

Copyright 2014, ABRACO

Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2014, em Fortaleza/CE no mês de maio de 2014.

As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

## **Influência do envelhecimento a 475°C por curtos períodos de tempo nas propriedades mecânicas e de corrosão do aço UNS S32750**

Marcelo Camargo Severo de Macêdo<sup>a</sup>, Sérgio Souto Maior Tavares<sup>b</sup>, Warlen Alves Monfardini<sup>c</sup>, Filipe Luppi Moreira<sup>d</sup>, Artur Pratti de Barros<sup>e</sup>, Bruno Lopes Valentim<sup>f</sup>.

### **Abstract**

The super duplex stainless steels (SDSS) are composed of an approximate phase ratio of 50% ferrite and 50% austenite. Such ratio gives the steel a good mechanical and corrosion resistance properties, and it is very suitable in many applications, particularly in the oil and gas industry. However, when undergoing treatments at specific temperatures they present an embrittlement of material due to the presence of the alpha phase line ( $\alpha'$ ). This embrittlement occurs between temperatures of 300°C at 550°C and is intensified at 475°C, thus receiving the name of embrittlement at 475°C. This study characterizes the mechanical behavior and corrosion resistance of steel UNS S32750 (SAF 2507) in the following conditions: as received (solubilization in the industrial plant) and aged for 4, 8 and 12 hours. The mechanical characterization was performed through tensile, hardness and micro-hardness testing and quantification of dimples through the scanning electron microscope (SEM). In order to characterize the corrosion tests, double-loop electrochemical potentiokinetic reactivation (DL-EPR) and cyclic potentiodynamic polarization curves were performed. It was observed that the mechanical strength and toughness increased with aging time. Regarding the corrosion, no significant changes were observed.

**Keywords:** corrosion, DL-EPR, embrittlement, dimples, pitting.

### **Resumo**

Os aços inoxidáveis super duplex (AISD) são compostos por uma proporção aproximada de fases de 50% ferrita e 50% austenita. Tal proporção confere ao aço boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, sendo muito indicado em diversas aplicações, em especial na indústria de óleo e gás. Entretanto quando submetidos a tratamentos a temperaturas específicas, os mesmos apresentam uma fragilização devido à presença da fase alfa linha ( $\alpha'$ ). Essa fragilização ocorre entre as temperaturas de 300 a 550°C e é intensificada a 475°C, recebendo por isso o nome de fragilização a 475°C. Este trabalho caracterizou o

<sup>a</sup> Doutor, professor da UFES – Universidade Federal do Espírito Santo.

<sup>b</sup> Doutor, professor da UFF – Universidade Federal Fluminense.

<sup>c</sup> Mestrando (UFES), professor do IFES – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Espírito Santo.

<sup>d</sup> Mestrando (UFES), engenheiro mecânico.

<sup>e</sup> Mestrando (UFES), engenheiro mecânico.

<sup>f</sup> Mestre, engenheiro mecânico- Technip.

---

comportamento mecânico e a resistência à corrosão do aço UNS S32750 (SAF 2507) nas condições: como recebido (solubilização na planta industrial) e envelhecido por 4 h, 8 h e 12 h. A caracterização mecânica foi realizada através do ensaio de tração uniaxial, teste de dureza e microdureza e quantificação de *dimples* através do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Para a caracterização da corrosão, foram realizados ensaios de *double-loop electrochemical potentiokinetic reactivation* (DL-EPR) e de polarização potenciodinâmica cíclica. Foi observado que a resistência mecânica e a dureza aumentaram com o tempo de envelhecimento. Em relação à corrosão, não foi observado alterações significativas.

**Palavras-chave:** corrosão, DL-EPR, fragilização, *dimples*, pite.

## Introdução

---

Os aços inoxidáveis super duplex (AISD) estão sendo cada vez mais utilizados, principalmente como materiais estruturais em componentes críticos de plantas nucleares, indústria química, setores de óleo e gás, indústria de papel e celulose, transportes, dentre outras aplicações de engenharia. Essa grande gama de aplicações desses aços deve-se principalmente a combinação de boas propriedades mecânicas, de resistência à corrosão e soldabilidade (1). Inicialmente os aços inoxidáveis duplex foram utilizados como uma alternativa para reduzir os problemas de corrosão intergranular em aços inoxidáveis austeníticos empregados na indústria celulósica (2).

Essas propriedades são atribuídas à sua fina microestrutura composta por proporções médias de 50% de ferrita e 50% de austenita. No caso particular deste trabalho, o material estudado foi o AISD UNS S32750, o qual foi fabricado por conformação a altas temperaturas, seguido por um tratamento de solubilização com resfriamento rápido. Esses processos conferem ao aço características de alta anisotropia, devido à microestrutura composta por ilhas alongadas de ferrita e austenita, com direção definida pelo processo de conformação (3).

Apesar da boa combinação de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, as mesmas podem ser afetadas quando estes aços são submetidos a temperaturas entre 300°C e 550°C. Geralmente quando submetidos a estas temperaturas, há uma fragilização do material devido ao surgimento da fase alfa linha ( $\alpha'$ ) (4). Tal fragilização é intensificada a 475°C, tornando esse fenômeno popularmente conhecido como fragilização a 475°C (5). A identificação desta fase não é tão simples, pois a mesma é decomposta da ferrita, apresentando uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), sendo rica em cromo e apresentando um parâmetro de rede semelhante a da matriz ferrítica (1,2,3,6,7).

É de grande importância caracterizar a influência da fase  $\alpha'$ , para diversos tempos de exposição. Para isto foi caracterizado neste trabalho o comportamento mecânico através de ensaios de tração uniaxial, teste de dureza, microdureza e quantificação de *dimples* (microcavidades). E para o comportamento de resistência à corrosão foi caracterizado por ensaios de *double-loop electrochemical potentiodynamic reactivation* (DL-EPR) e de polarização potenciodinâmica cíclica. Foram analisadas quatro condições: como recebido (solubilização na planta industrial), envelhecido por 4 h, 8 h e 12 h.

---

## Metodologia

---

### *Material em estudo*

O aço UNS S32750 foi adquirido na forma de “fita”, ou chapas de 1,2 mm de espessura. Sua composição química é descrita na Tabela 1. As amostras foram usinadas conforme a norma ASTM-370, um grupo de amostra foi mantido como recebido, outros foram envelhecidos por 4 h, 8 h e 12 h.

### *Ensaio de tração*

Os ensaios de tração foram realizados em uma bancada MTS com controladora FLEXTTest 40 e software TestWorks 4. Os ensaios foram realizados com velocidade de 12 mm/min. Foram obtidas as seguintes propriedades a partir das curvas força x deslocamento (KN x mm) para cada condição: Limite de escoamento ( $\sigma_e$ ), limite de resistência ( $\sigma_r$ ) e alongamento específico (%).

### *Ensaio de dureza e microdureza*

Os ensaios de microdureza foram realizados utilizando o microdurômetro HXD-1000TM. Foram realizadas 30 medições de microdureza Vickers com carga de 0,025 Kg durante 20 segundos. Dessas medidas 15 foram feitas nas fases de ferrita ( $\alpha$ ), e as outras 15 nas fases de austenita ( $\gamma$ ).

Além do ensaio de microdureza, foram realizadas 6 medições da dureza média de cada amostra, utilizando uma carga de 1 Kgf (9,81 N), durante um tempo de 20 segundos. Todos os materiais foram embutidos, lixados e polidos cuidadosamente com alumina 1  $\mu$ m antes dos testes.

### *Metalografia e microscopia óptica.*

Após polimento e embutimento das amostras, as mesmas foram atacadas com uma solução de Behara modificada (20 ml de HCl, 100 ml de água destilada e 0,5 g de metabissulfito de Potássio). O ataque foi realizado a 60 °C, com o auxílio de uma chapa aquecida JUNG.

O ataque foi interrompido com água, e a amostra foi limpa e seca com álcool isopropílico e com o auxílio de um soprador elétrico. Após limpeza e secagem as amostras foram observadas no microscópio ótico Nikon Eclipse MA200.

### *Ensaio de DL-EPR*

As amostras utilizadas para os ensaios DL-EPR foram cortadas utilizando fluido refrigerante em abundância. Tais amostras foram retiradas dos corpos de prova utilizados previamente nos ensaios de tração em formato circular (Figura 1(a) e 1(b)). Após o corte as amostras possuíam o diâmetro de 14,6 mm, e foram lixadas até a lixa 400, igualmente como havia sido realizado em outro trabalho (6).

O potenciostato utilizado para o teste foi o PGSTAT 302N, com uma configuração de três eletrodos: o AISD como eletrodo de trabalho (ET), o eletrodo de calomelano saturado como eletrodo de referência (ER), um capilar de Luggin e um eletrodo de platina como contra-eletrodo (CE). Foi utilizado o software NOVA 1.8, para a coleta de dados.

Antes do início do ensaio a amostra foi mantida em solução por 30 minutos, a fim de que o potencial de circuito aberto (PCA ou OCP) se estabilizasse. Após determinação do OCP, foi levantada uma curva de polarização anódica até um potencial 750 mV (a partir do PCA) e retornou-se ao PCA em seguida. A taxa de varredura utilizada foi de 1,67mV/s.

Foi utilizada uma solução de  $2\text{H}_2\text{SO}_4 + 0,01\text{KSCN} + 0,5\text{NaCl}$ , da qual o KSCN tem a função de destruir a camada passivadora do aço inoxidável, causando a reativação quando a polaridade é revertida (8).

#### *Polarização potenciodinâmica cíclica*

Os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica foram feitos obedecendo a norma ASTM G61-86, onde o potencial é aumentado a partir do OCP até atingir um potencial responsável por gerar uma corrente de  $5 \text{ mA/cm}^2$ . Em seguida a polarização foi revertida, a taxa de varredura utilizada foi de 0,6 V/h.

Como o diâmetro da área exposta do porta-amostra é de 10 mm, a polarização foi revertida quando a corrente atingiu o valor de 3,925 mA.

A solução utilizada neste ensaio foi de água destilada com 3,56% de NaCl.

Para todos os ensaios de corrosão, foi mantida uma temperatura de 24°C.

#### *Microscopia eletrônica de varredura (MEV)*

Após os ensaios de tração, as amostras foram observadas no MEV, sem ataque químico, a fim de analisar a superfície de fratura em busca de evidências de fragilização do material, tais como a redução do tamanho dos dimples. O microscópio utilizado foi o EVO 40XVP (ZEISS).

## **Resultados e discussão**

---

#### *Microscopia Eletrônica de Varredura após ensaio de tração*

As amostras que sofreram ensaio de tração foram, posteriormente, analisadas, via MEV, na região da fratura. É esperado que a fragilização pelo envelhecimento a 475 °C aumente os valores de resistência mecânica do material em detrimento de sua ductilidade.

Observando as amostras, após o ensaio, nota-se a existência de vários dimples, característicos de uma fratura dúctil, a qual é esperada para esse tipo de condição (Figura 2).

Esses vazios, que são a fonte básica da fratura dúctil, são nucleados heterogeneamente em posições nas quais a compatibilidade da deformação é difícil. Portanto, os lugares preferenciais para a formação desses vazios são inclusões, partículas de segunda fase ou partículas finas de óxido.

Vale ressaltar, portanto, que quanto maior for a precipitação de partículas de segunda fase no material, maior a condição de formação dos alvéolos no carregamento em tração. Quanto maior essa formação, maior tende a ser o número de alvéolos e menor o seu tamanho médio. Dessa forma, mais rápida será a coalescência desses alvéolos reduzindo o alongamento específico do material e por consequência sua ductilidade.

Foi realizada uma medição do tamanho médio dos dimples, os quais foram medidos a partir de seu comprimento e altura média. Pôde-se observar um comportamento de redução do tamanho dos dimples com o aumento do tempo de tratamento e, portanto precipitação da fase alfa linha ( $\alpha'$ ) (Tabela 2).

#### *Ensaio de tração*

A Tabela 3 apresenta os valores de algumas propriedades mecânicas obtidos via ensaio de tração nas amostras. Analisando esta tabela é possível notar que o limite de resistência e de escoamento aumentou nas amostras com maiores tempos de envelhecimento, em contrapartida o alongamento específico diminuiu para estas mesmas. É possível notar que os valores dos desvios padrões são muito pequenos, o que confere maior confiabilidade nos valores obtidos.

É esperado que o material torne-se mais resistente para maiores tempos de envelhecimentos, visto que isto propicia a precipitação de maior quantidade da fase alfa linha. Isto é notado ao se analisar as Figuras 3 e 4, que contêm as curvas tensão-deformação convencional e real respectivamente.

A presença da fase alfa linha aumentou a resistência mecânica das amostras, como era esperado. Porém esse aumento de resistência propiciou um efeito contrário na ductilidade, a qual apresenta continua diminuição com o aumento do tempo de envelhecimento. A Figura 5 apresenta os valores do alongamento específico e do tamanho dos dimples analisados via MEV.

Esse aumento de resistência deve se ao fato de que a precipitação da fase alfa linha, atua como barreira para as discordâncias, reduzindo a sua mobilidade (2).

Avaliando-se as variações percentuais das propriedades mecânicas gerais obtidas em relação ao material como recebido, pode-se concluir que para o tempo de exposição de 4 h, há um significativo aumento de resistência mecânica em detrimento de uma pequena redução de ductilidade (Tabela 4).

#### *Ensaio de dureza e microdureza*

Após a realização das 15 medições de dureza em cada fase, foram eliminadas as 5 medidas de menor valor, obtidas para a ferrita e as cinco de maiores valores obtidas para a austenita. Isto visou reduzir a interferência de valores de dureza devido à interação entre as fases.

As Tabelas 5 e 6 apresentam os valores de dureza obtidos na ferrita e na austenita, respectivamente, bem como seus respectivos desvios padrões e aumentos percentuais de dureza. Após análise dos resultados, nota-se que o aumento da dureza foi bem mais notável na ferrita, o que era esperado visto que a fase alfa linha se deposita nela.

Foram ainda feitas medições com carga de 1 kgf, de forma que fossem obtidos os valores de dureza das duas fases, os quais estão contidos na Tabela 7.

A variação observada entre os tempos de 0 h e 4 h deve ser atribuída à interferência da fase ferrita durante as medições, de forma que se observarmos a dureza da amostra, pode-se notar que a mesma apresenta taxas de acréscimo de dureza praticamente idênticas às da ferrita.

Quando se observa a dureza da fase ferrítica, fica claro o intenso aumento de dureza para apenas 4 h de exposição.

Na figura 6 podem ser observadas as durezas das fases austeníticas e ferríticas da amostra, bem como as durezas médias das amostras.

#### *Metalografia e microscopia óptica*

Nas figuras de 7 a 10 são apresentadas as microestruturas do aço inoxidável super duplex tratado a 475°C a diferentes tempos de envelhecimento.

Analisando as figuras é possível ver as fases austenita e ferrita dispostas paralelamente na direção da laminação. A fase ferrita possui uma coloração mais escura do que a austenita, pois ela reage com o agente químico da solução Behara.

Não foi possível identificar a fase alfa linha via microscopia ótica. Isto ocorre porque a decomposição espinoidal, responsável pela formação desta fase, é de ordem nanométrica. Outros pesquisadores tiveram as mesmas conclusões (9, 10). Somado a isto, deve-se levar em consideração que as redes cristalinas da fase alfa linha e da ferrita são muito semelhantes, o que dificulta ainda mais o reconhecimento da fase precipitada.

#### *DL-EPR*

Foram realizados, inicialmente três ensaios de DL-EPR para as amostras como recebido. Foi obtido uma corrente de ativação média de 4,0 mA, com desvio padrão de 0,96 mA, e um OCP médio de -412 mV. Além disso, nenhuma das amostras foi sensitizada, conforme observado na figura 11.

Para as condições de (4h, 8h e 12h), pode ser visto que também não houve sensitização nestes casos (Figuras 11(b), 11(c) e 11(d)). Além disso, o OCP e a corrente de ativação não oscilaram muito, então não foi realizado o terceiro ensaio para as amostras de 4, 8 e 12h, pois não foi necessária a obtenção da média ou do desvio padrão dos mesmos, visto que não apresentaram nenhum pico na corrente de repassivação ( $I_r$ ).

#### *Polarização potenciondinâmica cíclica*

Foram ensaiadas 3 amostras do aço como recebido, tratado por 4h, 8h e 12h à 475°C. Foi observado que os valores para potencial de pite e de repassivação dos espécimes não apresentaram grandes divergências.

Os potenciais de pite e de proteção 1 ( $E_{prot1}$ ) foram obtidos conforme sugerido por (11). As Figuras 12 e 13 mostram as curvas de polarizações dos materiais como recebido e envelhecido por 12 horas, respectivamente. Os valores de  $E_{pite}$  e  $E_{prot1}$  para todas as condições são exibidos nas figuras 14 e 15 respectivamente.

As Tabelas 8, 9, 10 e 11 contêm os potenciais de proteção ( $E_{\text{prot1}}$ ) e de pite ( $E_{\text{pite}}$ ) obtidos pelos ensaios.

Nota-se que as amostras apresentam  $E_{\text{pite}}$  e  $E_{\text{prot1}}$  muito semelhantes, além de terem um desvio padrão relativamente pequeno. Tais resultados sugerem que não há corrosão por pite, e sim corrosão uniforme na região transpassiva ou apenas evolução do oxigênio (12), tal fato torna-se ainda mais evidente considerando o alto valor do  $E_{\text{pite}}$  (em torno de 950 mV). Para maior compreensão ler (13).

Os resultados obtidos por esse estudo foram compatíveis com os de MARQUES e colaboradores (14), no qual as amostras expostas por 8h e 12h à temperatura de 475°C sofreram endurecimento, sem perda considerável da tenacidade ou da resistência à corrosão.

Segundo a literatura (15, 16), as amostras apresentariam notável fragilização e redução da resistência à corrosão caso fossem expostas por longos períodos de tempo. Isto ocorreu com os experimentos de IACOVIELLO e colaboradores (15), nos quais suas amostras sofreram tratamento térmico por 1000h.

## Conclusões

---

As principais conclusões obtidas com os resultados deste trabalho foram:

- Houve redução do tamanho dos dimples com o aumento do tempo de envelhecimento;
- Os resultados dos ensaios de tração mostraram que os limites de resistência e de escoamento aumentaram nas amostras com maiores tempos de envelhecimento, em contrapartida o alongamento específico diminuiu para estas mesmas;
- Houve aumento da dureza tanto na ferrita quanto na austenita, porém o aumento da dureza foi bem mais notável na ferrita, o que era esperado visto que a fase alfa linha se deposita nela;
- Não foi possível identificar a fase alfa linha via microscopia ótica. Pois a decomposição espinoidal, responsável pela formação desta fase, é de ordem nanométrica, além disso, as redes cristalinas da fase alfa linha e da ferrita são muito semelhantes;
- Nenhuma das amostras apresentou sensitização ao serem ensaiadas via DL-EPR;
- Analisando as amostras via polarização cíclica, concluiu-se que não houve mudança considerável da resistência à corrosão, visto que elas apresentaram  $E_{\text{pite}}$  e  $E_{\text{prot1}}$  muito semelhantes para os diferentes tempos de envelhecimento em comparação com a amostra como recebida. Este fato sugere que, em nenhuma das condições estudadas houve surgimento de pites, mantendo assim a alta resistência a corrosão localizada do aço UNS S32750.

## Referências bibliográficas

---

- (1) SAHU, J. K. et. al. Effect of 475°C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v.508, n.1-2, p.1-14, 2009.
- (2) PARDAL, J. M. **Efeitos dos Tratamentos Térmicos nas Propriedades Mecânicas, Magnéticas e na Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Superduplex**, 2009.

- 411f. Tese (Doutorado em engenharia mecânica) – Universidade Federal Fluminense, Niterói, 2009.
- (3) FONTES, T.F. **Efeito da Fase Alfa Linha nas Propriedades Mecânicas e de Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Duplex UR 52N+**. 2009. 93f. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2009.
  - (4) SHARIQ, A. et. al. Direct Observation na Quantification of Nanoscale Spinodal Decomposition in Super Duplex Stainless Steel Weld Metals. **Journal of Nanoscience and Nanotechnology**, v.9, n.6, p.3657-3664, 2009.
  - (5) PINTO, P. S. G. **Avaliação da Resistência ao Impacto de Juntas de Aço Inoxidável Superduplex Soldadas por GMAW Pulsado com Diferentes Misturas Gasosas**. 2009. 115f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
  - (6) PARDAL, J. M. et. al. Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel UNS S31803. **Materials Characterization**, v.59, n.8, p.1127-1132, 2008.
  - (7) WU, T.; CHENG, T.; TSAI, W. Effect of electrolyte composition on the electrochemical potentiokinetic reactivation behavior of Alloy 600. **Journal of Nuclear Materials**, v.295, n.2-3, p.233-243, 2001.
  - (8) BITTENCOURT, F. L. F., PRADO, V. P., **Influência do Tempo de Exposição à 475°C nas Propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750**. 2013. 60f. Projeto de Graduação (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2013.
  - (9) WENG, K. L.; CHEN, H. R.; YANG, J. R. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. **Material and Science Engineering: A**, v.379, n.1-2, p.119–132, ago. 2004.
  - (10) DELLA ROVERE, C.A. et. al. Influence of Long-Term Low-Temperature Aging on the Microhardness and Corrosion Properties of Duplex Stainless Steel. **Corrosion Science**, v.68, p.84-94, 2012.
  - (11) MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. 2001. 207f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.
  - (12) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G61-86**: Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt – Based Alloys. 2009.
  - (13) DOS SANTOS, D. C. **Corrosão por pite em solução 0,6M de cloreto de sódio do aço UNS S31803 em função do tempo de envelhecimento entre 700°C e 900°C**. 2009. 155f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica com Ênfase em Materiais e Processos) - Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2009.
  - (14) MARQUES, F. et. al. Influence of heat treatments on the micro-abrasion wear resistance of superduplex stainless steel. **Wear**, v.271, n.9-10, p.1288-1294, jul. 2010.
  - (15) IACOVIELLO, F.; CASARI, F.; GIALANELLA, S. Effect of “475°C embrittlement” on duplex stainless steels localized corrosion resistance. **Corrosion Science**, v.47, n.4, p.909-922, 2005.
  - (16) SOUZA, J. A. **Avaliação da fragilização a 400 e 475°C do aço inoxidável ferrítico AISI444 utilizado em torres de destilação de petróleo**. 2004. 87f. Dissertação

(Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2004.

## Tabelas

**Tabela 1 - Composição química (% em massa) do aço UNS S32750.**

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
% em massa	0,02	0,24	0,87	0,023	0,001	25,3	7,2	3,9	0,27

**Tabela 2 – Tamanho médio de dimples em função do tempo de envelhecimento a 475°C**

Grupo	Tamanho médio ( $\mu\text{m}$ )
Como Recebido	30,37
4 h	21,66
8 h	14,73
12 h	12,33

**Tabela 3 – Valores das propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração**

Grupo	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento específico (%)
Como Recebido	710,08 $\pm$ 8,38	944,17 $\pm$ 1,94	28,34 $\pm$ 1,13
4h	917,27 $\pm$ 4,30	1084,42 $\pm$ 5,99	27,33 $\pm$ 1,38
8h	952,36 $\pm$ 7,90	1121,84 $\pm$ 3,41	24,68 $\pm$ 1,47
12h	957,34 $\pm$ 7,00	1133,14 $\pm$ 5,37	22,67 $\pm$ 2,30

**Tabela 4 – Variação das propriedades mecânicas em relação à amostra como recebido**

Grupo	Aumento do Limite de Escoamento	Aumento do Limite de resistência	Aumento da Dureza (HV)	Redução do Alongamento específico
4 h	29,0%	15,0%	9,7%	4,0%
8 h	34,0%	19,0%	18,0%	13,0%
12 h	35,0%	20,0%	14,5%	20,0%

**Tabela 5 - Valores de dureza obtidos para a ferrita do material como recebido**

Grupo	Dureza (HV)	Aumento da Dureza (%)
Como Recebido	302,88 $\pm$ 8,03	0%
4 h	331,39 $\pm$ 5,89	9,41%
8 h	356,79 $\pm$ 8,61	17,80%
12 h	365,24 $\pm$ 7,66	20,59%

**Tabela 6 – Valores de dureza obtidos para a austenita do material como recebido**

Grupo	Dureza (HV)	Aumento da Dureza (%)
Como Recebido	288,14 ± 7,78	0%
4 h	309,61 ± 3,23	7,45%
8 h	315,66 ± 6,88	9,55%
12 h	314,93 ± 6,44	9,29%

**Tabela 7 – Resultado da dureza média para as amostras**

Grupo	Dureza (HV)	Aumento da Dureza (%)
Como Recebido	297,82 ± 9,01	0%
4 h	326,69 ± 6,48	9,69%
8 h	351,55 ± 4,88	18,04%
12 h	341,07 ± 3,71	14,52%

**Tabela 8 – Curva de polarização cíclica das amostras como recebido**

	1°	2°	3°	Média	Desvio Padrão
E <sub>prot1</sub>	903	904	889	899	8,39
E <sub>píte</sub>	925	950	955	943	16,07

**Tabela 9 – Curva de polarização cíclica das amostras de 4h**

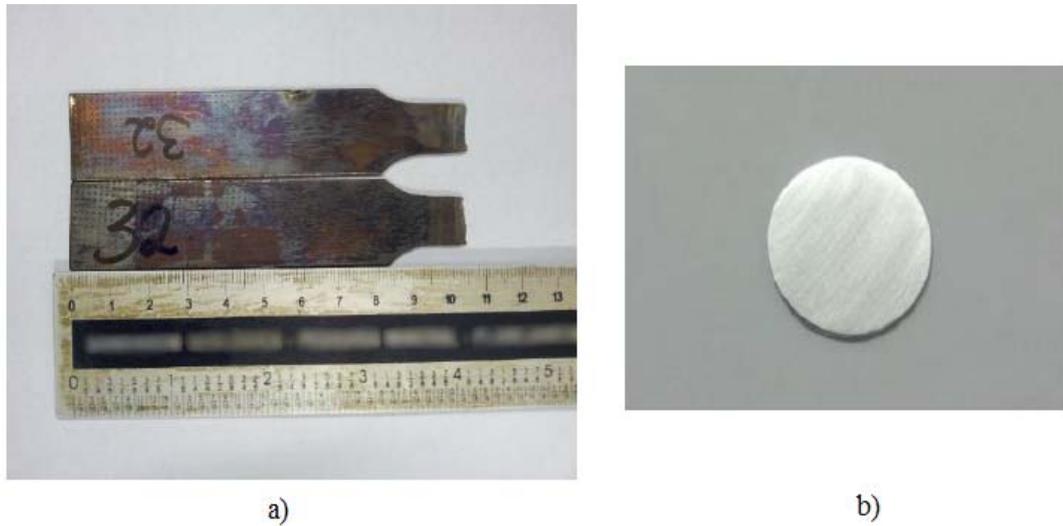
	1°	2°	3°	Média	Desvio padrão
E <sub>prot1</sub>	890	910	905	902	10,41
E <sub>píte</sub>	942	975	961	959	16,56

**Tabela 10 – Curva de polarização cíclica das amostras de 8h**

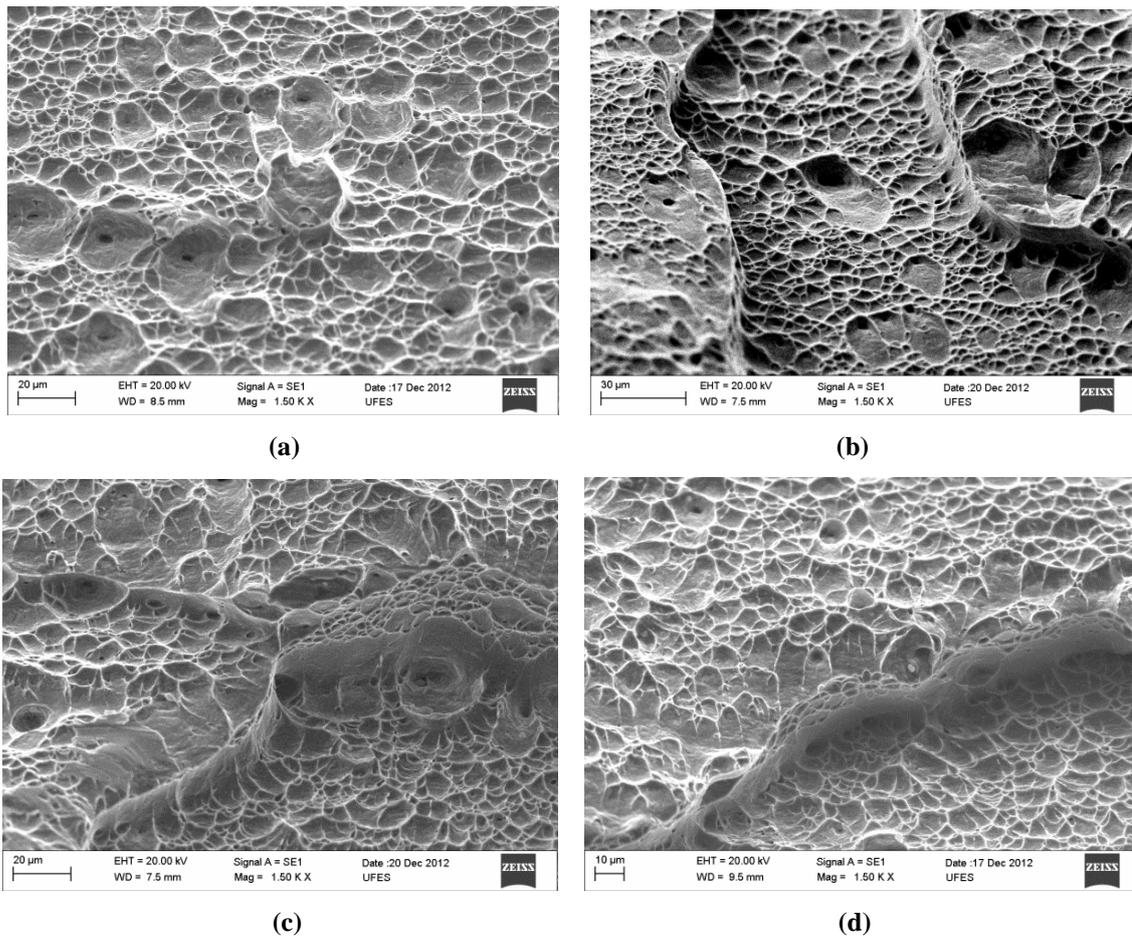
	1°	2°	3°	Média	Desvio Padrão
E <sub>prot1</sub>	935	911	896	914	19,67
E <sub>píte</sub>	920	975	930	942	29,30

**Tabela 11 – Curva de polarização cíclica das amostras 12h**

	1°	2°	3°	Média	Desvio Padrão
E <sub>prot1</sub>	923	900	908	910	11,68
E <sub>píte</sub>	980	935	965	960	22,91

**Figuras**

**Figura 1 – Corpos de Prova em detalhe após o ensaio de tração (a) e amostra circular para utilização nos ensaios de corrosão (b)**



**Figura 2 - MEV do material como recebido (a), envelhecido 4 h (b), 8 h (c) e 12 h (d) após os ensaios de tração**

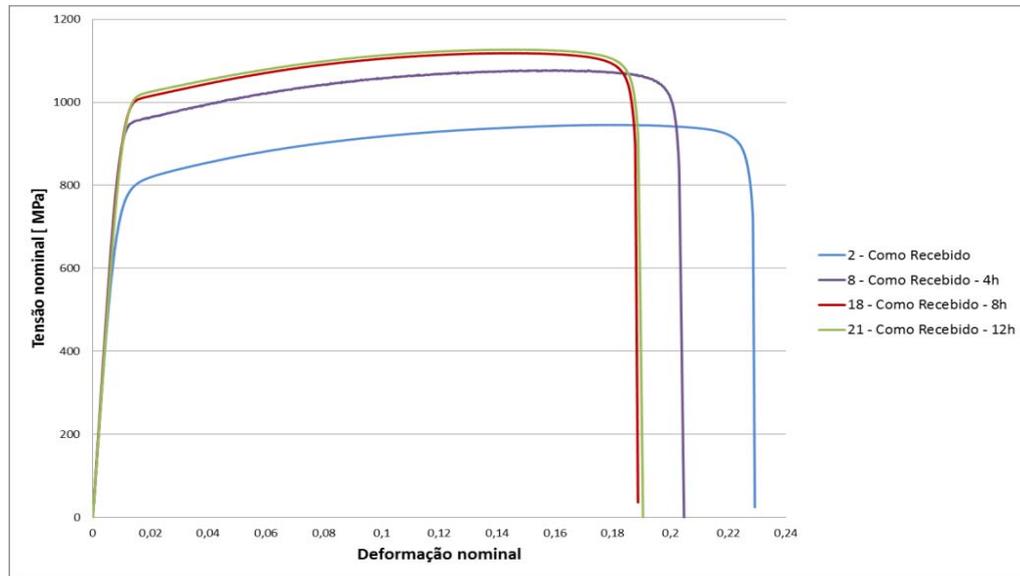


Figura 3 – Curva Tensão x Deformação Convencional do material estudado

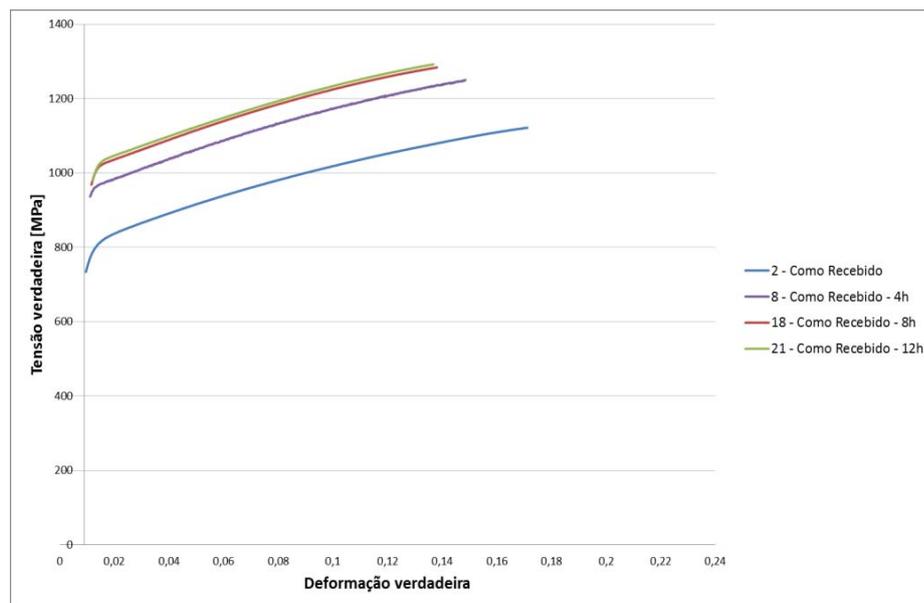
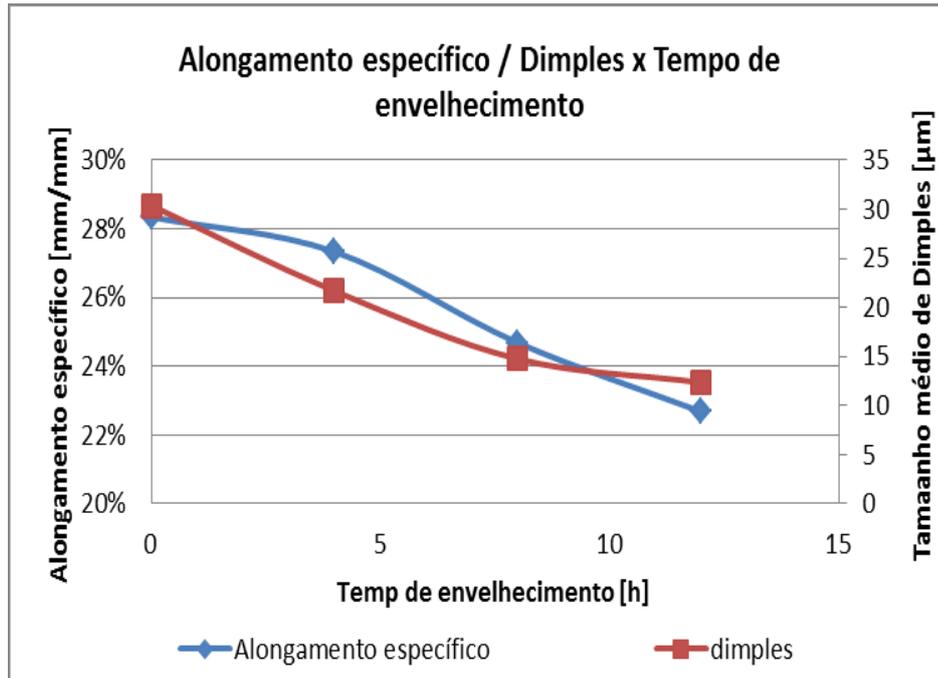
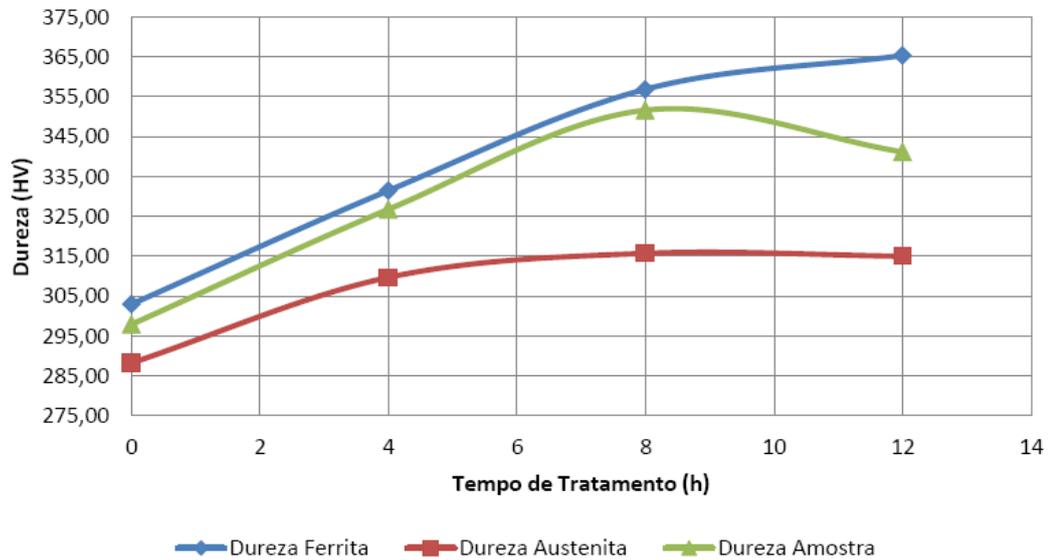


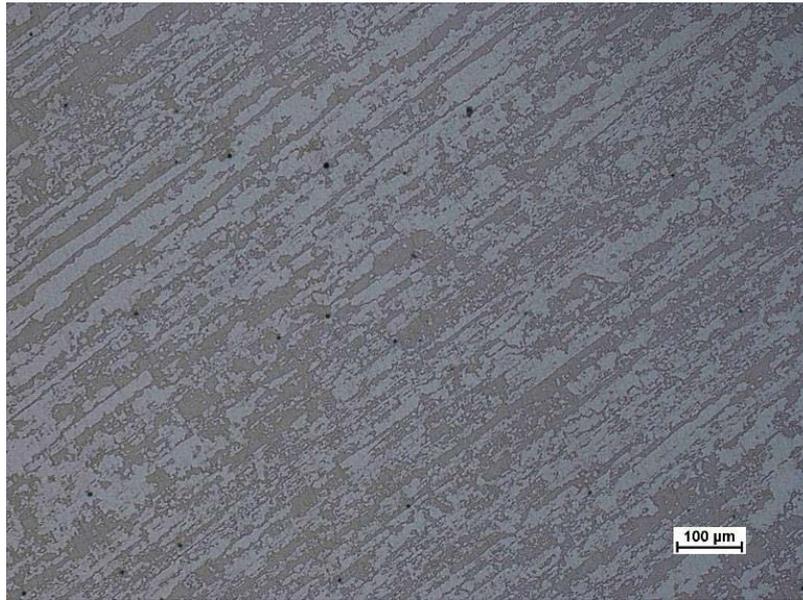
Figura 4 – Curva Tensão x Deformação Real do material estudado



**Figura 5 – Efeito do envelhecimento a 475°C no alongamento e no tamanho médio dos dimples**



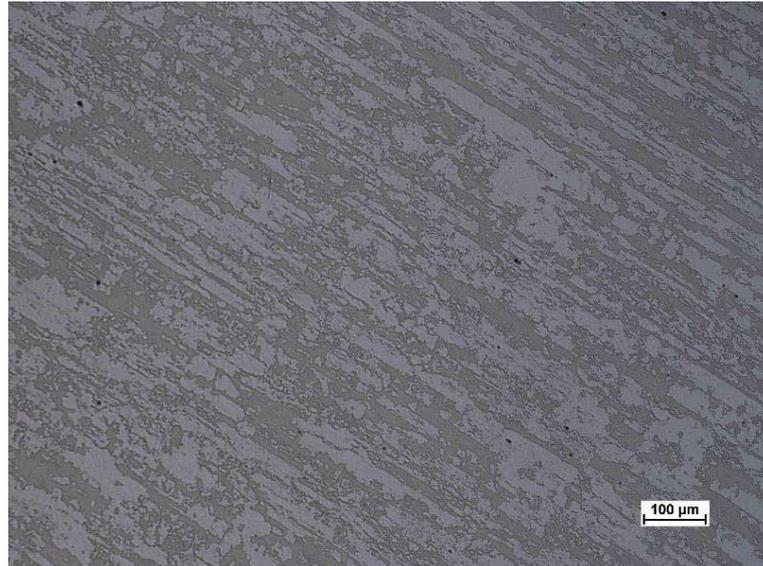
**Figura 6 – Comportamento da dureza na amostra e nas fases ferrita e austenita**



**Figura 7 – Metalografia da amostra como recebido. Ataque: Behara, 60°C, durante 20 s**



**Figura 8 – Metalografia da amostra envelhecida a 475°C por 4 h. Ataque: Behara, 60°C, durante 20 s**



**Figura 9 – Metalografia da amostra envelhecida a 475°C por 8 h.  
Ataque: Behara, 60°C, durante 20 s**



**Figura 10 – Metalografia da amostra envelhecida a 475°C por 12 h.  
Ataque: Behara, 60°C, durante 20 s**

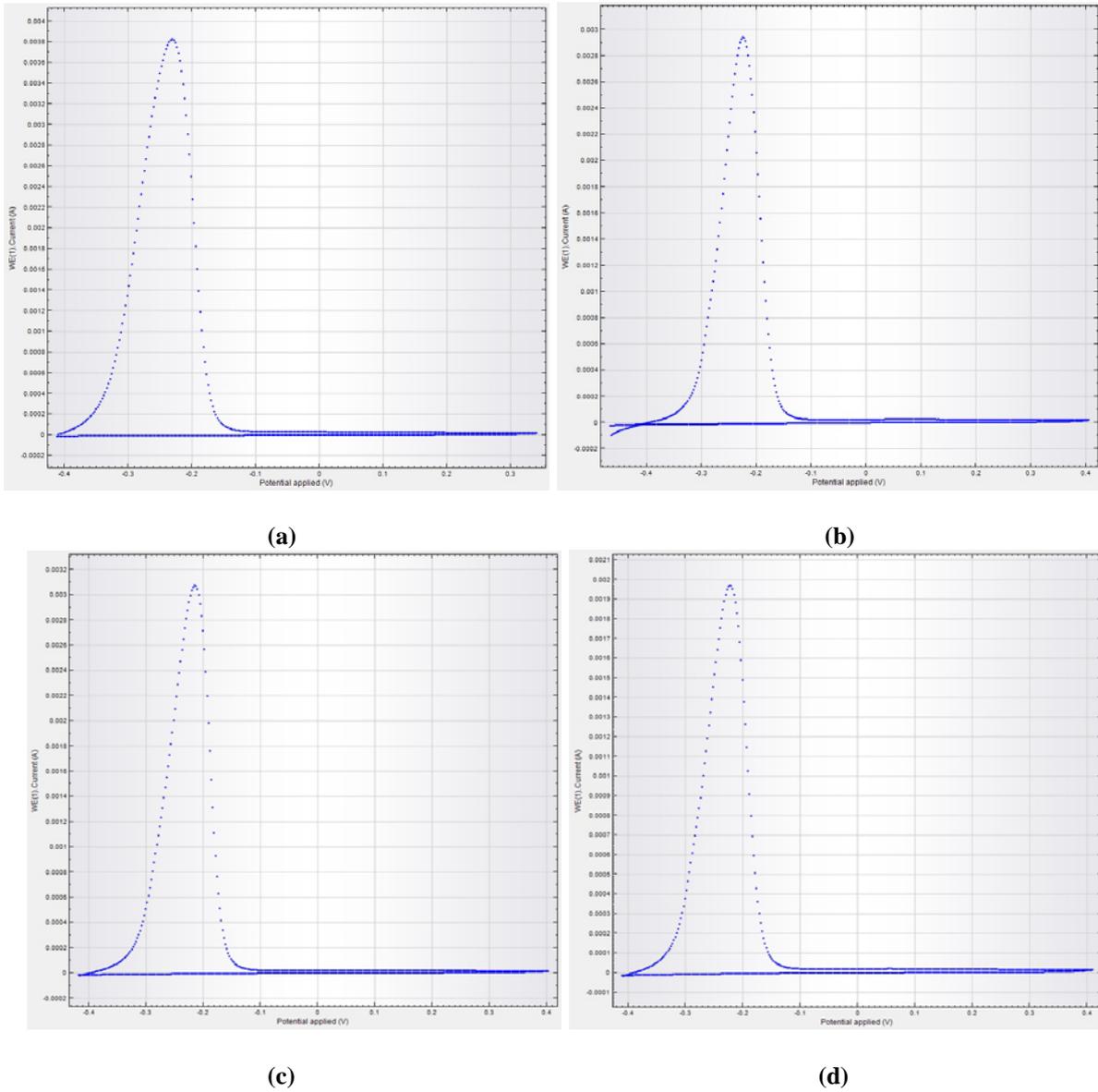


Figura 11 – Curvas dos ensaios de DL-EPR, como recebido (a), 4 h (b), 8 h (c) e 12 h (d)

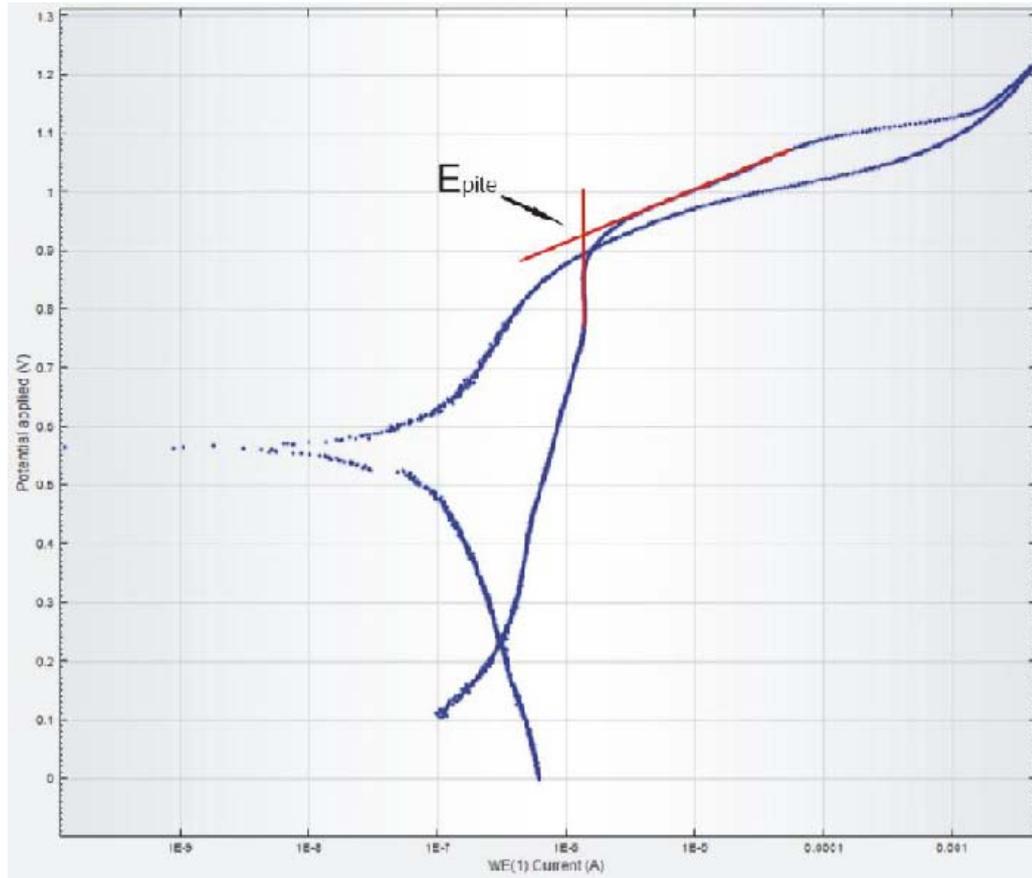


Figura 12 – Curva de polarização cíclica da amostra como recebido.

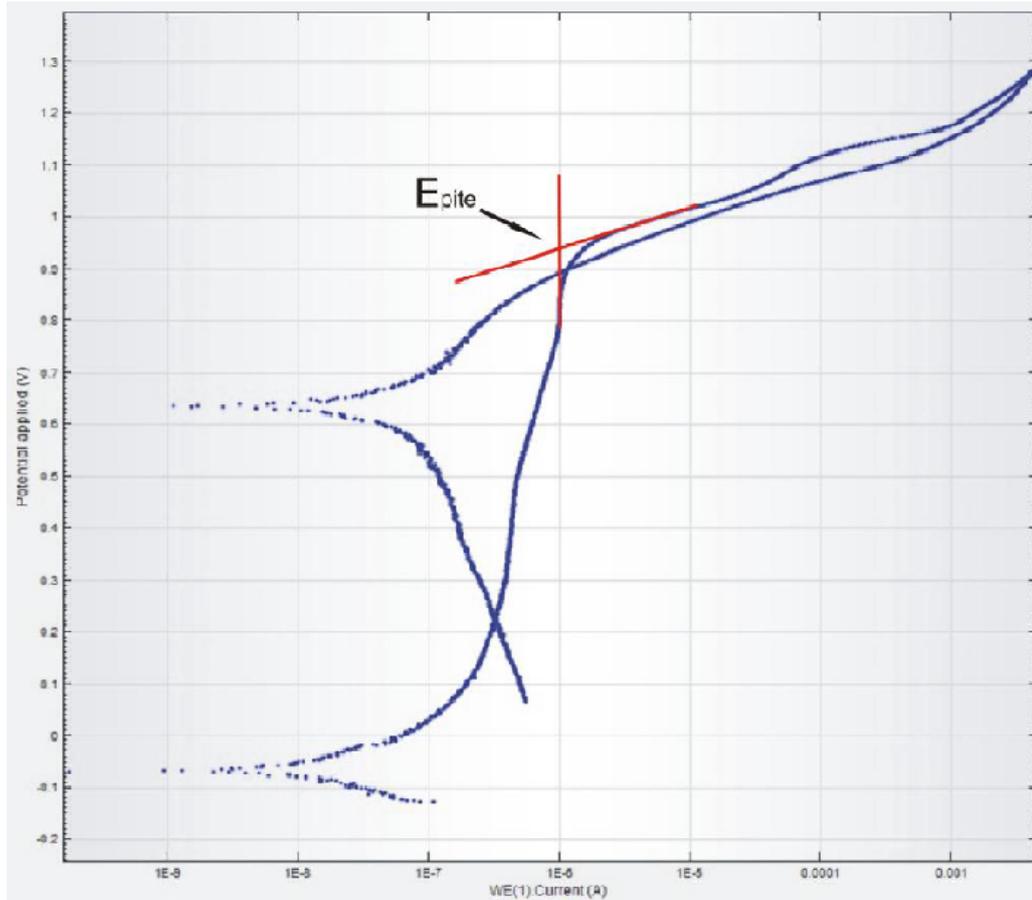


Figura 13 – Curva de polarização cíclica da amostra envelhecida por 12 h.

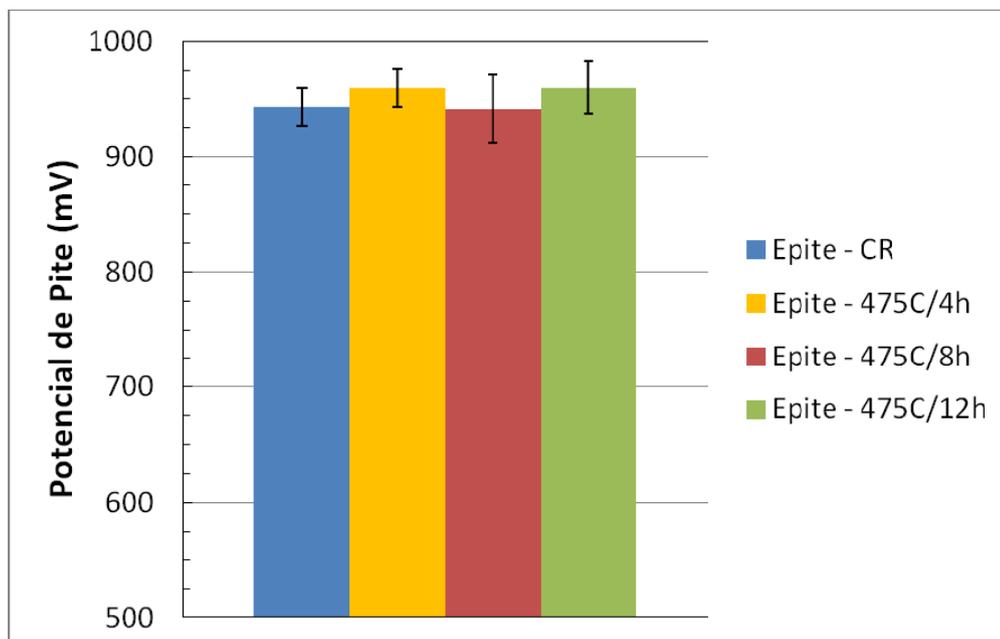


Figura 14 – Gráfico comparativo do E<sub>p</sub>ite das amostras.

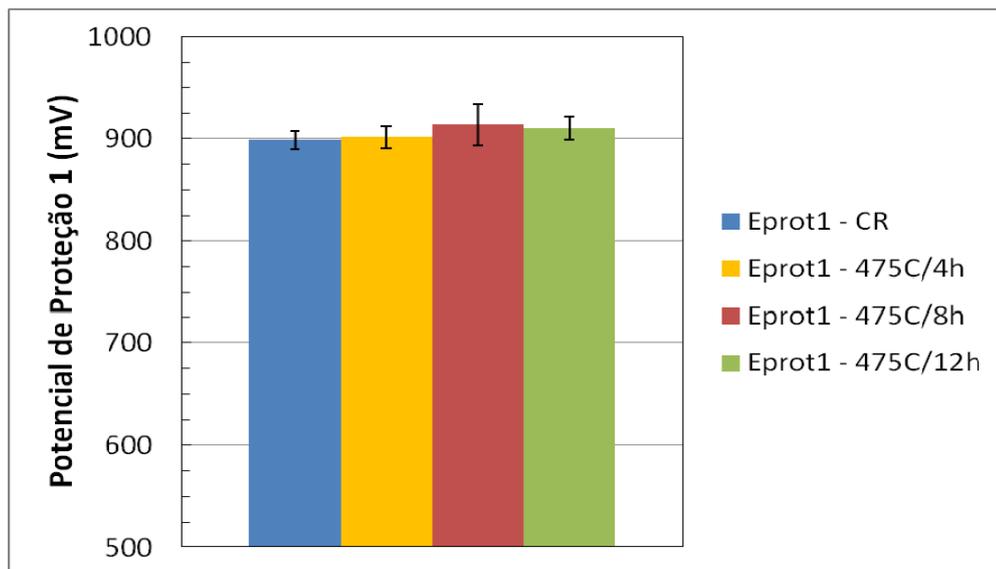


Figura 15 - Gráfico comparativo do  $E_{prot1}$  das amostras.