

Conforme pode ser percebido, existem dois comportamentos distintos entre os materiais. Para o aço 16Cr, na espessura de maior resistência ao desgaste (3,6 mm), o coeficiente de atrito é menor, apresentando uma menor energia gasta na superfície sob a forma de atrito. No caso do aço 16CrNb o coeficiente de atrito praticamente permanece inalterado, não justificando os resultados de coeficiente de desgaste. Para este aço, que forma carbonetos de Nb, análises qualitativas foram executadas na espessura, avaliando-se as respectivas posições em que foram executados os ensaios de desgaste, Figura 5.60.

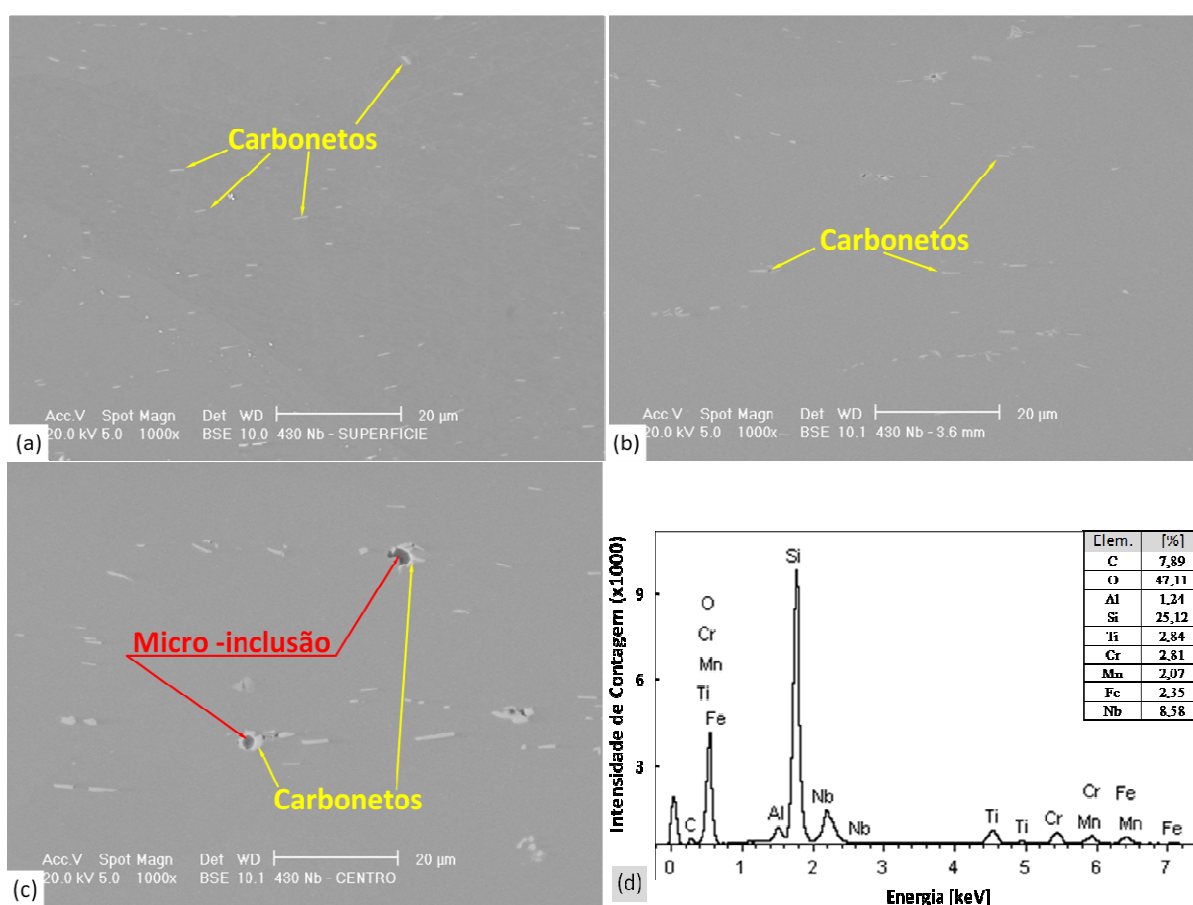


Figura 5.60 – Análise via MEV da seção transversal da amostra do aço 16CrNb ao longo da espessura. (a) 4,0 mm. (b) 3,6 mm (c) 2,0 mm (d) composição da micro-inclusão encontrada no centro da amostra.

Observa-se que existem carbonetos, ou carbonitretos, de Nb (fases claras) e pequenas inclusões (fases escuras) na região central da amostra em maior dimensão em relação às outras mais superficiais. As micro-inclusões são óxidos de silício, alumínio e titânio circundados por um carboneto de Nb, Figura 5.61. O alumínio e titânio encontrados devem

ser provenientes do processo de fabricação da liga de ferro Nióbio enquanto o Silício do processo do próprio aço.

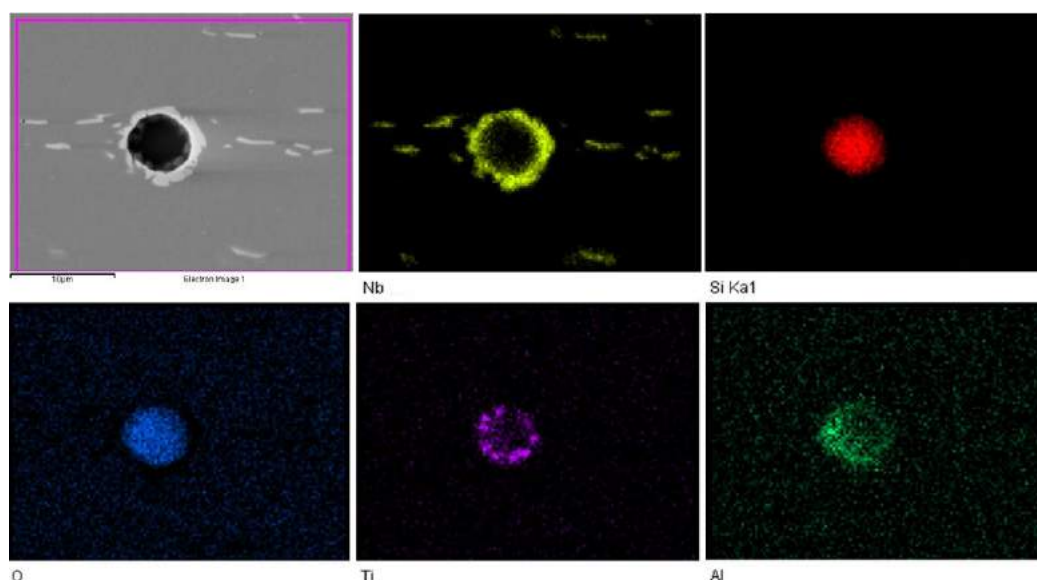


Figura 5.61 – Mapeamento de composição química da micro-inclusão via MEV-EDS.

Essas fases, carbonitreto e micro-inclusões, são oriundas do processo de fabricação do aço, ainda na aciaria, sendo formadas no material durante a solidificação. Estando presentes no material podem afetar o coeficiente de desgaste. Em análise via MEV, enfatizando-se a diferença de composição química (BSE) e de topografia (SE), pode ser observado o efeito dos carbonetos de Nb em suavizar o sulco gerado pelo abrasivo na calota de desgaste do aço 16CrNb, Figura 5.62.

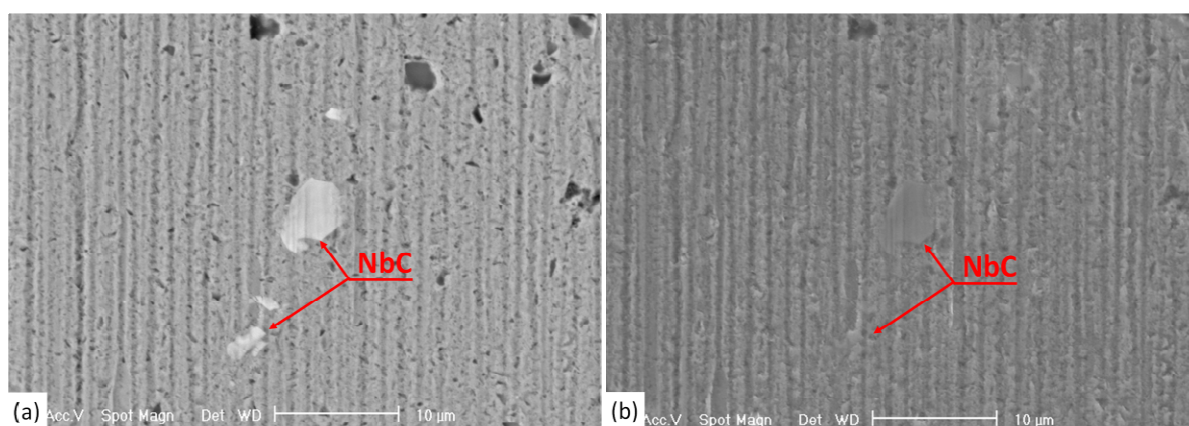


Figura 5.62 – Trilha formada pelo abrasivo sendo suavizada pela presença de carboneto de Nb do aço 16CrNb. (a) BSE e as mesmas regiões (b) SE.

Segundo Zum Gahr (1997), inclusões não metálicas, como sílica e alumina, em uma matriz dura e frágil, como a martensita, pode reduzir consideravelmente a resistência ao desgaste abrasivo. Por outro lado, em materiais dúteis, pode representar um reforço na resistência ao desgaste abrasivo. No estudo em questão, o aço 16CrNb, ferrítico, é um material dútil. Corroborando com esta afirmação, na Figura 5.63 é possível ver como pequenas inclusões presentes no material podem desviar a trajetória do abrasivo, melhorando a resistência ao desgaste.

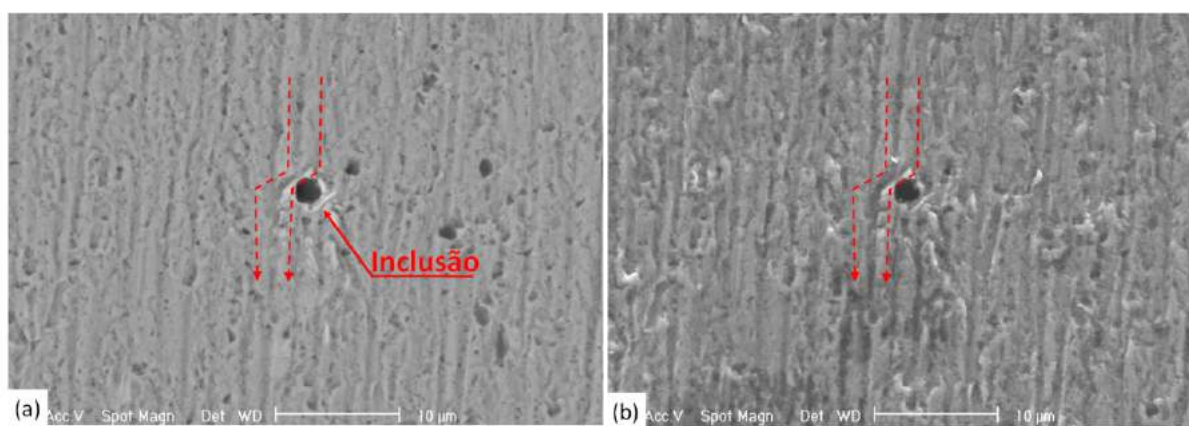


Figura 5.63 – Trilha formada pelo abrasivo sendo desviada pela presença inclusão no aço 16CrNb (a) BSE e as mesmas regiões (b) SE.

Observa-se que a possível influência da textura cristalográfica exercida sobre a resistência ao desgaste, no caso do aço 16Cr, é suprimida pela presença de partículas duras que ancoram a matriz macia, no caso do 16CrNb. Assim, a influência da textura cristalográfica é minimizada pela presença de fases duras, mais presentes nas amostras do centro da chapa do aço 16CrNb, sendo para este material a posição de maior resistência ao desgaste, Figura 5.58.

Conclusões Parciais

Há uma melhor correlação entre a textura cristalográfica e a resistência ao desgaste no aço 16Cr do que no 16CrNb.

No aço 16Cr quanto maior a fração de textura de Goss menor é o coeficiente de desgaste k . Nessas regiões ocorrem também os menores coeficientes de atrito, de forma que há um gasto menor de energia sob a forma de atrito onde há um menor coeficiente de desgaste.

No aço 16CrNb a maior fração de textura de Goss também se associa ao coeficiente de desgaste k , exceto na posição central (2,0 mm). A maior ocorrência de carbonetos de Nb e micro-inclusões nessa região, bem como a influência destes em minimizar os sulcos de desgaste ou desviar a trajetória do abrasivo, melhoram a resistência ao desgaste. A presença de precipitados duros é mais eficiente em aumentar a resistência ao desgaste do que a redução associada à baixa fração de textura Goss.

5.6.4 - Influência da Topografia da Esfera no Comportamento Micro-abrasivo

A esfera cuja superfície inicial era polida (Figura 5.64a) teve sua superfície condicionada tornando-a mais rugosa para facilitar o arraste de abrasivo para a região de contato (Figura 5.64b e Figura 5.64c).

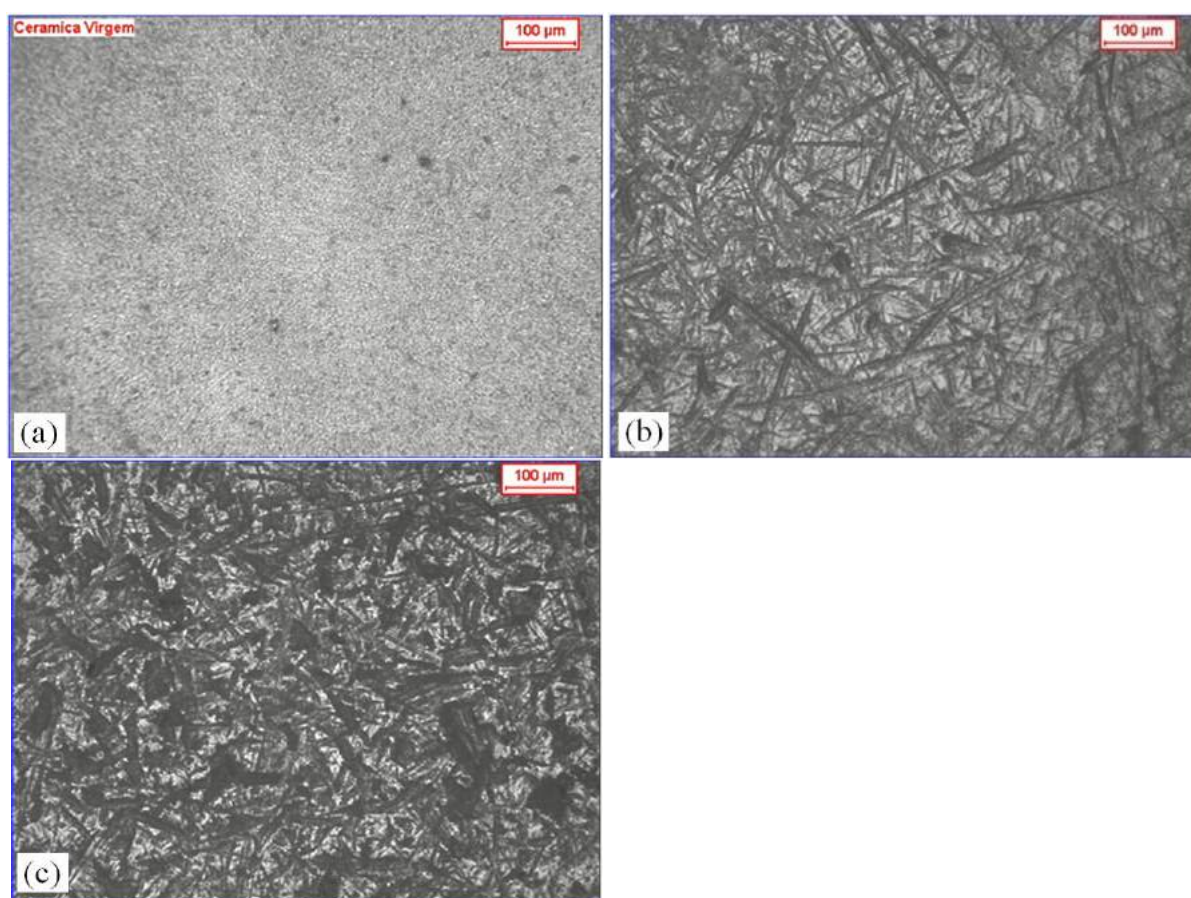


Figura 5.64 - Superfície da esfera de zircônia vista ao microscópio ótico: (a) Superfície virgem com $R_a = 0,06 \pm 0,01 \mu\text{m}$, (b) superfície com $R_a = 0,34 \pm 0,06 \mu\text{m}$ e (c) superfície com $R_a = 0,54 \pm 0,04 \mu\text{m}$.

A superfície virgem da esfera polida não apresentava sulcos, Figura 5.64a. Após o condicionamento os níveis de sulcos gerados aumentavam, aumentando também a rugosidade, ficando com a predominância de deslizamento e indentações distribuídas aleatoriamente, mas de níveis variados segundo cada rugosidade alcançada, Figura 5.64b e Figura 5.64c. Para mensurar as intensidades destes sulcos, a caracterização da esfera foi complementada por avaliação via analisador de topografia de superfície, Figura 5.65.

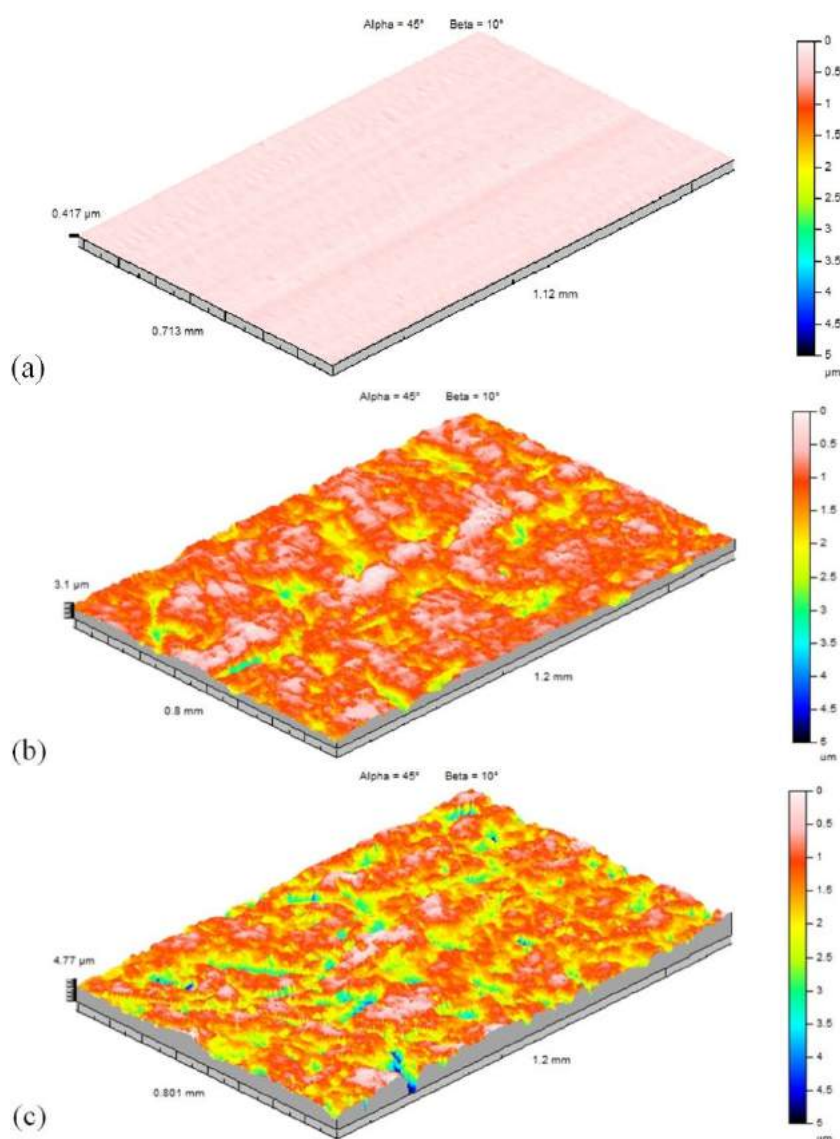


Figura 5.65 - Superfície da esfera de zircônia analisada via analisador de topografia de superfície: (a) Superfície virgem com $R_a = 0,06 \pm 0,01 \mu\text{m}$, (b) superfície com $R_a = 0,34 \pm 0,06 \mu\text{m}$ e (c) superfície com $R_a = 0,54 \pm 0,04 \mu\text{m}$.

A superfície mais suave da esfera virgem, com menos de 1 μm de St (amplitude máxima entre o pico mais alto e o vale mais profundo), passou para 3,1 e 4,7 μm de altura, traduzindo-se em superfícies mais rugosas. Em seguida, amostras do aço 18Cr8Ni foram submetidas ao ensaio de micro-abrasão. Após os testes iniciais com a esfera mais rugosa ($R_a = 0,54 \pm 0,04 \mu\text{m}$), a rugosidade caiu para rugosidade $R_a = 0,20 \pm 0,02 \mu\text{m}$. Os resultados dos coeficientes de desgaste k para as três condições superficiais de esfera previamente preparadas, além da esfera após desgaste podem ser visualizados na Figura 5.66.

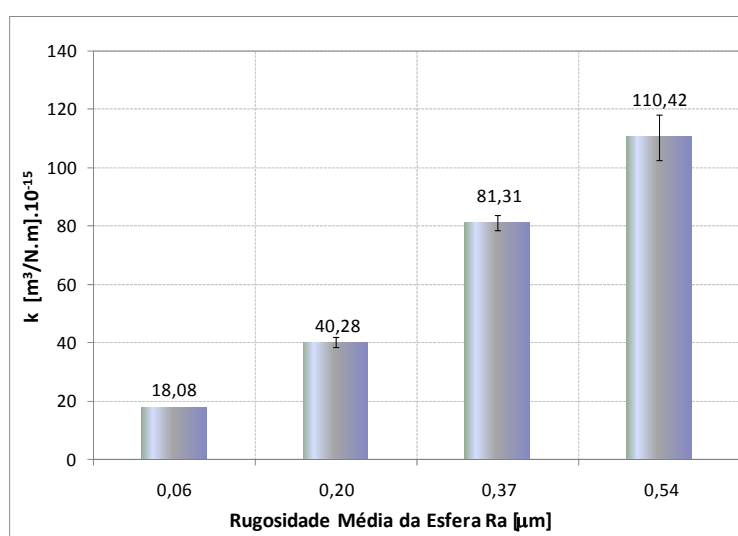


Figura 5.66 - Coeficiente de desgaste k para amostras do aço 18Cr8Ni utilizando-se solução de água destilada com 10% SiO_2 em peso, esfera de zircônia $\phi = 25,4 \text{ mm}$, 150 RPM e força de 1,42 N e diferentes níveis de rugosidade média R_a .

O coeficiente de desgaste aumenta com o aumento da rugosidade das esferas. No caso da esfera de $R_a = 0,54 \mu\text{m}$, após ser utilizada ela se desgastou, reduzindo a rugosidade média R_a para $0,20 \mu\text{m}$, e o coeficiente de desgaste também foi reduzido de $110,42 \times 10^{-15}$ para $40,28 \times 10^{-15} \text{ m}^3/\text{N.m} \times 10^{-15}$. Para verificar como as superfícies das esferas previamente preparadas influenciam no mecanismo de desgaste, as amostras foram analisadas via MEV, Figura 5.67.

Além de afetar o coeficiente de desgaste k , a rugosidade da esfera afeta o mecanismo de desgaste, que passa de deslizamento de partículas, para rugosidade mais baixa ($R_a = 0,06 \mu\text{m}$), a rolamento de partículas, para rugosidade mais alta ($R_a = 0,54 \mu\text{m}$), e um regime misto é observado para a rugosidade intermediária

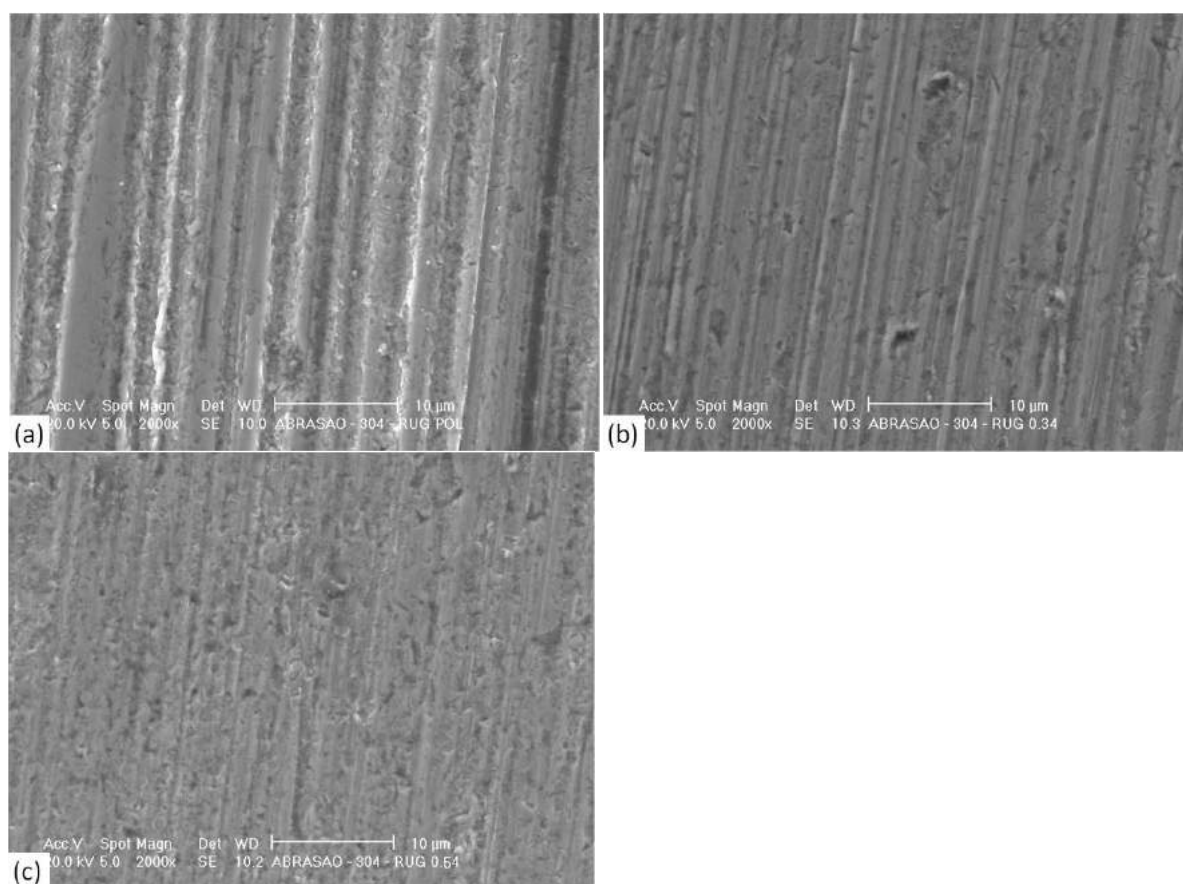


Figura 5.67 – Superfície da calota de desgaste das amostras para diferentes rugosidades da esfera: (a) $Ra = 0,06 \pm 0,01 \mu\text{m}$, (b) $Ra = 0,34 \pm 0,06 \mu\text{m}$ e (c) $Ra = 0,54 \pm 0,04 \mu\text{m}$

Como a utilização da esfera promove o desgaste de sua superfície reduzindo a rugosidade, e a rugosidade influencia no coeficiente de desgaste k e no mecanismo de desgaste atuante, houve a necessidade de se estabelecer um procedimento para obtenção e controle da rugosidade da esfera. Neste sentido foram testadas lixas de diferentes granulometrias (800, 600, 500 400 320, 220 e 120) e materiais (Al_2O_3 e SiC) avaliando-se a evolução da rugosidade da esfera, Figura 5.68.

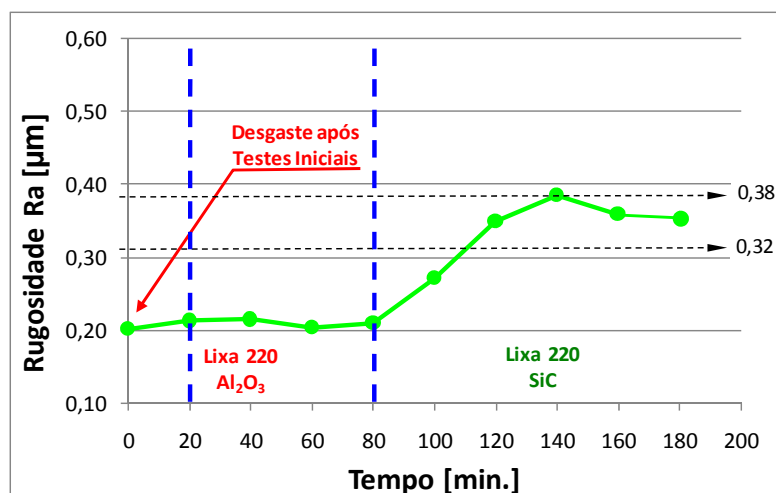


Figura 5.68 – Perfil de rugosidade média (Ra) da esfera após ensaios iniciais de desgaste e condicionamento da esfera.

Após o desgaste promovido pelos ensaios iniciais, a rugosidade da esfera passou de $Ra = 0,54 \mu\text{m}$ para $Ra = 0,20 \mu\text{m}$, Figura 5.68. O condicionamento da esfera com sucessivos testes de 20 minutos no dispositivo da Figura 4.9 e uma lixa 220 nova de Al_2O_3 não foi eficiente para se conseguir elevar sua rugosidade. Ao utilizar uma lixa 220 nova de SiC nas mesmas condições consegue-se elevar a rugosidade das esferas de forma controlada, dentro de uma faixa de trabalho para a rugosidade média Ra entre $0,32$ e $0,38 \mu\text{m}$. Após três ensaios de desgaste ou de abrasão-corrosão a esfera passava novamente por este processo, medindo-se a rugosidade antes e após o condicionamento.

Conclusões Parciais

A mudança na topografia da esfera influencia de forma clara no coeficiente de desgaste e o mecanismo de desgaste atuante. Para esfera mais lisa ($Ra = 0,06 \mu\text{m}$) há o mecanismo de deslizamento de partículas. Para a esfera mais rugosa ($Ra = 0,54 \mu\text{m}$) predomina o rolamento de partículas. Um misto entre rolamento e deslizamento de partículas é observado para a esfera de rugosidade intermediária ($Ra = 0,34 \mu\text{m}$).

5.7 - ENSAIOS DE MICRO-ABRASÃO-CORROSÃO

Após ensaio de desgaste, uma amostra foi submersa em água bidestilada com uma gota de ferrocianeto de potássio (Figura 5.69b).

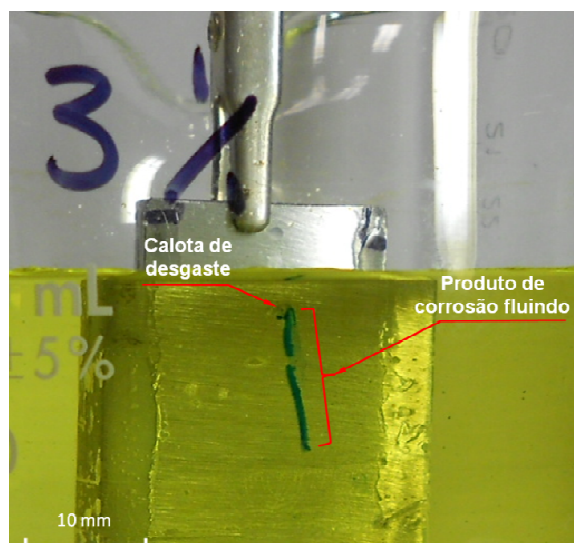


Figura 5.69 – Solução de 3% NaCl em água bidestilada com uma gota ferrocianeto de potássio. Amostra de 11Cr após ensaio micro-abrasivo evidenciando a região anódica na calota formada.

Com a amostra submersa no meio corrosivo, observou-se que a corrosão se concentra na calota formada, Figura 5.69. Vignal et al. (2006) reforçam que estruturas tensionadas podem desenvolver diferentes respostas eletroquímicas em relação ao estado não tensionado. Suportado por estes resultados, pode-se perceber que os efeitos corrosivos ocorrerão preferencialmente na região mecanicamente excitada, o que habilita o equipamento à realização dos ensaios de abrasão-corrosão. Sob esta lógica, ensaios simultâneos de abrasão e corrosão foram executados, utilizando-se o potenciostato com a taxa de incremento de potencial de 1 mV. Trabalhou-se com solução de 1N H_2SO_4 e 10% SiO_2 em peso, vazão de 1,70 ml/min., esfera de zircônia com $R_a = 0,34 \mu\text{m}$, 150 RPM e 1,42 N de carga. As curvas de polarização construídas podem ser observadas na Figura 5.70 de forma comparativa aos ensaios de Ardila (2013) e de corrosão em meio agitado, evidenciando a evolução da densidade de corrente em cada condição.

A densidade de corrente na região do patamar passivo é mais baixa para a condição baseada na norma ASTM G5-94 (2004), sendo um sistema com a solução menos agitada utilizada por Ardila (2013). A densidade de corrente aumenta para a condição sob agitação e tem o máximo para o sistema abrasivo-corrosivo. Para a condição de abrasão-corrosão, Thakare et al. (2009) propõem como mecanismo uma dinâmica de ruptura da camada passiva e repassivação subsequente, Figura 2.45.

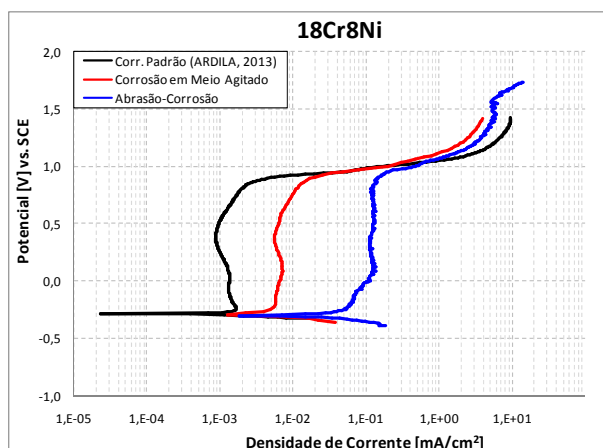


Figura 5.70 – Ensaios eletroquímicos em amostras de 18Cr8Ni em 1N H₂SO₄ para **diferentes** condições: Corrosão padrão (Ardila, 2013), corrosão em ambiente agitado a 1,70 ml/min., ensaio de abrasão-corrosão com esfera de zircônia com Ra = 0,34 µm a 150 RPM, 1,70 ml/min. e 10% SiO₂ em peso de concentração na solução.

Wood et al. (2010) demonstraram que sem a adição de abrasivo o nível de corrente é baixo, mas aumenta quando este participa do tribossistema (Figura 2.46). O processo abrasivo leva à exposição do metal tornando-o altamente reativo e, portanto, acelerando a corrosão (LANDOLT, 2004). Este efeito da componente mecânica de desgaste no sinal eletroquímico foi verificado fazendo-se variar a rugosidade da esfera (Figura 5.71a) e a carga aplicada (Figura 5.71b).

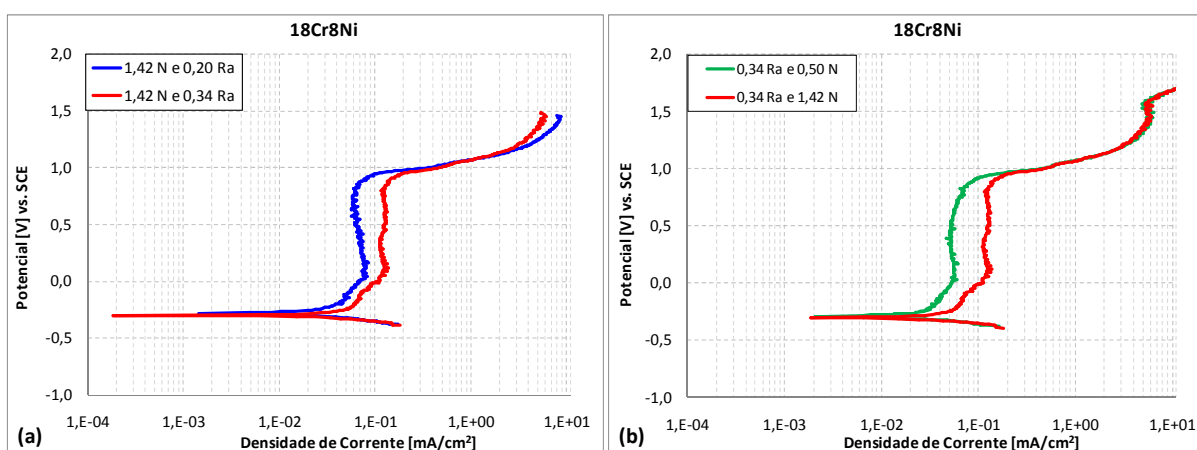


Figura 5.71 – Ensaio de polarização potenciodinâmica em meio 1N H₂SO₄ e 10% SiO₂ ($\phi = 3,4 \mu\text{m}$) em peso a uma vazão de 1,70 ml/min. (a) Duas rugosidades da esfera e (b) dois níveis de carga aplicadas.

Observa-se que o aumento da rugosidade da esfera leva a um aumento na densidade de corrente passiva I_p , Figura 5.71a. A densidade de corrente passiva I_p eleva-se também com o aumento da carga, Figura 5.71b. Na Tabela 5.10 pode ser visto a diferença de densidade de corrente de passivação I_p em função da rugosidade da esfera e da carga empregada no ensaio.

Tabela 5.10 – Densidade de corrente de passivação I_p para as diferentes combinações de rugosidade e carga aplicada.

Rugosidade [μm]	Força Normal [N]	Densidade de Corrente Passiva [mA/cm ²]
0,20	0,50 N	$0,039 \pm 0,004$
	1,42 N	$0,068 \pm 0,005$
0,34	0,50 N	$0,070 \pm 0,014$
	1,42 N	$0,123 \pm 0,009$

Assim como a densidade de corrente, o coeficiente de atrito também é sensível à variação da carga aplicada, conforme experimento de mudança de carga durante o ensaio de abrasão-corrosão realizado. O ensaio foi iniciado com 1,42 N de força e durante o ensaio diminuiu-se para 0,50 N. Após seis minutos retornou-se a carga para 1,42 N, mensurando-se a densidade de corrente e o coeficiente de atrito, Figura 5.72.

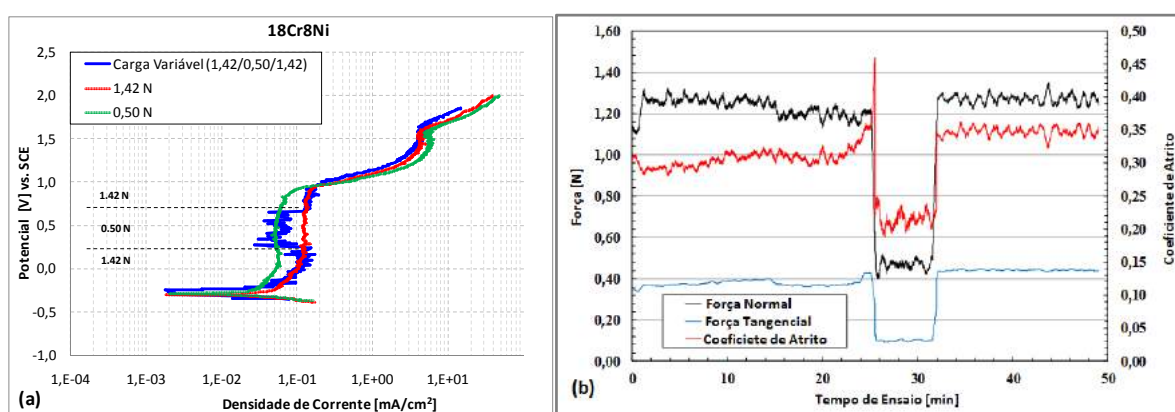


Figura 5.72 – Efeito da força normal em ensaio de abrasão-corrosão. 1N H_2SO_4 e 10% SiO_2 ($\phi = 3,4 \mu\text{m}$) em peso a uma vazão de 1,70 ml/min. (a) Curva de polarização potenciodinâmica. (b) Evolução dos esforços e coeficiente de atrito.

A densidade de corrente diminui quando a carga passa de 1,42 para 0,50 N e volta a subir com o aumento da carga. Isto ocorre devido à intensidade o dano na camada passiva devido à deformação, sendo maior para a carga mais alta e repassivando mais facilmente para a carga mais baixa. O mesmo acontece em relação ao coeficiente de atrito, Figura 5.72b. Wang et al.

(2013) mostraram através de simulações numéricas da tensão de contato e da cinética das reações químicas que a densidade de corrente aumenta significativamente sob tensão. Eles observaram, adicionalmente, um sinergismo entre a concentração de tensões e a resistência à corrosão de forma que a corrosão é acelerada sob tensão. Gutman (1998) obteve uma relação entre a densidade de corrente e a deformação plástica e elástica de metais. Em seu experimento foi postulado que a densidade de corrente anódica muda exponencialmente com a tensão e a deformação. Gutman et al. (1996) observaram o aumento na densidade de corrente com a deformação de um aço inoxidável AISI 316L. Wang et al. (1993) estudaram a influência da variação de frequência de aplicação de carga no processo corrosivo do aço inoxidável com 26% Cr 1% Mo em duas soluções, 1M H₂SO₄ e 0,6M NaCl. Foi observado o aumento de densidade de corrente com a ruptura da camada passiva durante a deformação plástica, voltando a cair novamente após repassivação da superfície virgem exposta ao meio corrosivo. Uma importante conclusão deste trabalho é que a principal diferença entre baixas e altas frequências está no tempo gasto para repassivação da superfície.

É visto então que a flutuação na densidade de corrente está associada à variação nas condições de contato, evidenciada pela variação do coeficiente de atrito (Figura 5.72b) sendo um indicativo da parcela de energia gasta na superfície sob a forma de atrito. Uma maior energia na superfície facilita o efeito pronunciado da corrosão, conforme já citado pela literatura (THAKARE ET AL., 2009; WOOD ET AL., 2010; LANDOLT, 2004). A possibilidade de mensurar os esforços com o ensaio em curso é uma característica inédita neste tipo de ensaio abrasivo-corrosivo, não sendo encontrada citação de algo semelhante na literatura. Isto permite medir o coeficiente de atrito de forma a aprofundar no entendimento do comportamento deste fenômeno.

5.7.1 - Ensaio de Micro-Abrasão-Corrosão

Os experimentos iniciais balizaram as definições sobre as condições de ensaio a serem praticadas. Os ensaios foram executados em meio de 1N H₂SO₄ e 10% em peso de SiO₂ ($\phi = 3,4 \mu\text{m}$), vazão de 1,70 ml/min., esfera de zircônia $\phi = 25,4 \text{ mm}$ com rugosidade média $0,32 \mu\text{m} < \text{Ra} < 0,38 \mu\text{m}$ e rotação de 150 RPM e $F_n = 1,42 \text{ N}$. Utilizou-se 1 mV/s como taxa de aumento de potencial para a execução dos ensaios. O potenciostato era ligado iniciando-se a curva de polarização após 15 minutos de ensaio de abrasão neste meio, tempo de referência

para que todos os materiais entrassem em regime permanente de desgaste quando em abrasão pura. As curvas para os materiais encontram-se na Figura 5.73.

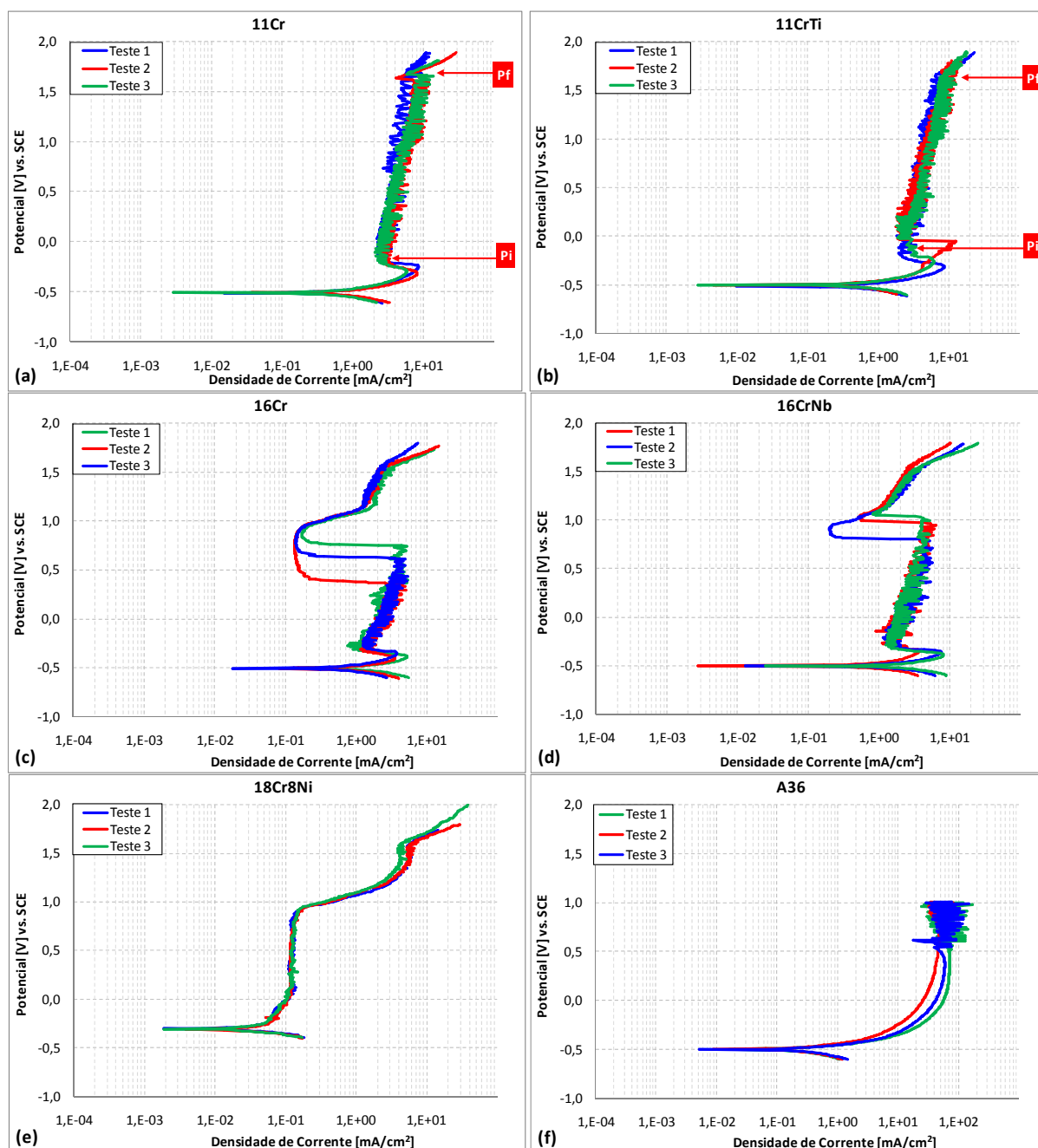


Figura 5.73 – Ensaio de abrasão-corrosão em solução de 1N H₂SO₄ com 10% SiO₂ em peso, esfera de zircônia $\phi = 25,4$ mm, $0,32 \mu\text{m} < Ra < 0,38 \mu\text{m}$, 150 RPM, $F_n = 1,42$ N, (a) 11Cr, (b) 11CrTi, (c) 16Cr 4,0 mm, (d) 16CrNb 4,0 mm, (e) 18Cr8Ni e (f) A36.

Para todos os materiais há uma estabilidade dos ensaios, com as curvas praticamente sobrepostas nos três ensaios para cada aço, exceto para o 16Cr e o 16CrNb. Assim, também

nessa etapa houve a necessidade de evidenciar se a instabilidade desses aços com 16% Cr (Figura 5.73c e Figura 5.73d) estaria ou não associada à resistência à corrosão no meio, principalmente em função do teor de Cr. Para melhor elucidação deste ponto, novamente foi utilizado o aço 17CrTiNb e os resultados podem ser vistos na Figura 5.74.

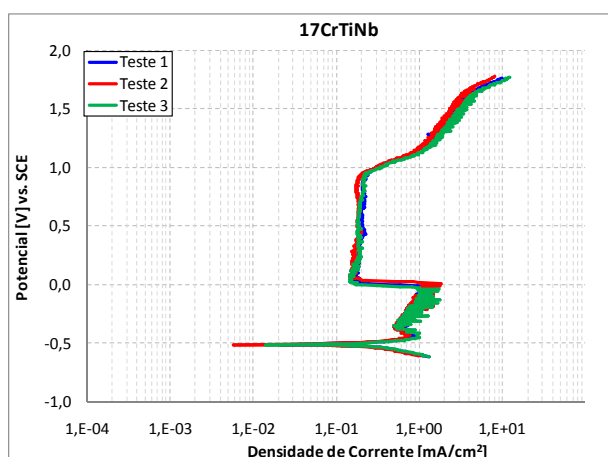


Figura 5.74 – Ensaio de abrasão-corrosão em solução de 1N H₂SO₄ com 10% SiO₂ em peso, esfera de zircônia $\phi = 25,4$ mm e $0,32 \mu\text{m} < R_a < 0,38 \mu\text{m}$, 150 RPM, 1,42 N de força, realizados para o aço 17CrTiNb

Nota-se que o aço 17CrTiNb apresenta-se estável neste sistema abrasivo-corrosivo, com as três curvas praticamente coincidentes. Embora haja também um potencial pseudo-passivo, o pico de repassivação ocorre em potenciais muito próximos. A estabilidade da densidade de corrente de passivação I_p em valores elevados para os aços com 11% Cr, e em valores baixos para os aços 18Cr8Ni e 17CrTiNb de maior teor de Cr (17,5 e 18% Cr) enfatiza o limite de estabilidade em que se encontram os aços com 16% Cr para o sistema. A Figura 5.75 hierarquiza os materiais em função do teor de cromo, sendo a densidade de corrente de passivação menor quanto maior o teor de cromo presente no aço.

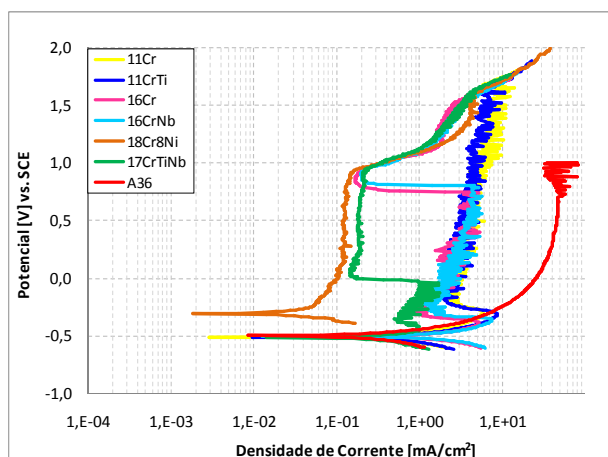


Figura 5.75 – Comparativo entre as curvas de polarização potenciodinâmicas em meio 1N H_2SO_4 e 10% SiO_2 em peso, esfera de zircônia $\phi = 25,4$ mm e $0,32 \mu\text{m} < \text{Ra} < 0,38 \mu\text{m}$, 150 RPM, $\text{Fn} = 1,42$.

Observa-se que os aços com 11 e 16% Cr, portanto quatro materiais em questão, apresentam comportamentos similares quanto à densidade de corrente, avaliando-se a região antes de ocorrer o pico de passivação. A diferença se estabelece favorável aos materiais com 16% Cr, após o pico de repassivação em aproximadamente 750 mV. O aço 17CrTiNb, com maior teor de Cr que os demais aços ferríticos tem este pico de repassivação em torno do potencial 0 mV, mas apresenta uma densidade de corrente de passivação I_p maior do que o 18Cr8Ni. Já o aço A36, cuja densidade de corrente já era elevada, pelo fato de não se passivar, apresenta um distúrbio ao final da curva, próximo a 750 mV, demonstrando maior reatividade deste material com o meio.

Na Tabela 5.11 pode ser visto os valores dos parâmetros extraídos das curvas de polarização e na Figura 5.76 estes valores são apresentados de forma comparativa. Para o aço 18Cr8Ni, o parâmetro mais expressivo a ser discutido é a densidade de corrente de passivação, visto que seu comportamento passivo durante quase todo ensaio não deixa bem evidenciado o potencial de passivação (E_p). Para os aços que apresentaram o pico de repassivação (16Cr, 16CrNb e 17CrTiNb), serão analisados os dados definidos como densidade de corrente passiva (I_p) e pseudo-passiva (I_p^*) e potencial de passivação (E_p) e de pseudo-passivação (E_p^*). Para o aço A36, que não se passiva neste meio também, não há objetividade em se discutir estes parâmetros.

Tabela 5.11 - Valores de I_p , E_p , I_p^* e E_p^* extraídos das curvas de polarização em 1N H_2SO_4 e 10% SiO_2 ($\phi = 3,4 \mu m$).

Material	$I_p (x10^{-3})$ [mA/cm ²]	E_p [mV]	$I_p^* (x10^{-3})$ [mA/cm ²]	E_p^* [mV]
11Cr	2231 ± 165	-288 ± 34		
11CrTi	1918 ± 33	-203 ± 138		
16Cr	147 ± 19	688 ± 86	1039 ± 258	-380 ± 31
16CrNb	305 ± 179	885 ± 153	1100 ± 174	-367 ± 23
18Cr8Ni	108 ± 5			
17CrTiNb	151 ± 12	45 ± 100	509 ± 15	-354 ± 79

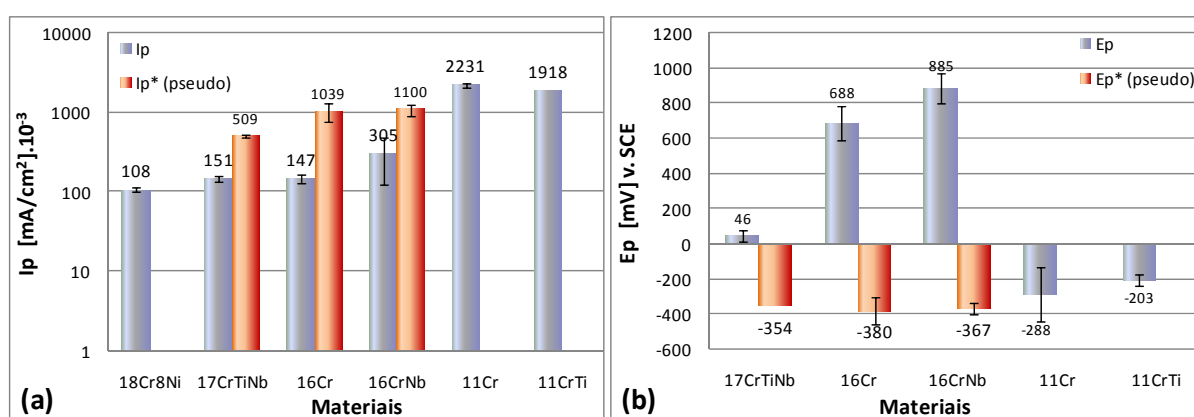


Figura 5.76 - Resultados de (a) I_p e I_p^* , (b) E_p e E_p^* para os aços 11Cr, 11CrTi, 16Cr, 16CrNb, 18Cr8Ni e 17CrTiNb

Assim como para corrosão pura, nessa condição de ensaio a densidade de corrente de passivação (I_p) (Figura 5.76a) segue a tendência de ser menor quanto maior o teor de Cr na liga. Os valores de corrente de pseudo-passivação, I_p^* , embora mais elevados, também seguem esta tendência.

Os aços com maior teor de Cr se passivam primeiro, ou seja, em potencial de passivação mais baixo, considerando E_p para os aços com 11% de Cr (11Cr e 11CrTi) e E_p^* para os aços com comportamento pseudo-passivo (17CrTiNb, 16Cr e 16CrNb). Enfatizando o efeito do teor de Cr, esses materiais com o comportamento pseudo-passivo, após o segundo pico de passivação (E_p para estes aços) o nível de densidade de corrente de passivação I_p é ainda mais baixo.

Sob as condições de abrasão-corrosão, para os aços com 11% Cr (Figura 5.73a e Figura 5.73b) pode ser observado a não existência de uma estabilidade da densidade corrente na região passiva, definida no gráfico no intervalo entre P_i e P_f . Segundo Wood et al. (2010), há

uma concorrência entre a remoção da camada passiva e a repassivação. Como o valor é sempre crescente neste intervalo entre P_i e P_f , não há uma passivação efetiva nessa região.

Para caracterização da superfície após os ensaios de desgaste, as superfícies desses materiais foram avaliadas via MEV, Figura 5.77.

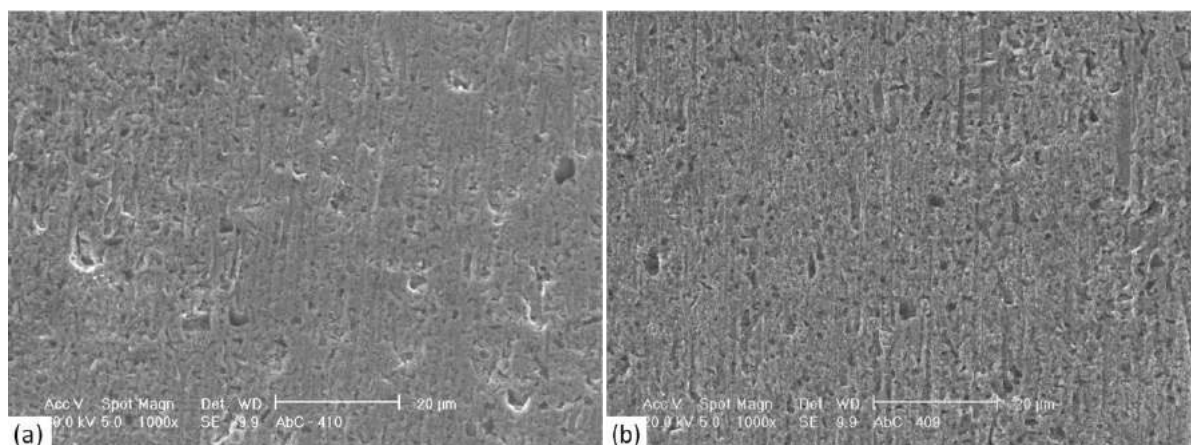


Figura 5.77 – Análise via MEV da superfície após ensaio abrasivo-corrosivo: (a) 11Cr, (b) 11CrTi.

Nos aços 11Cr e 11CrTi, de forma análoga ao ensaio de abrasão pura, há um misto de rolamento e deslizamento de partículas.

Para o caso dos aços com 16% Cr (Figura 5.73c e Figura 5.73d) há também um aumento da densidade de corrente de passivação na região classificada anteriormente como pseudo-passiva, mas em seguida há um pico mais expressivo de passivação. Assim como no caso dos ensaios de corrosão em meio agitado, este pico de repassivação não ocorre em um mesmo potencial. As superfícies das calotas de desgaste avaliadas via MEV são apresentadas na Figura 5.78.

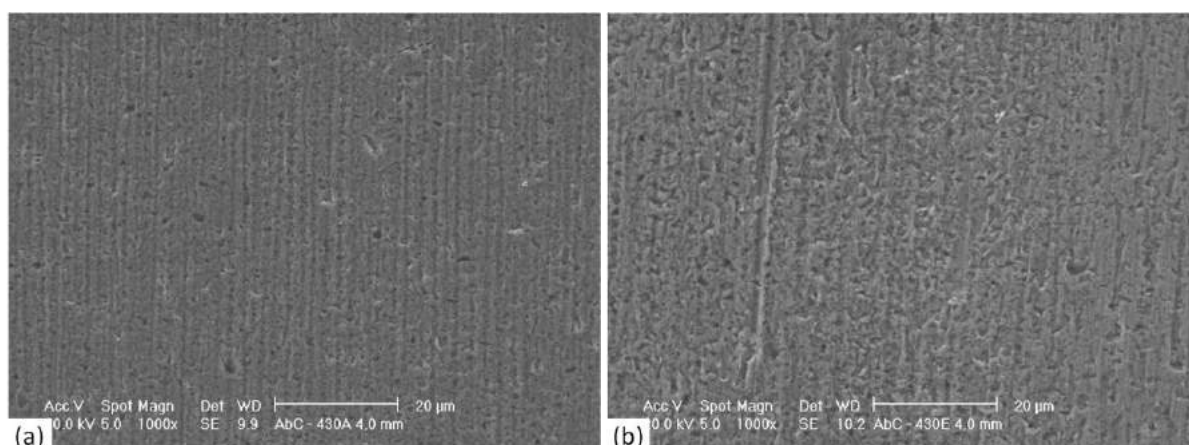


Figura 5.78 – Análise via MEV da superfície após ensaio abrasivo-corrosivo: (a) 16Cr, (b) 16CrNb.

Também nos aços 16Cr e 16CrNb não há uma mudança expressiva na dinâmica das partículas em relação ao encontrado no ensaio de abrasão pura, predominando os efeitos de deslizamento, neste caso mais pronunciado no aço 16Cr.

Para o aço 18Cr8Ni (Figura 5.73e), com maior teor de Cr, há uma maior estabilidade nos ensaios a uma densidade de corrente de passivação I_p mais baixa. Já o aço carbono A36 (Figura 5.73f), praticamente sem cromo em sua composição química, não se passiva. As análises das calotas de desgaste via MEV são apresentadas na Figura 5.79.

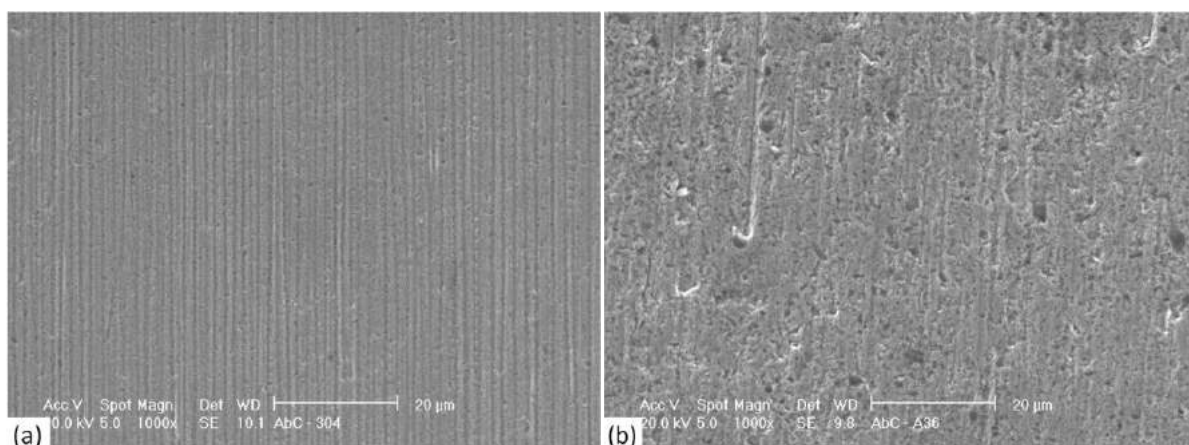


Figura 5.79 – Análise via MEV da superfície após ensaio abrasivo-corrosivo: (a) 18Cr8Ni, (b) A36.

Para o aço 18Cr8Ni há praticamente deslizamento de partículas, e para o A36 se repete o ocorrido para os aços 11Cr e 11CrTi, com uma superfície mista concernente aos fenômenos de rolamento e deslizamento, similares ao ocorrido em abrasão pura. Um ponto bem

interessante é que o fenômeno de destacamento superficial observado na abrasão pura para os aços A36, 11CrTi, 16CrNb e 18Cr8Ni é minimizado neste sistema abrasivo-corrosivo.

Complementando a avaliação das amostras, para o aço 17CrTiNb, a superfície das calotas formada nos ensaios de abrasão-corrosão foram analisadas via MEV, Figura 5.80.

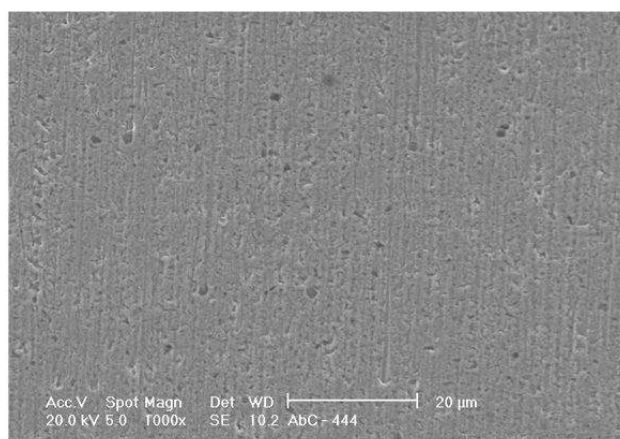


Figura 5.80 – Análise via MEV da superfície após ensaio abrasivo-corrosivo para o aço 17CrTiNb.

Observa-se um misto de rolamento e deslizamento de partículas, sendo bem mais suaves os eventos quando comparados ao A36, 11CrTi e 11Cr.

Para caracterização mecânica foram efetuadas medidas de microdureza $HV_{0,05}$ na superfície das amostras antes dos ensaios e na superfície das calotas formadas nos ensaios de abrasão e de abrasão-corrosão. Os resultados são apresentados de forma comparativa na Figura 5.81.

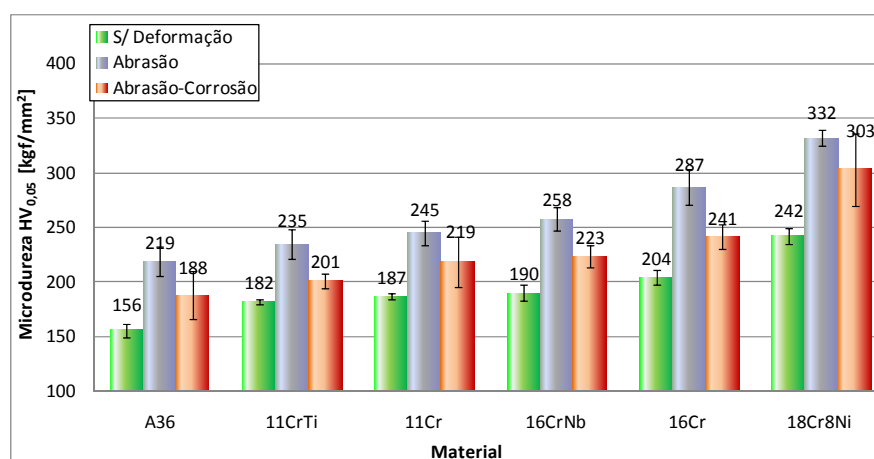


Figura 5.81 – Microdureza Vickers $HV_{0,05}$ para as amostras dos materiais medidas antes dos ensaios e dentro da calota de desgaste após ensaio de abrasão e abrasão-corrosão.

Conforme observado, para todos os materiais a dureza é menor antes dos ensaios e há um endurecimento após os ensaios de abrasão ou abrasão-corrosão. O material submetido ao ensaio de abrasão pura endurece mais do que o submetido ao ensaio combinado de abrasão-corrosão. De acordo com Sinnott-Jones et al. (2005) em superfícies tensionadas sob efeito corrosivo há maior facilidade em remover a fração encruada do material. Este fato é explicado por Wang et al. (2013) cujos estudos mostraram o aumento da densidade de corrente, e consequentemente o processo corrosivo, com o aumento da tensão de contato. Este comportamento está de acordo com os resultados da Figura 5.81, onde a dureza é maior para abrasão pura, ou seja, sem o efeito corrosivo que removeria uma fração do material endurecido. A remoção do material encruado pelo efeito corrosivo possibilitaria a redução do destacamento de material superficial, como observado no ensaio de abrasão, pela menor perda de utilidade. Outro ponto de extrema relevância é o menor coeficiente de atrito no sistema abrasivo-corrosivo em relação ao sistema abrasivo, conforme pode ser observado na Figura 5.82. Com o menor coeficiente de atrito há uma redução na energia disponível para a deformação plástica que induz o endurecimento.

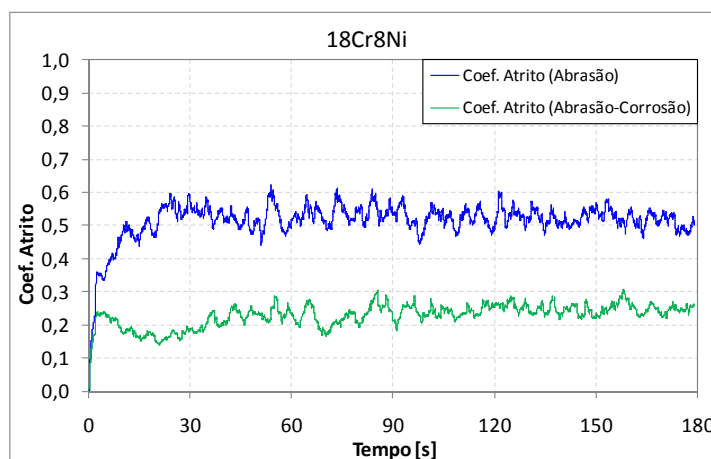


Figura 5.82 – Coeficiente de atrito em amostras do aço 18Cr8Ni nas condições de abrasão pura e abrasão-corrosão.

Nos aços menos resistentes à corrosão (A36, 11CrTi e 11Cr) o efeito de rolamento de partículas é mais pronunciado. De acordo com Belo (2007) os efeitos eletroquímicos são mais expressivos quando o mecanismo é por rolamento de partículas. Assim, além desses aços constituírem os de menor teor de Cr, e por isso menos resistentes à corrosão, também estão

sujeitos ao mecanismo de rolamento de partículas, o que lhes confere uma maior densidade de corrente nos ensaios eletroquímicos.

Neste sistema abrasivo corrosivo, também foram avaliados o coeficiente de atrito e de desgaste k , apresentados de forma comparativa na Figura 5.83.

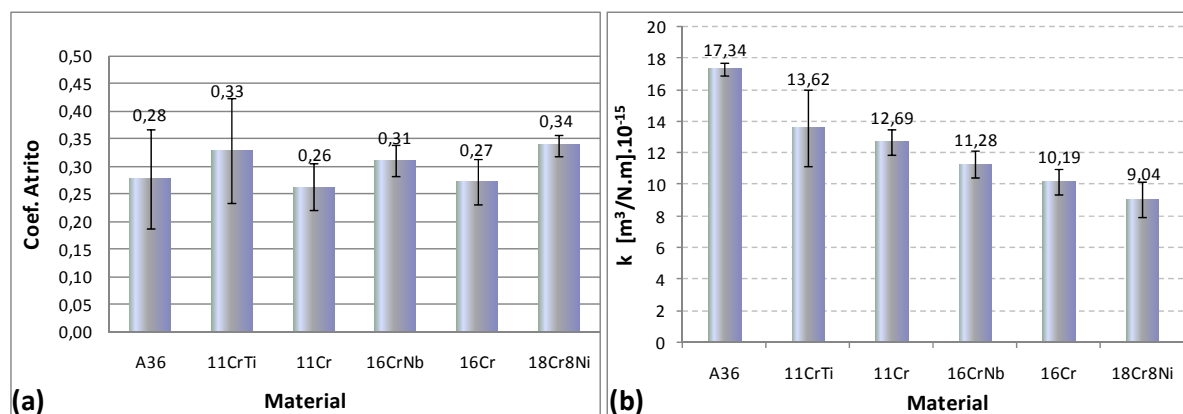


Figura 5.83 – (a) Coeficiente de atrito e de (b) desgaste k no meio abrasivo-corrosivo.

Avaliando-se os coeficientes de atrito (Figura 5.83a) neste meio abrasivo-corrosivo percebe-se não haver uma tendência definida, sendo confirmado por análise de variância que não há distinção estatística entre eles. Por outro lado, pelo coeficiente de desgaste k (Figura 5.83b) verifica-se novamente que é seguida a hierarquia do teor de Cr, evidenciando claramente sua influência na componente de desgaste neste meio abrasivo-corrosivo. De acordo com Sinnett-Jones et al. (2005) e Bello et al. (2007) a sinergia entre abrasão-corrosão é governada pela estabilidade do filme passivo. Neste sentido, o maior teor de Cr aumenta a estabilidade do filme passivo na maioria dos meios corrosivos (SEDRIKS, 1996), de forma que os resultados (Figura 5.83b) estão de acordo com este relato.

Conclusões Parciais

As curvas de polarização neste sistema também são influenciadas pelo maior teor de cromo, se traduzindo em densidade de corrente mais baixa.

O aço carbono não se passiva neste meio e nem apresenta o pico de redução como na condição baseada na norma ASTM G5-94. Já os aços com 11% Cr apresentam um acréscimo

constate da densidade de corrente ao longo de todo o patamar de passivação, de forma que o efeito abrasivo impede a passivação efetiva.

Os aços com 16% Cr apresentam novamente um patamar pseudo-passivo, e um pico de repassivação dentro deste patamar, com uma variação maior quanto ao potencial de ocorrência deste evento, sendo os menos estáveis neste sistema.

Os ensaios de microdureza executados dentro da calota de desgaste evidenciaram um maior endurecimento para as amostras ensaiadas no sistema de abrasão pura do que no abrasivo-corrosivo. Isto em parte pode estar associado à remoção de uma fração do material encruado pelo processo corrosivo, mas também ao menor coeficiente de atrito na condição abrasiva-corrosiva, sendo uma redução da energia disponível para a deformação plástica que induz ao endurecimento.

A principal conclusão destes ensaios é a influência do teor de Cr, e por consequência da resistência à corrosão, no coeficiente de desgaste k neste sistema abrasivo-corrosivo, de forma que quanto maior a resistência à corrosão, menor o coeficiente de desgaste k . Assim, o aço 18Cr8Ni apresentou o menor coeficiente de desgaste k e o A36 o maior, sendo que todos os demais foram hierarquizados pela resistência à corrosão, neste caso, regida pelo teor de Cr. Isto é particularmente interessante visto que o aço 18Cr8Ni tem o maior coeficiente de desgaste k em abrasão pura, havendo uma inversão neste meio, e apresentando o menor coeficiente de desgaste k .

5.7.2 - Influência da Abrasão na Corrosão

Para a avaliação da influência da abrasão na corrosão, as curvas de polarização construídas nos três sistemas, e para cada material, foram assim agrupadas: Corrosão baseada na norma ASTM G5-94 (2004), definida como padrão, corrosão em meio aerado e agitado e sistema abrasivo-corrosivo. Os resultados são apresentados na Figura 5.84.

O efeito mecânico da turbulência gerada pelo bombeamento da solução acelera o processo corrosivo, sendo observado pelo aumento da densidade de corrente. A inserção de uma componente de abrasão acentua ainda mais a corrosão, sendo verificada para todos os materiais testados, principalmente observando-se a densidade de corrente de passivação I_p , entendido como o parâmetro que melhor representa tal comportamento.

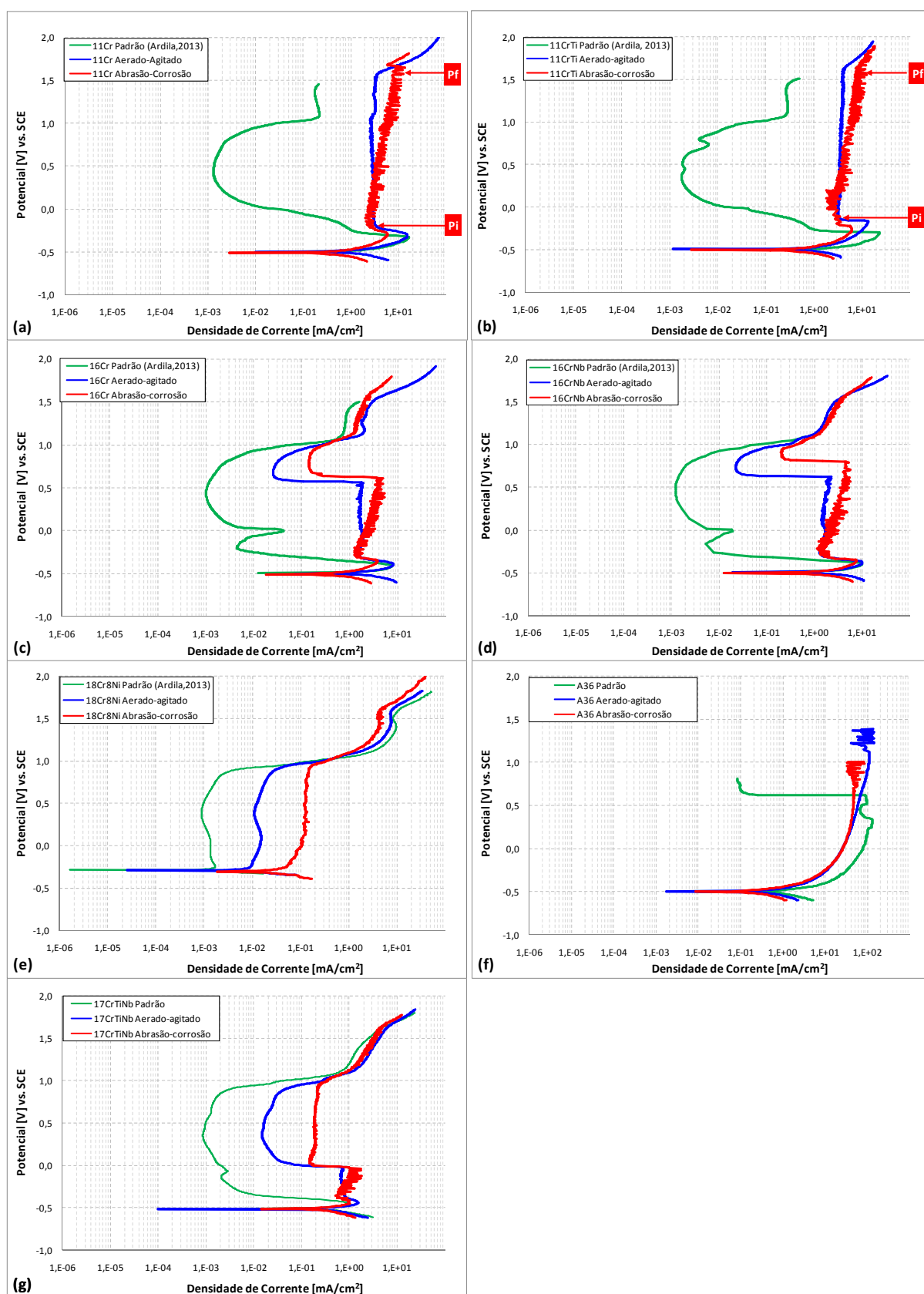


Figura 5.84 – Curvas de polarização em **distintos sistemas**: Corrosão padrão, corrosão em meio agitado e abrasão-corrosão: (a) 11Cr, (b) 11CrTi, (c) 16Cr, (d) 16CrNb, (e) 18Cr8Ni, (f) A36 (g) 17CrTiNb.

Para os aços com aproximadamente 11% Cr estabilizados ou não (11Cr e 11CrTi), no ensaio de corrosão em meio agitado a corrente se estabiliza em um patamar mais elevado em relação ao ensaio padrão. Na condição de abrasão-corrosão não há o patamar de densidade de corrente de passivação, sendo esta crescente com o aumento do potencial. Assim, a densidade de corrente inicial definida no gráfico (P_i) é menor do que a densidade de corrente final (P_f), onde seria a região passiva para estes aços (Figura 5.84a e Figura 5.84b). Stack et al. (1995), Ferrer et al. (2000) e Wood et al. (2010) discutem o aumento da densidade de corrente de passivação I_p como uma concorrência entre a remoção da camada passiva e a repassivação. Neste caso, com o crescente aumento da densidade de corrente não há uma passivação efetiva.

Para os aços 16Cr e 16CrNb (Figura 5.84c e Figura 5.84d), no ensaio de corrosão em meio agitado, a corrente se estabiliza em um patamar pseudo-passivo, com um pico de repassivação a densidades de corrente de passivação I_p menores. Nos ensaios de abrasão-corrosão, assim como no caso dos aços 11Cr e 11CrTi, a densidade de corrente apresenta uma tendência clara de aumentar neste patamar pseudo-passivo até o potencial onde ocorre o pico de repassivação. Este mesmo comportamento é observado para o aço 17CrTiNb, Figura 5.84g. Após o pico de repassivação a densidade de corrente de passivação I_p é sempre maior na condição abrasiva-corrosiva.

O aço 18Cr8Ni (Figura 5.84e) não apresenta o patamar pseudo-passivo e a corrente se mantém estável durante o patamar passivo, com desempenho distinto em cada condição de ensaio. Na Figura 5.84f, para o aço A36, na condição padrão com o fluido mais estático, há um pico de redução de corrente acima de 600 mV devido à formação de uma camada sulfato ferroso (CRAIG et al., 1995), Figura 5.19, o que se configura em uma barreira ao fluxo de elétrons. Nas condições do meio agitado e de abrasão-corrosão, as densidades de corrente se sobrepõem e não há este pico de redução na densidade de corrente. Na Figura 5.85 é sintetizada a evolução da corrente de passivação em função do sistema.

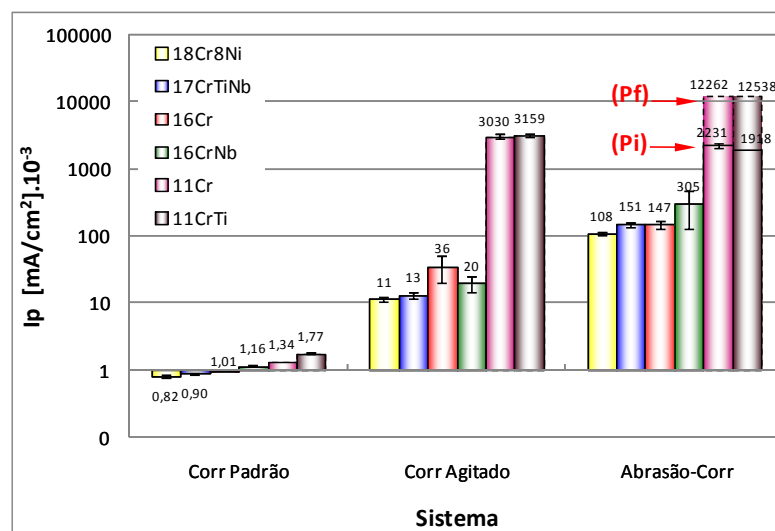


Figura 5.85 – Influência do sistema na densidade de corrente de passivação (I_p).

É notório o aumento da densidade de corrente de passivação I_p com o aumento da intensidade do evento mecânico na superfície, seja pela agitação, ou pela abrasão.

Nos ensaios de corrosão em meio agitado e de abrasão-corrosão, E_p é o primeiro potencial de passivação para os aços 11CrTi e 11Cr, visto que estes aços não têm o pico de repassivação. Já para os aços 16Cr, 16CrNb e 17CrTiNb, E_p^* é o primeiro potencial de passivação, definido como potencial de pseudo-passivação. Estes potenciais são apresentados na Figura 5.86.

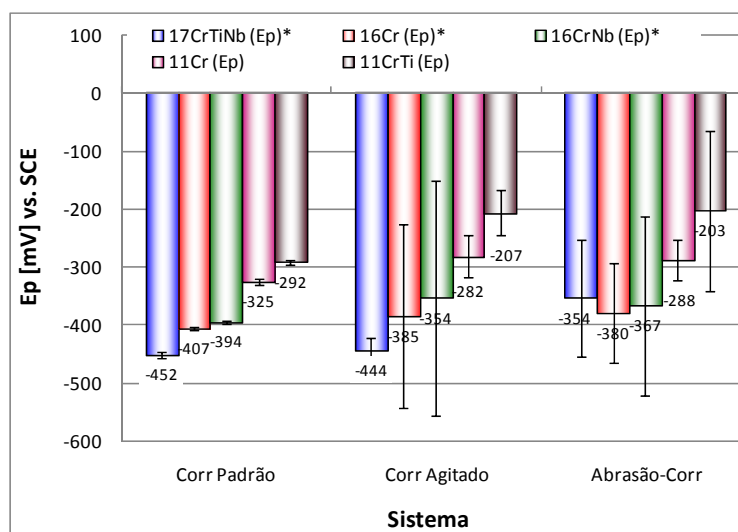


Figura 5.86 – Influência do sistema no primeiro potencial de passivação: E_p (11Cr e 11CrTi) e E_p^* (16Cr, 16CrNb e 17CrTiNb).

Conforme pode ser observado, não há uma mudança significativa no potencial de passivação E_p (11Cr e 11CrTi) ou de repassivação E_p^* (16Cr, 16CrNb e 17CrTiNb) qualquer que seja o sistema. Embora a densidade de corrente de passivação I_p seja influenciada pelo sistema, o potencial em que ocorre a passivação inicial não muda. Contudo, para os aços com maior teor de Cr (16Cr, 16CrNb e 17CrTiNb), após o potencial pseudo-passivo E_p^* ocorre o segundo potencial de passivação (E_p) conduzindo ao menor nível de densidade de corrente de passivação I_p . Os valores de E_p para estes materiais são mostrados na Figura 5.87.

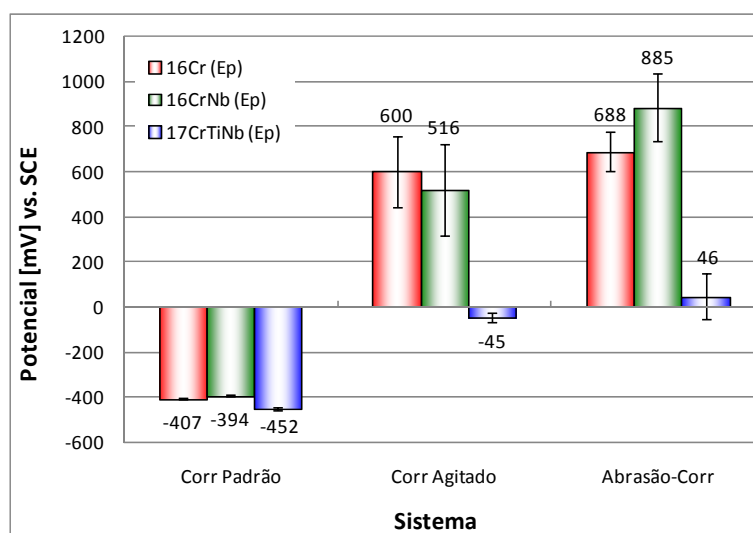


Figura 5.87 – Influência do sistema no segundo potencial de passivação para os aços 16Cr, 16CrNb e 17CrTiNb.

Para estes materiais mais resistentes à corrosão fica evidente o efeito mecânico da agitação e da abrasão, onde o potencial de passivação E_p é atrasado, se passivando em potenciais mais elevados, o que se traduz em uma redução na resistência à corrosão. Este resultado corrobora com a maior densidade de corrente de passivação I_p em demonstrar que sob agitação ou efeito abrasivo-corrosivo, há uma redução da resistência à corrosão destes materiais. Na Figura 5.88 são apresentados de forma comparativa os resultados de densidade de corrente passiva (I_p), coeficiente de desgaste k e coeficiente de atrito para o aço 18Cr8Ni nos sistemas estudados.

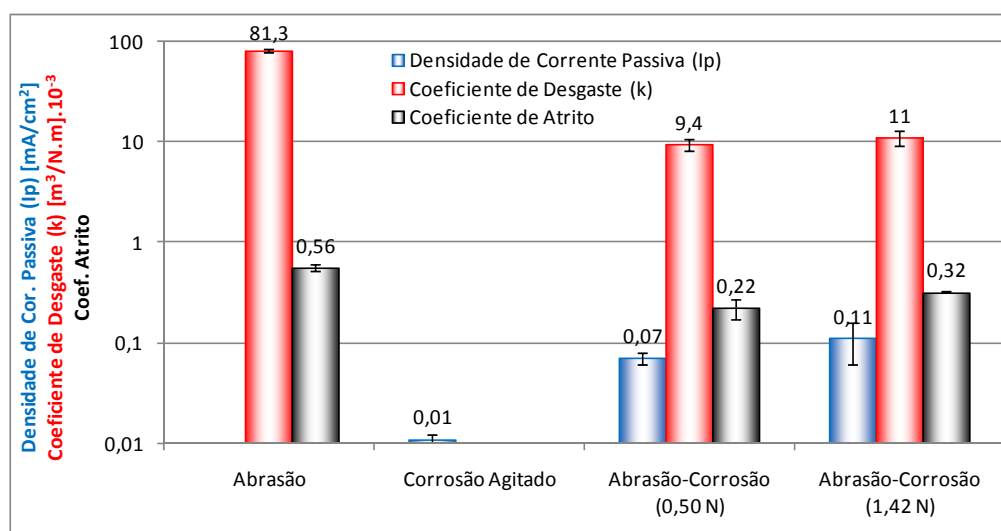


Figura 5.88 – Resultados de densidade de corrente passiva (I_p), coeficiente de desgaste (k) e coeficiente de atrito para o aço 18Cr8Ni nos diferentes sistemas estudados.

Para o aço 18Cr8Ni, os coeficientes de desgaste k e de atrito são reduzidos da condição de abrasão para abrasão-corrosão. Já a densidade de corrente passiva I_p é crescente do sistema corrosivo para o abrasivo-corrosivo. Dentro do sistema abrasivo-corrosivo o aumento da força aplicada representa aumento da densidade de corrente.

Conclusões Parciais

A principal constatação é que os efeitos mecânicos de agitação e de abrasão aceleram o processo corrosivo, principalmente evidenciado pelo aumento da densidade de corrente de passivação I_p . Este fenômeno é observado para todos os aços inoxidáveis, sendo mais acentuado quanto menor o teor de Cr, ou seja, quanto menor a resistência à corrosão neste sistema.

Nos aços de maior teor de Cr (16Cr, 16CrNb e 17CrTiNb) a influência do sistema sob agitação ou abrasão também é percebido pelo aumento no potencial de passivação E_p , elevando-o a níveis mais altos, o que efetivamente se traduz em atraso na passivação. Excetua-se neste contexto o aço 18Cr8Ni, que por apresentar um comportamento passivo durante todo o ensaio, não se identifica claramente o potencial de passivação E_p .

5.7.3 - Influência da Corrosão na Abrasão

Se na condição de abrasão pura o aço 18Cr8Ni foi o pior material (Figura 5.37), isto se inverteu completamente na condição de abrasão-corrosão (Figura 5.83b), o que demonstra a influência da corrosão na resistência ao desgaste abrasivo desses materiais.

Para avaliar a influência do meio dispersante no coeficiente de atrito, preparou-se duas soluções distintas, sendo uma abrasiva ($\text{H}_2\text{O} + 10\% \text{SiO}_2$) e outra abrasiva-corrosiva ($1\text{N H}_2\text{SO}_4 + 10\% \text{SiO}_2$). O experimento foi realizado sem a utilização do potenciostato, esfera de zircônia $\phi = 25,4 \text{ mm}$ e $R_a = 0,34 \mu\text{m}$, 150 RPM, $F_n = 1,42$. O ensaio foi iniciado com a solução abrasiva ($\text{H}_2\text{O} + 10\% \text{SiO}_2$) sendo alterado durante o ensaio para a solução abrasiva-corrosiva ($1\text{N H}_2\text{SO}_4 + 10\% \text{SiO}_2$), Figura 5.89a. Posteriormente foi executado o inverso, Figura 5.89b.

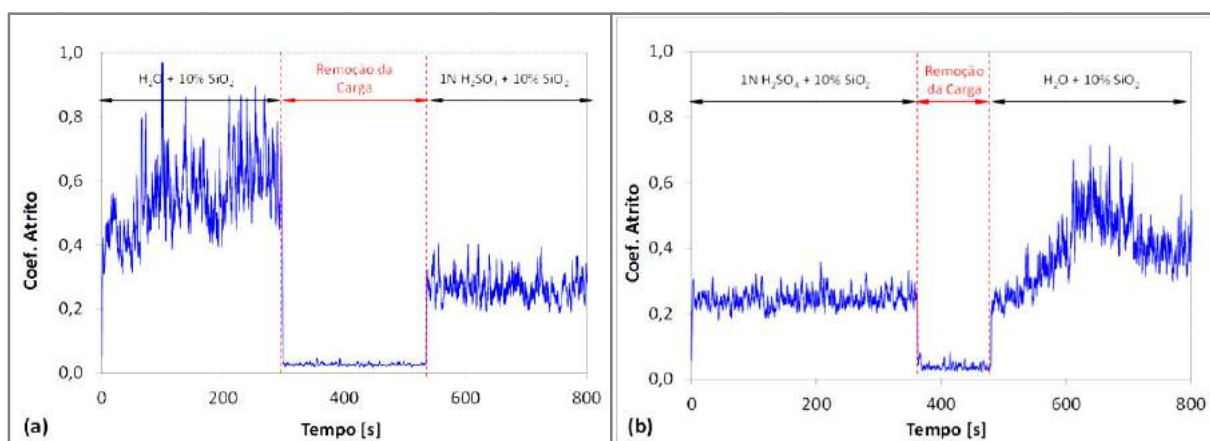


Figura 5.89 – Coeficiente de atrito durante o ensaio utilizando amostra de 18Cr8Ni e 10% SiO_2 como abrasivo disperso em dois meios: (a) Iniciado em água e substituído por 1N H_2SO_4 e (b) iniciado em 1N H_2SO_4 e substituído por água.

A versatilidade do equipamento e a utilização de uma célula de carga durante todo o ensaio permitiram visualizar que o coeficiente de atrito é mais estável e principalmente, menor, quando o agente dispersante é 1N H_2SO_4 .

De forma comparativa pode ser visto o coeficiente de desgaste k e de atrito para abrasão pura e abrasão-corrosão. Figura 5.90.

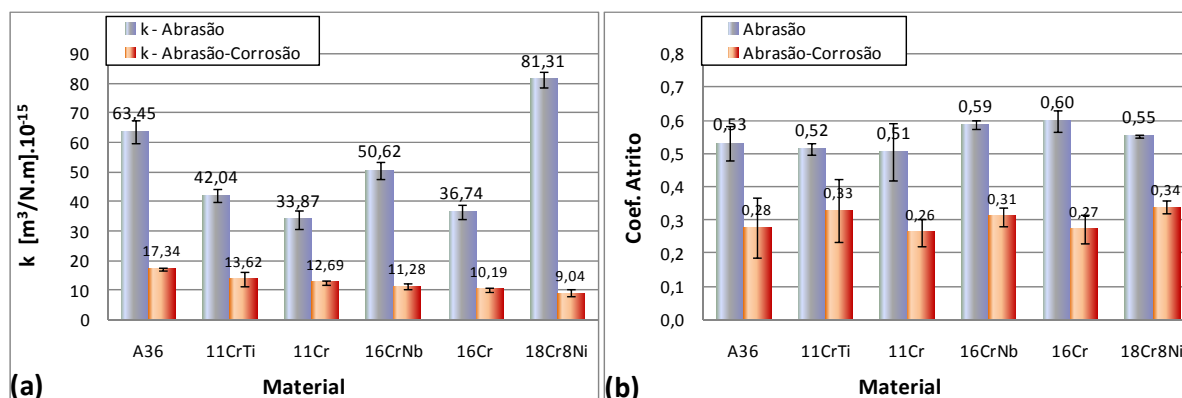


Figura 5.90 – Avaliação do (a) coeficiente de desgaste k e do (b) coeficiente de atrito no meio abrasivo comparativamente ao meio abrasivo-corrosivo.

Para todos os materiais estudados o coeficiente de desgaste k em meio abrasivo é maior do que em meio abrasivo-corrosivo, Figura 5.90a, configurando-se em uma sinergia negativa. Em relação ao sistema abrasivo, na condição abrasiva-corrosiva houve um menor endurecimento por deformação na calota formada, Figura 5.81, além do mais baixo coeficiente de atrito para todos os materiais, Figura 5.90b. O menor endurecimento encontrado nas calotas de desgaste dos ensaios de abrasão-corrosão (Figura 5.81) está expressivamente associado à menor fração de energia dissipada na superfície sob a forma de atrito na superfície de contato.

Bateni et al. (2005) encontraram uma sinergia negativa quando efetuaram ensaios abrasivo-corrosivos, na configuração pino sobre disco, em aço inox AISI 304 e aço carbono AISI 1045 em meio de NaCl. A causa fundamental apontada foi a formação de óxido que reduzia o coeficiente de atrito. Usando SiC, um abrasivo mais severo do que o SiO_2 (BOZZI e DE MELLO, 1999), Sinnett-Jones et al. (2005) também encontraram uma sinergia de desgaste negativa para AISI 304 em solução a base de NaCl, “Rings Solution”. Foi relatada uma dependência na integridade dos filmes passivos e da cinética de repassivação. A presença do filme de óxido passivo afeta a mecânica de contacto entre as partículas de SiC e as amostras, podendo também ser associada a mecanismos de encruamento do material pelo trabalho a frio e, como consequência, à redução do desgaste abrasivo. Tal mecanismo foi apresentado por Perret et al. (2010), sugerindo que a movimentação das discordâncias pode ser interrompido por fronteiras de grão e também por filmes de óxido de superfície, que atuaria de forma semelhante a outros defeitos interfaciais aumentando assim a dureza. Na Figura 5.91 pode ser observada a análise de amostras do aço 18Cr8Ni após ensaio de abrasão e abrasão-corrosão.

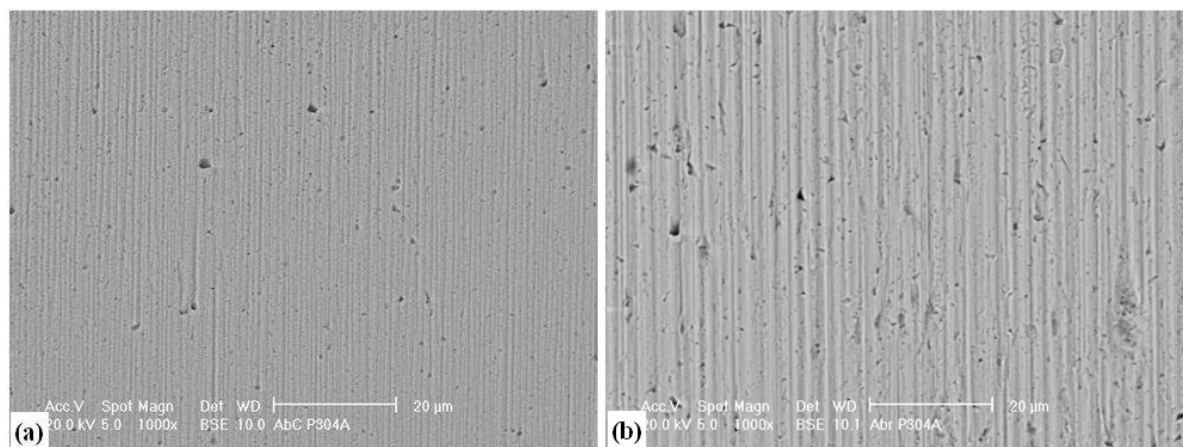


Figura 5.91 – Análise via MEV-BSE nas superfícies das amostras do aço 18Cr8Ni após ensaios de (a) micro-abrasão-corrosão e de (b) micro-abrasão.

Como consequência do menor coeficiente de atrito, a superfície da amostra após os ensaios de abrasão-corrosão fica nitidamente mais suave. A remoção da camada passiva e repassivação que ocorre na calota de desgaste é um processo complexo, sendo influenciado pela carga efetiva por partícula (regida por fatores como o tamanho da indentação causada pelo abrasivo, carga aplicada, concentração de partículas abrasivas na solução, etc.) e pelo pH (Thakare, 2009). Wu et al. [2004] estudando desgaste por deslizamento associado à corrosão demonstraram que em solução com pH mais alto o aço inoxidável pode passivar, e este pH mais elevado corresponde a um coeficiente de atrito mais elevado. No presente trabalho, o pH mais elevado (pH = 7,0 para a água e pH = 0,3 para a solução 1N H₂SO₄) é o neutro utilizado durante o teste com abrasivo disperso em água, o que resultou em maior coeficiente de atrito e mais elevada taxa de desgaste.

Para a condição corrosiva, a dissolução do ferro em meio de ácido sulfúrico forma FeSO₄ na superfície metálica através da reação da Eq. 5.5.



A taxa de corrosão depende da continuidade da difusão de ferro através do filme de FeSO₄, bem como de sua saturação, sendo também dependente da velocidade do fluido. Para os aços inoxidáveis o teor de cromo elevado neste meio reduz a velocidade da continuidade da

corrosão (ASM, 2003). De acordo com Kolesnichenko et al. (1970), a formação de FeSO_4 em sistemas tribocorrosivos contendo ácido sulfúrico é o principal fator responsável pela redução do coeficiente de atrito. Essa redução do coeficiente de atrito também foi observada por Miyoshi (1990). Rowson et al. (1981) associaram a redução do atrito à formação de um filme de FeSO_4 como agente resistente à extrema pressão no contato. Mischler et al. (1993) mostraram que a espessura deste filme é da ordem de 5 nm, o que dificulta sua identificação, mas que facilita a suavização da superfície pela própria ação corrosiva do meio. Para evidenciar a formação deste filme, uma amostra do aço 11Cr foi exposta ao meio com 1N de H_2SO_4 a temperatura ambiente por 1 hora. Em seguida a amostra foi submetida a análise de FTIR, Figura 5.92.

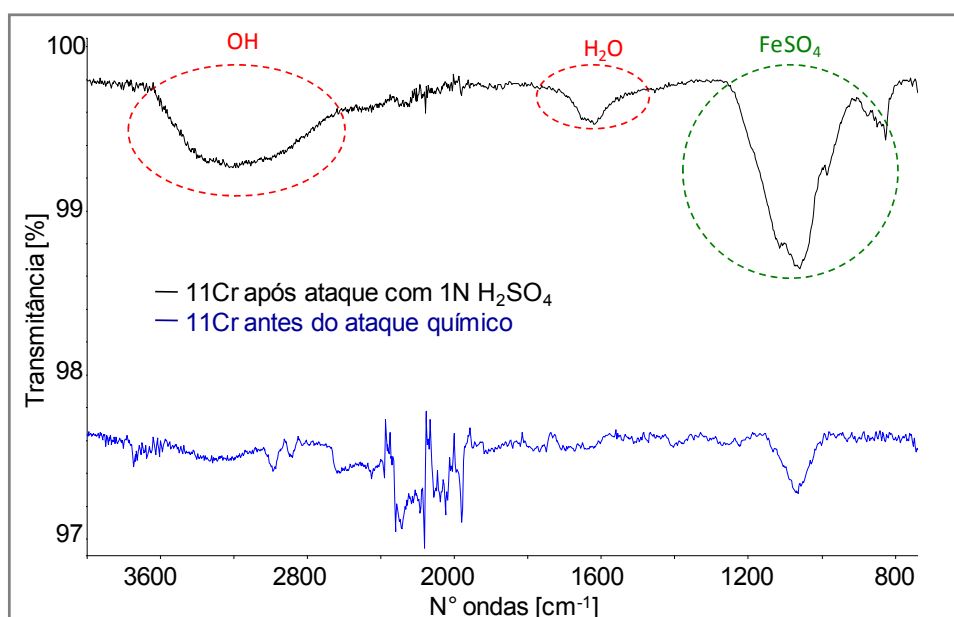


Figura 5.92 – Análise via FTIR da superfícies da amostras do aço 11Cr antes e após ataque químico em meio de 1N de H_2SO_4 a temperatura ambiente por 1 hora.

Após análise de FTIR constatou-se no espectro a presença de bandas de umidade na região entre 3570 e 2940 cm^{-1} e 1650 cm^{-1} , e principalmente, a confirmação da formação sulfato ferroso como produto de corrosão na região de 1168 e 1068 cm^{-1} .

A superfície mais suave observada na Figura 5.91a em comparação à Figura 5.91b é uma consequência do menor coeficiente de atrito. A redução do coeficiente de atrito (Figura 5.89 e Figura 5.90b) demonstra que a presença do ácido sulfúrico no meio reduz uma parcela da energia mecânica a ser dissipada na interface ativa sob a forma de atrito. Por outro lado, o

ácido sulfúrico acentua o efeito corrosivo. Desta forma, para o aço 18Cr8Ni que teve o pior desempenho em relação à resistência à abrasão (Figura 5.83), houve uma inversão do comportamento no meio abrasivo-corrosivo (Figura 5.83b), sendo o aço mais resistente à corrosão neste meio. A hierarquização dos materiais se deu em função da resistência à corrosão, pautada principalmente pelo teor de Cr.

Conclusões Parciais

O material com maior coeficiente de desgaste k no meio abrasivo, o 18Cr8Ni, teve o melhor desempenho no meio abrasivo-corrosivo. O coeficiente de desgaste k mostrou-se menor quanto maior a resistência à corrosão dos materiais neste meio, demonstrando a influência da corrosão na abrasão, sendo o aço A36 o pior material.

Há uma mudança no coeficiente de atrito em função do agente dispersante do abrasivo, se 1N H₂SO₄ ou água. Esta observação só foi possível graças à versatilidade do instrumento desenvolvido, dotado de uma célula de carga que permite mensurar as forças normal e de atrito durante o ensaio.

A principal constatação foi a redução do coeficiente de desgaste k no meio abrasivo-corrosivo em relação ao meio abrasivo. Este fato se deve principalmente à redução do coeficiente de atrito, e consequentemente da energia dissipada sob a forma de atrito na superfície de desgaste.

5.7.4 - Ensaio de Micro-Abrasão-Corrosão para Diferentes Texturas Cristalográficas dos Aços 16Cr e 16CrNb

Com o propósito de se avaliar a influência da textura cristalográfica na resistência ao desgaste abrasivo-corrosivo, utilizou-se as amostras dos aços 16Cr e 16CrNb desbastadas para 3,6 e 2,0 mm. Além dessas, os resultados para as amostras de 4,0 mm de espessura sem desbaste do item 4.3.7.1 foram utilizados nesta etapa para efeito de comparação, estando os resultados mostrados na Figura 5.93.

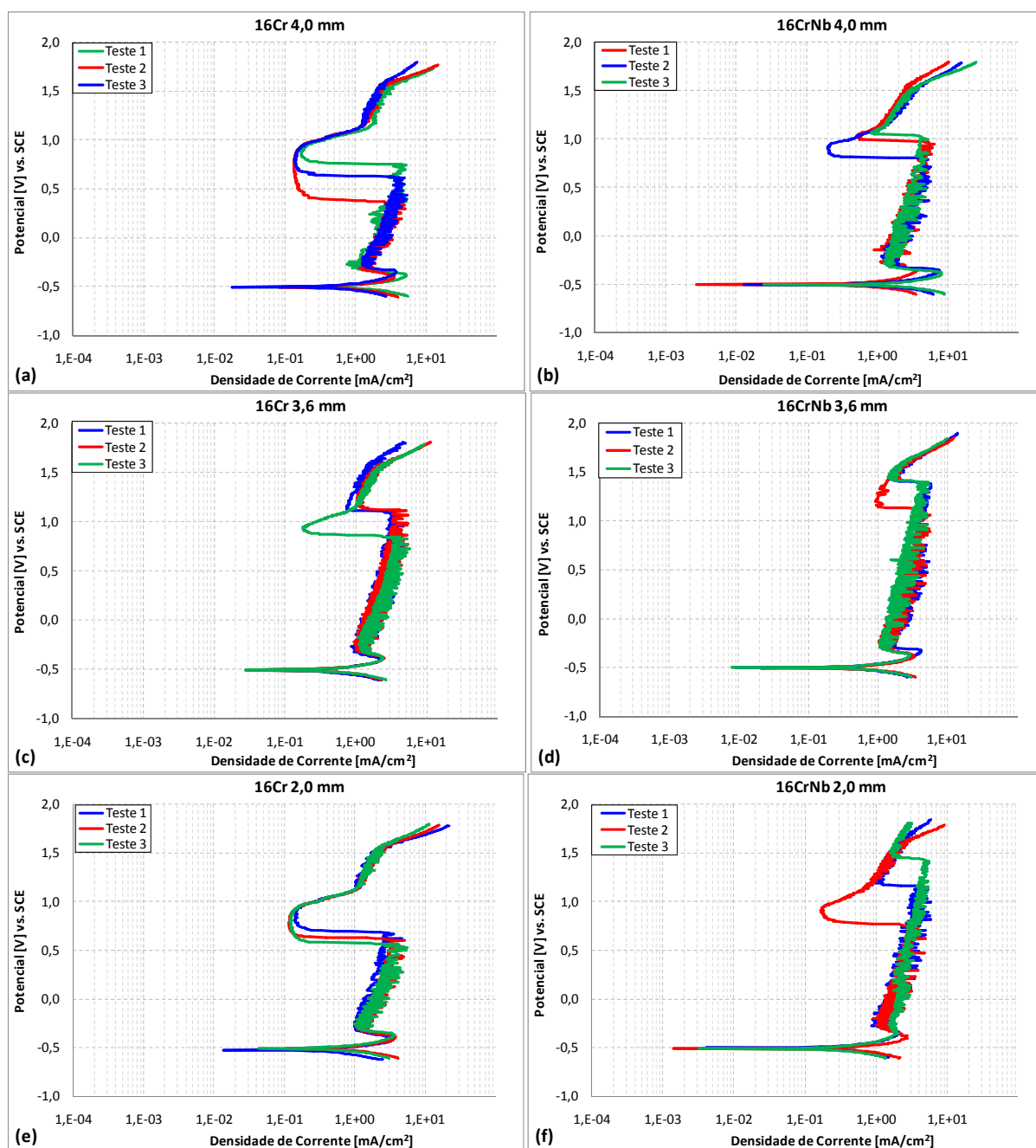


Figura 5.93 – Ensaio de abrasão-corrosão em solução de 1N H_2SO_4 com 10% SiO_2 em peso, esfera de zircônia $\phi = 25.4$ mm e $0,32 \mu\text{m} < \text{Ra} < 0,38 \mu\text{m}$, 150 RPM, $\text{Fn}=1,42$ N em amostras retiradas ao longo da espessura: (a) 16Cr 4,0 mm, (b) 16CrNb 4,0 mm, (c) 16Cr 3,6 mm (d) 16CrNb 3,6 mm, (e) 16Cr 2,0 mm, (f) 16CrNb 2,0 mm.

Há novamente uma dispersão dos resultados, com pico de repassivação dentro do patamar pseudo-passivo. As amostras de 16CrNb apresentam este pico de repassivação, em potenciais mais elevados em relação às amostras do aço 16Cr, apresentando menor resistência à corrosão

neste meio abrasivo-corrosivo. Isto fica mais evidente na Figura 5.94a, cujos valores são apresentados na Tabela 5.12.

Tabela 5.12 - I_p , E_p , I_p^* e E_p^* extraídos das curvas de polarização.

Material	I_p ($\times 10^{-3}$) [mA/cm ²]	E_p [mV]	I_p^* ($\times 10^{-3}$) [mA/cm ²]	E_p^* [mV]
16Cr 4,0 mm	147 ± 19	688 ± 86	1039 ± 258	-380 ± 31
16Cr 3,6 mm	652 ± 434	925 ± 175	964 ± 105	-279 ± 189
16Cr 2,0 mm	126 ± 13	582 ± 49	1003 ± 27	-394 ± 28
16CrNb 4,0 mm	305 ± 179	885 ± 153	1100 ± 174	-367 ± 23
16CrNb 3,6 mm	1310 ± 359	1257 ± 173	1092 ± 105	-365 ± 27
16CrNb 2,0 mm	553 ± 54	807 ± 263	1104 ± 355	-195 ± 184

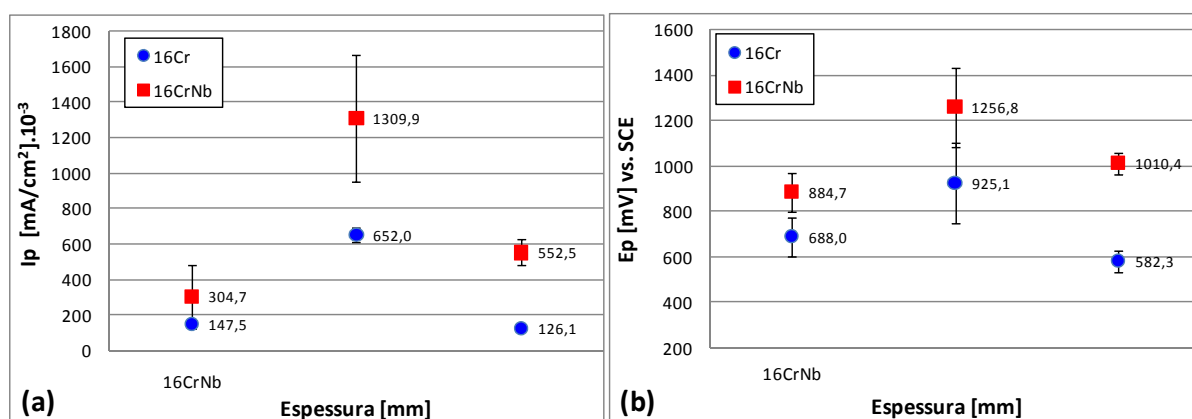


Figura 5.94 - Resultados de (a) densidade de corrente de passivação I_p e (b) potencial de passivação E_p .

Fica evidente uma tendência de melhor comportamento do aço 16Cr quanto à resistência à corrosão neste meio abrasivo-corrosivo, com uma menor densidade de corrente de passivação I_p (Figura 5.94a) e um potencial de passivação E_p (Figura 5.94b) mais baixo em relação ao aço 16CrNb.

Há um pior comportamento na posição de 3,6 mm das amostras para ambos os materiais, observando-se a maior densidade de corrente de passivação I_p e o mais alto potencial de passivação E_p . Nessa região há uma predominância das texturas de cisalhamento de Goss para os dois aços. Na posição central das amostras (2,0 mm) e na superficial (4,0 mm), praticamente sem textura de cisalhamento Goss, e com comportamento similares, identifica-se um desempenho melhor em relação à posição de 3,6 mm.

Os coeficientes de atrito e de desgaste para estas amostras foram mensurados e são apresentados na Figura 5.95.

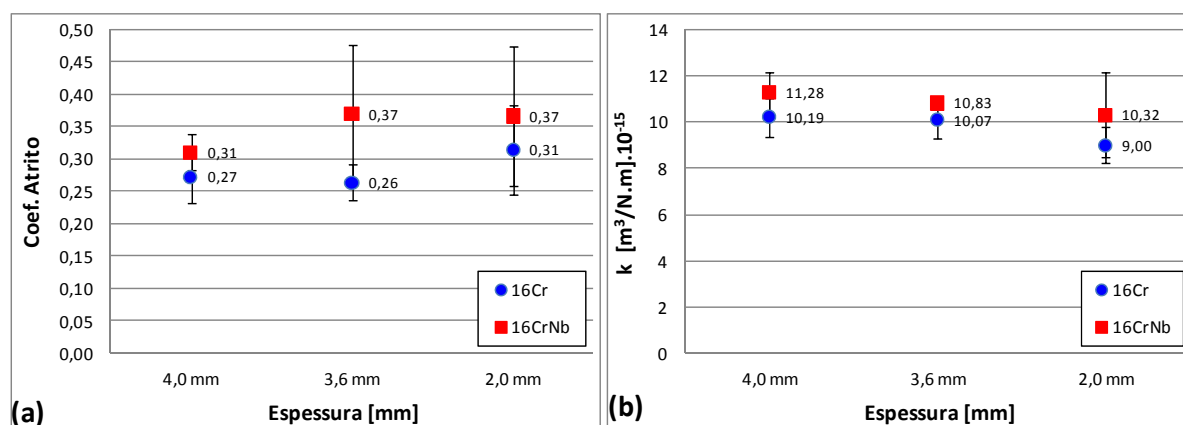


Figura 5.95 – (a) Coeficiente de atrito e (b) de desgaste k no meio abrasivo-corrosivo para o 16Cr e 16CrNb nas diferentes espessuras.

Tanto o coeficiente de atrito (Figura 5.95a) quanto o coeficiente de desgaste k (Figura 5.95b) não apresentam um comportamento diferenciado em relação à textura cristalográfica para os dois materiais, sendo validado por análise de variância. No sistema abrasivo-corrosivo o efeito combinado dos fenômenos de desgaste e corrosão praticamente elimina as diferenças entre textura cristalográfica para os materiais, havendo uma similaridade no desempenho em todas as posições avaliadas. Comparando-se o coeficiente de desgaste k entre os materiais também não há uma diferença significativa neste sistema.

Conclusões Parciais

A posição de maior textura de Goss apresentou o pior desempenho em relação à resistência à corrosão neste meio abrasivo-corrosivo, com maior densidade de corrente de passivação I_p e potencial de passivação E_p para os dois materiais.

Este sistema abrasivo-corrosivo praticamente elimina as diferenças entre as texturas cristalográficas para os materiais quanto ao coeficiente de desgaste k, havendo uma similaridade no desempenho em todas as posições.

CAPÍTULO V

6 - CONCLUSÕES

O equipamento desenvolvido é estável para se proceder os estudos dos sistemas propostos de abrasão, corrosão e abrasão-corrosão. A utilização de uma célula de carga permite monitorar as forças durante os ensaios, sendo uma característica não encontrada nos equipamentos da literatura para ensaios de micro-abrasão-corrosão, evidenciando, assim, seu caráter inédito. Esta característica permitiu elucidar o comportamento diferenciado do coeficiente de atrito entre os sistemas abrasivo e abrasivo-corrosivo.

Há uma maior resistência à corrosão dos materiais em função do maior teor de Cr. No sistema agitado esta diferença é mais pronunciada do que no sistema padrão com o fluido corrosivo mais estático.

Os aços inoxidáveis não estabilizados e com maior teor de carbono, 16Cr e 18Cr8Ni, apresentam o efeito da sensitização, com ataque pronunciado nos contornos de grão. Nos outros aços inoxidáveis predomina o ataque generalizado. O aço A36 também sofre ataque generalizado e não se passiva neste meio, seja com o fluido agitado ou estático.

Em ambiente aerado e agitado não há uma correlação entre a textura cristalográfica e a resistência à corrosão para os aços 16Cr e 16CrNb. Mas o aço 16CrNb, estabilizado ao Nb, é ligeiramente mais resistente à corrosão do que o aço 16Cr, sem estabilização, devido ao maior teor de Cr livre na matriz.

A topografia da esfera influencia o coeficiente de desgaste k e o mecanismo de desgaste atuante. Para esfera mais lisa ($R_a = 0,06 \mu\text{m}$) há um menor coeficiente de desgaste k com predominância de deslizamento de partículas. Para a esfera mais rugosa ($R_a = 0,54 \mu\text{m}$) há um maior coeficiente de desgaste k com predominância de rolamento de partículas.

O aço A36 tem a menor dureza e também a menor resistência ao desgaste entre os materiais ferríticos. Entre todos os materiais, o mais duro e também o de pior resistência ao desgaste é o aço 18Cr8Ni, sendo um comportamento que pode estar associado a fatores metalúrgicos, por ser o único de estrutura austenítica. Os aços não estabilizados são os mais duros e tem melhor resistência ao desgaste do que os aços estabilizados ao Ti e Nb.

Após 20% de deformação por laminação a frio tanto o aço 16CrNb quanto o 18Cr8Ni melhoram o desempenho em desgaste. Analisando-se as tensões, na abrasão há uma maior tensão de cisalhamento, porém bem próximo à superfície quando comparado à laminação. Dessa forma, a laminação produz um endurecimento maior, o que justifica o aumento da resistência ao desgaste com a pré-deformação das amostras.

Para o aço 16Cr há uma melhor correlação entre maior resistência ao desgaste para a região de maior fração de textura de Goss do que para o aço 16CrNb. No aço 16CrNb, a presença de precipitados de Nb e micro-inclusões na matriz metálica são mais eficientes em aumentar a resistência ao desgaste, sobrepondo ao efeito da textura.

No sistema abrasivo-corrosivo o efeito mecânico da abrasão não modifica a tendência dos aços em serem mais resistentes à corrosão em função do maior teor de Cr.

O material de maior coeficiente de desgaste k no meio abrasivo, o 18Cr8Ni, obteve o melhor desempenho no sistema abrasivo-corrosivo, e aço A36 o pior. Todos os demais aços seguiram a hierarquia do teor de Cr no sistema abrasivo-corrosivo, sendo o coeficiente de desgaste k menor quanto maior a resistência à corrosão dos materiais neste meio.

Em todos os materiais o coeficiente de desgaste k foi maior para o sistema abrasivo do que para o sistema abrasivo-corrosivo. Com medida das forças durante os ensaios observou-se também um menor coeficiente de atrito neste sistema abrasivo-corrosivo, evidenciando que uma menor fração da energia foi gasta na superfície sob a forma de atrito.

Os efeitos mecânicos de agitação e de abrasão aceleram o processo corrosivo, principalmente evidenciado pelo aumento da densidade de corrente de passivação I_p . Este fenômeno é observado para todos os aços inoxidáveis, sendo mais acentuado quanto menor o teor de Cr, ou seja, quanto menor a resistência à corrosão neste sistema.

No sistema abrasivo-corrosivo a posição de maior textura de Goss apresentou o pior desempenho eletroquímico, com maior densidade de corrente de passivação I_p e potencial de passivação E_p , tanto no aço 16Cr quanto no 16CrNb. Este sistema praticamente elimina as

diferenças de desempenho em função da textura cristalográfica para os materiais quanto ao coeficiente de desgaste k , havendo uma similaridade em todas as posições avaliadas.

CAPÍTULO VI

7 - SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Dentre os pontos que carecem de maior explicação, com uma abordagem mais aprofunda, citam-se:

- O endurecimento por deformação a frio antes do ensaio de micro-abrasão evidenciou uma influência em reduzir o coeficiente de desgaste k . Neste sentido há a necessidade de explorar diferentes materiais, níveis de deformação e tipos de abrasivos, o que permitirá o avanço no entendimento das condições sob as quais há a influência da prévia deformação a frio na resistência ao desgaste;
- Para as condições testadas, a rugosidade da esfera afeta a resistência ao desgaste k para o aço 18Cr8Ni, bem como a densidade de corrente passiva em meio de 1N H_2SO_4 . A ampliação do conhecimento sobre este efeito requer o estudo de outros materiais (corpo e contra-corpo) bem como diferentes meios corrosivos;
- Fazer os ensaios de abrasão-corrosão em potencial constante, na região anódica e catódica isoladamente, de forma a isolar o efeito do desgaste em cada região da curva de polarização;
- Verificou-se que em níveis mais baixos de coeficiente de atrito há um menor endurecimento por deformação. Variar o sistema (mudar a concentração de abrasivo, meio dispersante, velocidade de ensaio, etc.) para se conseguir diferentes coeficientes de atrito permitirá um estudo aprofundado de sua influência no endurecimento por deformação e, principalmente, nos mecanismos de desgaste atuantes.

CAPÍTULO VII

8 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLAH, M. Corrosion Behaviour of 304 Stainless Steel in Sulphuric Acid Solutions and its Inhibition by Some Substituted Pyrazolones. **Materials Chemistry and Physics**. v. 82, p. 786-792, 2003.

ADACHI, K.; HUTCHINGS, I. M. Wear-Mode Mapping for the Micro-Scale Abrasion Test. **Wear**. v. 255, p. 23-29, 2003.

AKSOY, M.; KUZUCU, V.; KORKUT, M. H.; YILDIRIM M. M. The Effect of Niobium and Homogenisation on the Wear Resistance and Some Mechanical Properties of Ferritic Stainless Steel Containing 17-18 Wt.% Chromium. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 91, p. 172-177, 1999.

AHMAD, Z.; ALI, A.; FAROOQUE, M.; UL HAQ, A. Deformation texture and magnetic properties of dual-phase Fe–Co–V alloys, **Materials and Design**, v. 30, p. 3885–3890, 2009.

ALLEN, C.; BALL, A.; PROTHEROE, B. E. The Abrasive-Corrosive Wear of Stainless Steels. **Wear**. v. 74, p. 287-305, 1981.

ALVAREZ-ARMAS I. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys”. **Recent Patents on Mechanical Engineering**. 2008, v. 1, p51-57, 2008.

ANGEL, T. Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steels. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 138, p. 165-174, 1954.

ANGUS, H. T. The Significance of Hardness. **Wear**. v54, p33-78, 1979.

ARDILA, M. A. N., **Influência do Nióbio na Textura e Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Ferríticos em Ambientes Aerados e Des aerados**. 2013. 91 f. Dissertação de Mestrado – Universidade federal de Uberlândia, Uberlândia.

ASM Handbook: **ASM Specialty Handbook - Stainless Steels**. Materials Park, Ohio, 1994. 541p.

ASM Handbook: **Corrosion : Fundamentals, Testing, and Protection**. v. 13A, 2003. 2597p.

ASM Handbook: **Friction, Lubrication, and Wear Technology**. v. 18, 1992. 1879p.

ASM Handbook: **Metallography and Microstructures**. V. 9, 1985. 1627p.

ASM Metals Handbook: **Fatigue and Fracture**. v.19, 1996. 2592p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS - **ABNT NBR ISO 6508-1**. Materiais Metálicos – Ensaio de Dureza Rockwell. Parte 1: Método de ensaios (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T), 2008.

ASTM A370 – 12. **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. 2012.

ASTM E8 / E8M – 11. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. 2012.

ASTM G119-93. **Standard Guide for Determining Synergism Between Wear and Corrosion**. 2010.

ASTM G5-94. **Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements**, 2004.

ASTM G65-04. **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**, 2010.

BAIN, E. C.; PAXTON, H. **Alloying elements in steel**. 2.ed. ASM, Metals Park, 1966. 309p.

BATENI, M.R.; SZPUNAR, J.A.; WANG, X., LI, D.Y. The Effect of Wear and Corrosion on Internal Crystalline Texture of Carbon Steel and Stainless Steel. **Wear**. v. 259 p. 400-404, 2005.

BELLO, J. O.; WOOD, R. J. K.; WHARTON, J. A. Synergistic Effects of Micro-Abrasion–Corrosion of UNS S30403, S31603 and S32760 Stainless Steels. **Wear**. v. 263, p. 149-159, 2007.

BERGSTROM D. S. Benchmarking of Duplex Stainless Steels versus Conventional Stainless Steel Grades, **7th Duplex 2007 Int. Conf & Expo**, Grado, Italy. AIM, 2007.

BIDIVILLE, A.; FAVERO, M.; STADELMANN, P.; MISCHLER S. Effect of Surface Chemistry on The Mechanical Response of Metals in Sliding Tribocorrosion Systems. **Wear**. v. 263, p. 207-217, 2007.

BITTER, J. G., “A Study of Erosion Phenomena”, **Wear**, v. 6, p5-21, 1963.

BOND, A. P.; LIZLOVS, E. A. Intergranular Corrosion of Ferritic Stainless Steels. **J. Electrochem. Soc.**, n.9, v. 116, p. 1305-1310, 1969.

BOSE, K.; WOOD, R.J.K. Optimum Tests Conditions For Attaining Uniform Rolling Abrasion in Ball Cratering Tests on Hard Coatings. **Wear**. v. 258, p. 322–332, 2005.

BOZZI, A. C.; DE MELLO, J. D. B. Wear resistance and wear mechanisms of WC–12%Co thermal sprayed coatings in three-body abrasion, **Wear**, p. 575-587, 1999.

BUCHER, L. **Etude de l'endommagement en fatigue thermique des aciers inoxydables F17TNb et R20-12 pour application automobile**. 2004. 152 f. Tese Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais – CDM/École des Mines de Paris, Paris.

BUSCHER, R.; FISCHER, A. The Pathways of Dynamic Recrystallization in All-Metal Hip Joints. **Wear**. v. 259, p. 887-897, 2005.

COELHO, E. N., **Avaliação da anisotropia em chapas de aços ABNT 430 e ABNT 430 estabilizado ao nióbio e nióbio-titânio**. 2000. Dissertação de Mestrado, Escola de Engenharia da UFMG - BH.

COSTA, H. L.; ARDILA, M. A.; LABIAPARI, W. S.; DE MELLO, J. D. B. Effect of surface topography on the dynamics of the abrasive particles during micro-abrasion, **Wear**, v. 324-325, p.29–139, 2015.

CRAIG, B.; ANDERSON D. **Handbook of Corrosion Data**, 2nd edition, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, , 1995. 998p.

DAFÉ, S. S. F., **Influência do Processamento Termomecânico sobre a Formação de Bandas de Cisalhamento e Propriedades Magnéticas de um Aço Grão não Orientado com 3% Si**. 2010. 114 f. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto.

Da SILVA, W. M.; BINDER, R.; De MELLO, J. B. D. Abrasive wear of steam-treated sintered iron. **Wear**. v. 258, p. 166-177. 2005.

Da SILVA, W.M.; COSTA, H.L.; De MELLO, J.D.B. Transitions in abrasive wear mechanisms: Effect of the superimposition of interactions. **Wear**, v. 271, p. 977-986, 2011.

DAVIS, J. R, ASM Handbook: **ASM Specialty Handbook - Stainless Steels**. Materials Park, Ohio, 1994. 541p.

DE MELLO, J. D. B., Comunicação pessoal e notas de aula, UFU - Universidade Federal de Uberlândia, 2013.

DE MELLO, J. D. B.; POLYCARPOU, A. A.; Abrasive wear mechanisms of multi-components ferrous alloys abraded by soft, fine abrasive particles. **Wear**. v. 269, p. 911-920. 2010.

DIAWARA, B.; BEH, Y.-A.; MARCUS, P. Atomistic simulation of the passivation of iron chromium alloys using calculated local diffusion activation barriers. **Passivation of Metals and Semiconductors and Properties of Thin Oxide Layers**. P651-657. 2006.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**, 3 ed. York: McGraw-Hill Book Company, 1986. 615p.

EG&G PRINCETON APPLIED RESEARCH, Electrochemistry and Corrosion Overview and Techniques. **Application Note CORR-4**, 2004. p. 19.

ELFSTROM, B.-O., The Effect of Chloride Ions on Passive Layers on Stainless Steels. **Elsevier Sequoia S.A.**, Materials Science and Engineering. v. 42, p 173 – 180. 1980.

EVANS, U. R. **An Introduction to Metallic Corrosion**. Edward Arnold e American Society for Metals 3a.ed, 1982, 302p.

FARIA, R. A., **Efeito dos elementos Ti e Nb no comportamento em fadiga de aços inoxidáveis ferríticos utilizados no sistema de exaustão de veículos automotores.**, 2006. 244 f. Tese de Doutorado – Universidade federal de Ouro Preto, Ouro Preto.

FAVERO, M.; STADELMANN, P.; MISCHLER, S. Effect of the applied potential of the near surface microstructure of a 316L steel submitted to tribocorrosion in sulfuric acid, **J. Phys. D: Appl. Phys.** v. 39, p. 3175–3183, 2006.

FERRER, F.; IDRISSE, H.; MAZILLE, H.; FLEISCHMANN, P.; LABEEUW, P. A study of abrasion–corrosion of AISI 304L austenitic stainless steel in saline solution using acoustic emission technique. **NDT&E International**. v. 33, p. 363-371, 2000.

FINKIN, E. F. Adhesive wear: a general review of the state of experimental knowledge and theory. **Material Engineering Applications**. v. 1, p154-161, 1979.

FONTANA, M. G. Corrosion Engineering”. **Mc-Graw-Hill Education**, 1986. 512p.

FREGUIA S., RABAEY K., Y. ZHIGUO, K. JÜRG, “Non-catalyzed cathodic oxygen reduction at graphite granules in microbial fuel cells”, **Electrochimica Acta**, v.53, p.598-603, 2007.

GANT, A.J.; GEE, M. G.; MAY, A. T.; The evaluation of tribo-corrosion synergy for WC–Co hardmetals in low stress abrasion. **Wear**. v. 256, p. 500-516, 2004.

GARCIA, I.; DREES, D.; CELIS, J.P. Corrosion–wear of passivating materials in sliding contacts based on a concept of active wear track area. **Wear**. v. 249, p. 452-460, 2001.

GENTIL, V. **Corrosão**, Editora LTC, 5ª Edição, 2007. 453p.

GORDON, W.; BENNEKOM, A. van. Review of stabilisation of ferritic stainless steels. **Materials Science and Technology**. v. 12, p. 126-131, 1996.

GONZALEZ, B. M.; CASTRO, C. S. B.; BUONO, V. T. L.; VILELA, J. M. C.; ANDRADE, M. S.; MORAES, J. M. D.; MANTEL, M. J. The influence of copper addition on the formability of AISI 304 stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 343. p. 51-56, 2003

GRODZINSKI, P.; STERN, W. Abrasion tests on diamonds. **Nature**. v. 163, p. 193-194, 1949.

GUNN R.N. **Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications**. Ed. by Gunn R.N., Abington Publishing, Cambridge England, 1997. 200p

HOLMBERG, K.; ANDERSSON, P.; ERDEMIR, A. Global energy consumption due to friction in passenger cars, **Tribology International**. v. 47, p. 221-234, 2012.

HUH, M. Y.; ENGLER, O. Effect of intermediate annealing on texture, formability and dridging of 17%Cr ferritic stainless steel sheet. **Materials Science and Engineering**. v. 308, p. 74-87, 2001.

HUMPHREYS, F. F.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 2.ed. ed. Kidlington: Elsevier, 2004. 574p.

HUTCHINGS, I. M., **Tribology – Friction and Wear of Engineering Materials**, Department of Materials Science and Metallurgy University of Cambridge, Cambridge, 1992. 273p.

HUTCHINSON, W. B., Development and Control of Annealing Textures in Low-Carbon Steels, **International Metals Reviews**, v. 29, n° 1, p. 25-42, 1984

JOHNSON, K.L. **Contact Mechanics**, 9 ed. Cambridge University Press, 2003. 452p.

JOST, H.P. **A Report on the Present Position and Industry's Needs**, Lubrication (Tribology) Education and Research, Majesty's Stationery Office, London, 1966.

JÚNIOR, W. S. **Caracterização e Modelagem Matemática da Fração Recristalizada de Ferrita no Aço Inoxidável Ferrítico AISI 430 Durante o Processo de Deformação a Quente em Laminador Steckel**, 2007. 122 f. Dissertação de Mestrado – Universidade federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, dez. 2007.

KHRUSCHOV, M. M. Principles of Abrasive Wear. **Wear**. v. 28, p. 69-88, 1974.

KHRUSCHOV, M. M. Resistance of metal to wear by abrasion as related to hardness. **Proc. Conf. Lubrication and Wear**. Institution of Mechanical Engineers, London, 1957, p. 655-659.

KOLESNICHENKO, L.F.; TRUSHKO, P.V. **Formation of Boundary Layers During Friction in the Presence of Sulfur**. Issue 12, vol. 9, p. 993-997, December 1970.

KUZUCU, V.; AKSOY, M.; KORKUT, M. H.; YILDIRIM M. M. The effect of niobium on the microstructure of ferritic stainless steel. **Materials Science and Engineering**, A230, p. 75-80, 1997.

LABIAPARI, W. S. **Influência de Diferentes Tipos de Acabamentos e Lubrificantes na Estampagem de Aços Inoxidáveis**, 2003. 144 f. Dissertação de Mestrado – Universidade federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

LABIAPARI, W. S.; ALCÂNTARA, C. M.; COSTA, H. L.; DE MELLO, J. D. B. Stainless Steel as na antiwear material for the bio-fuel industry. **Wear**. v. 302, p. 1536-1545, 2013.

LABIAPARI, W. S.; ALCANTARA, C. M.; FERREIRA, J. S.; CRISPIM, V. M.; BATISTA, J. C.; SANTOS, P. H.; BRITO, G. M. B. Desenvolvimento do Aço P430A em Espessuras até 1,20mm, **Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos - ABM**, Belo Horizonte - MG, Brasil, Out. 2010.

LABIAPARI, W. S.; ALCÂNTARA, C. M.; SILVA, R. C. R.; FERREIRA, J. S.; BATISTA, J. C.; COURA, G.; MACHADO, V.C. Improvement of the superficial quality of stainless steel P430A 2B-bright, 7th **European Stainless Steel Conference, Science and Market**, Como (Italy), Sep 2011.

LABIAPARI, W. S.; ARDILA, M. A. N.; SANTOS, M. B.; DE MELLO, J. D. B.; Influence of normal load and counterface roughness on micro-abrasion/corrosion of AISI 304 in 1N H₂SO₄ environment, **2ndInternational Brazilian Conference on Tribology – TriboBR 2014**, November 3rd to 5th, 2014, Foz do Iguaçu, PR, Brazil, 2014.

LABIAPARI/2, W. S.; ALCÂNTARA, C. M.; COSTA, H. L.; DE MELLO, J. D. B. Wear Debris Generation During Cold Rolling Process, **World Tribology Congress 2013**, Torino, Italy. September, 2013

LANDOLT, D.; MISCHLER, S.; STEMP, M.; BARRIL, S. Third body effects and material fluxes in tribocorrosion systems involving a sliding contact. **Wear**. v. 256, p. 517-524, 2004.

LEE, H.B.; WUU, D.S.; LEE, C.Y.;LIN, C.S. Wear and immersion corrosion of Ni-P electrodeposit in NaCl solution. **Tribology International**. v. 43, p. 235-244, 2010.

LE BOZEC, N., COMPÈRE, C., L'HER, M., LAOUENAN, A., COSTA, D., MARCUS, P., Influence of stainless steel surface treatment on the oxygen reduction reaction in seawater, **Corrosion Science** v.43, p.765-786, 2001.

LIU, H.; LIU, Z.; WANG, G. Texture development and formability of strip cast 17% Cr ferritic Stainless Steel. **ISIJ International**. v. 49, p. 890-896, 2009.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent Developments in Stainless Steels. **Materials Science and Engineering**. R 65, p39-104, 2009.

LULA, R. A. Stainless Steel. Metals Park, **OH, American Society for Metals**. 1986. 176p.

LULA, R. A.; LENA, A. J.; KIEFER, G. C. Intergranular corrosion of ferritic stainless steels. **Transactions of ASM**, v. 46, p. 197-223, 1954.

MAJID, A.; SHAHRAM, K.; YOUSEF, K.; JALAL, H.; On the Comparison of the Abrasive Wear Behavior of Aluminum Alloyed and Standard Hadfield Steels. **Wear**. v. 268, p.202-207, 2010.

MANTEL, M.; BAROUX, B.; GEX, D.; PEDARRÉ, P. The effect of niobium on the recrystallization of 17%Cr. Recrystallization'90. **The Mineral, Metals & Materials Society**, 1990.

MATIAS, A. **Estudo do Comportamento em Corrosão-Fadiga de tubos de Aço Inoxidável AISI 409 para a Indústria Automobilística**, 2003. 130 f. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto.

MCDONALD, B.; GOETZBERGER, A. Technique for determination of the depth of diffused layers. **J. Electrochem. Soc.** v. 109, p. 141-144, 1962.

MCQUEEN, H. J.; JONAS, J. J.; ARSENAUT, R. V. Treatise on Materials Science and Technology, New York, **Academic Press**, v. 6, p393-493, 1976.

MENDES, J. L. T., **Influência de parâmetros microestruturais no comportamento tribológico de ligas ferrosas multicomponentes**, 2007. 162 f. Tese de Doutorado – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

MISCHLER, S.; ROSSET, E.; STACHOWIAK, G.W.; LANDOLT D. Effect of Sulphuric Acid Concentration on the Rate of Tribocorrosion of Iron. **Wear**. v. 167, p. 101-108, 1993.

MISRA, A.; FINNIE, I. Some Observations on Two-Body Abrasive. **Wear**. v. 68, p. 41-56, 1981.

MIYOSHI, K. Studies of Mechanochemical Interactions in the Tribological Behavior of Materials. **Surface and Coatings Technology**, v. 43/44, p. 799-812, 1990.

MORAES, J. M. D. **SEMINÁRIO INOX** - Módulo Geral, nº 1, 2000, Roças Novas , p69-104, 2000.

NASTARI, P. M. **Palestra Jornalcana: As conquistas atuais do segmento e as projeções para os próximos 20 anos**. 2008.

NEFF, D. V.; MITCHELL, T. E.; TROIANO, A.R. Influence of Temperature, Transformation and Strain Rate on ductility Properties of Austenitic Stainless Steels. **Transactions of American Society for Metals** v. 62, p. 858, 1969.

NOHARA, K. ONO, Y., OHASHI, N., Composition and Grain Size Dependencies of Strain induced Martensite Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels, **Transactions ISIJ**, v. 17, p. 772-782, 1977.

OLIVEIRA, T. R. **Effet du niobium et du titane sur la déformation à chaud d'aciers inoxydables ferritiques stabilisés**, 2003. 222 f. Tese - Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais – École Nationale Supérieure de Mines de Saint-Etienne, Saint-Etienne.

PADILHA, A. F. et al., **Aços Inoxidáveis Austeníticos - Microestrutura e Propriedades**, Hemus Editora Limitada, São Paulo, 1994. 170p.

PADILHA, A. F., SICILIANO JR, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 232p.

PANOSSIAN, Z. **Corrosão e Proteção Contra Corrosão em Equipamentos e Estruturas Metálicas**. IPT-São Paulo. 1993. 283p.

PARK, S. H.; Kim K. Y.; Lee Y. D.; Park C. G. Evolution of microstructure and texture associated with ridging in ferritic satainless steels. **ISIJ International**. v. 42, p. 100-105, 2002.

PERRET, J.; BOEHM-COURJAULT, E.; CANTONI, M.; MISCHLER, S.; BEAUDOUIN A.; CHITTY W.; VERNOT J.-P. EBSD, SEM and FIB characterisation of subsurface deformation during tribocorrosion of stainless steel in sulphuric acid. **Wear**, v. 269, p. 383–393, 2010.

PICKERING, F. B. Physical metallurgy of stainless steel developments. **International metals reviews**. v. 21, p. 227-268, dez-1976.

PINTO, A. L., LOPES, A. M. **A utilização da técnica EBSD em estudos de microtextura e mesotextura. Textura e Relações de Orientação**. 2ª ed. IPEN, São Paulo. p.441-459, 2003.

QIAO, Y. X.; ZHENG, Y. G.; OKAFOR, P. C., KE, W. Electrochemical behaviour of high nitrogen bearing stainless steel in acidic chloride solution: Effects of oxygen, acid concentration and surface roughness. **Electrochimica Acta**. v. 54, p. 2298-2304, 2009.

RAABE, D.; LÜCKE, K. Texture of ferritic stainless steels, **Materials Science and Technology**. v. 9, p. 302-312, Abril 1993.

RANDLE, V.; RALPH, B.; DINGLEF, D.; The Relationship Between Microtexture And Grain Boundary Parameters. **Acta Metallurgica**. v. 36, p. 261-273, 1988.

ROBERGE, Pierre R., **Handbook of Corrosion**. McGraw-Hill. 1999. 1130p.

RODRIGUES, D. G. **Influência da Taxa de Aquecimento do Tratamento Térmico Final na Microestrutura e Textura do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 430 Estabilizado ao Nióbio**. 2013. 139 f. Dissertação de Mestrado – Univeersidade federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

ROWSON, D. M.; AZOUZ, A. An Investigation of Extreme Pressure Films Formed During Wear Tests. **Vacuum**. v. 31, Issues 10-12, p. 593-596, 1981.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. A micro abrasive wear test, with particular application to coated systems. **Surface and Coatings Technology**. v. 79, p. 231-239. 1996.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. Theory and application of a micro-scale abrasive wear test, **J. Test. Eval**. v. 25, p. 250-260, 1997.

SANDIM, H. R. Z. **Heterogeneidades de deformação: uma visão microscópica**. In: TSCHIPTSCHIN, A. P. **Textura e Relações de Orientação**. São Paulo-IPEN, 2003.

SANTANA, S. A. **Influência da Morfologia de Carbonetos do Tipo M_7C_3 no Comportamento em Abrasão de Ferros Fundidos Brancos Eutéticos em Alto Cromo**. 1994. 105 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

SANTANDRÉA, R. **Análise da Corrosão em Aços Inoxidáveis Ferríticos Estabilizados e com Teores Variáveis de Molibdênio**. 1999. 183 f. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

SANTOS M. R. **Efeito do Nitrogênio e do Cobre na Formação da Martensita em Aços Inoxidáveis Austeníticos e sua Influência sobre o Fenômeno de Delayed Cracking**. 2008. 239 f. Tese de Doutorado – Universidade federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

SATO, E.; TANOUE, T. Present and Future Trends of Materials for Automotive Exhaust System. **Nippon Steel Technical Report No. 64**. p. 13-19. 1995.

SCHMITT, J. H. Some examples of stainless steel use in the automotive industry. **Key Engineering Materials**. v. 230-232, p. 17-22, 2002.

SEDRIKS, A. J., **Corrosion of stainless steels**, The electrochemical society. 2^a.ed. New York, Wiley-interscience publication, 1996. 437p.

SHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for Stainless Steel weld metal. **Metal Progress**, 1949. v. 56, p. 680-680b, 1949.

SHIPWAY, P. H.; HODGE, C. J. B. Microabrasion of glass – the critical role of ridge formation. **Wear**. v. 237, p. 90-97, 2000.

SINNETT-JONES, P. E.; WHARTON, J. A.; WOOD, R. J. K. Micro-abrasion–corrosion of a CoCrMo alloy in simulated artificial hip joint environments. **Wear**. v. 259, p. 898-909, 2005.

SOUSA, C. A. C.; KURI, S. E. Relationship between niobium content and pitting corrosion resistance in ferritic stainless steels. **Materials letters**. v. 25, p. 57-60, out-1995.

STACK, M. M.; JAWANB, H.; MATHEW, M.T. On the construction of micro-abrasion maps for a steel/polymer couple in corrosive environments. **Tribol. Int.** v. 38, p. 848-856, 2005.

STACK, M. M.; MATHEW, M. T. Mapping the micro-abrasion resistance of WC/Co based coatings in aqueous conditions. **Surface and Coatings Technology**. v. 183, p. 337-346, 2004.

STEVENSON, A. N. J., HUTCHINGS, I. M. Development of the dry sand/rubber wheel abrasion test. **Wear**. v. 195, p.232-240, 1996.

SUN, D.; WHARTON, J. A.; WOOD, R. J. K. Micro-abrasion mechanisms of cast CoCrMo in simulated body fluids. **Wear**. v. 267, p. 1845-1855, 2009.

TAKEDA M., MORIHIRO N., EBARA E., HARADA Y. Corrosion behavior of thermally sprayed WC coating in Na₂SO₄ aqueous solution. **Mater. Trans.** v. 33, p. 2860-2865, 2002.

THAKARE, M. R.; WHARTON, J. A.; WOOD R. J. K., MENERB, C. Exposure effects of alkaline drilling fluid on the microscale abrasion–corrosion of WC-based hardmetals. **Wear**. v. 263, p. 125-136, 2007.

- THAKARE, M. R.; WHARTON, J. A.; WOOD, R. J. K.; MENDER, C. Investigation of micro-scale abrasion–corrosion of WC-based sintered hardmetal and sprayed coating using in situ electrochemical current-noise measurements. **Wear**. v. 267, p. 1967-1977, 2009.
- THOMSON, V.; HINTERMANN, H. E.; CHOLLET, L. The determination of composition depth profiles using spherical erosion and scanning Auger electron spectroscopy. **Surf. Technol.**, v. 8, p. 421-428, 1979.
- TILLY, G. P. Two Stage Mechanism of Ductile Erosion”. **Wear**. v. 23, p. 87-96, 1973.
- TOPPO, V.; SINGH, S. B.; RAY, K. K.; Wear resistance of annealed plain carbon steels in pre-strained condition, **Wear**. v. 266 907-916, 2009.
- TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**. v. 225-229, p. 205-214, 1999.
- TREZONA, R. I.; HUTCHINGS, I. M. Three-body abrasive wear testing of soft materials. **Wear**. v. 233-235, p. 209-221, 1999.
- VALLI, J.; PALOJARVI, J.; MAKELA, U. **Measurement of coating thickness by using a ball cratering method**, Research Notes 435, 1985.
- VIANA, C. S. C.; PAULA, A. S. **Texturas de Deformação**. In: DIVERSOS AUTORES. Textura e Relações de Orientação. 2ª ed. IPEN, São Paulo. cap 3, p.35-53, 2003.
- VIGNAL, V.; MARY, N.; PONTIAUX, P.; WENGER, F. Influence of friction on the local mechanical and electrochemical behaviour of duplex stainless steels. **Wear**. v. 261, p. 947-953, 2006.
- WOOD, R. J. K.; SUN, D.; THAKARE, M. R.; DE FRUTOS ROZAS, A.; WHARTON, J. A. Interpretation of electrochemical measurements made during micro-abrasion-corrosion. **Tribology International**. v. 43, p. 1218-1227, 2010.
- WU, P.-Q.; CELIS, J.-P. Electrochemical noise measurements on stainless steel during corrosion–wear in sliding contacts. **Wear**. v. 256, p. 480-490, 2004.
- XU, X.; XU, W.; EDERVEEN, F. H.; ZWAAG, S. V. D. Design of low hardness abrasion resistant steels. **Wear**. v. 301, p. 89-93, 2013.
- YAN, W.; FANG, L.; SUN, K.; XU, Y. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel. **Materials Science and Engineering A**. v. 460-461, p. 542-549, 2007.
- ZUM GAHR, K.-H.; **Microstructure and Wear of Material**. Institute of Materials Technology. University of Siegen - Germany, Elsevier. 1987. 560p.