

4.3. Ensaios de polarização potenciodinâmica

4.3.1. Otimização da “Flat Cell” para ensaios potenciodinâmicos

A utilização do potenciostato e da célula eletroquímica especificados na secção 3.3, para realizar os ensaios eletroquímicos de polarização potenciodinâmica no aço inoxidável P304 em meio de água destilada com 3,56% de NaCl, apresentou, inicialmente, resultados não satisfatórios.

As curvas de polarização obtidas não eram representativas ao comportamento normal de aço inoxidável P304, sendo impossível identificar o potencial de pite (Fig. 4.6 a). Adicionalmente, comparando estas curvas com as curvas obtidas por Santandréa (1999), as mesmas subestimam o valor médio do potencial de pite (314 mV). Observando-se as amostras ensaiadas, encontrou-se que a corrosão acontecia preferencialmente nas bordas do contato com o *O-Ring* e sempre nas mesmas posições, evidenciando, assim, que o fenômeno corrosivo era por fresta e não por pite (Fig. 4.6 b).

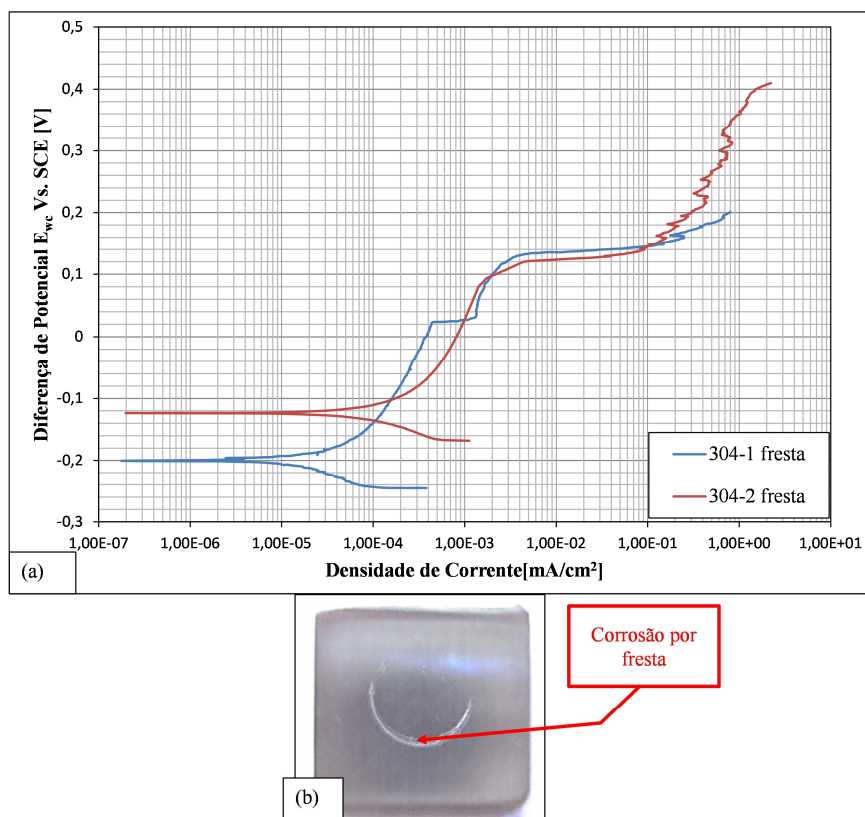


Figura 4.6. (a) Curvas de polarização do aço inoxidável P304, em meio de 3,56% de NaCl, com corrosão por fresta. (b) Imagem de corrosão por fresta na amostra de P304 após o ensaio de polarização potenciodinâmica.

Uma análise cuidadosa e detalhada da forma de sujeição da amostra na “Flat Cell” (Fig. 4.7) mostrou que quando o parafuso exerce pressão na chapa de contato (para fixar a amostra), seu suporte sofria deformação, fletindo devido ao momento gerado. Desta forma, a pressão da chapa na amostra não é uniforme, como é indicado na Fig. 4.8.

A diferença de pressão na amostra criava espaços confinados entre ela e o O-Ring, gerando a corrosão por fresta. Percebeu-se também que as amostras não eram totalmente planas, o que favorecia a diferença de pressão na montagem.

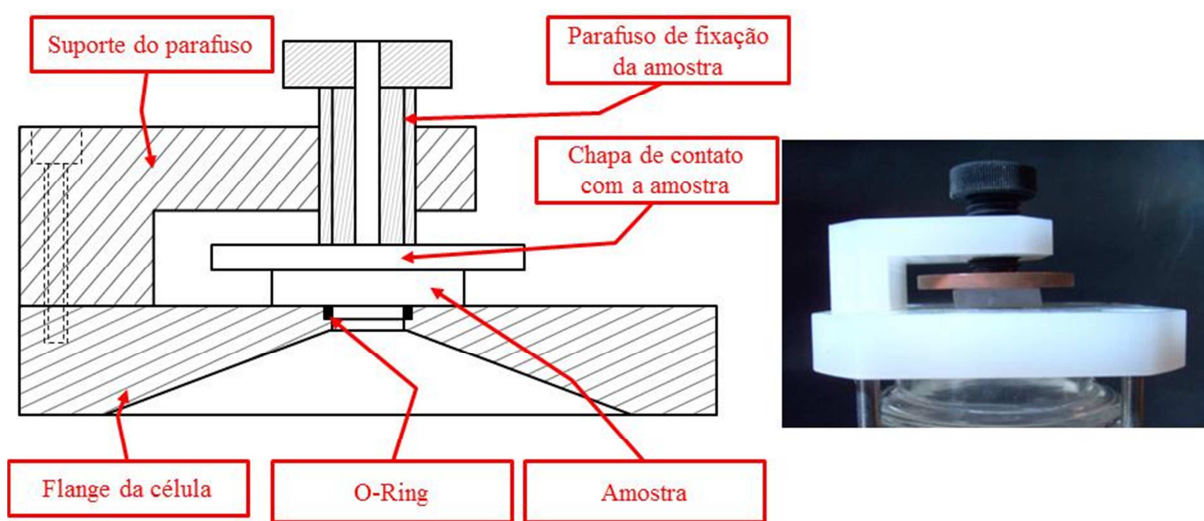


Figura 4.7. Flange da “Flat Cell”, onde a amostra é fixada.

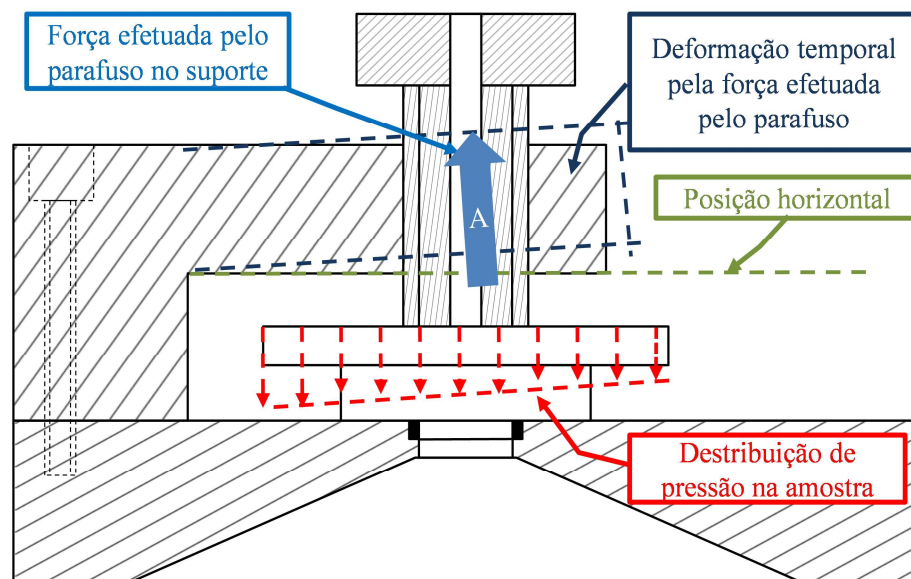


Figura 4.8. Deformação temporal do suporte do parafuso na “Flat Cell”, no instante de fazer a força para fixar a amostra.

De acordo com as observações feitas, foram executadas as seguintes correções, tentando evitar a corrosão por fresta:

- a) Fixar uma chapa de aço transversal ao suporte do parafuso mediante dois sargentos apoiados no flange da célula (Fig. 4.9 a), isso com o fim de minimizar a deformação do flange com consequente redistribuição da pressão na amostra;
- b) Mudar o tipo de *O-Ring*: de um flexível para um de tipo rígido. Adicionalmente, o *O-Ring* passou a ser colado (com silicone) na amostra, diminuindo desta forma o erro devido a não planicidade das amostras (Fig. 4.9 b). A colagem por silicone foi executada após o lixamento e limpeza da amostra.

O resultado destas modificações foi bastante satisfatório. Na Fig. 4.10 (a), apresenta-se a evolução dos resultados das curvas de polarização para o aço P304. Quando se implantou a correção relativa à sujeição da amostra, a corrosão por fresta diminuiu consideravelmente, mas ainda encontrou-se fresta (curva verde, Fig. 4.10 (a)). O resultado foi ainda mais satisfatório com a minimização do efeito da planicidade da amostra (curva vermelha, Fig. 4.10 (a)) associado. Ao observar as amostras após os ensaios de corrosão com as correções implantadas, essas apresentavam corrosão por pite (em torno de 350 mV, Fig. 4.10 b), o que garantiu a validade das correções na célula eletroquímica.

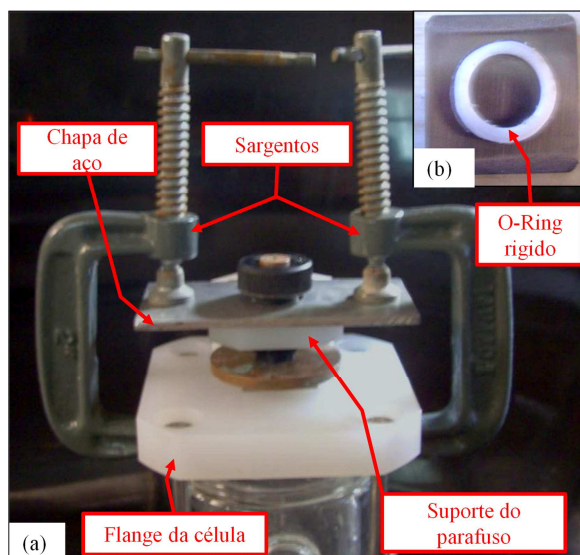


Figura 4.9. Otimização da “Flat Cell”; (a) Otimização da distribuição de pressão; (b) Amostra com *O-Ring* rígido colado com silicone.

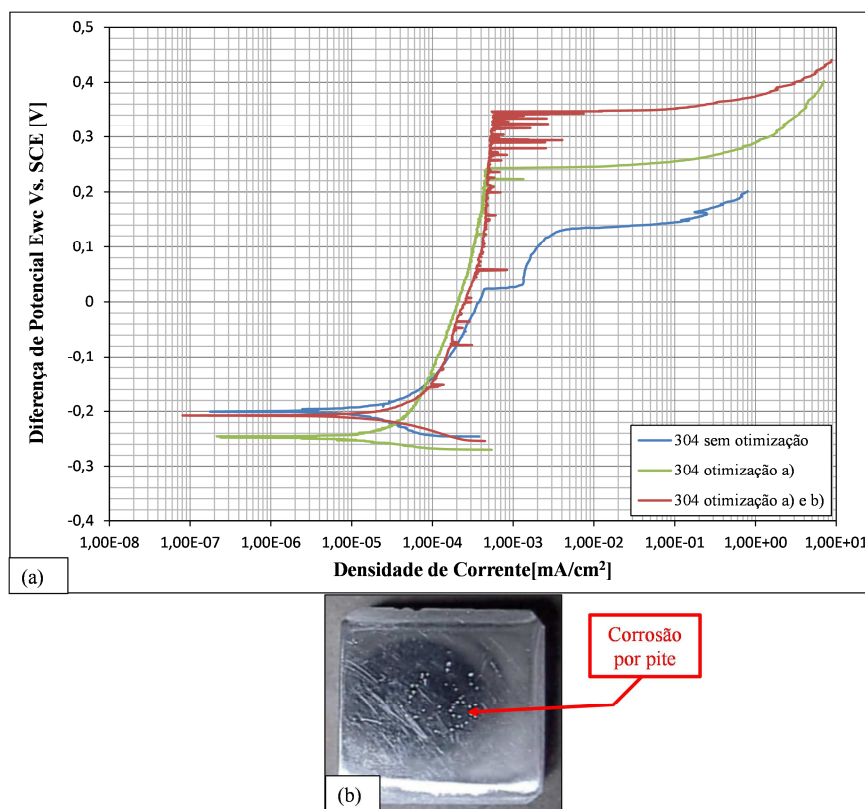


Figura 4.10. (a) Evolução das curvas de polarização do aço inoxidável P304 no meio de 3,56% de NaCl, ao implantar as otimizações na “Flat Cell”; (b) Amostra com corrosão por pite após o ensaio de polarização potenciodinâmica.

4.3.2. Ensaio de polarização potenciodinâmica anódica em ambiente desareado

Após a otimização do equipamento, iniciou-se os ensaios de polarização potenciodinâmica anódica em ambientes desareados (de acordo com as normas ASTM G3-89 e ASTM G5-94).

A Fig. 4.11 apresenta o comportamento à polarização típica dos aços inoxidáveis na solução de um normal (1N) de H_2SO_4 . O comportamento se organiza por grupos: aços P430A e P430E (ferríticos de 16% de Cr), aços P409 e P410 (ferríticos de 11% de Cr) e aço P304 (austenítico de 18% de Cr e 8% de Ni).

O comportamento dos aços ferríticos (P409, P410, P430A e P430E) é ativo-passivo, mas o aço austenítico P304 comportou-se aparentemente de maneira totalmente passiva, já que não foi possível visualizar, com certeza, a zona ativo-passiva, ou seja, não foi possível identificar claramente o potencial de início da passivação descrito por Bieffer (1970).

Os resultados dos aços P430A e P430E estão de acordo com os comportamentos das curvas de polarização citados por Bieffer (1970) e a ASTM G3-89 (2010). O aço P430A

apresentou valores na faixa dos valores máximos e mínimos do potencial versus corrente citados na norma ASTM G5-94 (2004).

A curva do aço P304 apresenta o mesmo comportamento mostrado por Santandréa (1999), mas difere nos valores do potencial de corrosão (E_{corr}), que são maiores para os apresentados na Fig. 4.11, o que pode ter sido causado pelo tempo de estabilização. Além disto, a curva apresentada por Santandréa (1999) mostra um comportamento ativo-passivo mais visível. Uma diferença importante está no processo de fabricação. O aço P304 deste trabalho foi obtido após o processo de laminação a quente e recozimento. O material utilizado por Santandréa (1999) ainda passou por processamento de laminação a frio e nova etapa de recozimento.

Comparando-se os potenciais de corrosão (E_{corr}), observa-se que os aços ferríticos possuem praticamente o mesmo potencial, mas o valor é maior para o aço austenítico. O potencial de corrosão maior indica uma maior resistência da corrosão, o que é esperado devido ao conteúdo de cromo e níquel do aço austenítico (AZUMA *et al.*, 2004).

Ahmad (2006) afirma que elementos de liga que passivem mais rapidamente que o metal de base reduzem os valores de I_{cpp} , induzindo assim a passividade. Elementos, tais como o cromo e o níquel, que têm I_{cpp} e E_{cpp} menores que os apresentados pelo ferro, reduzem o I_{cpp} (densidade de corrente crítica de primeira passivação) do ferro (Fig. 4.12).

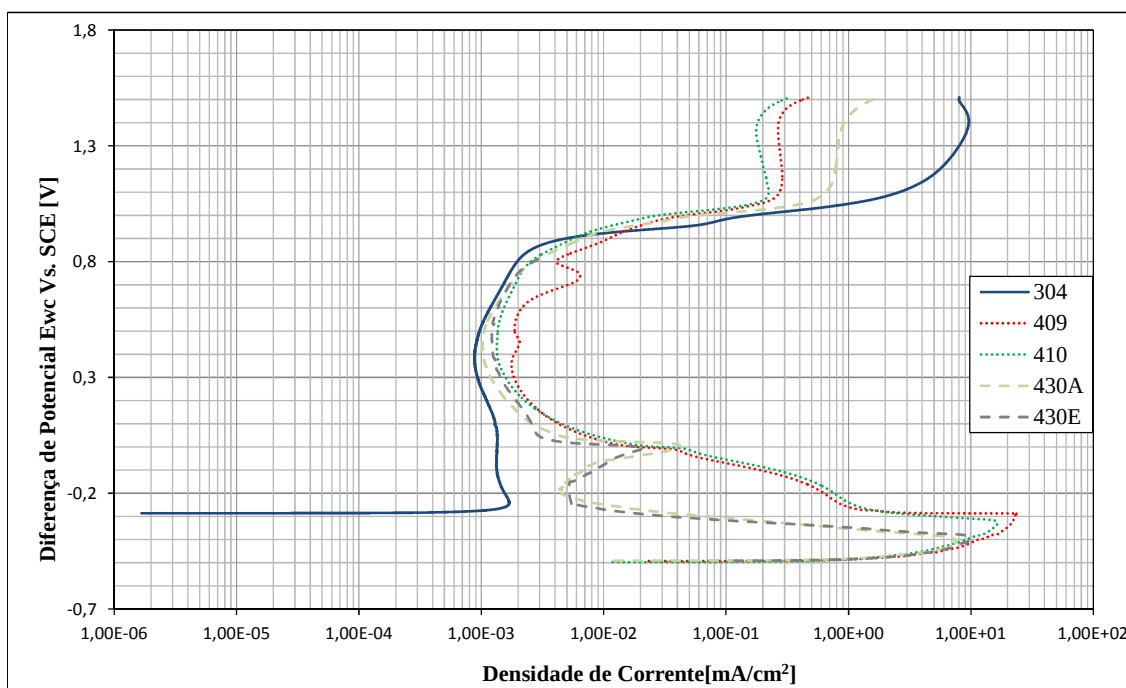


Figura 4.11. Curvas de polarização potenciodinâmica anódica em meio 1N H₂SO₄.

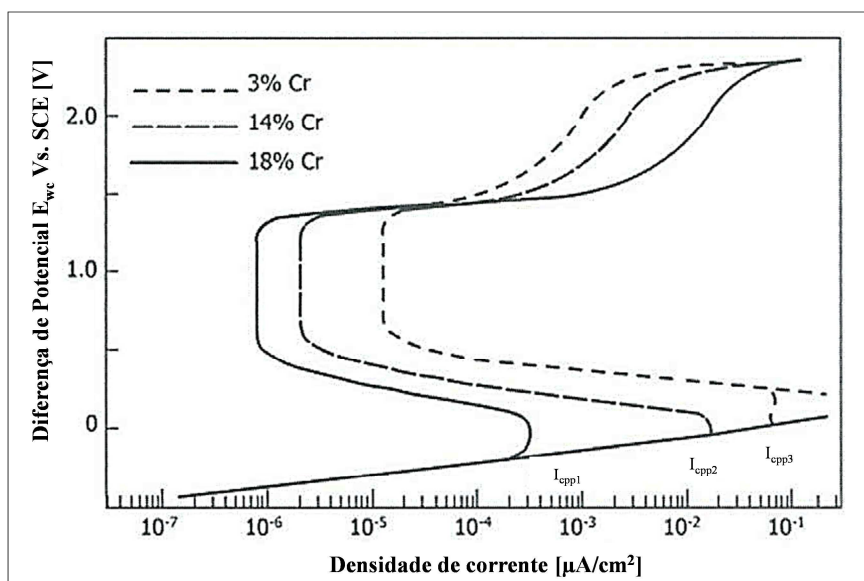


Figura 4.12. Efeito do teor de cromo da curva de polarização anódica de ligas Fe-Cr em 10% de H_2SO_4 a 21 °C (AHMAD, 2006).

Azuma *et al.* (2004) demonstraram que aumentando o teor de níquel em aços inoxidáveis, o E_{corr} aumenta e, em contraste, a corrente crítica ou corrente de primeira passivação (i_{cpp}) diminui (Fig. 4.13).

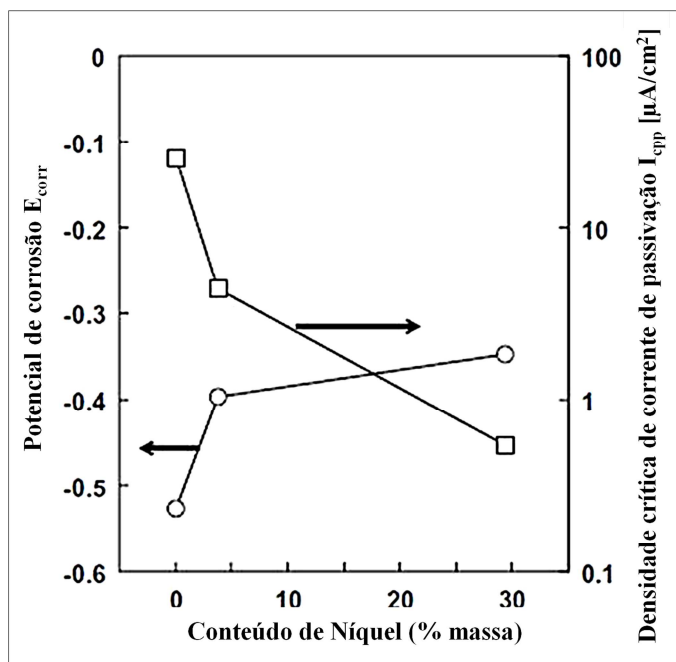


Figura 4.13. Efeito do teor de Ni no potencial de corrosão, E_{corr} e densidade de corrente crítica de primeira passivação, I_{cpp} (10% NaCl, pH ajustado pelo ácido sulfúrico, taxa de varredura de 0,33 mV / s, 60 ° C) (AZUMA *et al.*, 2004).

A Tabela 4.2 apresenta o valor médio para os parâmetros característicos extraídos da curva de polarização (BIEFER, 1970). São eles: corrente mínima ($i_{\min}$), potencial e densidade de corrente crítica da primeira passivação (E_{cpp} e i_{cpp}) e potencial e densidade de corrente da segunda passivação (E_{csp} e i_{csp}).

Tabela 4.2. Valores médios dos aços inoxidáveis estudados para $i_{\min}$, E_{cpp} , i_{cpp} , E_{csp} e i_{csp} , extraídos das curvas de polarização em meio 1N H₂SO₄.

Material	$i_{\min}$ [mA/cm ²]		i_{cpp} [mA/cm ²]		E_{cpp} [V]		i_{csp} [mA/cm ²]		E_{csp} [V]	
	Media (E-3)	DP (E-5)	Media (E-1)	DP (E-2)	Media (E-1)	DP (E-2)	Media (E-1)	DP (E-2)	Media	DP (E-2)
304 6mm	0,824	5,69	0,021	0,07	-2,547	1,68	104,137	395,57	1,410	0,06
409 6mm	1,770	5,11	271,197	478,94	-2,917	0,42	3,360	8,84	1,137	4,48
410 6mm	1,344	1,16	177,093	248,59	-3,253	0,57	2,233	0,91	1,131	3,40
430A 4mm	1,011	1,00	80,693	42,51	-4,070	0,26	7,837	5,36	1,142	0,60
430E 4mm	1,163	5,04	99,023	17,23	-3,943	0,25	9,690	2,02	1,146	0,73

É bem conhecido o fato de que valores baixos de $i_{\min}$ induzem uma maior resistência da camada passiva. O aço inoxidável austenítico P304 deve apresentar uma melhor resistência da camada passiva por haver apresentado os menores valores de $i_{\min}$. Dentre os aços inoxidáveis ferríticos, o grupo dos aços com 16% de Cr (P430E e A) apresentaram valores de $i_{\min}$ mais baixos que o grupo formado pelos aços com 11% de Cr, devido à quantidade de Cr disponível para formar camada passiva (AHMAD, 2006). Observa-se de igual forma que os aços ferríticos não estabilizados P430A e P410 apresentam menor $i_{\min}$ que seus pares P430E e P409, respectivamente, indicando que as estabilizações influenciam negativamente a densidade de corrente mínima, e leva a supor que a presença dos precipitados formados, principalmente pelos elementos estabilizadores (nióbio e titânio), influenciam negativamente a formação de maior espessura de camada passiva.

A primeira passivação acontece em potenciais mais altos e densidade de correntes mais baixas para o aço inoxidável austenítico P304 (três ordens de grandeza para o i_{cpp}), o que justifica como já comentado anteriormente, seu comportamento passivo, diferente dos aços inoxidáveis ferríticos, que têm comportamento ativo-passivo. Para os aços inoxidáveis ferríticos, observou-se que o potencial crítico de primeira corrosão (E_{cpp}) é maior para os aços

com 11% de Cr (P410 e P409). A densidade de corrente (i_{cpp}) é mais baixa para os aços com 16% de Cr (P430E e A).

De acordo com Bieffer (1970), o potencial E_{cpp} aumenta com a presença de silício, tungstênio ou vanádio. Analisando as porcentagens desses elementos nos aços inoxidáveis ferríticos estudados (Tabela 4.1), notou-se que o conteúdo de silício apresenta boa correlação com o comportamento do potencial E_{cpp} : quanto maior a quantidade de silício maior o potencial (409>410>430E>430A).

O aço austenítico P304 apresentou melhor comportamento para o i_{csp} , com diferença de duas ordens de grandeza em comparação com aços ferríticos.

A densidade de corrente i_{csp} e o potencial (E_{cpp}) nos aços inoxidáveis ferríticos comportou-se de acordo com a porcentagem de Cr, como aconteceu com a densidade de corrente i_{corr} .

Para os aços com 11% de Cr, a densidade de corrente i_{csp} e o potencial E_{csp} foram mais baixos, quando comparados com os valores dos aços com 16%Cr. O menor teor de Cr da camada passiva induz uma menor resistência quando é comparada com aquelas dos aços com maior quantidade de Cr. O aço P409 apresentou maior densidade de corrente i_{csp} que o aço 410, o que pode estar relacionado com a porcentagem de silício, que ajuda a aumentar este parâmetro [BIEFER, 1970]. Além disso, foi observado que entre os potenciais de 700 e 800 mV, o aço P409 apresenta um comportamento similar com uma nova passivação, mas que não caracteriza, no nosso entendimento, uma segunda passivação. Este comportamento anômalo poderia ser motivo de um trabalho futuro.

Nos aços P430A e P430E (16% de Cr), o valor da densidade de corrente i_{csp} é maior para o aço P430E, que contém maior porcentagem de silício, concordando com o reportado por Bieffer (1970). Os menores valores de corrente i_{min} e o potencial E_{csp} para o aço P430A, comparado com o aço P430E, podem ser justificados pelo gradiente de textura mais refinado da amostra P430A (Fig. 4.3). A relação direta entre a textura e a corrosão será discutida na próxima seção (4.3.3).

Para tentar entender os fenômenos de corrosão acontecidos nos aços ensaiados em meio 1N H_2SO_4 , a Fig. 4.14 apresenta as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Na superfície do aço P430E, observa-se uma maior quantidade de pontos brancos, sendo eles precipitados de carbonetos de nióbio expostos pela corrosão, e nos contornos destes precipitados observam-se uma região preta que dá para supor que é corrosão nos

contornos dos precipitados (Fig. 4.14 (a)). Para o aço P430A, observou-se grande predominância de corrosão intergranular, que é visível pela cor preta nas bordas dos grãos, e encontrou-se alguns pites espalhados dentro de alguns grãos (Fig. 4.14 (b)). Pode-se afirmar que para o aço P430A é predominante a corrosão intergranular, como é observado na Fig. 4.14 (b). Já para o aço P430E, Fig. 4.14 (a), predomina a corrosão nos contornos dos precipitados, embora encontra-se algumas regiões com corrosão intergranular. Pode-se dizer que o P430A, que não é estabilizado, e tem maior teor de carbono que o P430E, deve estar sujeito ao fenômeno de sensitização. Isto faz com que ocorra preferencialmente ataques nos contornos de grãos. Já o P430E, com menor teor de carbono e estabilizado, não está sujeito a este fenômeno, evidenciado pelo mais leve ataque intergranular.

No aço P409, visualiza-se alguns pites e grãos com corrosão intergranular, mas pelo aspecto de degradação da superfície, pode-se dizer que foi predominante uma corrosão generalizada na superfície do aço. O aço P410 parece ter sofrido maior ataque por corrosão intergranular, o que pode justificar os menores valores de corrosão do aço P410, quando comparados com aqueles do aço P409 (estabilizado ao Ti). Confirmou-se, ainda, a influência benéfica dos elementos estabilizadores, nióbio (P430E) e titânio (P409) (Tabela 4.1). Estes elementos, por induzir contornos de grãos menos reativos, ajudam na proteção da corrosão intergranular.

O aço P304 apresenta em sua maioria regiões de corrosão intergranular e alguns pites. Na Fig. 4.14 (e), apresenta regiões pretas nos contornos de grão, sendo um ataque corrosivo neles (corrosão intergranular). Dentro de alguns grãos do aço P304, observam-se pequenos pontos pretos, que poderia-se supor que são pites.

Com os ensaios no meio salino de 3,56% de NaCl em água destilada, não foi observada a presença de corrosão localizada (pite) na superfície das amostras de aços inoxidáveis P409 e P410, de 11% de conteúdo de Cr, sendo sensíveis à corrosão por fresta, como acontece em aços de baixa liga, exemplo, o aço A36.

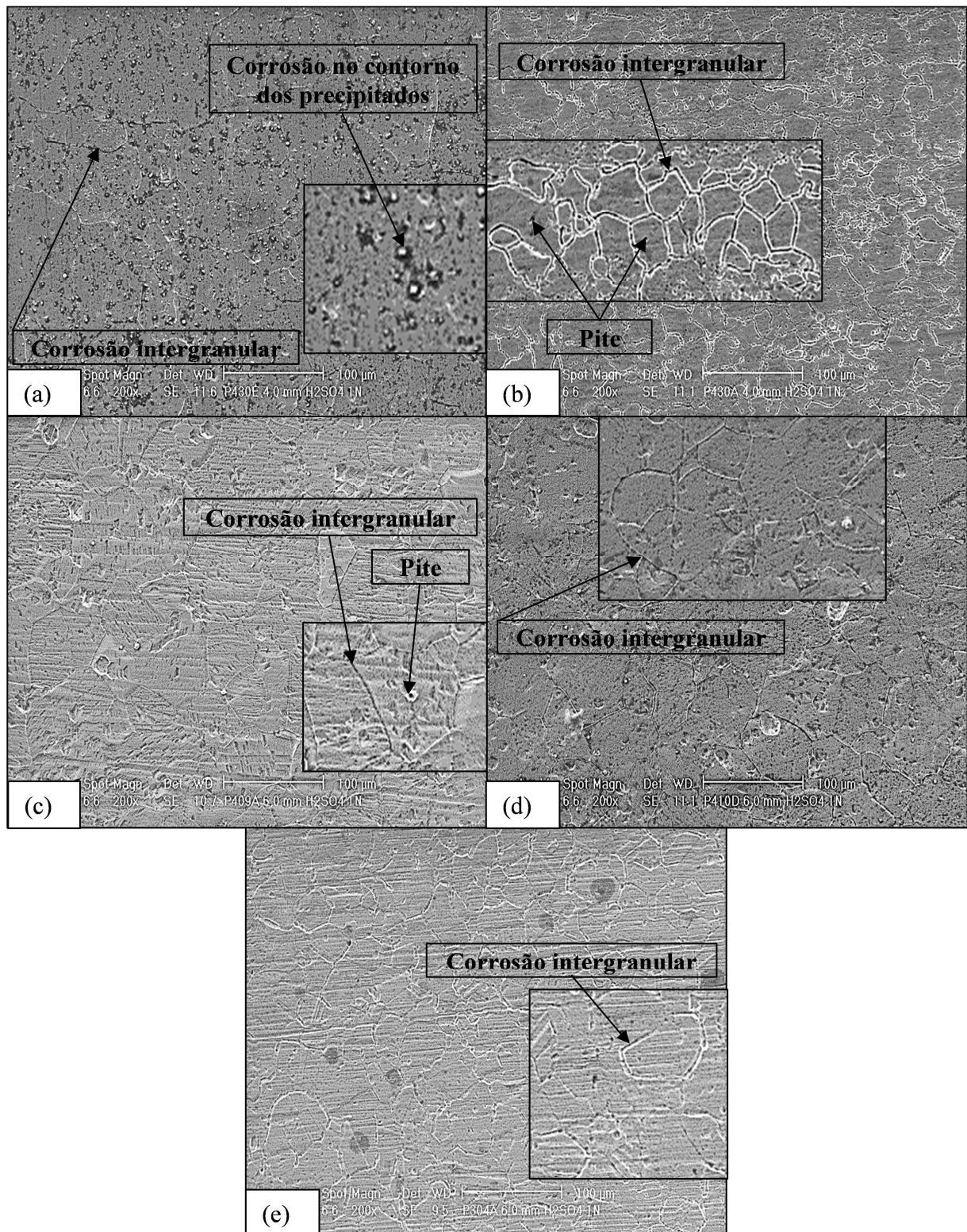


Figura 4.14. Micrografias MEV dos aços ensaiados em meio 1N H₂SO₄. (a) P430E; (b) P430A; (c) P409; (d) P410; (e) P304.

Na Fig. 4.15, são apresentadas curvas características de polarização realizadas para os aços P409 e P410 comparadas com a polarização no aço A36. Embora as curvas para P409 e P410 tenham um aparente potencial de pite, quando as amostras eram inspecionadas, encontrava-se corrosão por fresta, ou seja, os potenciais de pite aparentes eram, na realidade, os potenciais nos quais se originava a despassivação do metal motivado pela alta concentração de NaCl nas bordas do O-Ring. Segundo Talbot e Talbot (1998), pequenas quantidades de soluções estagnadas dentro de fendas e áreas confinadas numa superfície de metal passivado são regiões preferenciais para o esgotamento de oxigênio, devido à dificuldade de reposição deste elemento, pela lentidão da difusão de íons na massa do líquido. Se, durante um período, o conteúdo de oxigênio cai abaixo de uma concentração crítica, a passividade é quebrada, criando uma célula ativo / passivo, produzindo um ataque intenso no pequeno local criado. Pode-se dizer que as porcentagens de Cr e outros elementos de liga não são suficientes para manter uma camada passiva resistente a concentrações de cloro nas bordas.

Na Fig. 4.15, o resultado de dois ensaios para os aços P409 e P410 em meio 3,56% NaCl, um para potenciais perto de 100 mV e outro para potenciais perto de 0 mV. Fica evidente que dados obtidos quando aparece corrosão por fresta não são confiáveis devido à dispersão de dados. Por outro lado, deve-se considerar que a utilização da “Flat Cell” pode ter um efeito sobre estes resultados, já que a amostra fica em contato com a solução durante todo o tempo de desaeração antes de iniciar os ensaios. Além disso, estes aços tem os menores teor de Cr admitidos a um aço inoxidável, tornando-os pouco resistentes a diferentes meios, como em frestas. A notória influência do Cr é vista, ao comparar com o resultado do aço A36.

A Fig. 4.16 apresenta exemplos de curvas de polarização anódica para os aços P304, P430A e P430E, que tiveram resultado de corrosão localizada (pite) na superfície. O comportamento da curva de polarização anódica do aço P304 corresponde com as referenciadas na literatura (Santandréa, 1999 e Zandi; Verbeken; Adriaens, 2012). Santandréa (1999) mostrou média no potencial de pite de 312 mV para aço P304 em meio 3,56 de NaCl. Mais recentemente, Zandi; Verbeken; Adriaens (2012) reportaram potenciais de pite próximos aos 332 mV no mesmo meio.

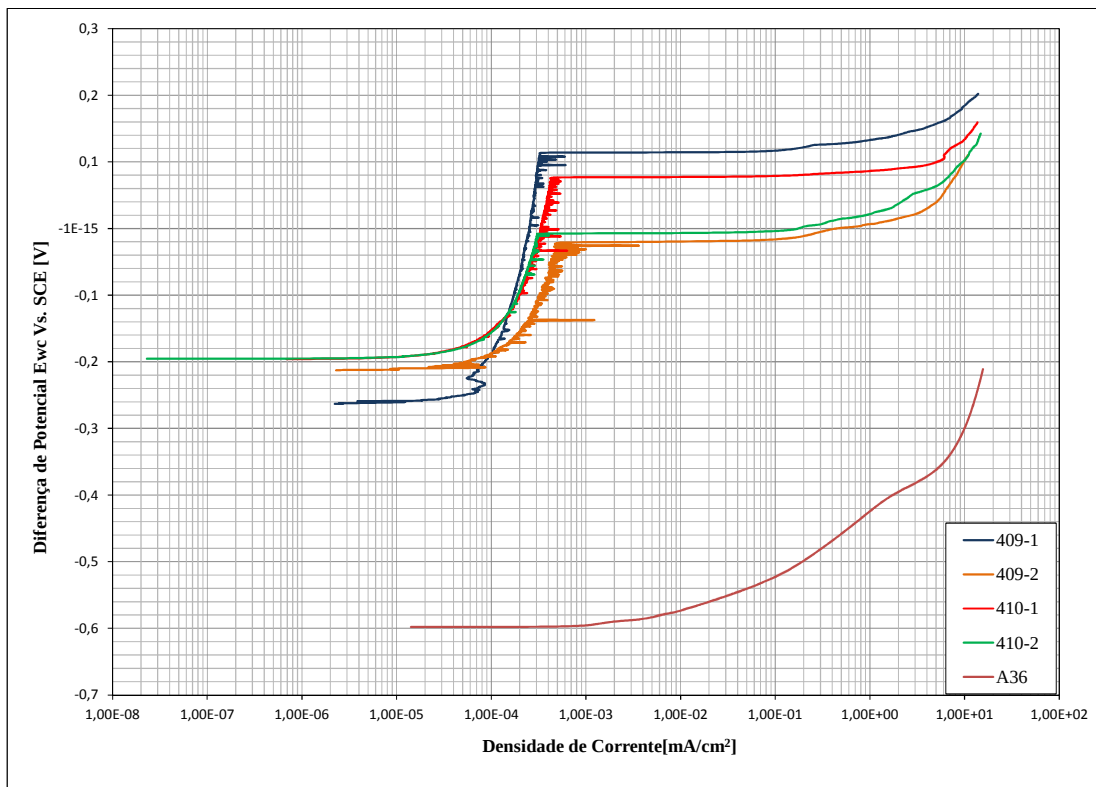


Figura 4.15. Curvas de polarização potenciodinâmica anódica em meio 3,56% NaCl, para os aços P409, P410 e A36.

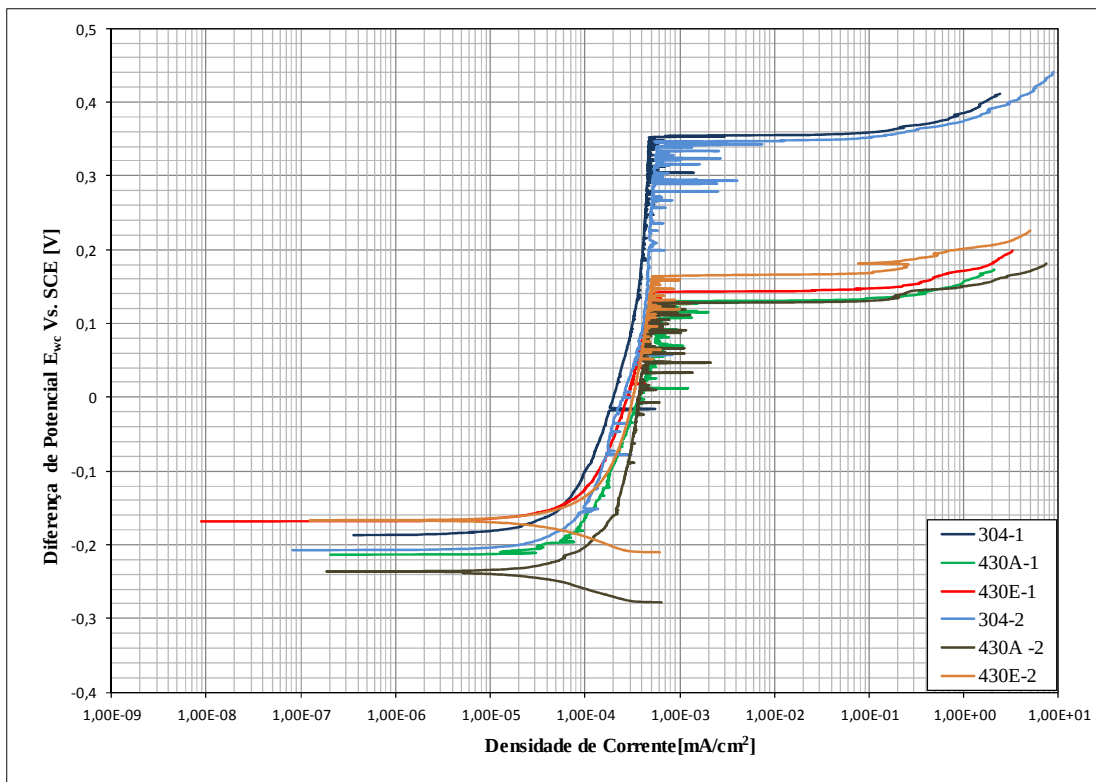


Figura 4.16. Curvas de polarização potenciodinâmica anódica em meio 3,56% NaCl.

É visível a diferença de comportamento para cada aço, onde o aço P304 tem uma resistência mais elevada que os aços P430A e P430E, o que era esperado pela composição química do aço P304, contendo elevados teores de cromo e níquel que aumenta significativamente sua resistência à corrosão (ASM INTERNATIONAL, 1992). Para uma comparação quantitativa, na Fig. 4.17, apresenta-se a média dos potenciais de pite para os aços P304, P430A e P430E.

O potencial de pite do aço P304 é muito próximo do indicado por Santandréa (1999) e é duas vezes maior que os potenciais de pite dos aços P430A e P430E.

Comparando o potencial de pite dos aços ferríticos, o aço P430E possui maior potencial de pite que o aço P430A, e confirma o indicado com os ensaios em meio de 1N H₂SO₄: o aço P430E possui maior resistência à corrosão que o aço P430A. No entanto, a densidade de corrente $i_{\min}$ do aço P430A foi menor do que aquela apresentada pelo aço P430E. Mesmo assim, conclui-se que, de forma global, o aço P430E mostrou uma maior resistência a corrosão. Isto pode ser explicado pelo maior teor de Cr livre em solução sólida. Se considerarmos que o carbono forma carbonetos secundários tipo M₂₃C₆, cada átomo de carbono retira quase quatro átomos de Cr da liga para formar os precipitados. O P430A tem mais carbono que o P430E, e neste sentido, está mais sujeito à formação de carbonetos de Cr, principalmente nos contornos de grãos. Associado a isto, o P430E é estabilizado ao Nb, ou seja, o carbono se precipita em carbonetos com este elemento e não com Cr. Neste sentido, fica maximizado o teor de Cr livre nessa liga, influenciado diretamente pelo menor teor de carbono e, ainda, pela retirada de uma parcela importante do restante pela estabilização.

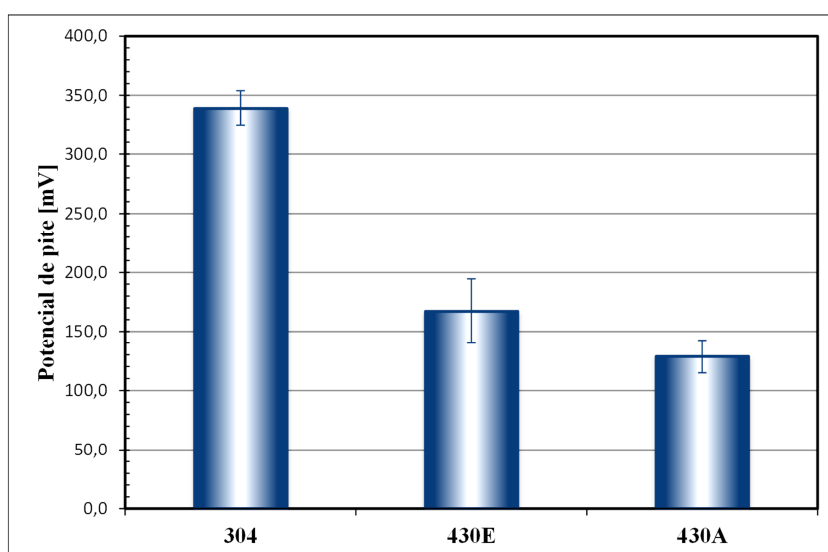


Figura 4.17. Potencial de pite médio para os aços P304, P430A e P430E.

4.3.3. *Influência da textura cristalográfica na resistência à corrosão*

Na secção 4.2, comprovou-se a existência de gradientes de textura ao longo da espessura para os aços inoxidáveis P430A e P430E. Objetivando verificar a influência da textura cristalográfica na resistência à corrosão, tomaram-se amostras de P430A e P430E da mesma chapa nas posições com gradiente de maior textura, de acordo com Raabe e Lücke (1992 a), e fizeram-se ensaios de polarização potenciodinâmica anódica. Essas posições correspondem ao centro da amostra, à superfície e uma posição de 80% do centro à superfície (2, 4 e 3,6 mm respectivamente).

Na Fig. 4.18, são apresentados os resultados médios da polarização potenciodinâmica anódica ao longo da espessura em meio 3,56% NaCl, para os aços P430A e P430E. Nela, mostra-se que a maior resistência está na posição de 3,6 mm, seguido pela posição correspondente a 4 mm. Para maior clareza, os potenciais de pite foram avaliados e estão apresentados na Fig. 4.19. O potencial de pite aumenta quando a posição chega a 3,6 mm e diminui até chegar ao centro da amostra (2 mm), ou seja, a resistência à corrosão diminui no centro das amostras. A Fig. 4.19 mostra que existe influência da textura cristalográfica no potencial de pite, demonstrando que o fenômeno de pite possui um comportamento anisotrópico, como foi indicado por Shahryari; Szpunar; Omanovic (2009).

Observando a análise de textura feita via EBSD (Fig. 4.4 e 4.5), percebe-se que a orientação das fibras $\langle 110 \rangle$ é predominante para os aços P430A e P430E ao longo da espessura, mas a orientação $\langle 100 \rangle$ da textura de cisalhamento de Goss aparece para a posição de 3,6 mm. É razoável supor que a presença da orientação $\langle 100 \rangle$ na textura de cisalhamento proporciona um aumento da resistência ao pite nos aços ferríticos.

Chouthai e Elayaperumal (1976) relatam que a alta densidade de empacotamento dos planos e orientações cristalinas oferece uma melhor resistência ao ataque químico e passivação, e melhores características de repassivação, por sua menor eficiência em transmitir energia. Shahryari; Szpunar; Omanovic (2009) vão mais além e afirmam que as orientações $\langle 111 \rangle$ e $\langle 100 \rangle$ possuem uma maior resistência ao pite e espera-se que orientações com menor densidade atômica possuam uma menor resistência ao pite.

Comparando o comportamento da superfície e do centro das amostras, nota-se uma pequena diferença de potenciais de pite. A superfície (4 mm) aparentemente apresenta uma maior resistência ao pite.

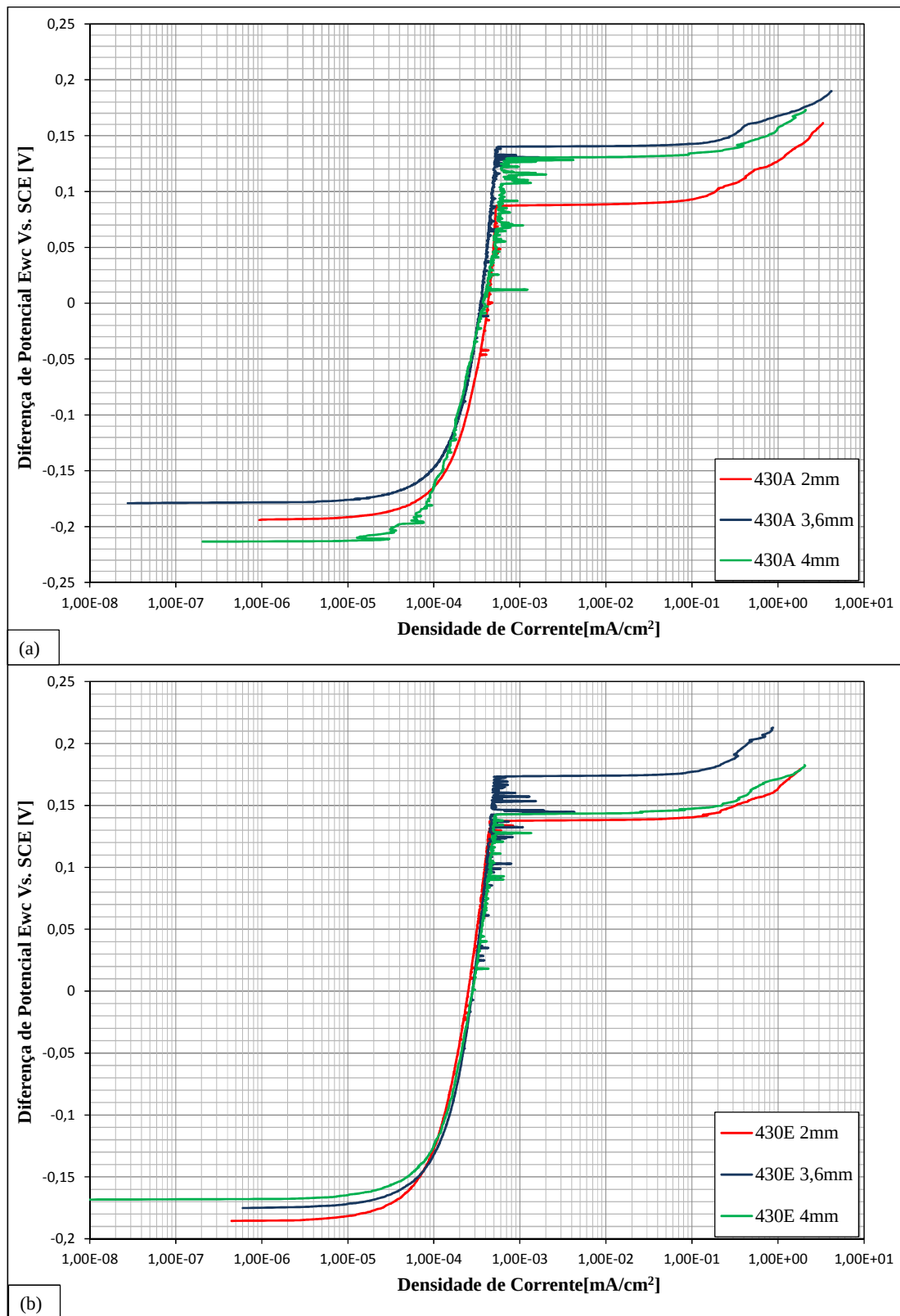


Figura 4.18. Curvas de polarização potenciodinâmica anódica ao longo da espessura em meio 3,56% NaCl. (a) P430A e (b) P430E.

Comparando as orientações presentes nas duas regiões, observa-se que além da presença da orientação $\langle 110 \rangle$ nas texturas de fibra, a superfície apresenta a textura de cisalhamento de tipo Latão (orientação $\langle 211 \rangle$), que como antes já se referenciou, é uma textura presente da recristalização dos aços ferríticos. A orientação $\langle 211 \rangle$ na textura de cisalhamento poderia aportar resistência à corrosão, como pode ser confirmado quando observa-se que a mesma está presente na posição de 3,6 mm, sendo ela a segunda maior intensidade na textura de cisalhamento de Goss. Além disto, pode-se concluir que as fibras com plano $\{100\}$ e orientação $\langle 110 \rangle$ (fibra α), presente com maior intensidade no centro das chapas, afeta negativamente a resistência à corrosão por pite, já que no centro da chapa possui os valores mais baixos de potencial de pite para cada aço.

Foi feita uma inspeção superficial das amostras, após os ensaios em meio 3,56% NaCl, através de microscopia eletrônica de varredura MEV (Fig. 4.20). As posições de 3,6 mm apresentam pites com maiores tamanhos para os dois aços (P430A P430E). Cabe esclarecer que esta comparação não considera os potenciais e tempos nos quais foi finalizado o ensaio, que para todos os ensaios apresentou diferenças. A comparação dos tamanhos dos pites seria ideal se fosse finalizado o ensaio no mesmo potencial ou no mesmo tempo de ensaio.

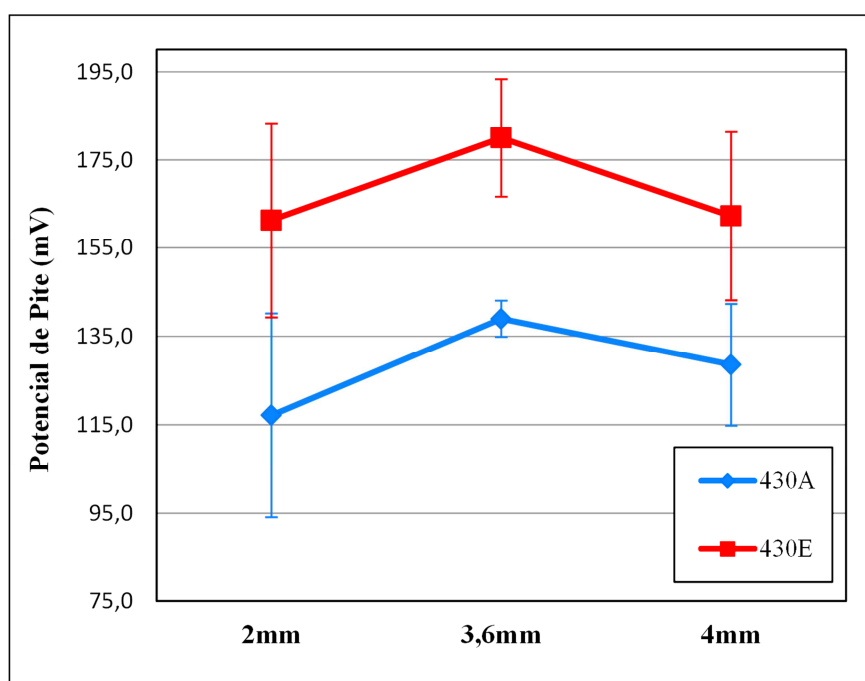


Figura 4.19. Potencial de pite médio, ao longo da espessura, para os aços P430A e P430E.

O aço P430A apresentou um crescimento do pite diretamente associado ao crescimento do potencial de pite, ou seja, quanto maior o potencial de pite maior o tamanho do pite. No entanto, este comportamento não foi seguido pelo aço P430E, nele, os pites presentes no centro da espessura da amostra (2 mm, Fig. 4.20 (e)) são maiores que os pites presentes na superfície (4mm, Fig. 4.20 (a)). Tentando entender melhor o fenômeno, procurou-se verificar a influência da textura cristalográfica no fenômeno. A diferença de tamanho dos pites, medida no centro da amostra para os aços P430E e P430A, poderia ser causada pela diferença de fibras secundárias presentes em cada aço. A fibra α é predominante no centro das amostras dos dois aços. Analisando as outras fibras com maiores intensidades, aparece a fibra ϵ , que coincide para os dois aços, e as fibras θ e γ para o aço P430A e P430E, respectivamente. É razoável supor que a fibra θ $\{001\} \langle 001 \rangle$ induz tamanhos de pites menores, e que a fibra γ $\{001\} \langle 111 \rangle$ produz tamanhos maiores. Esta diferença de tamanho, possivelmente, pode-se explicar pelo fato de que uma região de maior resistência é mais resistente à formação de pite, mas quando o pite é formado, a corrosão se concentra nele, tendo um maior tamanho. Em outras regiões, de menor resistência, a formação de pites “deve” ser em maior número, dividindo o efeito corrosivo entre eles.

Na Fig. 4.21, são apresentados os resultados médios da polarização potenciodinâmica anódica, ao longo da espessura em meio 1N H₂SO₄, para os aços P430A e P430E.

Observando-se as curvas da Fig. 4.21, não foi observada maior diferença ao longo da espessura, para os aços P430A e P430E. Para maior clareza, foram calculadas as médias de corrente mínima ($i_{\min}$), do potencial crítico de primeira passivação (E_{cpp}), da densidade de corrente crítica de primeira passivação (i_{cpp}), do potencial crítico de segunda passivação (E_{csp}) e da corrente de segunda passivação (i_{csp}).

A comparação dos dados extraídos das curvas de polarização ao longo da espessura em meio 1N H₂SO₄, para os aços P430A e P30E, são apresentadas nas Fig. 4.22, 4.23 e 4.24. Nelas, observa-se a mesma tendência que no potencial de pite (Fig. 4.16), ou seja, o melhor comportamento à corrosão foi apresentado na posição de 3,6 mm que apresenta menor densidade de corrente. Como já indicado, para a posição de 3,6 mm, a orientação $\langle 100 \rangle$ da textura de cisalhamento Goss é a principal diferença com as demais posições, isto é, a orientação $\langle 100 \rangle$ presente na textura de cisalhamento influencia positivamente a corrente mínima ($i_{\min}$), a densidade de corrente crítica de primeira passivação (i_{cpp}), o potencial crítico de primeira passivação (E_{cpp}), o potencial crítico de segunda passivação (E_{csp}) e a corrente de segunda passivação (i_{csp}).