

# MESO-ANISOTROPIA DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA E DO DESGASTE DURANTE A EROSÃO POR CAVITAÇÃO DE UM AÇO AUSTENÍTICO COM ALTO TEOR DE NITROGÊNIO<sup>1</sup>

*Dairo Hernán Mesa Grajales*<sup>2</sup>  
*Carlos Mario Garzón Ospina*<sup>3</sup>  
*André Paulo Tschiptschin*<sup>4</sup>

## Resumo

São estudados os mecanismos de desgaste, na escala do tamanho de grão (meso-escala), que têm lugar durante ensaios de cavitação vibratória para diferentes amostras de um aço inoxidável austenítico ligado com 0.9 % N (%-massa). Amostras de ensaio foram submetidas à caracterização de textura por difração de elétrons retroespalhados, EBSD, e posteriormente à cavitação vibratória em água destilada. Os ensaios de cavitação foram periodicamente interrompidos com o intuito de estudar a deterioração das amostras por exame das mesmas no microscópio eletrônico de varredura, MEV, e por medidas da perda de massa. Observou-se que tanto a nucleação do dano, como o seu crescimento se apresentam de forma heterogênea na escala do tamanho de grão. As regiões (grãos e/ou contornos de grão), submetidas com acentuados gradientes de tensão projetada, efetiva para promover a deformação plástica, atuam como pontos moles na microestrutura, permitindo incubação do dano e o seu crescimento.

**Palavras-chave:** Erosão por cavitação; Aços inoxidáveis com alto teor de nitrogênio; Mesotextura; Difração de elétrons retroespalhados.

## PLASTIC DEFORMATION AND WEAR MESOANISOTROPY DUE TO CAVITATION-EROSION OF A HIGH NITROGEN AUSTENITIC STAINLESS STEEL

### Abstract

Wear mechanisms at the grain size length due to cavitation-erosion of a High Nitrogen Stainless Steel are studied. Samples with 0.9 wt-% of nitrogen content were analyzed by electron back scattering diffraction, EBSD, and then were submitted to vibratory cavitation tests in distilled water. It was observed that both damaging nucleation and growth exhibited heterogeneous character at the grain-size length. Wear damaged was preferentially nucleated at both grain boundaries and inside grain regions. The weak regions in microstructure were (i) inside grain regions where crystallographic orientation leads to high resolved stress for plastic deformation and (ii) grain boundaries between grains where crystallographic orientation leads to high gradients of resolved stress for plastic deformation between adjacent grains.

**Key words:** Cavitation-erosion; High nitrogen stainless steels; Texture; Electron back scattering diffraction.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

<sup>2</sup> *Estudante de doutorado, Universidade de São Paulo -Brasil.* <sup>3</sup> *Professor assistente, Universidad Tecnológica de Pereira -Colômbia.*

<sup>3</sup> *Professor assistente, Universidad Nacional de Colombia –Colômbia.*

<sup>4</sup> *Professor titular, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo -Brasil.*

## 1 INTRODUÇÃO

A formação e o colapso de bolhas de vapor ou cavidades num fluido pode produzir elevadas pressões, que freqüentemente danificam as superfícies sólidas adjacentes. O desgaste erosivo gerado por este fenômeno é conhecido como erosão por cavitação (E-C), sendo responsável por grandes custos de manutenção em sistemas hidráulicos, como por exemplo, hélices de embarcações, bombas e turbinas hidráulicas. Em nosso país, onde grande parte da energia elétrica é gerada em usinas hidrelétricas, este problema tem merecido uma atenção especial, uma vez que há uma grande incidência de cavitação em turbinas elétricas.

Os aços inoxidáveis austeníticos com alto teor de nitrogênio são materiais potencialmente adequados para substituir os aços inoxidáveis convencionais em aplicações onde há intenso desgaste erosivo por cavitação, quer seja em meios não corrosivos quer seja em meios altamente corrosivos.<sup>(1-3)</sup> O baixo custo destes aços inoxidáveis com alto teor de nitrogênio (*HNS-Steels*), próximo ao dos aços inoxidáveis convencionais e muito menor que o das ligas à base de cobalto, abre a possibilidade de utilização destes aços em substituição às ligas à base de cobalto nas aplicações onde ocorre desgaste erosivo por cavitação, particularmente quando o meio de trabalho é corrosivo.

Em trabalhos prévios,<sup>(4-6)</sup> foi observado que a adição de nitrogênio em solução sólida aos aços inoxidáveis UNS S30403 e UNS S31803 melhora acentuadamente a sua resistência à erosão por cavitação, tanto em água destilada quanto em água do mar sintética. Por meio do controle do teor de nitrogênio, do tamanho de grão e da textura foi possível diminuir a taxa de perda de massa em erosão por cavitação, em até 20 vezes para o aço dúplex e até 8,5 vezes para o aço austenítico, em comparação com os materiais simplesmente solubilizados.

O efeito benéfico da adição de nitrogênio na resistência à erosão por cavitação de aços inoxidáveis pode ser atribuído a: (i) aumento na resistência à deformação plástica, (ii) distribuição mais homogênea da deformação e (iii) mudanças nos principais mecanismos de perda de massa, os quais se tornam mecanismos de maior consumo de energia de impacto. Por outro lado, o efeito benéfico do refino de grão sobre a resistência à erosão por cavitação pode ser atribuído ao endurecimento por refino de grão, que leva a aumento da resistência à deformação plástica e à diminuição da intensidade do micro-relevo gerado na superfície do material por causa da erosão por cavitação. Embora tenha sido observado significativo efeito da textura e da distribuição de tipos de contornos de grão na resistência à erosão por cavitação, não se tem evidências claras que permitam explicar o papel da textura neste tipo de desgaste. Uma das hipóteses de trabalho é a de que existam orientações cristalográficas que favorecem um elevado consumo de energia de impacto quando os grãos se encontram orientados nessas direções.

O objetivo deste trabalho é relacionar a orientação dos cristais na escala do tamanho de grão (meso-textura) de aços austeníticos de alto teor de nitrogênio com os mecanismos de desgaste operantes durante o desgaste erosivo induzido pela cavitação.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

### 2.1 Materiais

Os materiais utilizados na pesquisa foram o aço inoxidável austenítico UNS S30403 e aço inoxidável dúplex UNS S31803. As composições químicas destes materiais são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1. Composições químicas dos materiais de partida.

Material	%Cr	%C	%Ni	%Mn	%Si	%Cu	%N	%S	%Mo
UNS 30403	18,7	0,03	9,6	1,9	0,95	--	--	0.02	--
UNS S31803	22,5	0,019	5,4	1,9	--	0,14	0,16	<0,001	3,0

### 2.2 Nitretação Gasosa em Alta Temperatura.

Amostras do aço UNS S31803 de aproximadamente 1 mm de espessura foram nitretadas em alta temperatura, de forma a se obter peças austeníticas com alto teor de nitrogênio. O tratamento de nitretação foi realizado solubilizando as amostras a 1.200°C por 8 horas numa atmosfera de nitrogênio gasoso de alta pureza (porcentagem de impurezas menor que 0,001 %-vol).

O aço austenítico 30403 foi usado como material de comparação. Este material foi estudado no estado solubilizado em atmosfera de argônio a 1.200 °C.

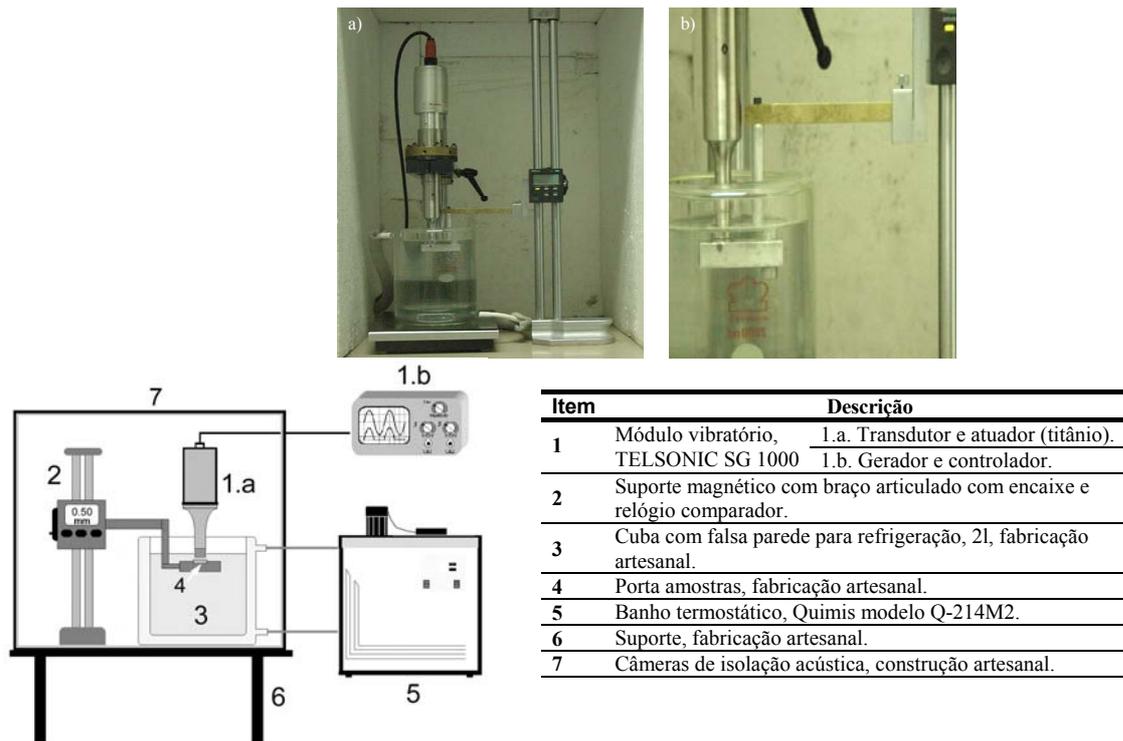
Dois conjuntos de amostras com alto teor de nitrogênio foram estudados. Os dois conjuntos de amostras eram similares, porém a sua textura era diferente. Um conjunto de amostras, de elevada orientação preferencial, foi obtido por têmpera direta em água após nitretação. O outro conjunto de amostras, de baixa orientação preferencial, foi obtido submetendo a amostras nitretadas a laminação a frio e posterior recozimento de recristalização.

### 2.3 Caracterização Microestrutural, Microtextural e Química

A análise morfológica das superfícies cavitadas foi feita usando microscópio eletrônico de varredura *Philips XL30TMP*. O teor de nitrogênio na superfície das amostras foi determinado por meio de microanálise química WDS utilizando microsonda acoplada a um microscópio *Cambridge Instruments Stereoscan 440*. A técnica de difração de elétrons retroespalhados, EBDS, foi usada para a caracterização da microtextura dos diferentes materiais estudados, usando-se um sistema EBSD/TSL acoplado a um microscópio eletrônico de varredura Philips XL30TM.

### 2.4 Ensaios de Cavitação

Foram realizados ensaios de cavitação vibratória conforme ASTM G32-92, embora uma pequena modificação tenha sido introduzida para usar a técnica de ensaio indireta. Esta modificação consistiu em colocar o corpo de prova embaixo da ponta vibratória. Os ensaios foram realizados num equipamento Telsonic SG 1000 operando a 20 kHz de frequência e a uma amplitude de vibração de 40 μm. A massa das amostras foi medida periodicamente, interrompendo o ensaio, com o intuito de medir a taxa de desgaste. As amostras foram ensaiadas em água destilada a aproximadamente 25°C. Na Figura 1 mostra-se a disposição usada nos ensaios de cavitação.



(C)

Figura 1 - Equipamento de cavitação. (a) vista geral, (b) detalhe do porta-amostra, (c) esquema do dispositivo de ensaios.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 apresenta a microestruturas do aço UNS S31803 estudado, no estado como recebido, e após nitretação.

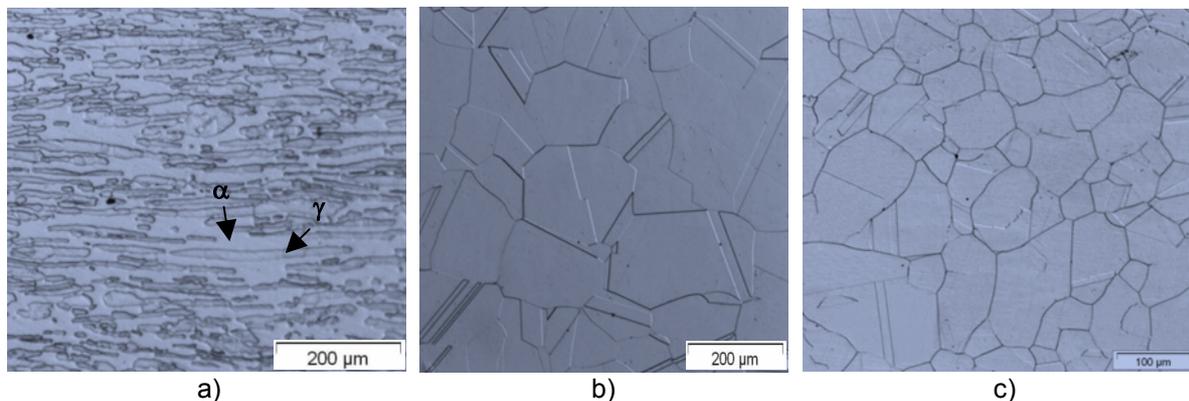
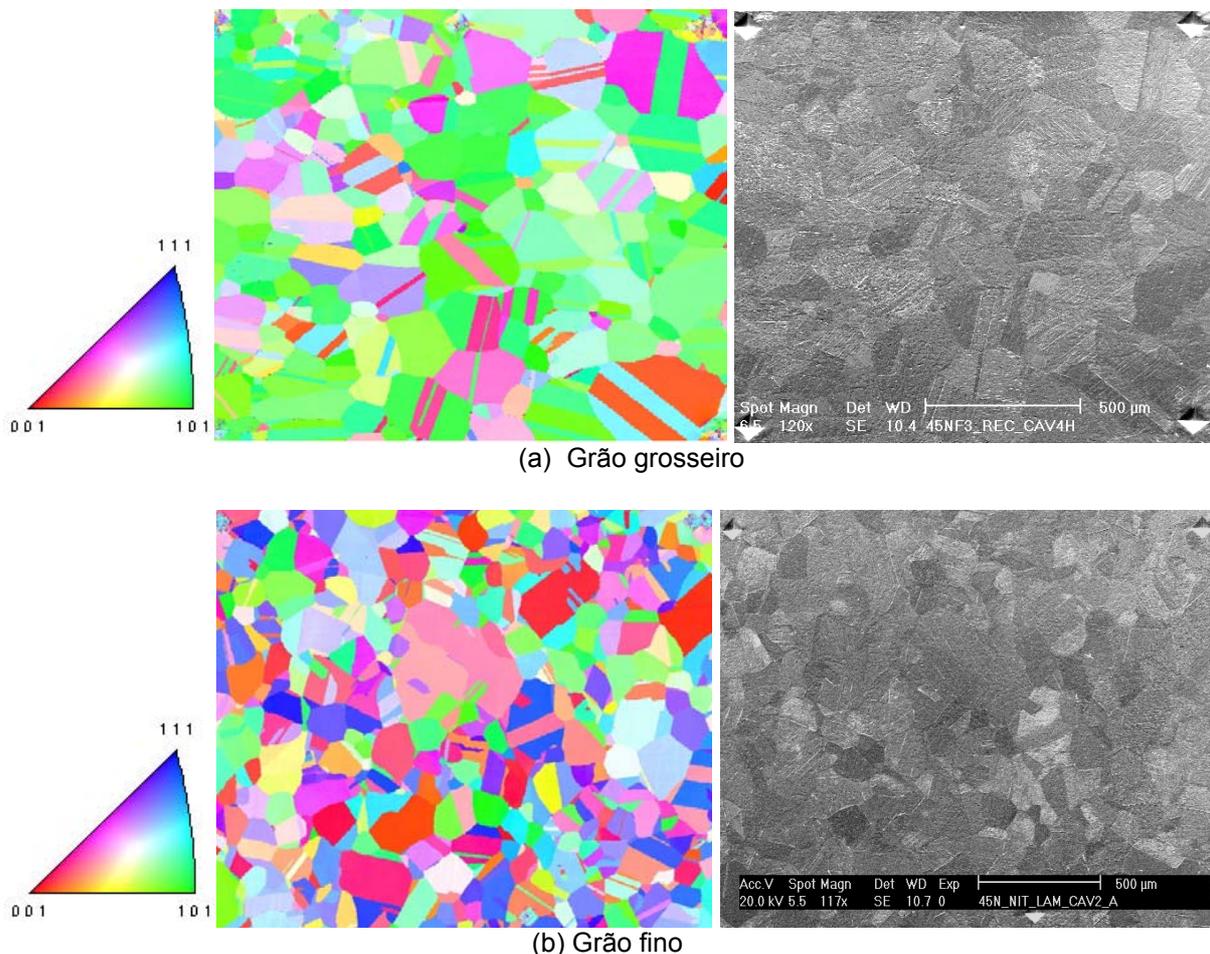


Figura 2. Microestruturas do aço estudado. a) Como recebido, b) nitretado e submetido a têmpera direta, c) nitretado, em seguida laminado e submetido a recozimento de recristalização.

As amostras nitretadas apresentaram estruturas 100% austeníticas, não tendo sido observada a presença de nitretos de cromo. O teor de nitrogênio das amostras resultou próximo de 0,9%-massa. O diâmetro do grão equivalente das amostras submetidas à têmpera direta foi de 200  $\mu\text{m}$ , e o das amostras submetidas a posterior laminação e recozimento foi de 120  $\mu\text{m}$ . A partir deste ponto, denominaremos os dois conjuntos de amostras como de grão grosseiro (diâmetro equivalente 200  $\mu\text{m}$ ) e de grão fino (diâmetro equivalente 120  $\mu\text{m}$ ).

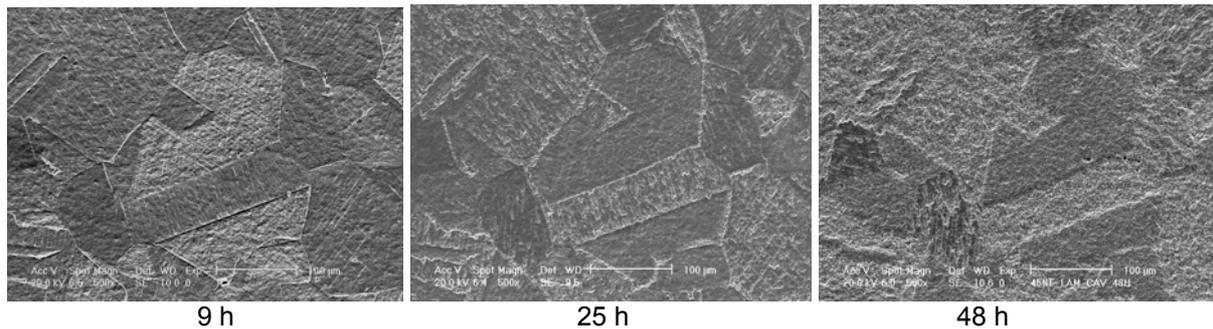
As amostras de grão grosso apresentaram uma forte orientação preferencial: observou-se uma acentuada população de grãos com planos do tipo (011) orientados paralelos à superfície das amostras. Por outro lado, as amostras de grão fino apresentaram uma distribuição de orientações próxima a uma distribuição aleatória. A Figura 3 apresenta a distribuição de orientações cristalográficas numa micro-região para os dois tipos de amostras estudadas, bem como a aparência da superfície destas mesmas micro-regiões após 4 h de ensaio de cavitação. Observa-se que após 4 h de ensaio não ocorre ainda perda de massa mensurável nas amostras e que a incubação do dano é heterogenea na escala do tamanho de grão. No interior dos grãos observam-se as projeções das linhas de escorregamento na superfície das amostras. Grãos com intensa deformação plástica podem ser observados ao lado de grãos quase intactos.



**Figura 3.** Mapa de distribuição de orientações cristalográficas numa micro-região das amostras estudadas (obtido por EBSD) e aparência da mesma micro-região após 4 h de ensaio de cavitação (fotos obtidas no MEV).

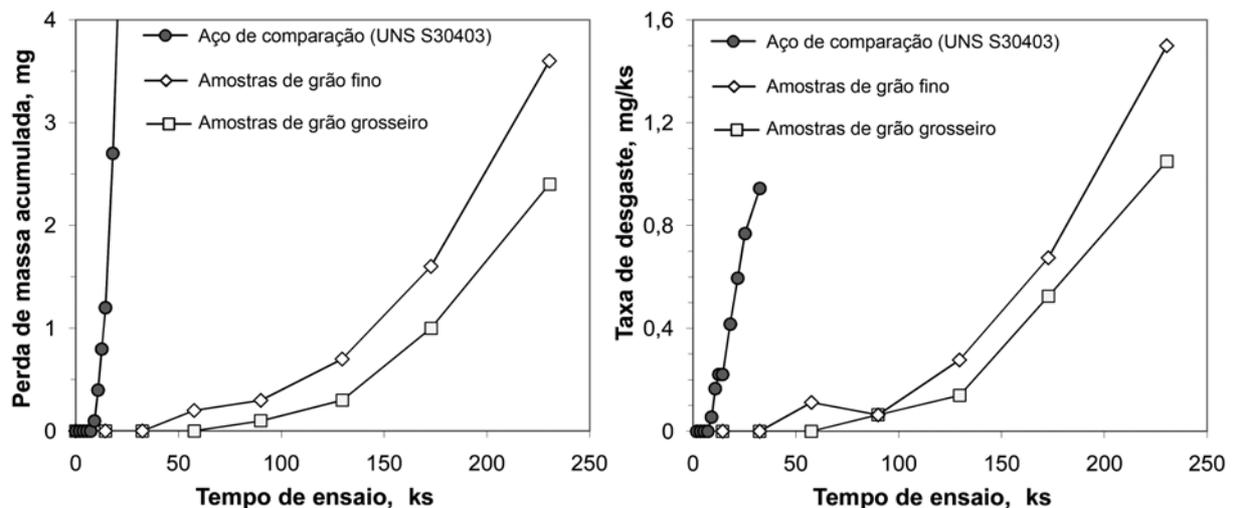
A Figura 4 mostra a aparência, da mesma micro-região, para a superfície de uma amostra de grão fino após 9 h, 25 h e 48 h de ensaio de cavitação. Esses tempos de ensaio correspondem, respectivamente ao período de incubação do dano, aos primeiros estágios da perda de massa e a estágios avançados de perda de massa. Observa-se que a incubação do dano com perda de massa se dá de modo heterogêneo tanto nos contornos de grão como no interior dos grãos; as regiões em que as tensões críticas projetadas para cisalhamento eram alcançadas, ou, as regiões onde primeiro se tornaram acentuadas as linhas de escorregamento, são as regiões

onde o dano com perda de massa é maior.



**Figura 4.** Aparência da superfície da amostra de grão fino após 9 h, 25 h e 48 h de ensaio de cavitação.

A Figura 5 mostra, em função do tempo de ensaio, a perda de massa acumulada e a taxa de perda de massa durante os ensaios de cavitação. Para efeitos de comparação, o comportamento de um aço austenítico convencional UNS S30403 é incluído nesta figura. Observa-se o aumento acentuado da resistência à erosão por cavitação do aço devido à adição de nitrogênio quando comparado com o aço convencional. Das duas amostras estudadas, a de grão grosso apresenta tanto um maior tempo de incubação para o início do dano, como uma maior taxa de desgaste. Ainda que o refinamento de grão tenha se mostrado como um fator adequado para melhorar a resistência à cavitação,<sup>(5)</sup> fundamentalmente por ser um mecanismo de endurecimento que não deteriora a tenacidade, neste caso a melhoria da resistência à cavitação por orientação preferencial dos grãos (evidenciada nas amostras de grão grosso) é mais significativa que o refinamento de grão. Em outras palavras, o efeito benéfico do aumento da fração de grãos que possuem valores de tensão crítica projetada para cisalhamento mais alta, mostrou-se mais acentuado que o efeito deletério da diminuição da fração de contornos de grão, que atuam como obstáculo para a propagação da deformação plástica.

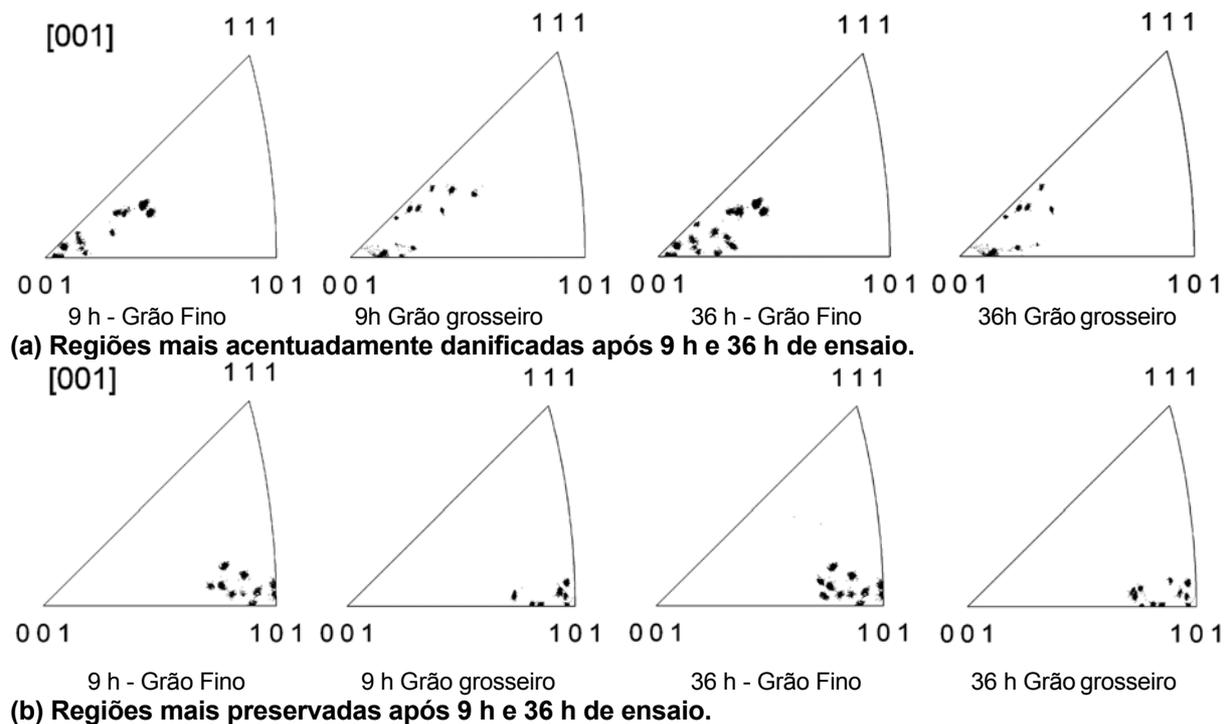


**Figura 5.** Perda de massa (a) e taxa de desgaste (b) em função do tempo de ensaio em cavitação.

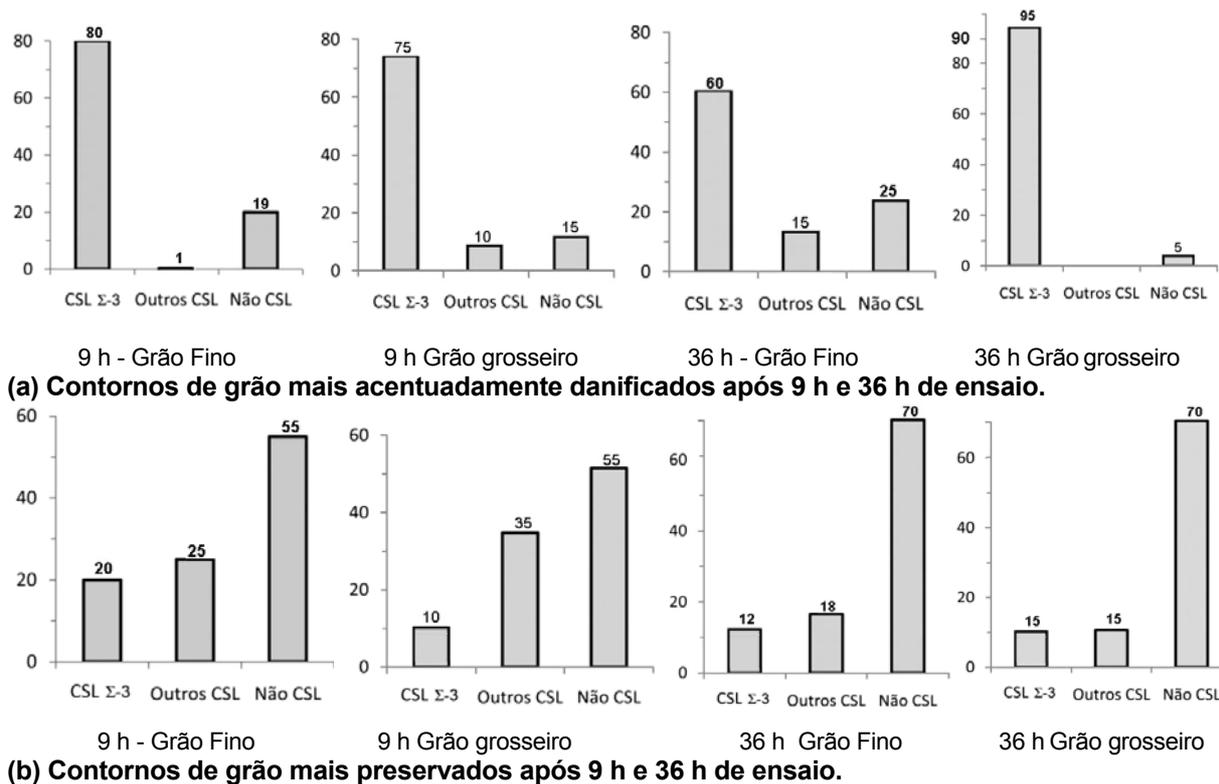
A Figura 6 mostra a figura de pólo inversa tanto para as regiões cristalográficas mais acentuadamente danificadas como para as regiões mais preservadas após 9 h e 36 h de ensaio. Observa-se que as regiões mais afetadas são os grãos com os planos da família (100) orientados aproximadamente paralelos à superfície das amostras,

enquanto as regiões mais preservadas são aquelas com os grãos orientados aproximadamente com os planos (011) paralelos à superfície. Como se tinha deduzido anteriormente, os grãos mais preservados são aqueles em que a tensão crítica para cisalhamento ainda não havia sido alcançada. Usando este parâmetro e o fator de Taylor, observou-se que a tensão resolvida gerada pelos impactos implosivos da cavitação pode ser estimada assumindo uma distribuição de esforços axiais (tração e compressão) na superfície das amostras.

A Figura 7 mostra a distribuição de tipos de contornos de grão mais danificados e os mais preservados após 9 h e 36 h de ensaio. Observa-se que os contornos de macla (CSL  $\Sigma$ -3) são os mais suscetíveis à incubação do dano por cavitação. No obstante, quando se examina a superfície das amostras desgastadas observa-se que há contornos de macla perfeitamente preservados e outros bastante danificados. Isso se deve ao fato de a tensão crítica projetada para cisalhamento em ambos os lados de um contorno de macla pode variar muito pouco ou, alternativamente, apresentar uma acentuada variação, dependendo de qual a variante de macla operante. Neste trabalho propomos que aquelas variantes de macla que levam à acentuada mudança da orientação dos planos de escorregamento com relação à superfície das amostras são as que exibem contornos susceptíveis à deterioração rápida durante os ensaios de cavitação, ao passo que as outras variantes de macla levam a contornos de grão de excepcional resistência ao dano erosivo por cavitação.



**Figura 6.** Figuras de pólo inversas, IPF, tanto para as regiões cristalográficas mais acentuadamente danificadas (a), como para as regiões mais preservadas (b) após 9 h e 36 h de ensaio.



**Figura 7.** Distribuição de tipos de contorno de grão, tanto para os contornos de grão mais acentuadamente danificados como para aqueles mais preservados após 9 h e 36 h de ensaio.

Os resultados apresentados podem ser explicados levando em consideração os diferentes níveis de tensão crítica projetada para cisalhamento, induzidas pela implosão de bolhas durante a cavitação na superfície do material com textura (100) paralela à superfície ou com textura (011) paralela à superfície. A heterogeneidade da incubação do dano nos contornos de grão pode ser devida à presença de acentuados gradientes de tensão crítica projetada para cisalhamento fazendo com que certas regiões se tornem pontos moles na microestrutura.

#### 4 CONCLUSÕES

Em relação ao desgaste observado na escala do tamanho de grão (meso-escala) durante ensaios de cavitação vibratória de amostras de um aço inoxidável austenítico com 0,9% N (%-massa) pode-se concluir que:

- 1) Grãos, com planos do tipo (100) orientados aproximadamente paralelos à superfície das amostras são muito suscetíveis à incubação do dano e ao crescimento do mesmo;
- 2) Grãos com planos do tipo (011) orientados aproximadamente paralelos à superfície das amostras exibiram maior resistência ao dano por cavitação.
- 3) Estes resultados podem ser explicados levando em consideração os diferentes níveis de tensão crítica projetada para cisalhamento, induzidas pela implosão de bolhas durante a cavitação.

## **Agradecimentos**

Os autores agradecem o apoio financeiro da *CAPES* e da *FAPESP* processo 03/10157-2

Ao Grupo de Pesquisa em Materiais para Aplicações Avançadas do Departamento de Engenharia Metalúrgica da USP.

Ao Grupo de Pesquisa Materiales de Ingeniería (GIMI-UTP) de la Universidad Tecnológica de Pereira-Colômbia.

## **REFERÊNCIAS**

- 1 Gavriljuk, V.G.; Berns, H., High Nitrogen Steels, Springer-Verlag, Berlin. 1999. p. 378.
- 2 Mills, D.; Knutsen, R. *Wear* 215. 1998. p. 83-90.
- 3 Wantang, F., Yangzeng, Z., Xiaokui, H., *Wear* 249. 2001. p. 788-791.
- 4 Garzón, C.M.; Dos Santos, J.F.; e Tschiptschin, A.P., *Materials Science and Engineering-A* 382. 2004. p. 378 - 386.
- 5 Garzón, C.M.; Dos Santos, J.F.; Thomas, H. e Tschiptschin, A.P., *Wear* 259. 2005. p. 145 - 153.
- 6 Garzón, C.M. e Tschiptschin, A.P., Patent BR200504885-A, international patent classification: c23c-014/14, 26 junho de 2007.