões após o encruamento, seguido de amaciamento contínuo. O objetivo desse trabalho foi avaliar o comportamento plástico de aços inoxidáveis duplex através de ensaios de torção a quente, realizando um estudo sistemático que relaciona a forma da curva de escoamento plástico com a microestrutura presente durante a deformação a quente.

## 2. Materiais e métodos

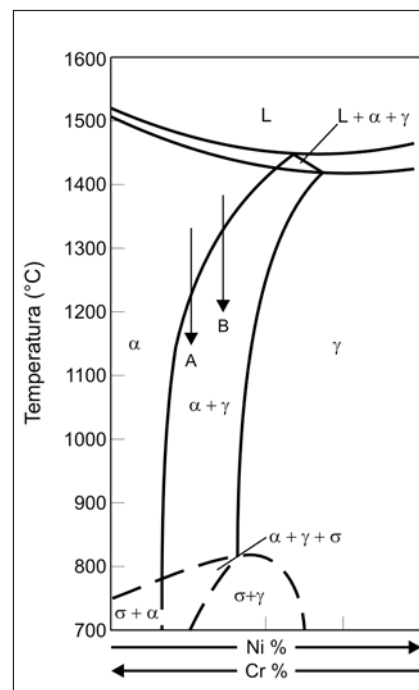
Para a realização desse trabalho, foram utilizados dois tipos de aços inoxidáveis duplex com diferentes razões Cr/Ni equivalentes. O aço A (25,5Cr - 4,9Ni - 1,6Mo) com  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 4,8$  tem fração volumétrica de austenita em torno de 40% à temperatura ambiente, após recozimento a 900°C; e o aço B (22,2Cr - 5,6Ni - 3Mo) com  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3,5$  tem 50% de austenita à temperatura ambiente, após recozimento a 1100°C. A Figura 1 mostra o diagrama pseudobinário do sistema Fe-Cr-Ni com 70% de ferro e indica as fases constituintes esperadas para esses aços após alcançar o equilíbrio durante o reaquecimento em altas temperaturas antes da deformação.

Os tratamentos termomecânicos foram realizados em uma máquina de ensaios de torção a quente controlada por um computador. As amostras tinham diâmetro útil de 6 mm e comprimento útil de 20 mm e foram usinadas a partir de chapas laminadas a quente com o eixo das amostras paralelo à direção de laminação. Essas amostras foram reaquecidas até temperaturas na faixa de 900 a

1250°C em um forno de radiação infravermelho acoplado à máquina, sendo mantidas nessas temperaturas por uma hora. Em seguida, foram resfriadas até as temperaturas de ensaio na faixa de 1250 a 900°C, mantidas nessas temperaturas por 30 segundos e ensaiadas com taxa de deformação de  $1s^{-1}$ . Para observar a evolução microestrutural que ocorria durante o tratamento termomecânico, era injetada água através do tubo de quartzo que circunvizinhava as amostras imediatamente após o término do tempo de encharque ou após a deformação. Após os procedimentos metalográficos padrões, as amostras foram atacadas com uma solução composta de 100 ml de água destilada, 20 ml de HCl e 2 g de metabissulfato de potássio.

## 3. Resultados

Inicialmente foram observadas as microestruturas das amostras reaquecidas e encharcadas por uma hora. Vale lembrar que a austenita se apresentava



**Figura 1** - Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% de ferro. As localizações relativas dos aços A e B foram determinadas considerando as razões Cr/Ni equivalentes.  $Cr_{eq} = \%Cr + 1,37\%Mo + 1,5\%Si + 2\%Nb + 3\%Ti$ .  $Ni_{eq} = \%Ni + 22\%C + 14,2\%N + 0,31\%Mn + \%Cu$ .

inicialmente na forma de partículas ou lamelas alinhadas com a direção de laminação do processamento anterior. A Tabela 1 mostra os valores medidos das proporções de austenita na matriz ferrítica em função da temperatura de reaquecimento. Embora a razão ferrita/austenita varie com a temperatura, o aço B sempre contém maior fração volumétrica de austenita que o aço A em condições similares de reaquecimento. Observou-se que no aço A a dissolução da austenita já ocorria em temperaturas logo acima de 900°C, enquanto que, no aço B, a variação da fração volumétrica de austenita com o reaquecimento em temperaturas menores que 1100°C era muito pequena. Durante o resfriamento, desde a temperatura de encharque até a temperatura de ensaio, ocorria a transformação de fase com a nucleação e crescimento da fase austenítica em contornos ou dentro dos grãos ferríticos.

O comportamento plástico dos aços foi avaliado determinando-se a evolução da tensão com a deformação nos ensaios de torção a quente. Tanto o nível de tensão quanto a forma da curva de escoamento plástico dependem de cada um dos materiais e das condições de deformação. Para os ensaios realizados, a curva tensão vs. deformação assumiu uma das quatro formas apresentadas na Figura 2. A Figura 3 mostra as microestruturas observadas em cada um dos ensaios descritos na Figura 2. A curva 1 foi observada em ensaios realizados em altas temperaturas no aço A. A curva descrita refere-se ao ensaio realizado a 1200°C, após reaquecimento à mesma temperatura. Nesse caso, a fração volumétrica de austenita era próxima a 1% (ver Tabela 1 e Figura 3a) e, assim, a deformação ocorreu em uma matriz essencialmente ferrítica. Resfriando até temperaturas menores, há a nucleação de partículas de austenita com a forma de Widmanstätten. Ao serem deformadas, essas partículas perdem a coerência e se alinham com a direção de deformação, como mostrado na Figura 3b. A curva 2 foi observada no ensaio realizado a 900°C após reaquecimento a 1200°C.

As curvas 3 e 4 foram observadas no aço B. Durante o reaquecimento, não

**Tabela 1** - Variações da fração volumétrica (em %) de austenita nos aços A e B em função da temperatura de reaquecimento.

	900°C	950°C	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C	1200°C	1250°C
Aço A	38,8	19,9	14,3	9,4	5,2	2,4	1,3	<1,0
Aço B					53,3	46,5	41,4	39,6

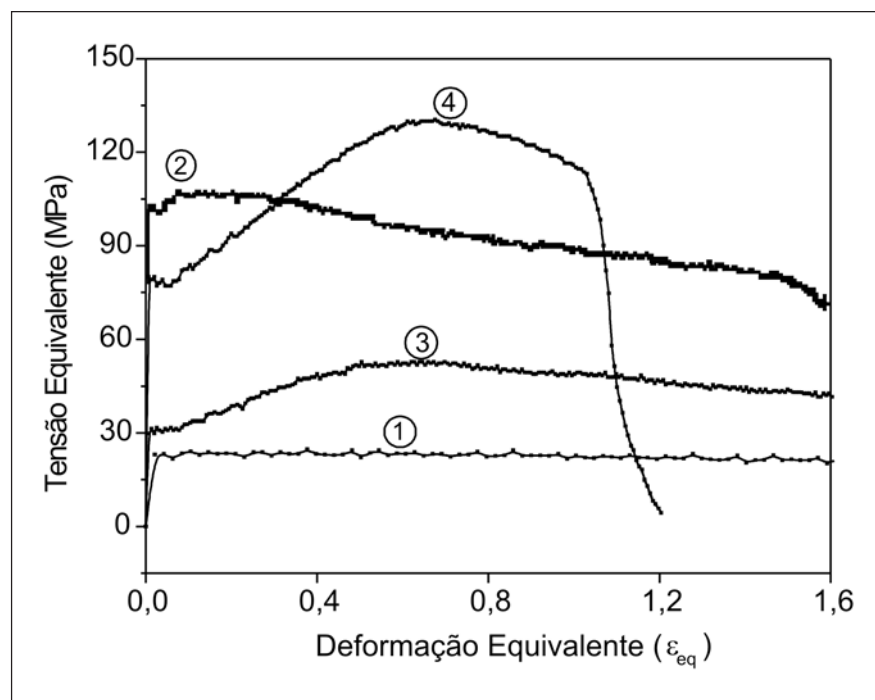
ocorria a dissolução completa da austenita, permanecendo partículas (ou lamelas) de austenita alongadas e alinhadas com a direção de laminação do processamento anterior. A curva 3 foi obtida em um ensaio realizado a 1250°C, após reaquecimento a 1250°C. Observa-se, na Figura 3c, a presença de grãos/subgrãos dentro da matriz ferrítica e, também, que a fase austenítica (mais clara) se apresenta na forma de partículas não contíguas (isoladas). A curva 4 foi obtida em um ensaio realizado em temperatura menor (1000°C), onde as lamelas de austenita se estendem por toda a microestrutura observada, sem nenhuma indicação da formação de grãos/subgrãos, como pode ser visto na Figura 3d.

## 4. Discussão

A seguir será analisada cada uma das formas da curva de escoamento plástico observadas.

### (i) Microestrutura essencialmente ferrítica

Aços inoxidáveis duplex como o aço A, com maiores razões cromo níquel equivalentes, têm, nas condições de uso, microestruturas constituídas de uma matriz ferrítica com partículas ou lamelas de austenita, sendo a fração volumétrica de ferrita maior que a de austenita. Ao ser reaquecida até altas temperaturas, a austenita não é mais estável e a microes-



**Figura 2** - Curvas de escoamento plástico típicas obtidas nos ensaios realizados. (1) microestrutura essencialmente ferrítica; (2) matriz ferrítica com partículas coerentes de austenita finamente dispersas; (3) matriz ferrítica com partículas de austenita grosseiramente dispersas; e (4) microestrutura duplex.

trutura torna-se essencialmente ferrítica (Figura 3a). Ao deformar a ferrita, o processo de amaciamento dinâmico por recuperação que ocorre simultaneamente ao processo de geração de discordâncias é efetivo e estabelece o equilíbrio entre geração e aniquilação de discordâncias, após uma determinada quantidade de deformação. O prosseguimento da deformação conduz à formação de novos grãos através da rotação e gradual aumento na desorientação dos subgrãos, em um processo conhecido como recuperação dinâmica estendida ou recristalização dinâmica contínua (Cizek & Winne, 1997). Nesse caso, a tensão aplicada aumenta rapidamente com a deformação imposta e estabelece um estado estacionário após uma determinada quantidade de deformação, como mostra a curva 1.

### (ii) Matriz ferrítica com partículas coerentes de austenita

Ao realizar a deformação em temperaturas menores que a de solubilização, tem-se a precipitação de partículas de austenita na matriz ferrítica durante o resfriamento. Tem sido mostrado que, para aços duplex, a austenita obedece à relação de Kurdjumov-Sachs com respeito à ferrita. Por exemplo, Arboledas et al. (1996) encontraram que os planos  $(011)\alpha$  são paralelos aos planos  $(111)\gamma$  e que as direções  $[100]\alpha$  e  $[110]\gamma$  também são paralelas. Assim, a fase austenítica, formada por transformação da ferrita no estado sólido, é coerente com a matriz. Tal coerência aumenta o grau de interação entre precipitados e discordâncias. Durante o estágio inicial da deformação, as partículas de austenita inibem a deformação da matriz, aumentando a tensão de início de escoamento e a taxa de encruamento. Esse efeito prevalece enquanto as partículas de austenita forem coerentes com a matriz.

Com o prosseguimento da deformação, tem-se o processo de recuperação dinâmica estendida da matriz ferrítica. Inicialmente são formados subgrãos, os quais são rotacionados em relação às

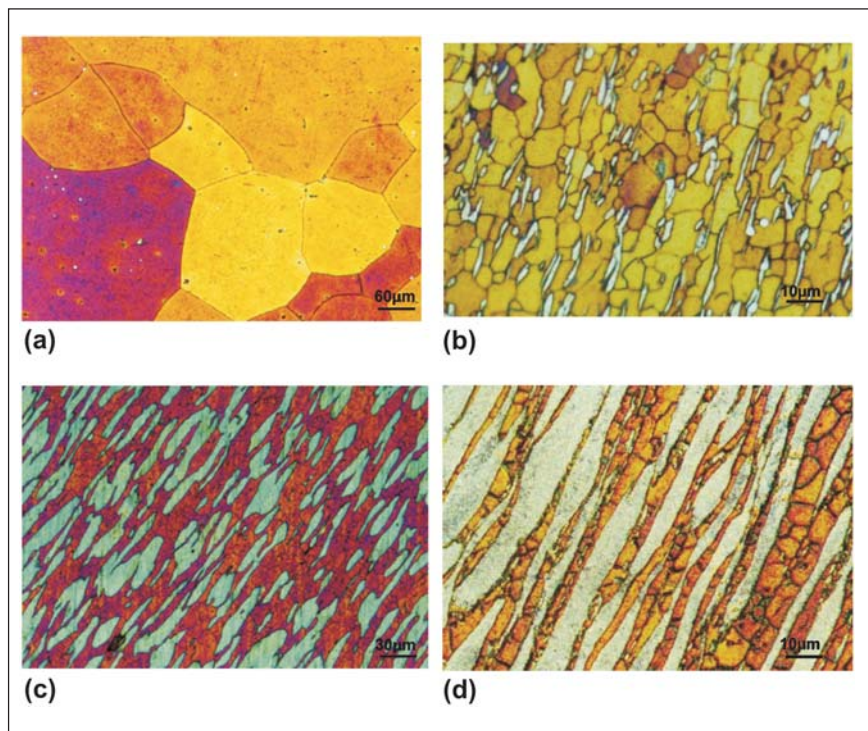


Figura 3 - Microestruturas - inicial (a) e finais (b, c e d) - típicas associadas às curvas descritas na Figura 2. a) curva 1, b) curva 2, c) curva 3 e d) curva 4. A austenita é a fase mais clara.

partículas de austenita, perdendo a relação de orientação. Assim, o processo de amaciamento, que decresce a tensão de escoamento em direção a um estado estacionário, começa antes da formação de um número significativo de novos grãos (Balancin et al., 2000). Após completar o amaciamento, as partículas de austenita não são mais coerentes com a matriz. A evolução da tensão com a deformação toma a forma da curva 2 e a microestrutura final é a apresentada na Figura 3b.

### (iii) Matriz ferrítica com partículas de austenita grosseiramente dispersas

Aços inoxidáveis duplex, como o aço B, com menores razões cromo níquel equivalentes, têm iguais proporções de fases nas condições de uso. Inicialmente as duas fases apresentavam-se alinhadas com a direção de laminação do processamento anterior. Os aços inoxidáveis duplex, ao serem reaquecidos até altas temperaturas, propiciam a dissolução de parte da austenita. Por exemplo, quando

o aço B é reaquecido a 1250°C, a fração volumétrica de austenita é em torno de 40% (Tabela 1). As partículas de austenita já não mais percolam toda a microestrutura como ocorria antes do reaquecimento, mas se apresentam como partículas grosseiramente dispersas na matriz ferrítica.

Em aços inoxidáveis duplex, quando a fase ferrítica constitui a matriz, a fase austenítica mais dura oferece maior resistência à deformação que a matriz. Conseqüentemente, durante os primeiros estágios da deformação plástica, a fase ferrítica acomoda a maior parte da deformação, resultando que o endurecimento do material é controlado, inicialmente, pela recuperação dinâmica eficiente da ferrita, a qual leva a uma tensão de escoamento plástico constante, em pequenas deformações. Em deformações maiores, há transferência de carga da ferrita para a austenita, conduzindo a um aumento no endurecimento do material, que aparece na curva 3 na forma de encruamento linear (aumento linear da tensão com a deformação).

Em consequência da concentração da deformação plástica na ferrita, tem-se que a matriz flui ao redor ou paralelamente às partículas mais duras de austenita. Uma vez que a maioria das partículas de austenita não é contígua, após o alinhamento da microestrutura com a direção de deformação, a deformação volta a ocorrer, preferencialmente, na matriz e o nível de tensão decresce. Nesse caso, a curva de escoamento é caracterizada por um pico, separando uma extensa região de encruamento de uma extensa região de amaciamento, como mostra a curva 3 da Figura 2.

#### (iv) Microestrutura duplex

Ao reaquecer amostras do aço B até temperaturas relativamente baixas como 1100°C, não há a dissolução de austenita. Quando as amostras são deformadas nessas temperaturas, ambas as fases estão em iguais proporções na forma de lamelas que percolam toda a amostra. Nesse caso, a etapa inicial da curva de escoamento plástico é similar ao caso anterior: há um pequeno patamar em baixas deformações seguido por um encruamento linear até o pico de tensões; após o pico, o nível de tensão decresce de forma suave até a falha do corpo de prova.

A diferença no comportamento plástico observado entre amostras com partículas dispersas e com lamelas percolando a microestrutura inicia-se no final da etapa de encruamento. Nessa etapa, as duas fases são deformadas simultaneamente, alongando as partículas e lamelas de austenita e, conseqüentemente, diminuindo a espessura das mesmas. Essa evolução geométrica sofre descontinuidade em níveis de deformações próximos aos correspondentes ao pico de tensões, iniciando-se um processo de fragmentação da austenita. Com o aumento da densidade de partículas pequenas, a ferrita flui em torno dessas partículas e a deformação concentra-se gradualmente na matriz até a fratura da amostra.

## 5. Conclusões

- 1) Quando a microestrutura dos aços inoxidáveis duplex é essencialmente ferrítica durante a deformação a quente, o comportamento mecânico é determinado pela matriz e a curva de escoamento plástico é típica de materiais que sofrem recuperação dinâmica estendida.
- 2) A presença de partículas de austenita coerentes com a matriz ferrítica inibe a deformação do material, aumentando a tensão de início de escoamento e a taxa de encruamento. Com a recuperação dinâmica estendida da matriz tem-se a perda dessa coerência e, conseqüentemente, ocorre o amaciamento do material.
- 3) Quando as duas fases têm frações volumétricas próximas e apresentam-se na forma de lamelas, a deformação inicia-se na ferrita e prossegue com a transferência de carga para a fase austenítica, que se alonga e se alinha com a direção de deformação até alcançar um pico de tensões.
- 4) Após o pico de tensões, a matriz flui ao redor ou paralelamente às partículas, quando a austenita está grosseiramente dispersa, e inicia-se um processo de fragmentação das lamelas, quando a austenita percola a amostra.

## 6. Referências bibliográficas

- ARBOLEDAS, J.B. et alii. Optimizing the hot deformability of 2205 duplex stainless steel by thermal/mechanical simulation. *Proceeding of International Congress of Stainless Steel 96*. Dusseldorf/Neuss, June 1996. VDEh (Verein Deutscher Eisenhütten-leute). Dusseldorf, p.116-121, 1996.
- BALANCIN, O. et alii. Influence of microstructure on the flow behavior of duplex stainless steel at high temperatures. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.31A, p.1353-1364, 2000.
- CIZEK, P., WYNNE, B.P. Microstructural study of softening processes in a duplex stainless steel deformed in torsion. *Materials Science & Engineering*, v.A230, p.88-94, 1997.
- DUPREZ, L. et alii. Flow stress and ductility of duplex stainless steel during high-temperature torsion deformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.33A, p.1931-1938, 2002.
- IZA-MENDIA, A. et alii. Microstructure and mechanical behavior of a duplex stainless steel under hot working conditions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.29A, p.2975-2986, 1998.
- MAEHARA, Y. High strain rate super plasticity of a 25 wt pct Cr-7 wt pct Ni-3 wt pct Mo-0.14 wt pct N duplex stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.22A, p.1083-1091, 1991.
- MCQUEEN, H.J. et alii. Dynamic recrystallization in austenitic stainless steels. *Materials Science Forum*, v.113-115, p.435-440, 1993.
- PIÑOL-JUEZ, A. et alii.  $\delta/\gamma$  interface boundary sliding as a mechanism for strain accommodation during hot deformation in a duplex stainless steel. *Metallurgical and Materials transactions A*, v.31A, p.1671-1677, 2000.
- REIS, G.S. et alii. Influence of the microstructure of duplex stainless steels on their failure characteristics during hot deformation. *Materials Research*, v.3, n.2, p.31-35, 2000.
- RICHARDS, P., SHEPPARD, T. Development of structure and effect of processing parameters on strength-structure relationships for two ferritic stainless steels. *Materials Science and Technology*, v.2, p.836-840, 1986.

Artigo recebido em 24/11/2006 e aprovado em 30/06/2008.

[www.rem.com.br](http://www.rem.com.br)