



Efeito Bauschinger em Aços Inoxidáveis
Candidato: Sandro Guilherme Solosando
Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco
Relatório Final: 20 de julho de 2007

Projeto de iniciação científica

EFEITO BAUSCHINGER EM AÇOS INOXIDÁVEIS

Relatório final
20 de julho de 2007

Bolsista: **SANDRO GUILHERME SOLOSANDO**

e-mail: solosando@gmail.com

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco
Departamento de Engenharia Mecânica - FEI

e-mail: rodrmagn@fei.edu.br

ÍNDICE

RESUMO.....	03
1.OBJETIVO.....	04
2.REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	05
2.1.AÇOS INOXIDÁVEIS.....	05
2.2.1.Aços inoxidáveis austeníticos.....	06
2.2.2.aços inoxidáveis dúplex.....	07
2.2.COMPORTAMENTOMONÔTONICO.....	10
2.2.1.Tensão e deformação convencionais ou de engenharia.....	10
2.2.2.Tensão e deformação verdadeiras.....	10
2.2.3. Curva tensão-deformação.....	11
2.2.3.1.Relação entre deformações do tipo elástica e plástica reais e deformação real total.....	16
2.3.EFEITO BAUSCHINGER.....	19
3.MATERIAIS E MÉTODOS.....	22
3.1.ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	23
3.2.METALOGRAFIA.....	24
3.3.ENSAIOS DE EFEITO BAUSCHINGER.....	26
4.RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	27
4.1.ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	27
4.2.METALOGRAFIA.....	32
4.3.ENSIAOS DE EFEITO BAUSCHINGER.....	39

5.DISSCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	72
5.1.PROPRIEDADES MECÂNICAS E RELAÇÃO COM A	
MICROESTRUTURA.....	72
5.2.ENSAIOS DE EFEITO BAUSCHINGER.....	74
6.CONCLUSÕES.....	92
7.REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	93

RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo estudar a ocorrência do efeito Bauschinger, que é basicamente o fenômeno da redução da tensão limite de escoamento no carregamento reverso em materiais, em dois aços inoxidáveis dúplex (UNS S31803 e UNS S32750) e em um aço inoxidável austenítico (UNS S30100), obtidos na forma de barras de 20 mm de diâmetro, avaliando o efeito da deformação plástica uniforme previamente imposta de forma uniaxial, tanto tratativa como compressiva. Para isso os materiais em estudo foram submetidos a ensaios de tração, análises metalográficas e ensaios de tração-compressão e compressão-tração, revertendo-se o carregamento quando deformações tratativas e compressivas de 1, 3 e 5% fossem alcançadas. Quanto ao efeito Bauschinger, verificou-se a redução da tensão limite de escoamento para todos os ensaios e aços em pesquisa além de uma pequena variação dos parâmetros BE e BEF quando o sentido inicial de sollicitação era revertido. Os três materiais em estudo apresentam diferentes equações de Hollomon no sentido inverso da sollicitação inicial, não sendo encontrada nenhuma relação linear quanto aos valores do coeficiente de resistência e expoente de encruamento obtidos e o efeito Bauschinger. Também procurou-se encontrar uma relação entre os parâmetros de efeito Bauschinger (BE e BEF) e a tensão limite de escoamento obtida no sentido inverso do carregamento, com o sentido e o módulo da deformação previamente imposta antes de se reverter o carregamento, verificando-se também que não há nenhuma relação linear entre os mesmos, e que os parâmetros BE e BEF dependem de forma errática da deformação plástica imposta até a reversão do carregamento para os aços UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750.

Palavras-chave: efeito Bauschinger, aços inoxidáveis dúplex, aço inoxidável austenítico, tensão limite de escoamento.

1. OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo estudar a ocorrência do efeito Bauschinger em dois aços inoxidáveis dúplex (UNS S31803 e UNS S32750) e em um aço inoxidável austenítico (UNS S30100), avaliando o efeito da deformação previamente imposta de forma uniaxial, tanto trativa quanto compressiva. Deste modo, pretende-se esclarecer o fenômeno de redução de limite de escoamento quando efetua-se o carregamento reverso em materiais.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços inoxidáveis são ligas de ferro contendo, no mínimo, aproximadamente 11% de cromo. Estes aços têm com principal característica alta resistência à corrosão (oxidação superficial) em uma grande variedade de ambientes. Sua resistência à corrosão é provida por uma fina camada de filme conhecida como “película passiva” sendo suas principais propriedades ausência de porosidade, aderência e capacidade de auto-regeneração. A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis pode ser aumentada através de adições de níquel, molibdênio e nitrogênio. ^[1, 2]

Segundo SOLOMON e DEVINE ^[3], a corrosão por pite é uma das formas de corrosão mais temidas nos aços inoxidáveis, pois nem sempre sua identificação pode ser efetuada por inspeção visual. Este tipo de corrosão é caracterizada pelo ataque corrosivo extremamente localizado, iniciada pela quebra da película passiva em regiões onde esta apresenta defeitos como discordâncias, contornos de grão, inclusões ou interfaces ^[4].

De modo geral, afirma-se ^[3] que a resistência à corrosão por pite em aços inoxidáveis é sem dúvida função da composição química; de fato a resistência à corrosão por pite em aços inoxidáveis (ou a modificação de potencial destes para valores mais nobres) cresce com o aumento do “índice pite” ou PREN (“*pitting resistance equivalent number*”) dado por $IP = (\%Cr + 3.3\%Mo + 16\%N)$ ^[5].

Equipamentos da indústria química, alimentícia, petroquímica, petrolífera, de papel e celulose, turbinas a gás, fornos industriais, caldeiras a vapor, aeronaves, mísseis e unidades geradoras de energia nuclear são alguns exemplos onde estes aços são utilizados. ^[1, 2]

2.1.1. Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos recebem este nome por apresentar a fase austenita, estrutura cúbica de face centrada do ferro, estável inclusive a temperaturas inferiores à ambiente. Os mais comuns são modificações da liga 18/8 (18% Cr e 8% de Ni), material resistente à corrosão popularmente conhecido por mais de setenta anos. Contido em uma lista dentre os mais comuns aços inoxidáveis austeníticos, o UNS S30100 foi criado para aplicações que necessitem além da resistência à corrosão, alta resistência mecânica. ^[6]

Quando o aço UNS S30100 é deformado plasticamente apresenta endurecimento devido ao encruamento e também como resultado de transformação martensítica induzida por deformação, particularmente em temperaturas abaixo da ambiente, tendo como consequência diferentes valores de limite de resistência, sendo este função do grau de deformação plástica para diferentes temperaturas de deformação. ^[2, 6]

Por esta razão o aço UNS S30100 atinge 1250MPa de limite de resistência para uma deformação de 40% se esta for conduzida à temperatura ambiente, ou 1800MPa de limite de resistência para a mesma deformação, porém se ela for efetuada a -76°C. ^[2, 6]

As transformações induzidas por deformação “experimentadas” pela austenita são duas, sendo elas: martensita ϵ , de estrutura hexagonal compacta e martensita α' , de estrutura cúbica de corpo centrado e ferromagnética. ^[6]

Para que se possa reverter à transformação martensítica e eliminar o encruamento, levando a uma estrutura de grãos de austenita, o aço UNS S30100 é recozido entre temperaturas em torno de 1010°C e 1120°C. Isto é feito para evitar a precipitação de carbonetos de cromo que são formados a temperaturas

entre 425°C e 900°C, além de permitir a dissolução de carbonetos deste tipo que possam estar presentes na microestrutura. Depois de feito tal procedimento efetua-se resfriamento rápido (têmpera), o que mantém o cromo e o carbono em solução sólida, aumentando-se a resistência à corrosão. Entretanto é importante salientar que recozimentos efetuados a temperaturas superiores a 1095°C podem acarretar em crescimento dos grãos o que leva a uma conseqüente diminuição das tensões de limite de escoamento e resistência e um ganho de ductilidade no material. [2, 6, 7]

Nas Tabelas I e II são mostradas as a composição química e propriedades mecânicas típicas do aço UNS S30100.

Tabela I: composição química (% em massa) do aço UNS S30100. [2]

Cr	Ni	C	Mn	Si	P	S	Fe
16 - 18	6-8	0.15	2	1	0.045	0.03	balanço

Tabela II: propriedades mecânicas do aço UNS S30100 recozido. [2]

tensão limite de resistência (MPa)	tensão limite de escoamento (MPa)	alongamento total em 50mm (%)
758	276	60

Assumindo composição química máxima e mínima de cromo, para o aço inoxidável austenítico UNS S30100 pode-se obter aproximadamente quais os valores máximos e mínimos do seu IP, estando estes entre 16 e 18.

2.1.2. Aços inoxidáveis dúplex

Os aços inoxidáveis dúplex são assim denominados por possuírem, idealmente, frações volumétricas equivalentes de dois constituintes: ferrita (estrutura cúbica de corpo centrado do ferro) e austenita (estrutura cúbica de face centrada do ferro). Apresentando alto teor de cromo, o que aumenta a resistência à corrosão e que por outro lado diminui drasticamente a tenacidade, observa-se

em aços deste tipo com 60% em volume de ferrita e 40% de austenita alto limite de resistência e significativos valores de energia absorvida no ensaio Charpy, além de baixas temperaturas de transição dúctil-frágil. [8-10]

Os valores de alta resistência mecânica são associados ao diminuto tamanho de grão obtido nestes materiais (aproximadamente 10µm mesmo após deformação a quente e tratamentos térmicos convencionais); já a alta tenacidade seria resultado não só obtido do reduzido tamanho de grão como também devido à presença de austenita na estrutura, uma vez que amostras contendo 57% de ferrita apresentam temperatura de transição dúctil-frágil 149°C menor que amostras com tamanho de grão semelhante e mesma composição química, porém com 80% de ferrita. Este fato ocorre devido ao impedimento, por parte da austenita, de propagações das trincas devido à “clivagem” de planos cristalográficos originada na ferrita. Afirma-se que a resistência mecânica dos aços dúplex supera a das fases ferrita e austenita, se tratadas separadamente, devido ao diminuto tamanho de grão que se pode obter no processamento destes aços. [8-10]

Nas Tabelas III, IV, V e VI apresentam-se a composição química e as propriedades mecânicas típicas dos dois aços inoxidáveis dúplex em estudo:

Tabela III: composição química (% em massa) do aço UNS S31803 recozido. [2]

Cr	Ni	C	Mn	Si	P	S	N	Mo	Fe
21 - 23	4,5-6,5	0.03	2,0	1,0	0.03	0,020	0,08-0,2	2,5-3,5	balanço

Tabela IV: propriedades mecânicas do aço UNS S31803 recozido. [2]

tensão limite de resistência (MPa)	tensão limite de escoamento (MPa)	alongamento total em 50mm (%)
760	520	27

Tabela V: composição química (% em massa) do aço UNS S32750. ^[2]

Cr	Ni	C	Mn	Si	P	S	N	Mo	Fe
24 - 26	6-8	0,03	1.2	0.8	0,035	0.020	0.24-0.32	3-5	balanço

Tabela VI: propriedades mecânicas do aço UNS S32750 recozido. ^[2]

tensão limite de resistência (MPa)	tensão limite de escoamento (MPa)	alongamento total em 50mm (%)
800	550	25

A maior resistência mecânica do aço UNS S32750 quando comparado com o aço UNS S31803 é associada ao maior teor de nitrogênio, que em sua maioria encontra-se em solução sólida intersticial na austenita, e do maior teor de elementos substitucionais como níquel, cromo e molibdênio. ^[10-12]

Assumindo composição química máxima e mínima de cromo, molibdênio e nitrogênio para os aços inoxidáveis dúplex em questão pode-se obter qual o IP máximo e mínimo de cada um deles, como apresentados na Tabela VII.

Tabela VII: índices de pite (IP) mínimos e máximos dos aços inoxidáveis dúplex em estudo.

aço UNS	IP mínimo	IP máximo
S31803	30,5	37,8
S32750	37,7	47,6

Os aços inoxidáveis superdúplex são definidos como sendo aços inoxidáveis dúplex que possuem IP igual ou maior a 40. Estes aços são os que possuem as mais altas quantias de cromo, molibdênio e nitrogênio dentre todos os materiais atualmente conhecidos e conseqüentemente as maiores resistências à corrosão por pite. ^[2]

Portanto, conclui-se que o aço UNS S32750 poderá ser considerado superdúplex dependendo do percentual em massa de cromo, molibdênio e nitrogênio adicionado nele.

2.2. COMPORTAMENTO MONOTÔNICO

2.2.1. Tensão e deformação convencionais ou de engenharia

Para que se possa descrever o comportamento mecânico de um material sob a ação de uma força de natureza trativa, independente da geometria deve-se utilizar o conceito de tensão (S) e deformação (e). A tensão (S) quando aplicada sob um material indica que a força (F) necessária para provocar um incremento de comprimento (ΔL) é diretamente proporcional à área da seção transversal onde a força é aplicada (A_0) do material solicitado mecanicamente.

Matematicamente, a definição de tensão é dada pela equação (1); já a deformação (e), definida como o deslocamento provocado pela aplicação de uma força aplicada por unidade de comprimento em um dado material solicitado, é dada pela equação (2).

$$S = \frac{F}{A_0} \quad (1)$$

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2)$$

2.2.2. Tensão e deformação verdadeiras

Quando tensão e deformação são descritas como nas equações (1) e (2) elas são denominadas de convencionais ou de engenharia, pois para seus cálculos convencionou-se o uso da área da seção transversal na direção solicitada (A_0) e o comprimento inicial de referência (L_0) e são freqüentemente utilizadas na engenharia para, por exemplo, dimensionamento de componentes mecânicos.

Implicitamente quando efetuada esta convenção há o erro de não considerar a redução de área da seção transversal na direção solicitada para compensar o aumento de comprimento, além de não considerar um comprimento inicial de referência que pode variar ao longo do tempo devido uma seqüência de solicitações. Os problemas advindos das convenções adotadas são corrigidos

com as definições de tensão e deformações verdadeiras indicadas nas equações 3 e 4, onde A e L representam respectivamente a área e o comprimento no instante da aplicação da força F:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (3) \qquad \varepsilon = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (4)$$

Assumindo volume constante, pode-se reescrever as equações 2 e 4 considerando variação da área da seção transversal à aplicação da força:

$$e = \frac{A_0}{A} - 1 \quad (5) \qquad \varepsilon = \ln\left(\frac{A_0}{A}\right) \quad (6)$$

Supondo que além da premissa de volume constante respeite-se o fenômeno de deformação uniforme (ou seja, todo o material sujeito à força F de tração alonga-se do mesmo modo em todo o seu comprimento), é possível deduzir as equações 7 e 8 que relacionam as deformações convencionais e verdadeiras:

$$\sigma = S.(e + 1) \quad (7) \qquad \varepsilon = \ln(e + 1) \quad (8)$$

2.2.3. Curva tensão-deformação

Em materiais metálicos a curva tensão-deformação obtida num ensaio monotônico de tração, cuja principal norma executada em materiais metálicos é a ASTM E 8M-04 ^[13], pode ser dividida em três regiões onde há ocorrência de três eventos distintos de deformação. Indicadas na Figura 1 são elas:

1. Região de deformação elástica, ou seja, a aplicação de uma sollicitação mecânica gera uma deformação mecânica que deixa de existir quando a sollicitação é cessada, retornando o material às suas dimensões originais. Em materiais metálicos, a variação de tensão em função da deformação elástica é linear.

2. Região de deformação plástica uniforme, onde o material sofre mudança permanente de forma devido à sollicitação imposta. Contudo, a deformação se dá

igualmente em qualquer região do material (num ensaio de tração, o alongamento e a decorrente redução da seção transversal ocorrem uniformemente em toda a extensão do corpo-de-prova).

3. Região de deformação plástica não uniforme, resultante da concentração de deformação plástica numa única região do corpo-de-prova. O alongamento do material, neste caso, ocorre devido à deformação localizada.

Observam-se na Figura 2 os conceitos de limite de resistência (S_{LR}), limite de fratura ou ruptura (S_f) e módulo de elasticidade (E). O módulo de elasticidade (E), também denominado de módulo de Young, é definido matematicamente como o coeficiente angular do trecho linear elástico. Sendo o trecho linear praticamente linear em toda sua extensão, é possível afirmar que no regime de deformação elástica é válida a equação 9, denominada de lei de Hooke:

$$\sigma = E.\varepsilon \text{ ou } S = E.e \quad (9)$$

Devido aos elevados valores de E encontrados na maioria dos materiais metálicos, as deformações elásticas são pequenas e, deste modo, os valores numéricos de tensão convencional e verdadeira na região de deformação elástica são praticamente idênticos.

O limite de resistência é a tensão máxima que um material, sob tração, pode suportar sem que ocorra deformação localizada ^[5, 14]. Como mostrado na Figura 2, a tensão chega a um limite máximo e depois decresce até a ocorrência da fratura ^[2]. Conclui-se então que o limite de resistência é o marco do início de deformação plástica não-uniforme (o material está iniciando seu processo de fratura e a estrição está se formando). O limite de ruptura ou fratura indica a tensão convencional na qual a fratura do material ocorre.

Na Figura 3, ampliação do trecho inicial das Figuras 1 e 2 definem-se o limite de proporcionalidade (S_p) como valor de tensão onde a relação entre tensão e deformação no trecho elástico deixa de ser linear, não obedecendo mais a equação (9); de fato, existe um trecho de deformação elástica não linear, e o término da região de deformação elástica se dá no limite de elasticidade (S_{el}), também definido na Figura 3.

Contudo, a determinação deste limite é difícil, e assim adota-se como limite das regiões elástica e plástica o limite de escoamento (S_{LE}), tensão na qual ocorre uma pequena deformação plástica (usualmente 0.002 ou 0.2%).

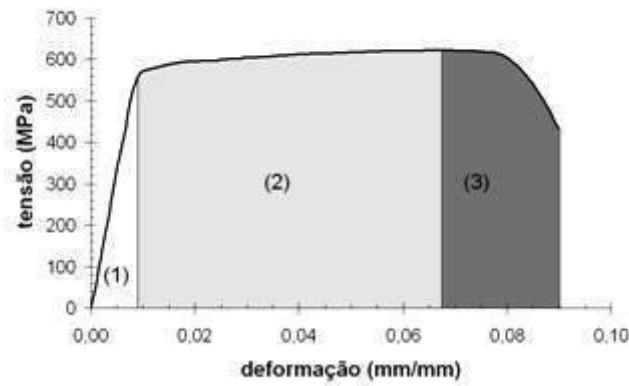


Figura 1: curva tensão-deformação típica de material metálico, destacando-se as regiões de deformação elástica (1), plástica uniforme (2) e plástica não-uniforme (3).

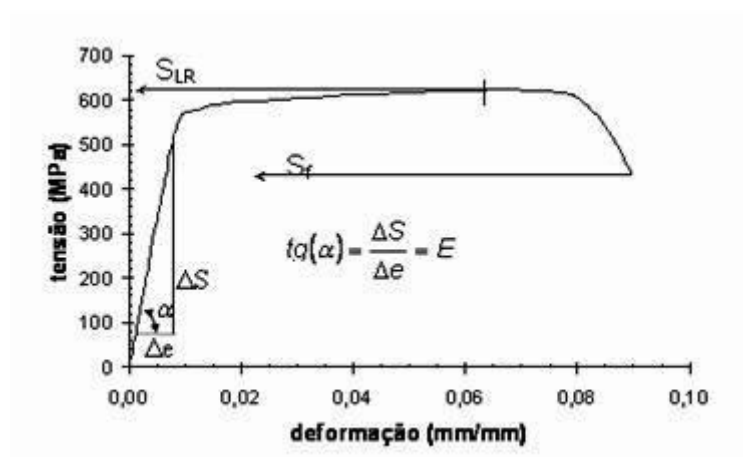


Figura 2: curva tensão-deformação típica de material metálico, mostrando a definição de módulo de elasticidade (E), do limite de resistência (S_{LR}) e do limite de ruptura ou de fratura (S_f).

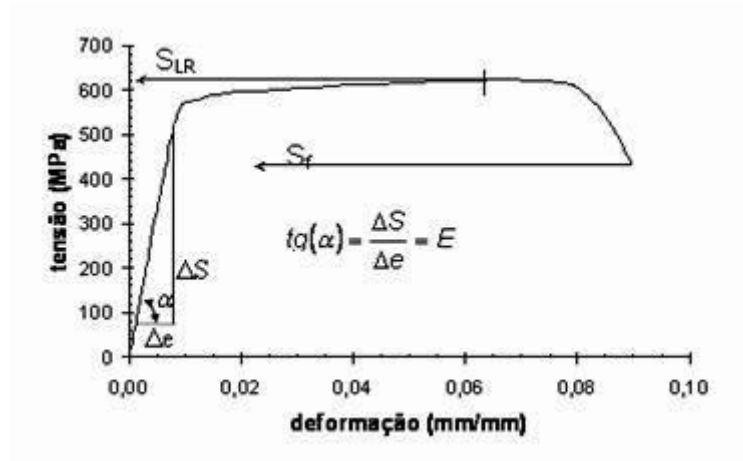


Figura 3: ampliação do trecho inicial da curva tensão-deformação das Figuras 1 e 2, agora com a definição do limite de escoamento (S_f), do limite de proporcionalidade (S_p) e do limite de elasticidade (S_{el}).

A partir da curva tensão-deformação, além de se definir o comportamento de um material metálico também podem ser definidas cinco propriedades mecânicas básicas que o caracterizam: rigidez, resistência, ductilidade, resiliência e tenacidade [15]. A seguir têm-se as respectivas definições destas cinco propriedades básicas.

Rigidez: propriedade mecânica que descreve a capacidade de um material metálico deformar-se no trecho elástico sob uma dada tensão aplicada, ou seja, é uma resistência do material à deformação elástica e está diretamente associada ao módulo de elasticidade (E) já definido no item anterior. Quanto maior for o módulo de elasticidade mais rígido será o material ou menor será a deformação elástica que resultará da aplicação de uma dada tensão [16] conforme visto na equação (9).

Resistência: capacidade de um material metálico resistir a um determinado evento de deformação plástica podendo ser quantificada através da tensão limite de escoamento da tensão limite de resistência e também da tensão limite de fratura ou ruptura, todas já definidas anteriormente. Quanto mais resistente for um dado material,

maiores serão os valores do limite de escoamento e de limite de resistência por ele apresentado.

Resiliência: energia absorvida por unidade de volume de material no trecho elástico e liberada quando o mesmo é descarregado. Esta propriedade é normalmente quantificada pelo módulo de resiliência, o qual representa a energia de deformação por unidade de volume requerida para tracionar o material desde uma carga nula até a sua tensão limite de escoamento [16]. A resiliência pode ser calculada através da equivalência da mesma com a área da Figura 1 indicada por (1). Assumindo que o trecho de deformação elástica não linear seja desprezível, pode-se calcular a resiliência através da equação (10) [16]:

$$u_R = \frac{S_{LE}^2}{2.E} \quad (10)$$

Ductilidade: capacidade de deformação plástica de um material metálico [15], podendo ser quantificada através do alongamento total (A_T^{Lo}) que é a variação percentual do comprimento de referência do corpo-de-prova, da redução de área (RA) que ocorre devido à ocorrência de estricção (deformação plástica não uniforme) sendo a mesma expressa em porcentagem, e também pela deformação real de fratura ϵ_f , como mostradas nas equações (11), (12) e (13).

$$A_T^{Lo} = \epsilon_f \cdot 100 = \left(\frac{L_f - L_0}{L_0} \right) \cdot 100 \quad (11).$$

$$RA = \left(\frac{A_0 - A_f}{A_0} \right) \cdot 100 \quad (12).$$

$$\epsilon_f = \ln \left(\frac{100}{100 - RA} \right) \quad (13).$$

Tenacidade: energia total absorvida por unidade de volume necessária para que ocorra mudança de forma material até sua ruptura, podendo ser considerada como a área total sob a curva tensão-deformação, ou seja, a somatória das três áreas das três regiões de deformação da Figura 1. Porém esta definição é apenas uma aproximação, pois a

curva tensão-deformação apresentada na Figura 1 não representa o comportamento real no trecho plástico, onde valores de tensão e deformação convencionais quando comparados com os valores de tensão e deformação reais são cada vez menores à medida que a solitação sob o corpo-de-prova aumenta ^[16]. Uma maneira aproximada de se quantificar a tenacidade de materiais metálicos dúcteis é dada pela equação (14) ^[15]:

$$u_T = e_f \cdot \left(\frac{S_{LE} + S_{LR}}{2} \right) \quad (14)$$

Onde e_f é a deformação convencional obtida na curva tensão-deformação para o respectivo valor da tensão limite de ruptura convencional (S_f).

2.2.3.1. Relação entre deformações do tipo plástica e elástica verdadeiras e tensão verdadeira.

Sabendo que quando um material é carregado monotonicamente podem ocorrer basicamente deformações do tipo elástica e plástica, é possível caracterizar o comportamento monotônico a tração de um material metálico utilizando a relação de Ramberg-Osgood, mostrada na equação (15):

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{H} \right)^{1/n} \quad (15)$$

onde ε é a deformação verdadeira total imposta, ε_e e ε_p são respectivamente as parcelas elástica e plástica da deformação verdadeira total, σ é a tensão normal verdadeira aplicada, E é o módulo de elasticidade ou de Young, H é o coeficiente de resistência e n é o expoente de encruamento do material.

Da relação de Ramberg-Osgood verifica-se que implicitamente está inserida a equação Hollomon, que define matematicamente a região de deformação plástica uniforme (Figura 1, trecho (2)), onde a lei de Hooke não é mais válida.

Esta equação relaciona tensão e deformação plástica verdadeiras de materiais metálicos e é representada pela equação (16):

$$\sigma = H \cdot \varepsilon_p^n \quad (16)$$

Para a determinação da tensão verdadeira de fratura em materiais metálicos cuja geometria de corpos-de-prova é cilíndrica, utiliza-se a equação (17):

$$\sigma_f = \frac{F_f \cdot A_f^{-1}}{\left(1 + \frac{4 \cdot R}{D_{\min}}\right) \cdot \ln\left(1 + \frac{D_{\min}}{4 \cdot R}\right)} \quad (17)$$

onde σ_f é a tensão verdadeira de fratura, obtida em corpos-de-prova cilíndricos de materiais dúcteis através da correção de Bridgman, R é o raio de curvatura de estricção e D_{\min} é o menor diâmetro da seção transversal de estricção formada ^[17].

É válido ressaltar que se pode obter para qualquer ponto de deformação não uniforme, entre os limites de resistência e ruptura, o valor corrigido da tensão verdadeira σ_B pela correção de Bridgman, como mostrado na equação (18):

$$\sigma_B = B \cdot \sigma \quad (18)$$

onde σ é a tensão verdadeira e B é o fator de correção que pode ser obtido através da equação (19):

$$B = 0.83 - 0.186 \cdot \log(\varepsilon) \quad (0.15 \leq \varepsilon \leq 3) \quad (19)$$

Sendo que a correção para $\varepsilon < 0.15$ não é necessária. Esta equação representa aproximadamente a função da curva de Bridgman, correspondente à linha cheia na Figura 4.

Da curva de Bridgman nota-se que uma correção de 10% ($B=0.9$), por exemplo, corresponde a uma deformação verdadeira de em torno de $\varepsilon=0.4$ ^[15]. Partindo da equação (6) e considerando que o corpo-de-prova tenha seção transversal circular, de

diâmetro inicial d_i e diâmetro final d , pode-se definir que a deformação verdadeira em função do diâmetro inicial e final do corpo-de-prova é dada conforme mostra a equação (20):

$$\varepsilon = 2 \cdot \ln\left(\frac{d_0}{d}\right) \quad (20)$$

A correção de Bridgman é de grande utilidade quando se deseja determinar valores de tensões quando a curva tensão-deformação está próxima de seu final, pois quando está ocorrendo o fenômeno de estricção não é mais válido o estado uniaxial de tensões, como fora assumido, devido o surgimento de tensões em mais duas direções (estado triplo de tensão) na região de deformação plástica não uniforme. Desta maneira o comportamento do material é afetado e a correção se faz necessária.

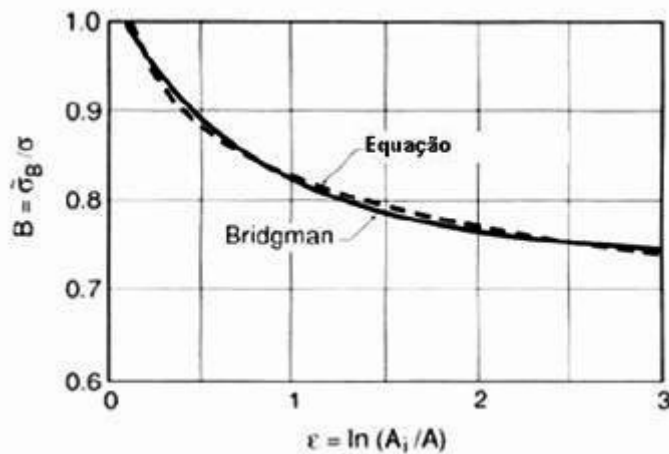


Figura 4: correção vs deformação verdadeira, onde a curva de Bridgman é mostrada em comparação com a curva obtida pela equação (18).^[15]

2.3. EFEITO BAUSCHINGER

O efeito Bauschinger é um importante fenômeno mecânico em metais e suas ligas. Este efeito é normalmente associado a condições de carregamento onde a tensão limite de escoamento sofre diminuição, quando a deformação imposta sobre um dado material metálico, normalmente policristalino, é invertida. ^[18]

A Figura 5 reporta um exemplo básico da curva tensão-deformação em circuito de histerese quando se considera o efeito Bauschinger em um material metálico dúctil ^[19].

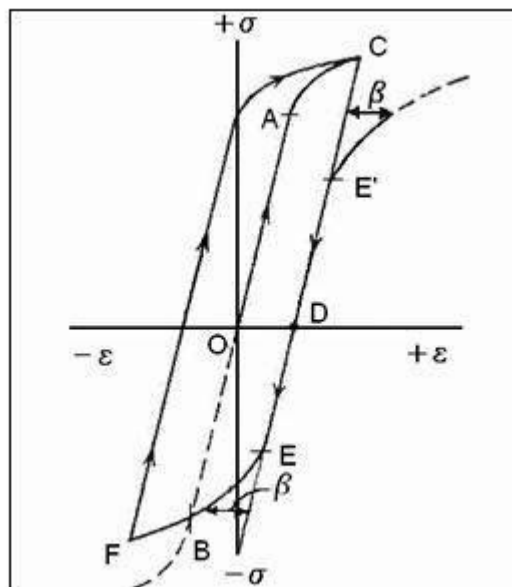


Figura 5: efeito bauschinger e circuito de histerese. ^[19]

Da Figura 5 a tensão de escoamento do material sob efeito de tração é (A). Se o mesmo material (dúctil) fosse testado em compressão, a tensão de escoamento seria aproximadamente a mesma indicada no ponto B da curva pontilhada. Agora, consideremos um novo corpo-de-prova sob tração, passando a tensão de escoamento até C ao longo do caminho O-A-C. Se o corpo-de-prova for então descarregado, ele seguirá o caminho C-D, sendo desprezado um pequeno efeito de histerese elástica. Se agora uma tensão compressiva for aplicada, o escoamento plástico irá começar numa tensão

correspondente ao ponto E, a qual é consideravelmente mais baixa do que a tensão limite de escoamento compressiva do material (B). Enquanto devido ao encruamento de A até C a tensão de escoamento na tração foi aumentada, a tensão de escoamento na compressão foi diminuída. Este efeito é o efeito Bauschinger^[19]. Ou seja, $S_C > S_B$.

O efeito Bauschinger pode ocorrer basicamente devido a dois mecanismos. Um deles propõe que a presença de tensões residuais localizadas, como as encontradas no empilhamento de discordâncias em contornos de grão, facilitariam o movimento de discordâncias no sentido contrário ao da deformação inicial, assim facilitando o escoamento no sentido reverso; já outro mecanismo propõe que fontes de discordâncias de sinais opostos no carregamento reverso proporcionariam a aniquilação de discordâncias inicialmente formadas com conseqüente redução do encruamento e do limite de escoamento observado inicialmente^[18].

Uma maneira de quantificar o efeito Bauschinger é através do parâmetros β ou BE (“Bauschinger Effect”)^[18], como indicado na Figura 5, e BEF (“*Bauschinger Effect Factor*”)^[20-22]. Os parâmetros BE e BEF estão representados matematicamente como mostram as equações de (21) a (24):

$$BE_{t-c} = \frac{|S_{NA_REVERSÃO}| - |S_{LE,COMPRESSÃO}|}{S_{NA_REVERSÃO}} \quad (21) \quad BE_{c-t} = \frac{|S_{NA_REVERSÃO}| - |S_{LE,TRAÇÃO}|}{|S_{NA_REVERSÃO}|} \quad (22)$$

$$BEF_{t-c} = \frac{|S_{LE,COMPRESSÃO}|}{|S_{NA_REVERSÃO}|} \quad (23)$$

$$BEF_{c-t} = \frac{|S_{LE,TRAÇÃO}|}{|S_{NA_REVERSÃO}|} \quad (24)$$

Onde $S_{NA_REVERSÃO}$ é a tensão limite de escoamento convencional no instante da reversão do carregamento, e $S_{LE,COMPRESSÃO}$ e $S_{LE,TRAÇÃO}$ são respectivamente as tensões de tração e compressão de escoamento convencionais na direção reversa^[18].

Nota-se que quanto mais próximos em unidade forem os valores definidos nas equações (21) e (22) e nas equações (23) e (24) menor será o efeito Bauschinger

observado. Cabe observar que não se deve comparar as equações (21) e (22) com as equações (23) e (24).

Os mesmos mecanismos que levam a ocorrência do efeito Bauschinger produzem efeitos em curvas do tipo tensão-deformação cíclica (onde tensão e deformação variam de maneira periódica) responsáveis pela nucleação de defeitos de fadiga. Desta maneira o entendimento do efeito Bauschinger é uma ferramenta para compreender-se do comportamento à fadiga ^[23], além de permitir avaliar o comportamento mecânico de materiais metálicos sujeitos a processos de conformação plástica, onde carregamentos em sentidos contrários podem ocorrer ^[18, 24].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A composição química dos materiais em estudo, fornecidos na forma de barras de 20 mm de diâmetro são apresentados na Tabela VIII.

Tabela VIII: composição química dos aços UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750.

material	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	Si	P	S	balanço
UNS S30100	17,7	7,9	0,25	**	0,05	1,44	0,28	0,03	0,03	Fe
UNS S31803	22,21	5,4	3,15	0,18	0,02	0,76	0,45	0,02	0,01	Fe
UNS S32750	24,95	6,91	3,79	0,26	0,02	0,43	0,26	0,02	0	Fe

Os corpos-de-prova para os ensaios mecânicos foram usinados segundo o desenho da Figura 6, obtendo-se seções de ensaio que permitem a compressão sem a ocorrência de flambagem (já que o comprimento inicial da menor seção não ultrapassa 2,5 vezes o diâmetro inicial, respeitando as dimensões de corpos-de-prova de ensaios cíclicos de tração-compressão da norma ASTM E606-04 ^[25]).

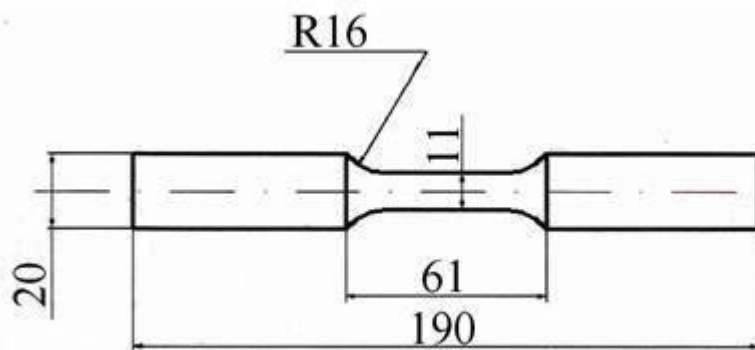


Figura 6: corpos-de-prova para ensaios mecânicos (medidas em mm).

Os corpos-de-prova do aço UNS S30100 foram todos solubilizados a 1200 °C por 30 minutos e resfriados em água para garantir que os mesmos possuíssem somente a fase austenita presente, já que o mesmo sofreu deformação plástica em sua usinagem, podendo assim ter acarretado em transformação martensítica por deformação, como já citado anteriormente.

Os corpos-de-prova dos três aços em pesquisa (UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750) foram todos lixados e polidos manualmente, utilizando-se um mini-torno,

para retirada de óxidos das suas superfícies, no caso do UNS S30100, e também para evitar respectiva falha no ensaio devido à presença de riscos “grosseiros” nos mesmos, conforme procedimento mostrado na Tabela IX. Após lixamento e polimento, 3 corpos-de-prova de cada aço foram demarcados de 2,5mm em 2,5mm para respectivos ensaios de tração.

Tabela IX: procedimento de lixamento e polimento para ensaios de tração.

etapa	lixamento /polimento	rotação(r.p.m)	tempo(minutos)
1	lixa #80	1750	45
2	lixa # 220	1750	45
3	lixa #320	1750	45
4	lixa #400	1750	45
5	lixa #600	1750	45
6	polimento com óxido de cromo	1750	5

3.1. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram conduzidos segundo a norma ASTM E8M-04^[13], em um equipamento servo-controlado MTS de capacidade máxima de 250 kN, auxiliado por um extensômetro de comprimento útil de 25 mm, que permite medida de deformações de 0 a 50%, até 7% deformação mantendo-se uma taxa de deformação constante de 0,35%/minuto; o restante da deformação foi acompanhada com um transdutor de posição (LVTD) com velocidade de deslocamento de 5mm/minuto. Efetuados os ensaios de tração, foram medidos com um projetor de perfil os respectivos raios de curvatura na região de fratura dos corpos-de-prova já ensaiados. Por fim foram obtidos os valores das tensões limite de escoamento e resistência convencionais, tensão verdadeira de fratura, módulo de elasticidade, alongamento total, redução de área, deformação verdadeira na fratura, coeficiente de resistência e expoente de encruamento dos materiais em estudo com os dados até aqui coletados.

3.2. METALOGRAFIA

Efetuados os ensaios de tração, as bases dos corpos-de-prova ensaiados foram cortadas para a obtenção de amostras com seção longitudinal e transversal, posteriormente embutidas em resina termofixa de cura a quente (baquelite), gerando corpos-de-prova para análise metalográfica.

Os corpos-de-prova para metalografia foram lixados e polidos conforme as etapas mostardas nas Tabelas X e XI, utilizando uma máquina politriz automática, sendo a última etapa para o aço UNS S30100 feita manualmente devido este material ser de difícil polimento sem a obtenção de riscos com o polimento automático.

Tabela X: procedimento de polimento para metalografia do aço UNS S30100.

aços UNS S30100					
etapa	abrasivo	força (N) (p/ 3 amostras)	rotação (r.p.m)	lubrificante	tempo
1	#220	100	150	água	3':30"
2	#320	100	150	água	4':30"
3	#500	100	300	água	5':30"
4	diamante 6 μ m	100	300	álcool	5':30"
5	diamante 3 μ m	100	300	álcool	5':00"
6	diamante 1 μ m	100	300	álcool	5':00"
7	diamante 0,25 μ m	100	300	álcool	4':30"
8	sílica coloidal (OPS)	**	150	sílica coloidal (OPS) (solução 10%)	8':00"

Tabela XI: procedimento de polimento para metalografia dos aços UNS S31803 e UNS S32750.

aços UNS S331803 e UNS S32750					
etapa	abrasivo	força (N) (p/ 3 amostras)	rotação (r.p.m)	lubrificante	tempo
1	#220	200	150	água	2':00"
2	#320	200	150	água	3':00"
3	#500	200	150	água	4':00"
4	diamante 6 μ m	200	150	álcool	4':00"
5	diamante 3 μ m	200	150	álcool	4':00"
6	diamante 1 μ m	200	150	álcool	4':00"
7	sílica coloidal (OPS)	120	150	sílica coloidal (OPS) (solução 10%)	3':00"

Depois de efetuada a preparação metalográfica, foram feitos ataques eletrolíticos em solução 10% de ácido oxálico para uma tensão de 6Vcc, variando o tempo de ataque em 30, 45 e 60s respectivamente nos três aços em estudo e ataques com reativo Behara modificado, cuja composição é de 20mL de ácido clorídrico, 80mL de água destilada deionizada, 1 g de metabissulfito de potássio e 2 g de bifluoreto de amônio, nos aços UNS S31803 e UNS S32750, variando o tempo de ataque em 15, 20 e 30s. Ambos os ataques foram interrompidos com água, e a superfície de observação seca através da evaporação de álcool etílico, auxiliada por jato de ar quente. Todas as amostras preparadas foram observadas no microscópio LEICA DMLM e analisador de imagens para verificar as respectivas microestruturas dos três aços em estudo (metalografia qualitativa) e posterior obtenção dos tamanhos de grão ASTM nas seções longitudinal e transversal, diâmetro médio espacial na seção longitudinal, conforme a norma ASTM E112-96^[26], e determinação das porcentagens de ferrita e austenita nas seções transversal e longitudinal, dos aços UNS S31803 e UNS S32750, (metalografia quantitativa). Foram realizadas 80 medições em cada seção da amostra do aço UNS S30100, atacado por 45s com ácido oxálico, e 80 medições em cada seção das amostras dos aços UNS S31803 e UNS S32750, atacados por 20s com reativo Behara modificado, sendo os dados coletados nestas medições utilizados na metalografia quantitativa.

Observando as imagens das microestruturas dos aços em estudo no microscópio foi possível avaliar que o melhor tempo de ataque utilizando-se solução de ácido oxálico para todas as amostras foi de 45 segundos, já para as amostras atacadas com reativo Behara o melhor tempo de ataque observado foi de 20s.

3.3. ENSAIOS DE EFEITO BAUSCHINGER

Por intermédio do mesmo equipamento utilizado nos ensaios de tração, porém auxiliado por um extensômetro de comprimento útil de 25 mm, que permite quantificar deformações de -10 a 25%, um corpo-de-prova de cada aço em estudo foi conduzido, separadamente, a ensaio de tração-compressão e ensaio de compressão-tração interrompido em 1% (ensaio de tração-compressão) e -1% (ensaio de compressão-tração) de deformação plástica uniforme convencional revertendo-se o sentido do carregamento, para cada um dos ensaios, até que uma compressão (no ensaio de tração-compressão) e uma tração (no ensaio de compressão-tração) de 0,5% fosse obtida, com relação ao seu comprimento original; efetuado isto o mesmo procedimento foi realizado em outros corpos-de-prova para deformações plásticas uniformes convencionais de 3 e 5% (nos ensaios de tração-compressão) e -3 e -5% (nos ensaios de compressão-tração). A taxa de deformação utilizada nestes ensaios foi de 0,35%/ minuto.

Efetuosos os ensaios de Bauschinger, foram comparados os valores das tensões limite de escoamento de cada material quando tracionados e quando comprimidos (nos ensaios de tração-compressão) e quando comprimidos e tracionados (nos ensaios de compressão-tração), para cada deformação imposta até o instante da reversão do carregamento, utilizando os parâmetros de avaliação BE^[18] e BEF^[20-22], conforme já definidos por intermédio das equações (21) e (23).

4.RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.1. ENSAIOS DE TRAÇÃO

A Tabela XII apresenta as respectivas médias e desvios padrão das tensões limite de escoamento e resistência convencionais, tensões verdadeiras de fratura, módulos de elasticidade, alongamentos totais em 25 mm, reduções de área e deformações verdadeiras na fratura dos aços UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750 obtidos nos ensaios de tração realizados.

Tabela XII: propriedades mecânicas dos 3 aços em estudo.

aço UNS	tensão limite de escoamento (MPa)	tensão limite de resistência (MPa)	tensão verdadeira de fratura (GPa)	módulo de elasticidade (GPa)	alongamento total em 25mm (%)	redução de área (%)	deformação verdadeira na fratura (mm/mm)
S30100	207 ± 3	605 ± 3,1	1,2 ± 0,2	132 ± 21	81,1 ± 9,8	79,1 ± 8,7	1,5 ± 0,1
S31803	523 ± 8	750 ± 11	1,4 ± 0,2	186 ± 2	58,2 ± 1,0	83,4 ± 2,1	1,8 ± 0,1
S32750	624 ± 10	856 ± 4	1,2 ± 0	193 ± 2	44,6 ± 8,3	74,2 ± 1,1	1,3 ± 0

As Figuras de 7 a 15 apresentam os valores dos coeficientes de resistência e expoentes de encruamento dos materiais em estudo através da equação de Hollomon ($y = H \cdot x^n$), onde x é a variável que representa a deformação real plástica uniforme (ϵ_p) e y é a variável que representa a tensão real para um respectivo valor de deformação real plástica uniforme (σ), e a confiabilidade destas equações é dada através do quadrado do coeficiente de correlação (R^2). Na Tabela XIII tem-se as médias e desvios padrão dos valores dos coeficientes de resistência (H) e expoentes de encruamento (n) dos três aços em estudo.

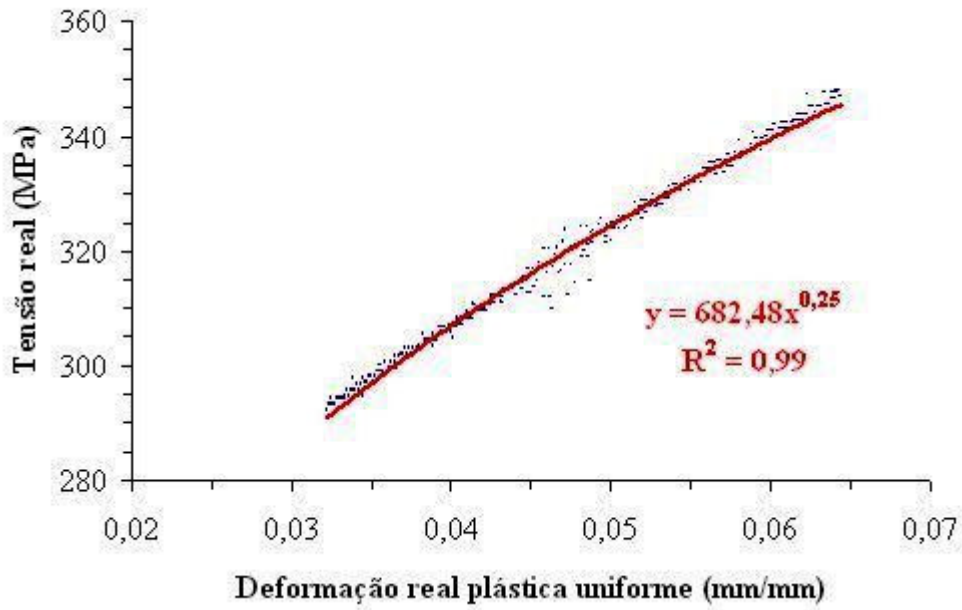


Figura 7: curva Tensão real x Deformação real plástica uniforme do 1º ensaio de tração do aço UNS S30100.

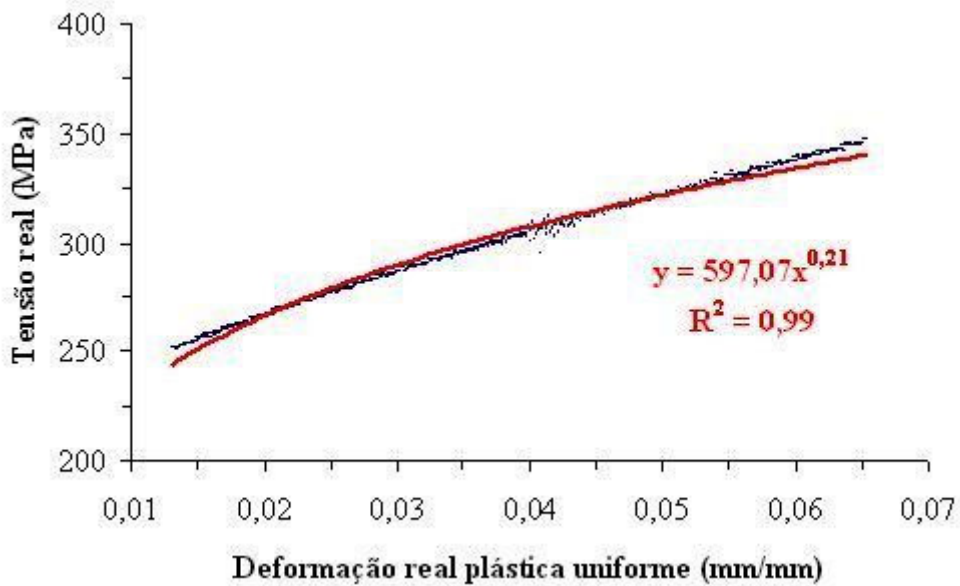


Figura 8: curva Tensão real x Deformação real plástica uniforme do 2º ensaio de tração do aço UNS S30100.

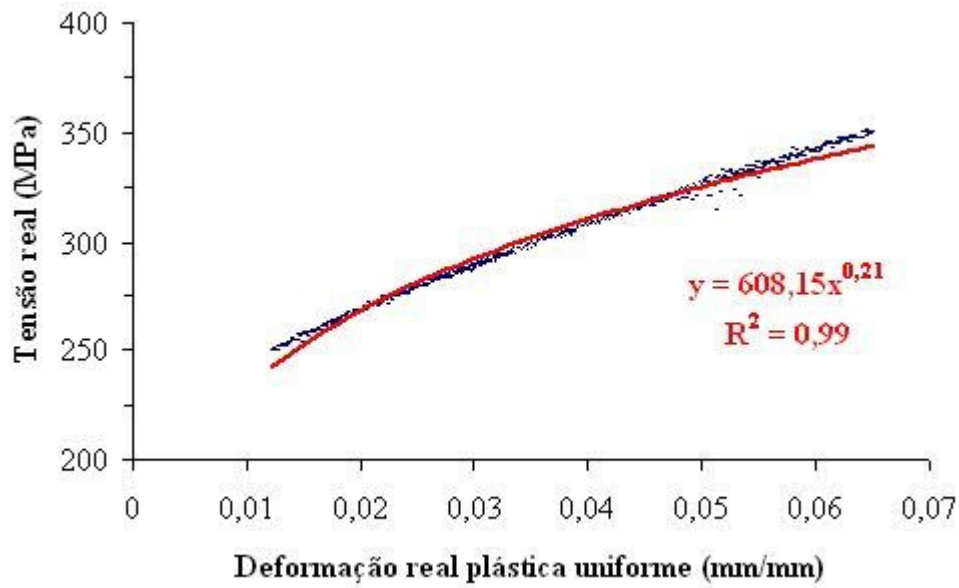


Figura 9: curva Tensão real x Deformação real plástica uniforme do 3º ensaio de tração do aço UNS S30100.

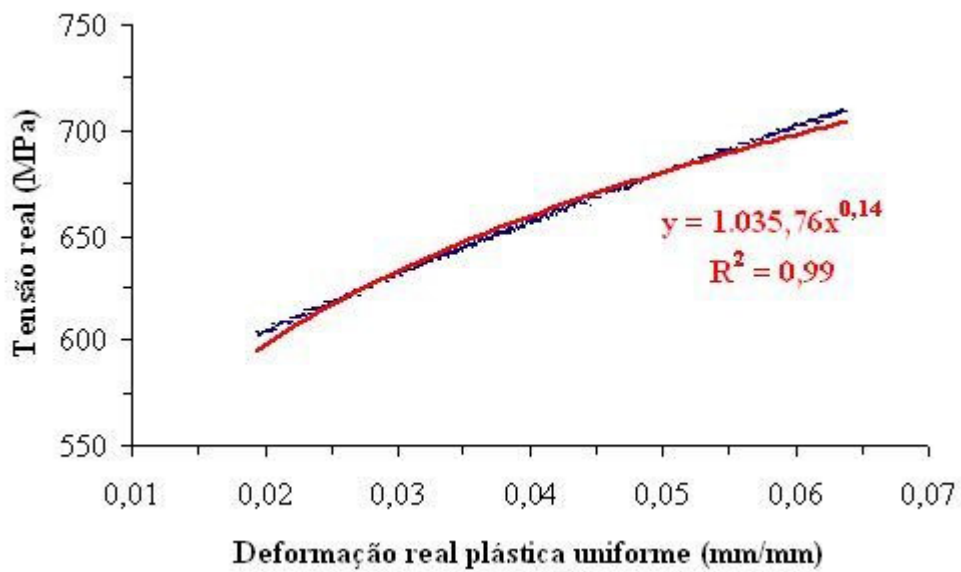


Figura 10: curva Tensão real x Deformação real plástica uniforme do 1º ensaio de tração do aço UNS S31803.

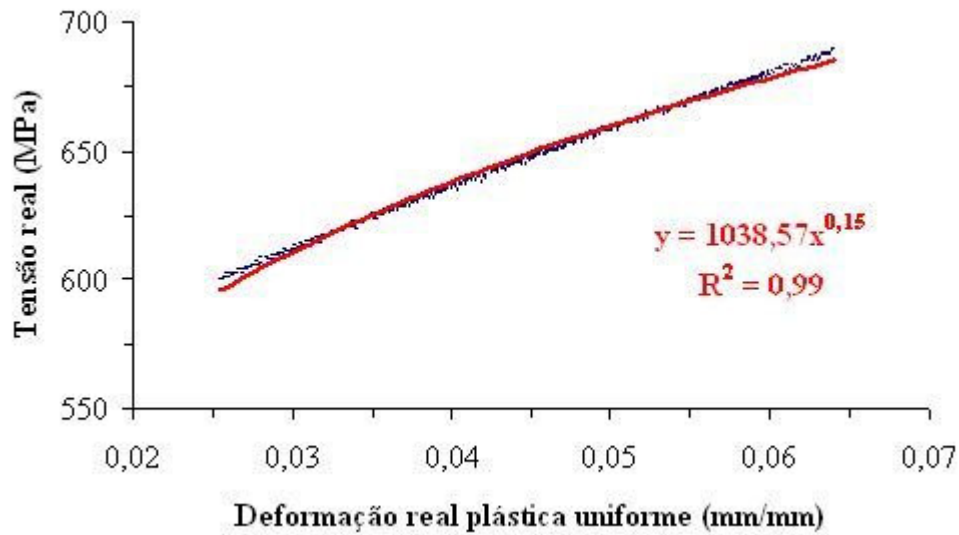


Figura 11: curva Tensão real x Deformação real plástica uniforme do 2º ensaio de tração do aço UNS S31803.

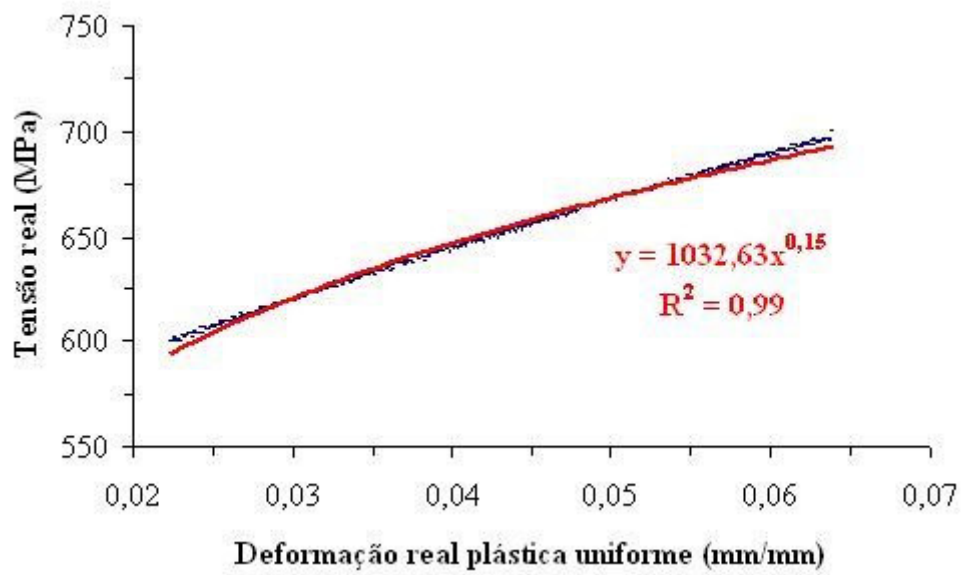


Figura 12: curva Tensão real x Deformação real plástica uniforme do 3º ensaio de tração do aço UNS S31803.

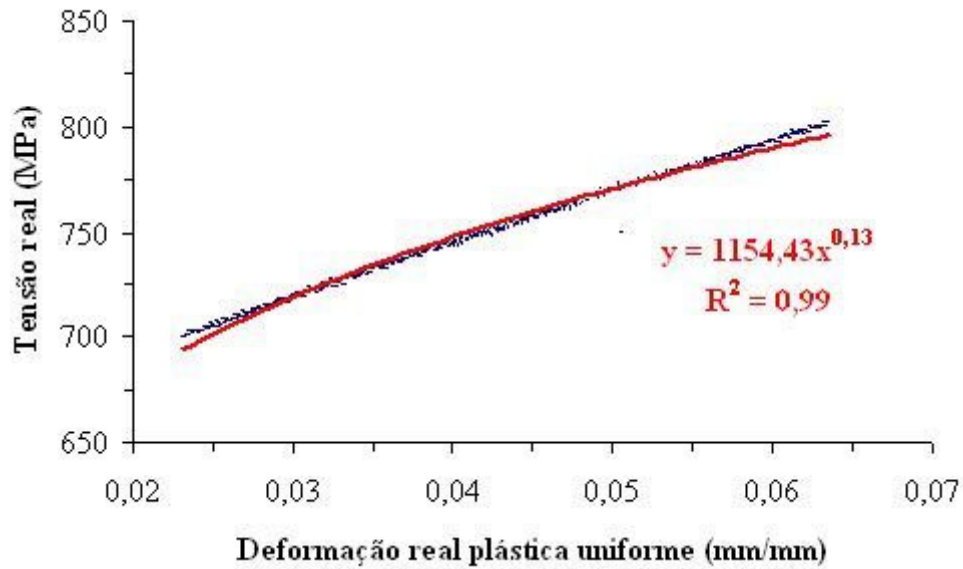


Figura 13: curva Tensão real x Deformação real plástica uniforme do 1º ensaio de tração do aço UNS S32750.

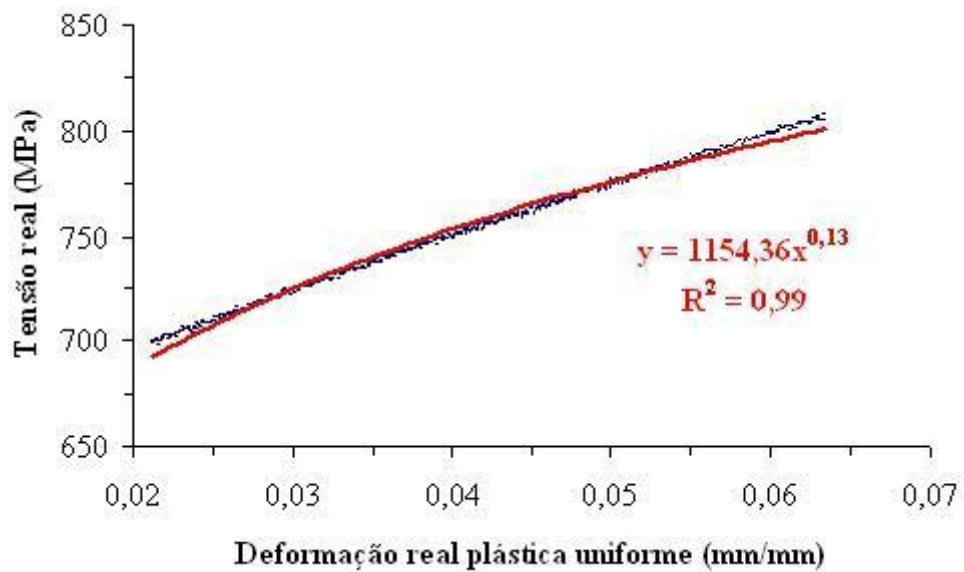


Figura 14: curva Tensão real x Deformação real plástica uniforme do 2º ensaio de tração do aço UNS S32750.

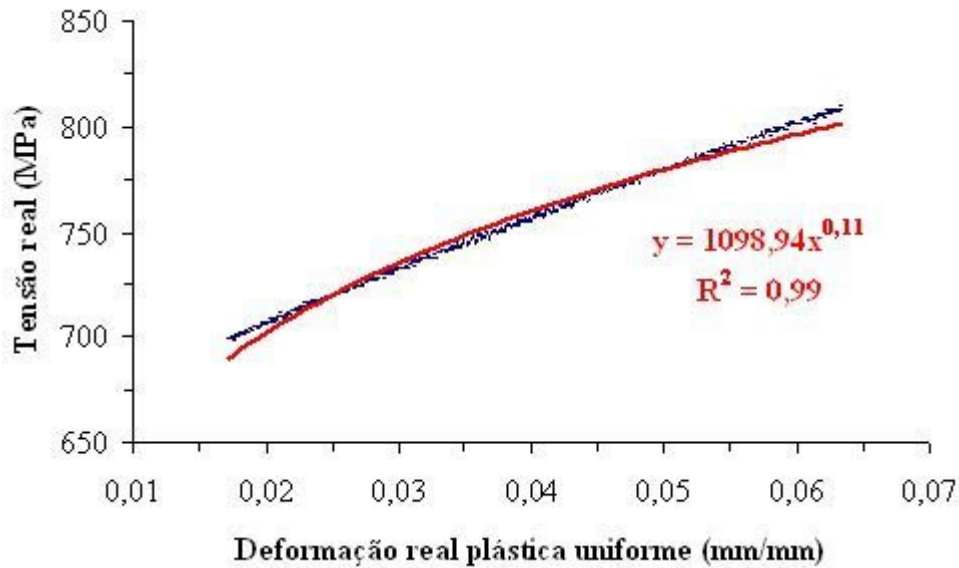


Figura 15: curva Tensão real x Deformação real plástica uniforme do 3º ensaio de tração do aço UNS S32750.

Tabela XIII: coeficientes de resistência (H) e expoentes de encruamento(n) dos 3 aços em estudo.

aço UNS	coeficiente de resistência (H) (MPa)	expoente de encruamento (n)
S30100	629,23 ± 46,44	0,22 ± 0,02
S31803	1035,65 ± 2,97	0,15 ± 0,01
S32750	1135,91 ± 32,02	0,12 ± 0,01

4.2. METALOGRAFIA

As Figuras de 16 a 21 mostram as respectivas micrografias das seções longitudinais e transversais dos aços UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750 atacados eletroliticamente em solução de ácido oxálico solução 10% para uma tensão 6Vcc por 45s. No aço UNS S30100 nota-se que a seção longitudinal (Figura 16) e a seção transversal (Figura 17) possuem uma estrutura homogênea de grãos de austenita aproximadamente de mesmo tamanho (equiaxiais) e maiores do que os grãos observados nos aços UNS S31803 e UNS S32750 (Figuras de 18 a 21). Este fato já era

esperado, pois o aço UNS S30100 foi solubilizado a 1200 °C por 30 minutos, como já citado anteriormente. Nos aços UNS S31803 e UNS S32750 observam-se nas seções longitudinais que os grãos de austenita e ferrita estão alongados e alinhados de maneira orientada, já nas seções transversais observa-se uma microestrutura homogênea e aleatória de diminutos tamanhos de grãos. Nas Figuras de 22 a 25 são mostradas as respectivas micrografias das seções longitudinal e transversal dos aços UNS S31803 e UNS S32750 obtidas por intermédio da imersão dos mesmos em reativo Behara modificado por 20s, sendo os grãos em contraste mais escuro os grãos de ferrita e os grãos em contraste mais claro os grão de austenita.

Efetuada o ataque em ácido oxálico, no aço UNS S30100, e os ataques em reativo Behara modificado, nos aços UNS S31803 e UNS S32750, obtiveram-se os respectivos tamanhos de grão ASTM nas seções longitudinal e transversal, diâmetros médios espaciais nas seções longitudinais dos três aços em estudo, conforme a norma ASTM E112-96^[26], e as porcentagens de ferrita e austenita nas seções transversal e longitudinal dos aços UNS S31803 e UNS S32750, conforme indicados nas Tabelas XIV, XV e XVI.

É válido ressaltar que foram feitas as metalografias dos três aços em estudo para que em trabalhos futuros se possam efetuar comparações quanto à microestrutura dos aços em estudo com outros materiais a serem estudados.

Tabela XIV: tamanho de grão ASTM dos três aços em estudo.

seção	longitudial	transversal
aço UNS	tamanho de grão ASTM (G)	
S30100	4	3
S31803	9	11
S32750	9	10

Tabela XV: diâmetro médio espacial na seção longitudinal dos três aços em estudo.

seção	longitudinal
aço UNS	diâmetro médio espacial (μm)
S30100	114,9 \pm 23,5
S31803	22,4 \pm 10,2
S32750	13,0 \pm 5,7

Tabela XVI: porcentagem de ferrita e austenita das seções transversal e longitudinal dos aços UNS S31803 e UNS S32750.

aço UNS	porcentagem de ferrita		porcentagem de austenita	
	seção longitudinal	seção transversal	seção longitudinal	seção transversal
S 31803	56,33 \pm 5,63	56,78 \pm 3,30	43,67 \pm 5,63	43,22 \pm 3,30
S 32750	45,73 \pm 6,88	52,97 \pm 7,10	54,27 \pm 6,88	47,03 \pm 7,10

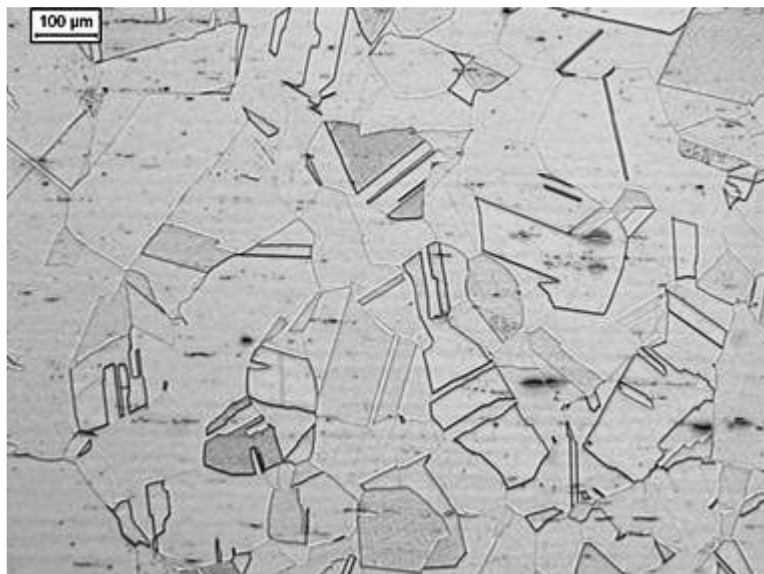


Figura 16: micrografia do aço UNS S30100, seção longitudinal, (50x).

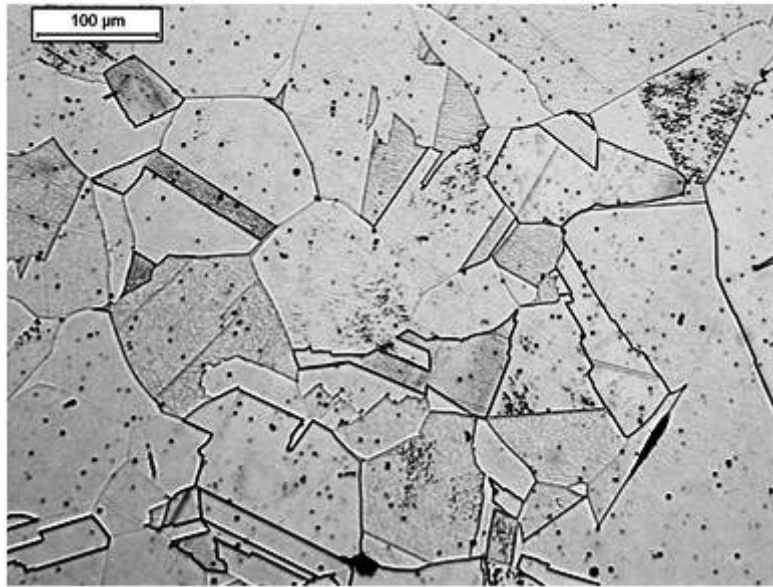


Figura 17: micrografia do aço UNS S30100, seção transversal, (50x).

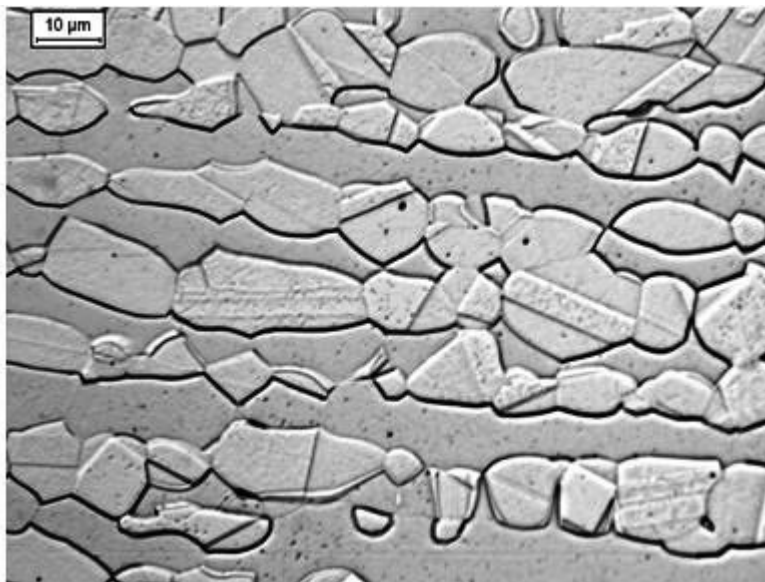


Figura 18: micrografia do aço UNS S31803, seção longitudinal, (500x).

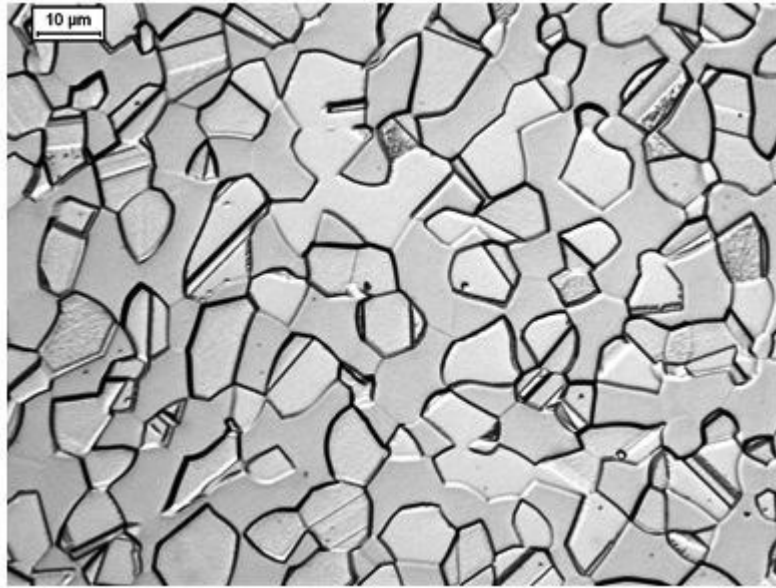


Figura 19: micrografia do aço UNS S31803, seção transversal, (500x).

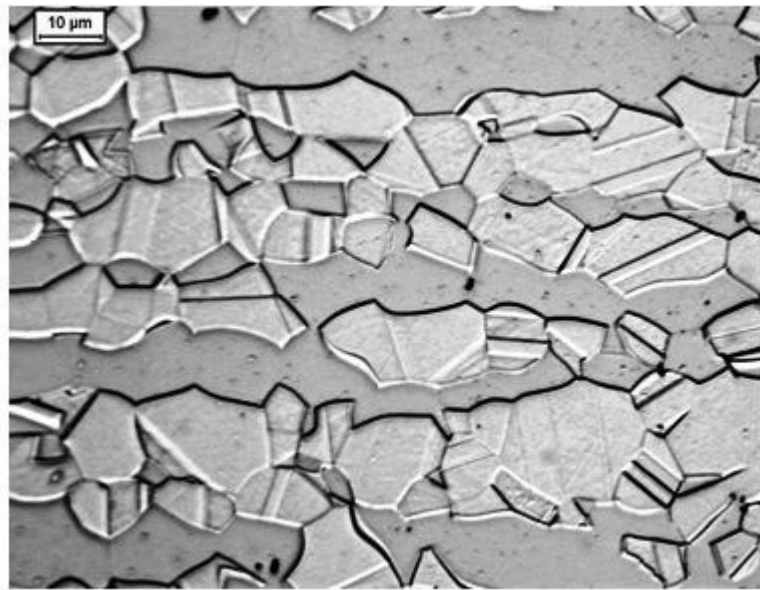


Figura 20: micrografia do aço UNS S32750, seção longitudinal, (500x).

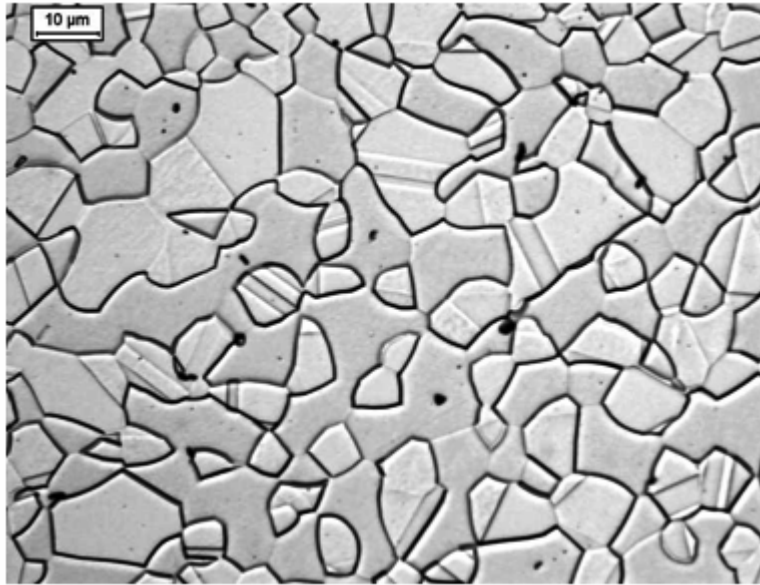


Figura 21: micrografia do aço UNS S32750, seção transversal, (500x).

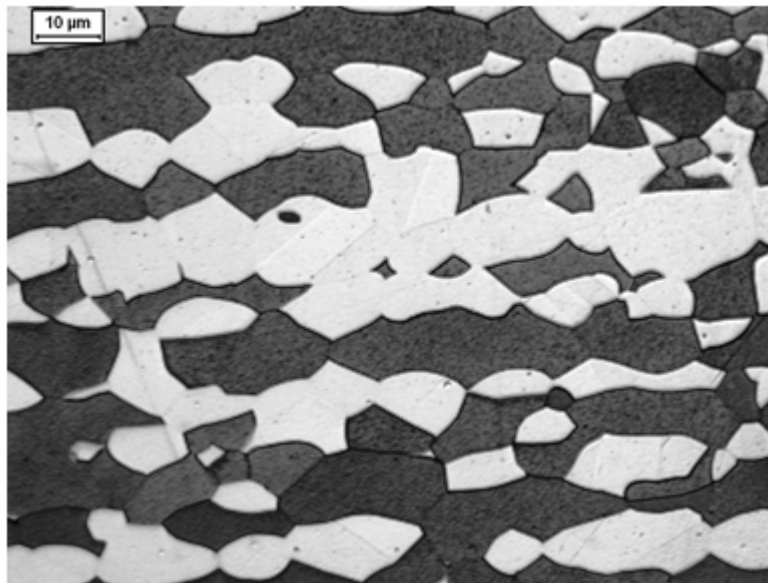


Figura 22: micrografia do aço UNS S31803, seção longitudinal, (500x).

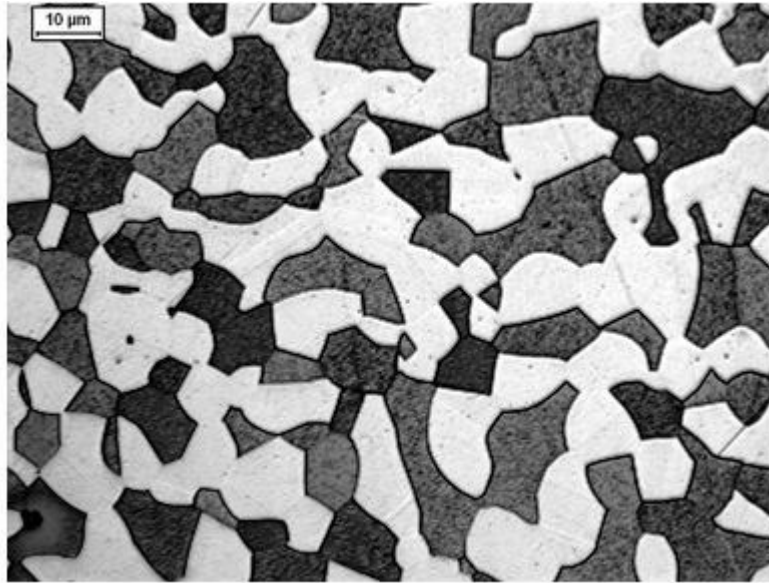


Figura 23: micrografia do aço UNS S31803, seção transversal, (500x).

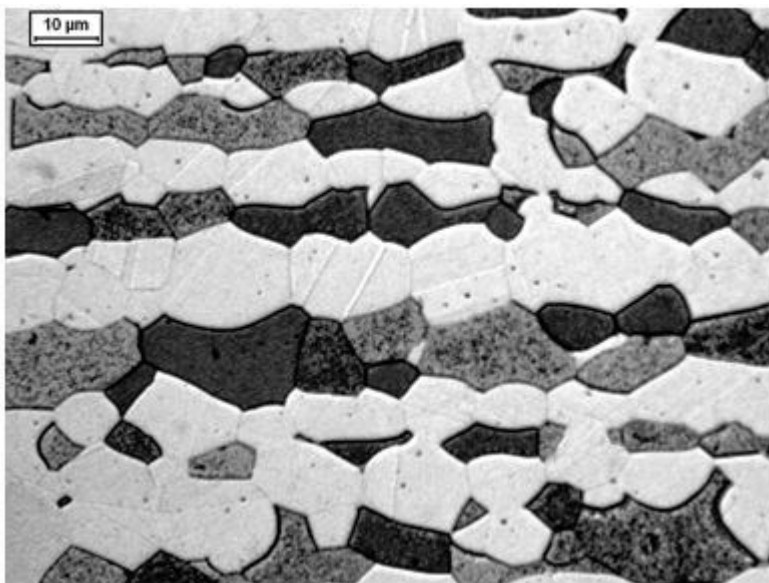


Figura24: micrografia do aço UNS S32750, seção longitudinal, (500x).

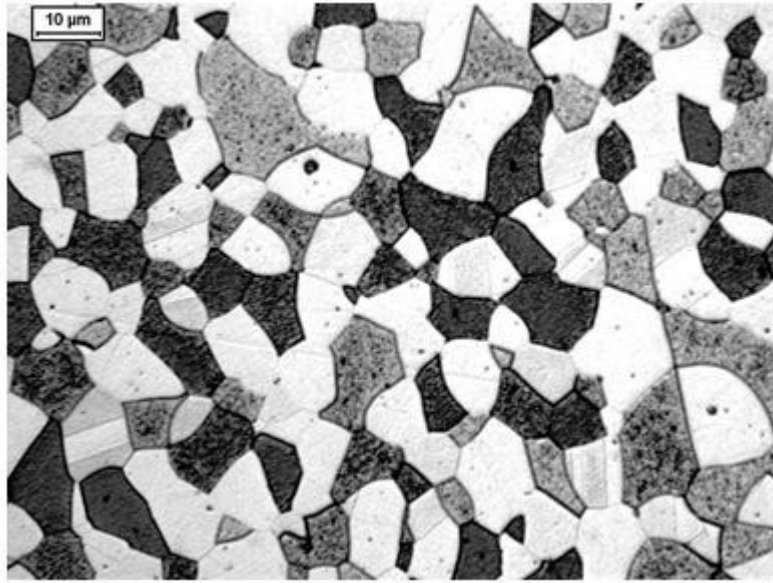


Figura25: micrografia do aço UNS S32750, seção longitudinal, (500x).

4.3. ENSAIOS DE EFEITO BAUSCHINGER

As Figuras de 26 a 79 apresentam as curvas obtidas nos ensaios de efeito Bauschinger na tração-compressão e compressão-tração para deformações plásticas uniformes convencionais de 1, 3 e 5%, ensaios de tração-compressão, e -1, -3, -5%, ensaios de compressão-tração, dos três aços em estudo, com as respectivas equações de Hollomon na parte trativa e compressiva de cada ensaio. Nas Tabelas de XVII a XIX encontram-se os valores da tensões limite de escoamento e parâmetros BE_{t-c} , BE_{c-t} , BEF_{t-c} e BEF_{c-t} e nas Tabelas de XX a XXIII encontram-se os valores dos expoentes de encruamento e coeficientes de resistência na tração e na compressão, extraídos das equações de Hollomon.

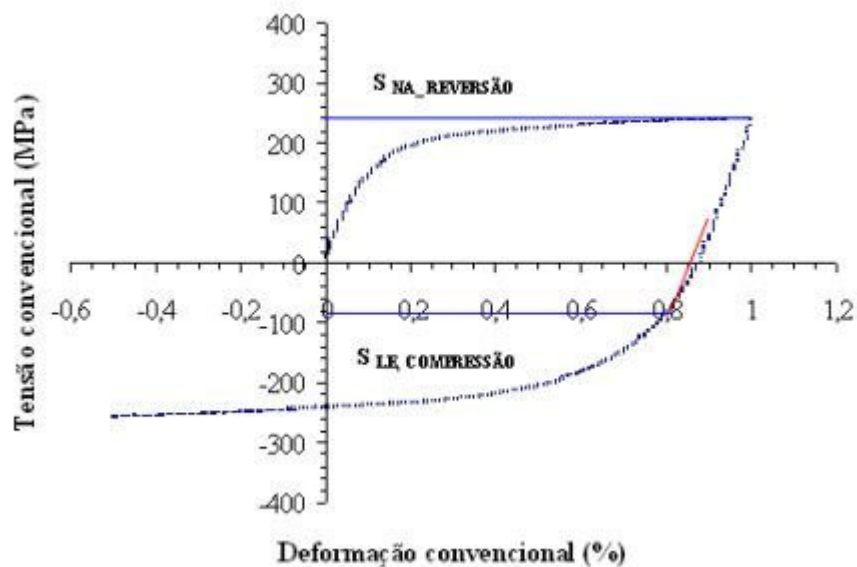


Figura 26: ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 1% de deformação do aço UNS S30100.

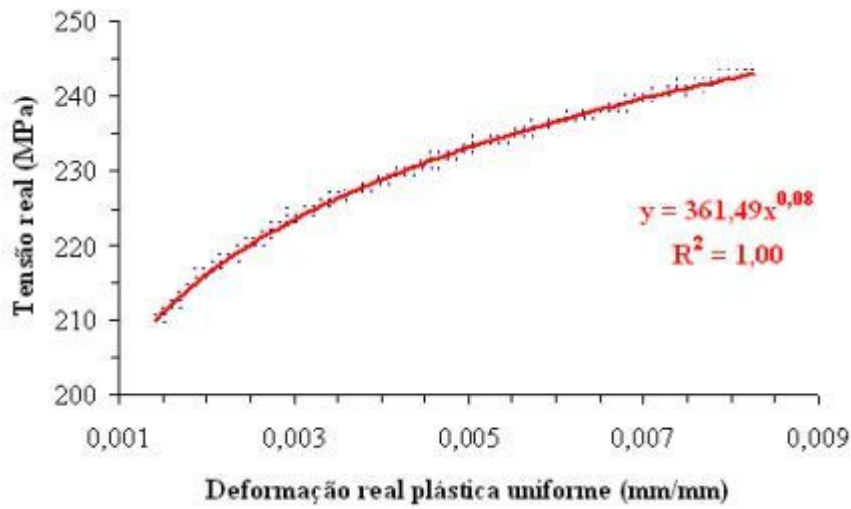


Figura 27: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 1% de deformação do aço UNS S30100.

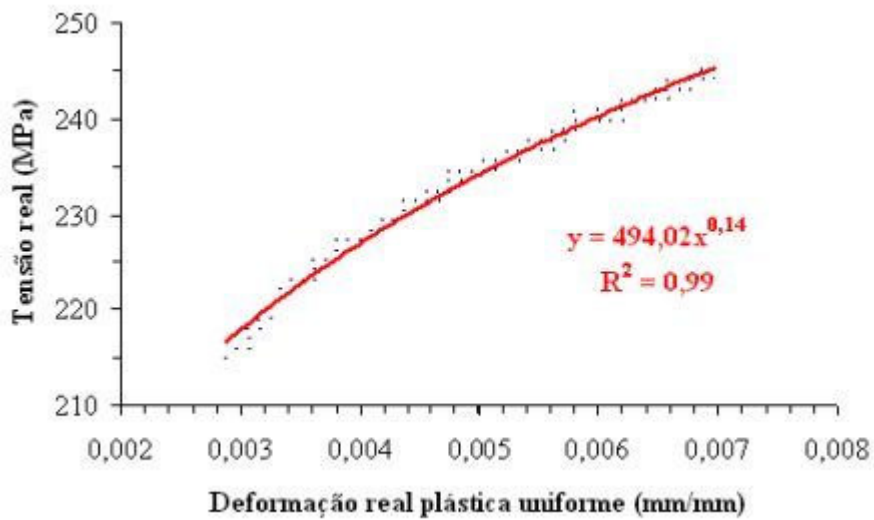


Figura 28: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 1% de deformação do aço UNS S30100.

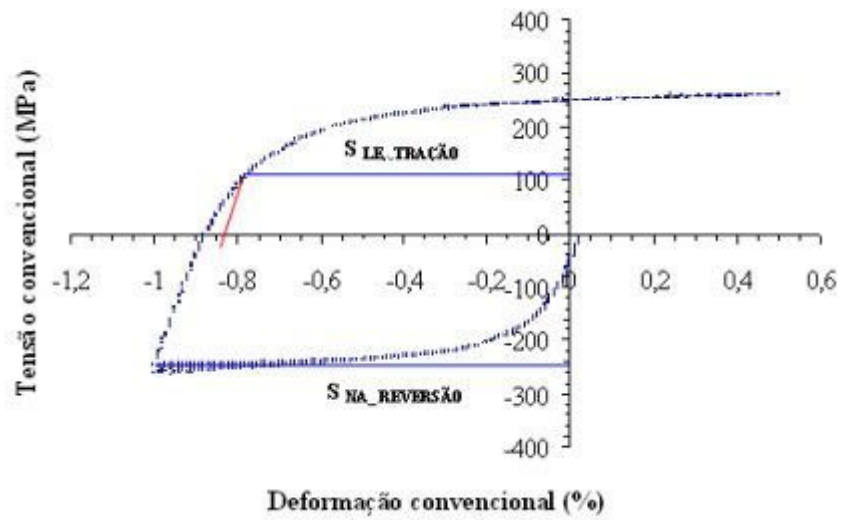


Figura 29: ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 1% de deformação do aço UNS S30100.

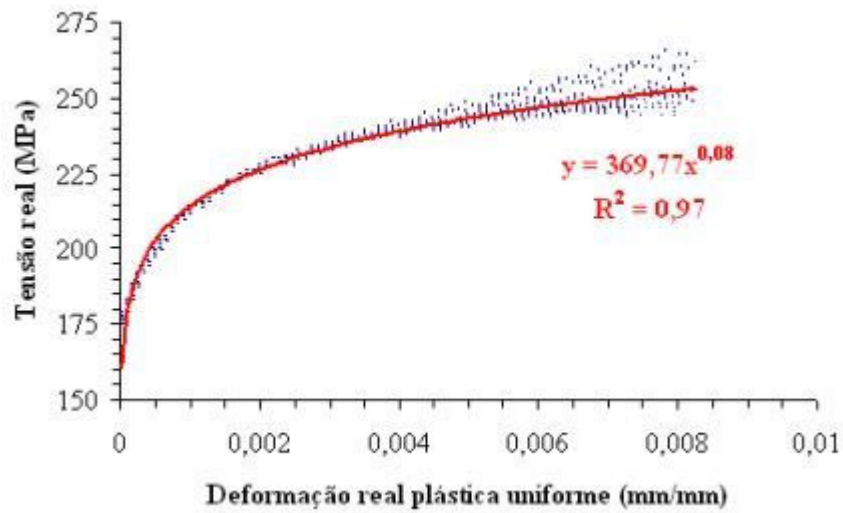


Figura 30: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 1% de deformação do aço UNS S30100.

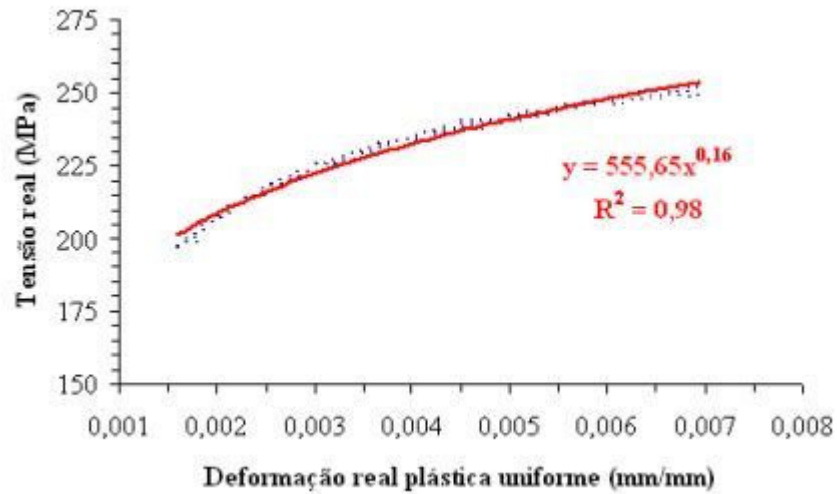


Figura 31: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 1% de deformação do aço UNS S30100.

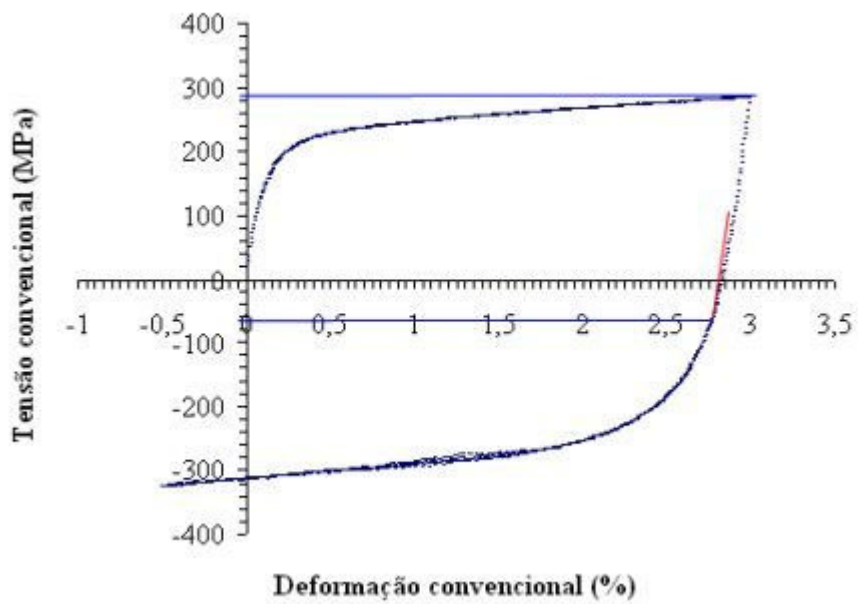


Figura 32: ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 3% de deformação do aço UNS S30100.

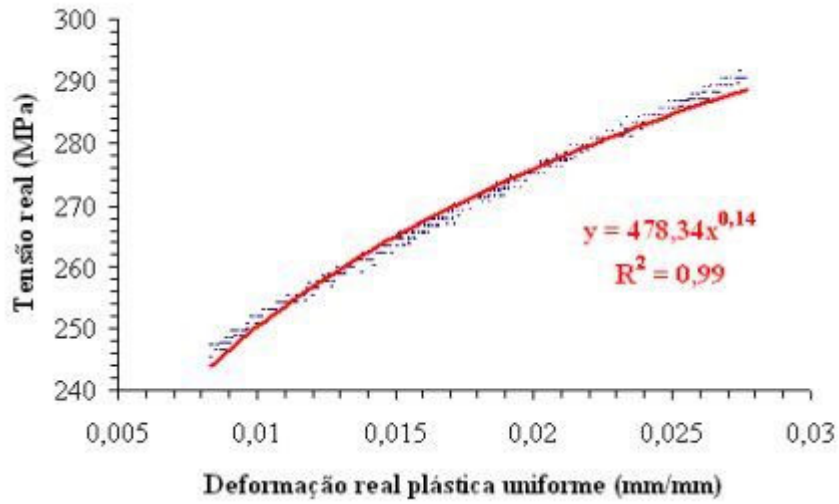


Figura 33: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 3% de deformação do aço UNS S30100.

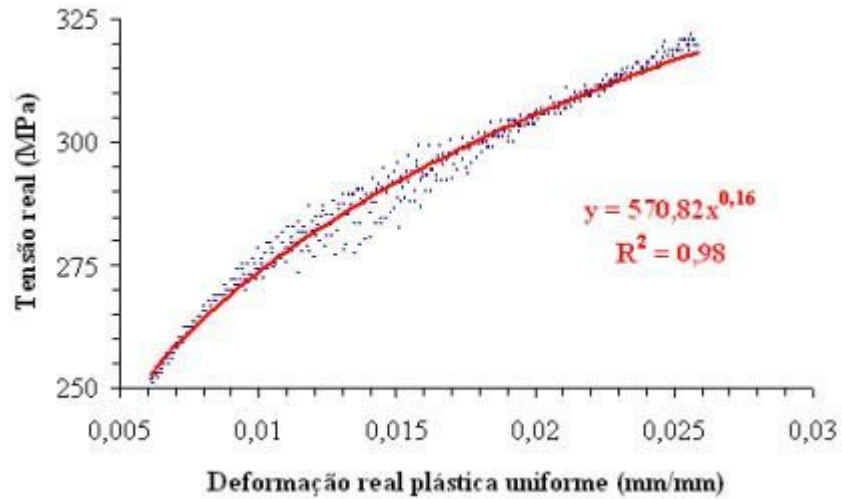


Figura 34: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 3% de deformação do aço UNS S30100.

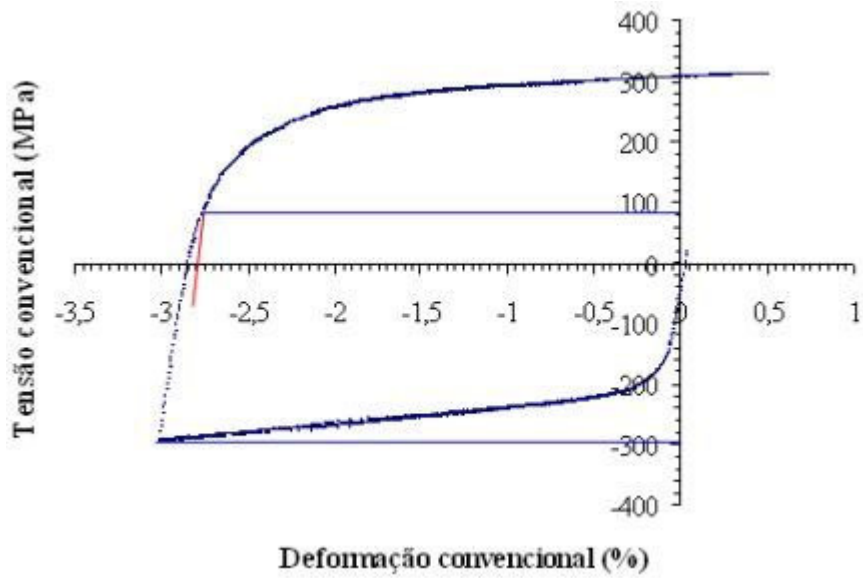


Figura 35: ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 3% de deformação do aço UNS S30100.

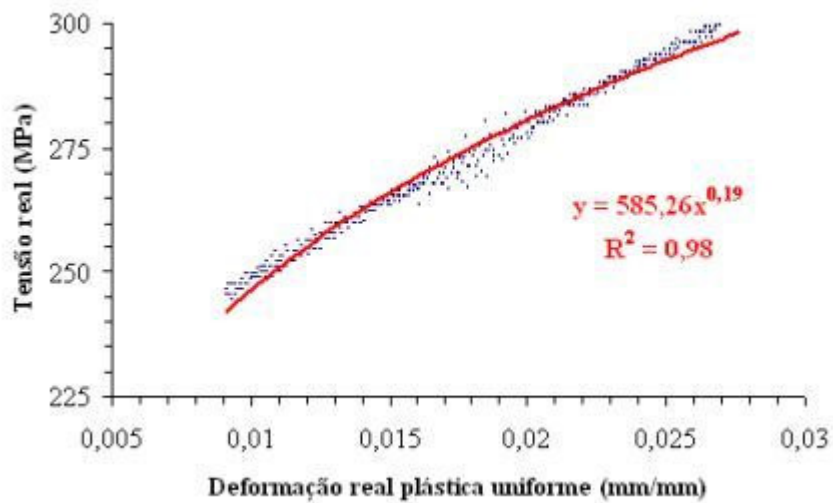


Figura 36: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 3% de deformação do aço UNS S30100.

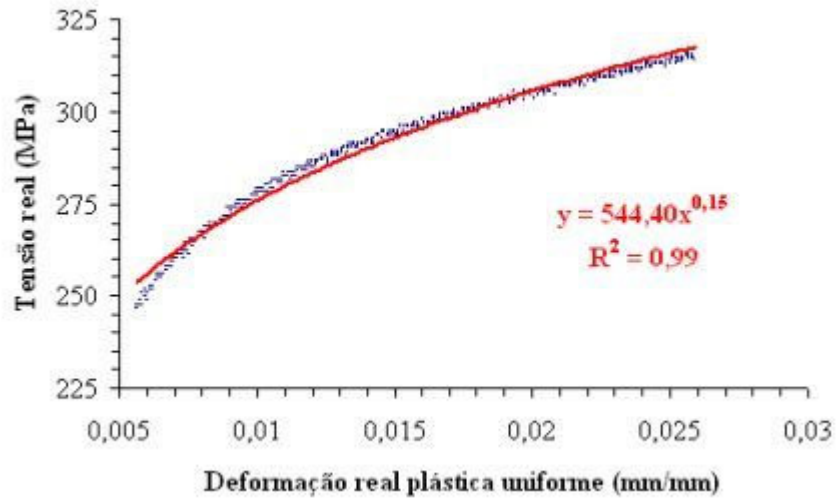


Figura 37: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 3% de deformação do aço UNS S30100.

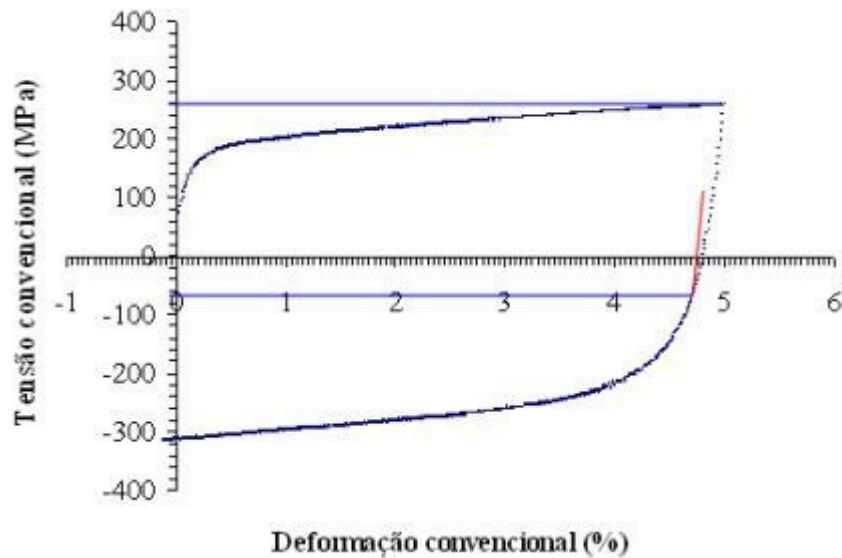


Figura 38: ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 5% de deformação do aço UNS S30100.

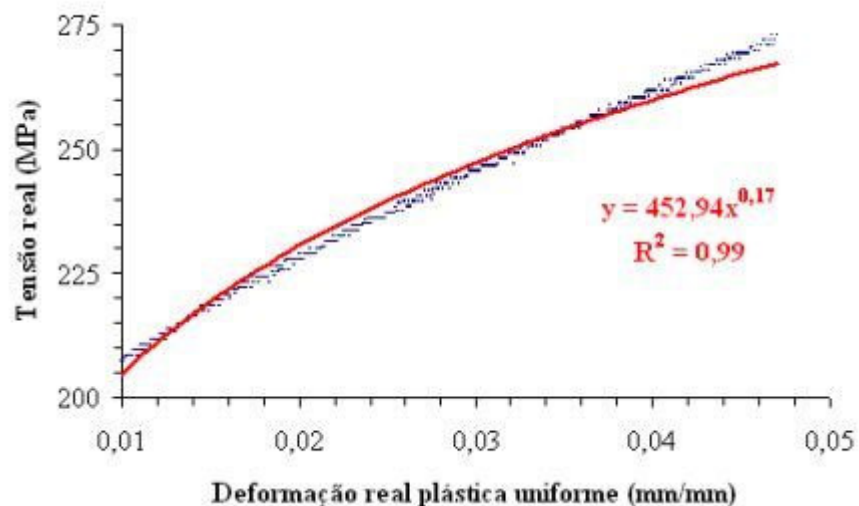


Figura 39: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 5% de deformação do aço UNS S30100.

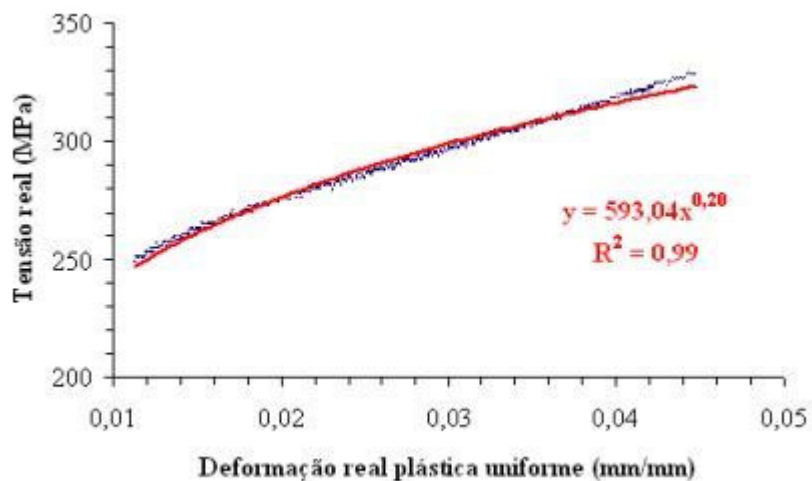


Figura 40: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 5% de deformação do aço UNS S30100.

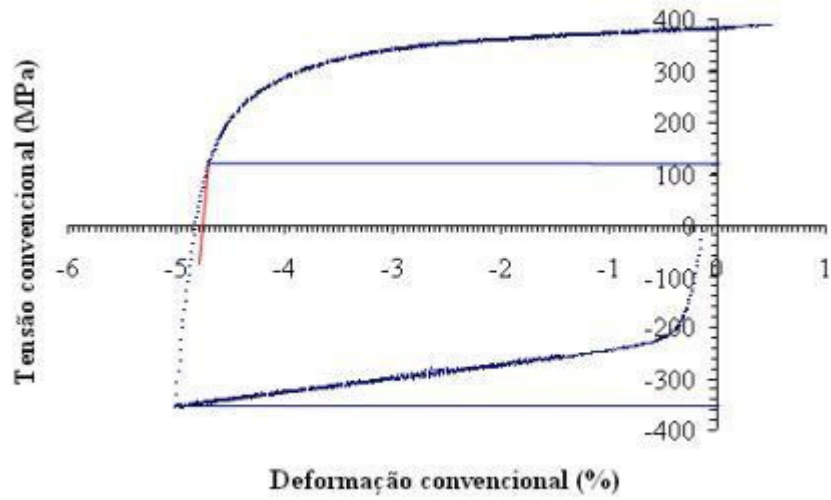


Figura 41: ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S30100.

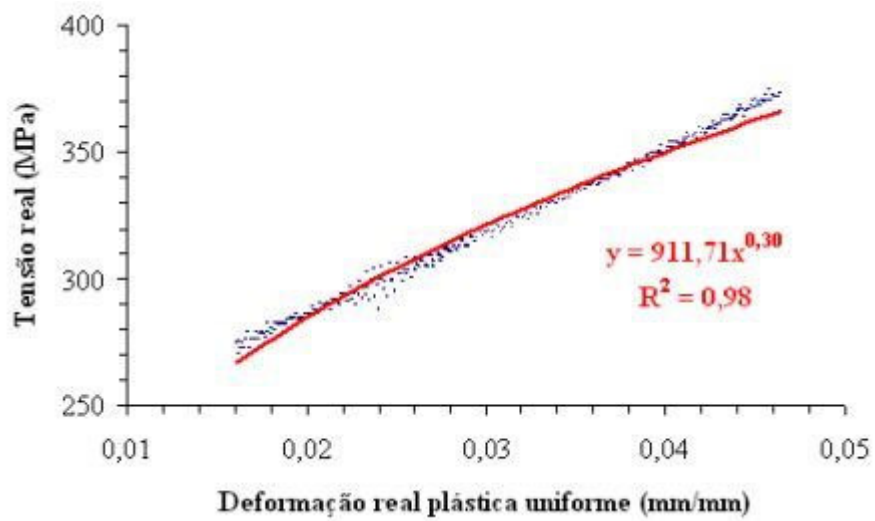


Figura 42: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S30100.

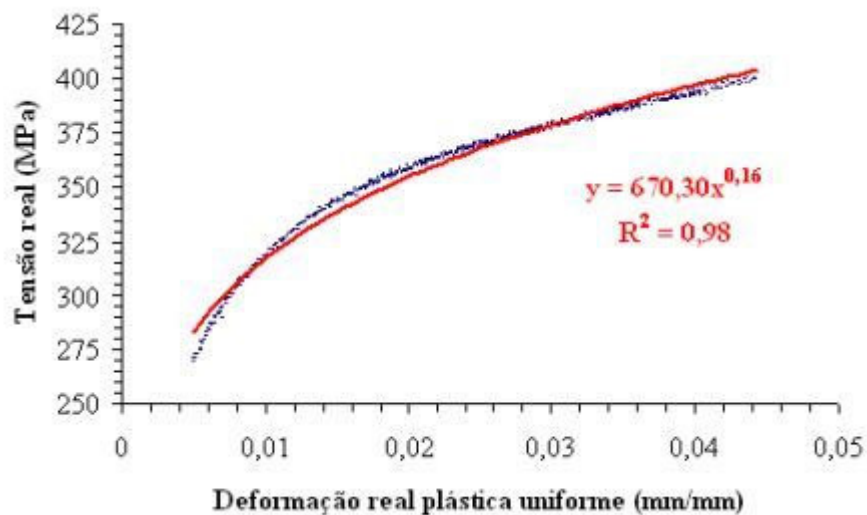


Figura 43: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S30100.

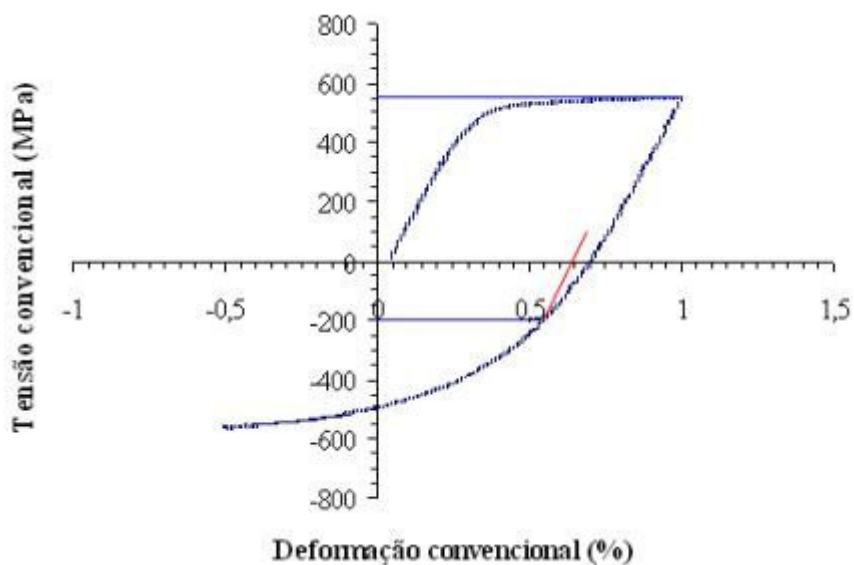


Figura 44: ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 1% de deformação do aço UNS S31803.

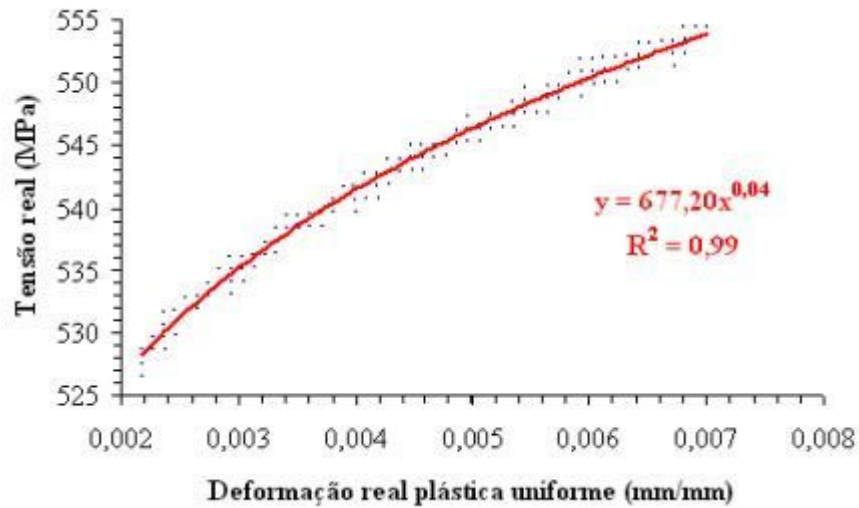


Figura 45: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 1% de deformação do aço UNS S38103.

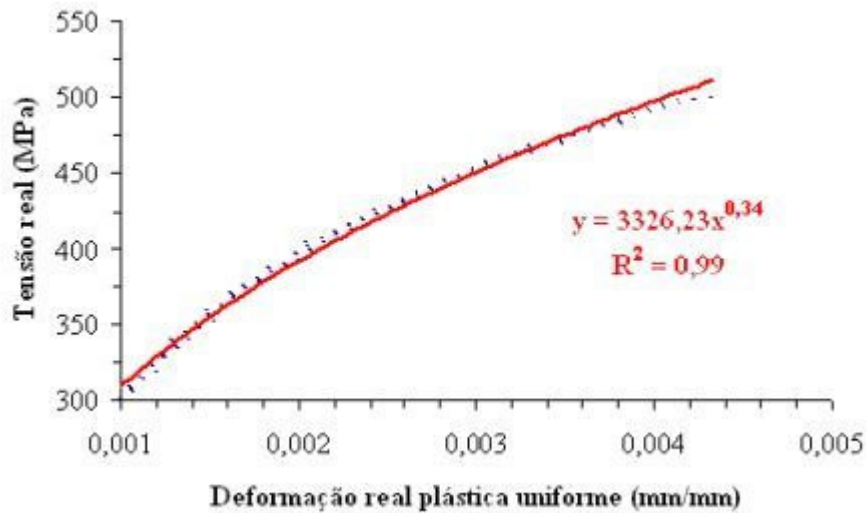


Figura 46: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 1% de deformação do aço UNS S31803.

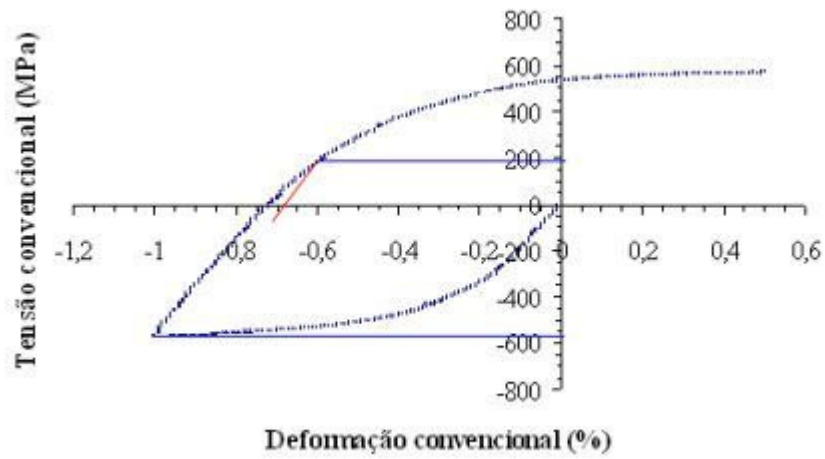


Figura 47: ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 1% de deformação do aço UNS S31803.

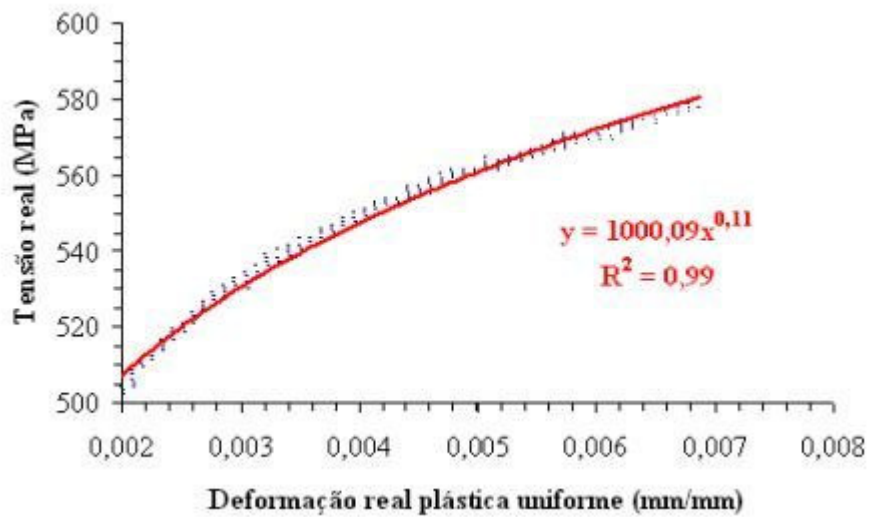


Figura 48: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 1% de deformação do aço UNS S31803.

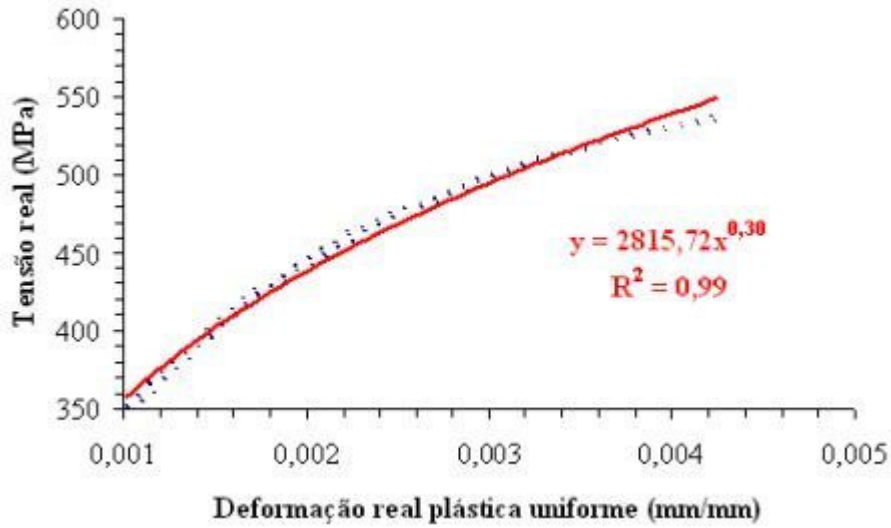


Figura 49: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 1% de deformação do aço UNS S31803.

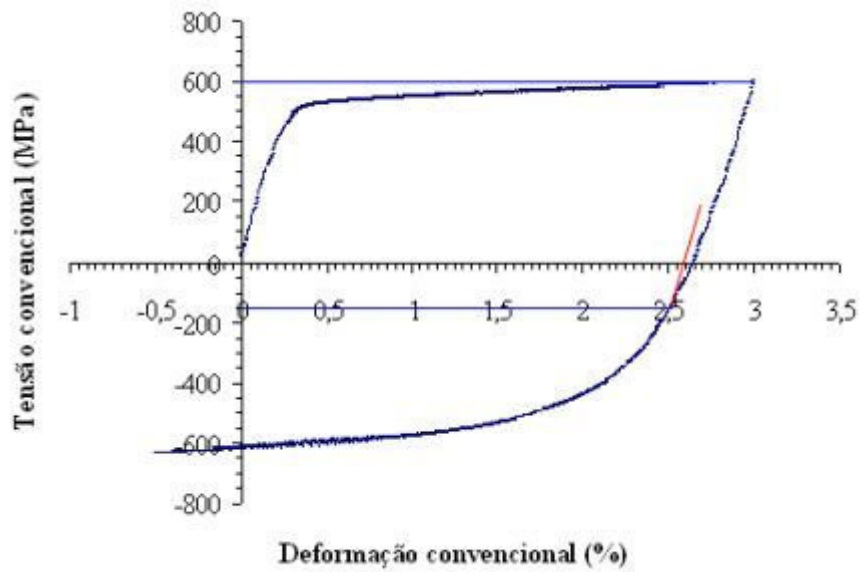


Figura 50: ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 3% de deformação do aço UNS S31803.

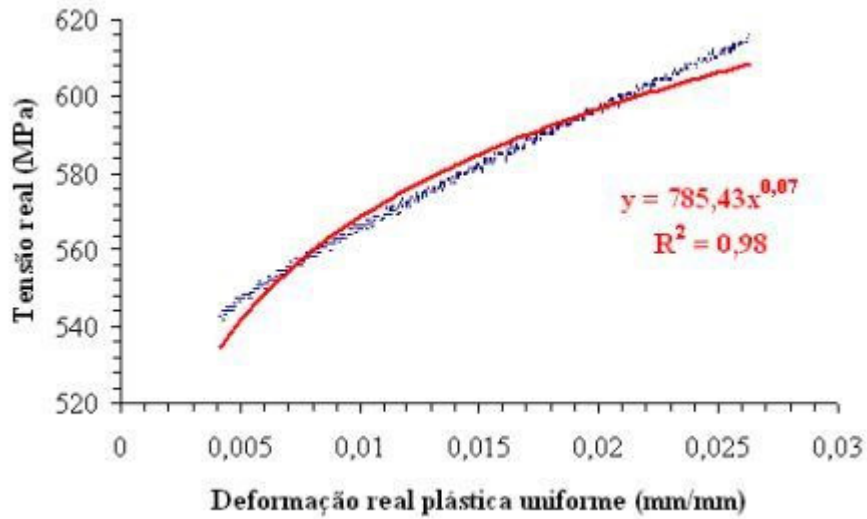


Figura 51: Equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 3% de deformação do aço UNS S31803.

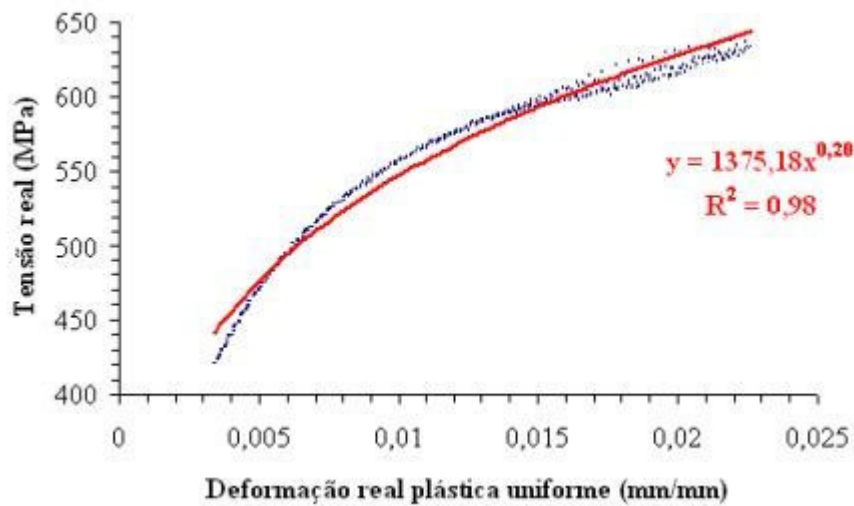


Figura 52: Equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 3% de deformação do aço UNS S31803.

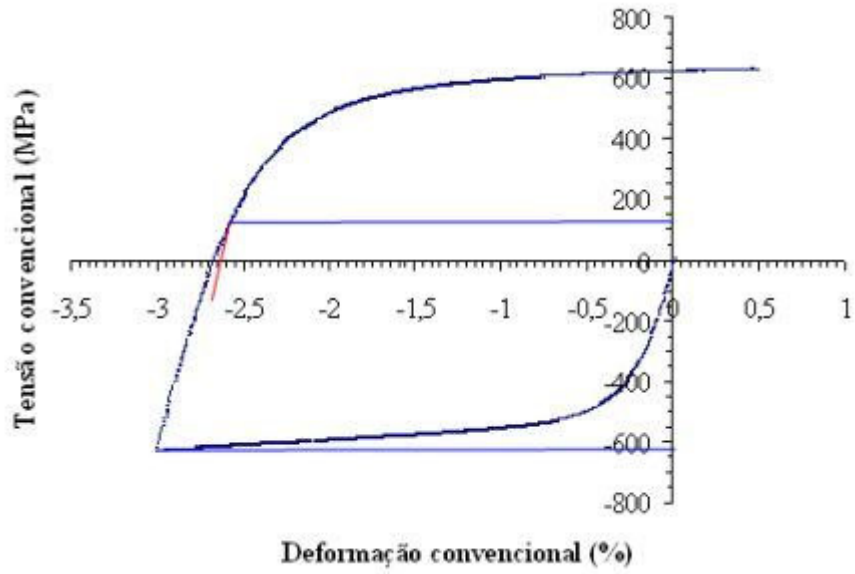


Figura 53: ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 3% de deformação do aço UNS S31803.

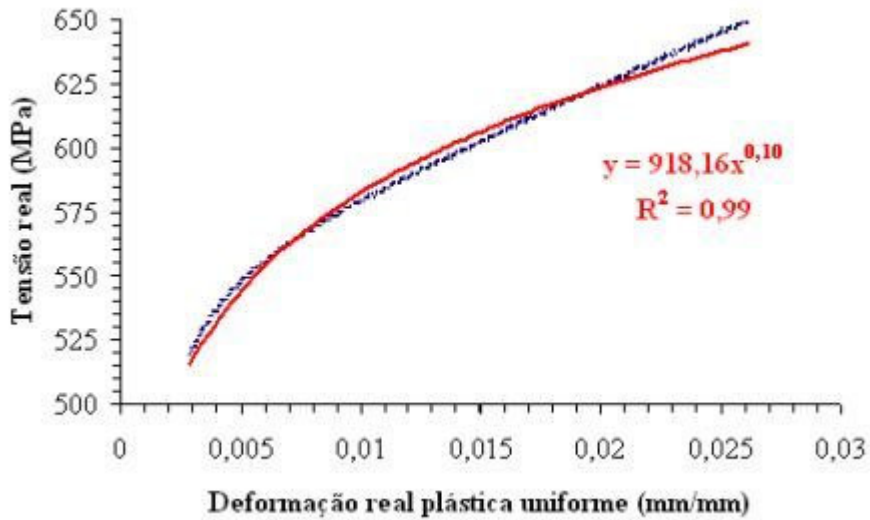


Figura 54: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 3% de deformação do aço UNS S31803.

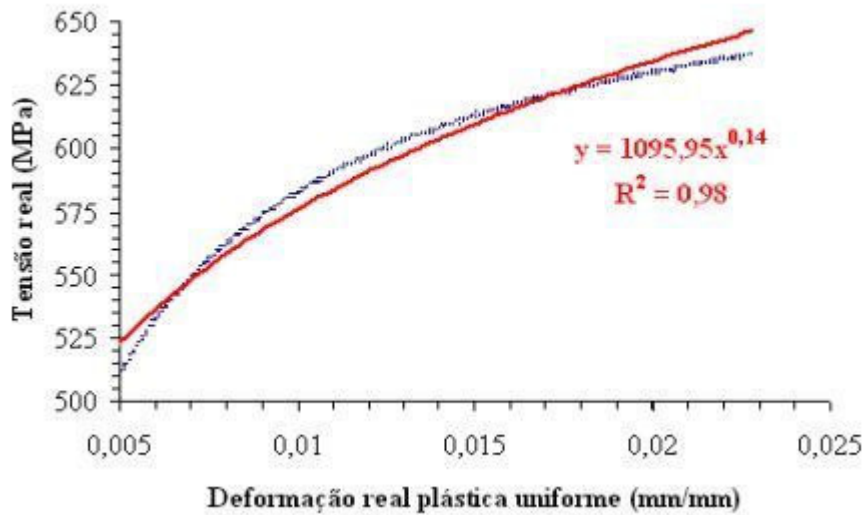


Figura 55: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 3% de deformação do aço UNS S31803.

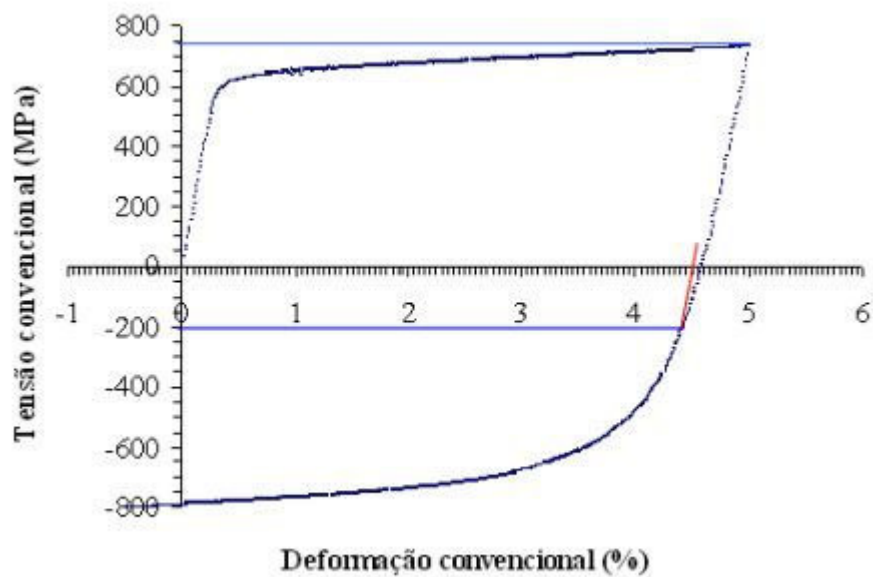


Figura 56: ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 5% de deformação do aço UNS S31803.

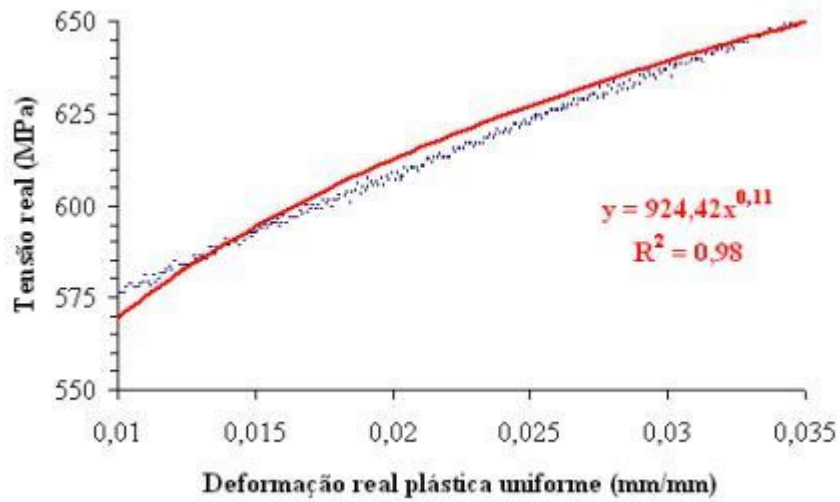


Figura 57: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S31803.

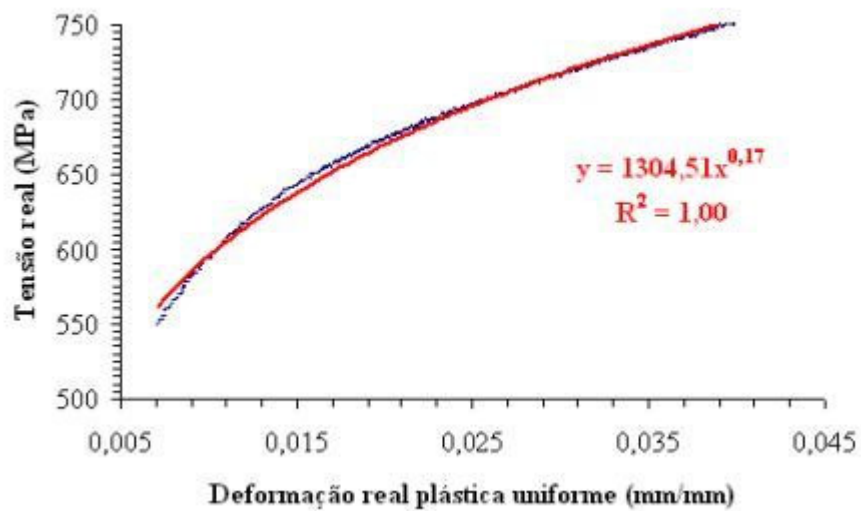


Figura 58: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S31803.

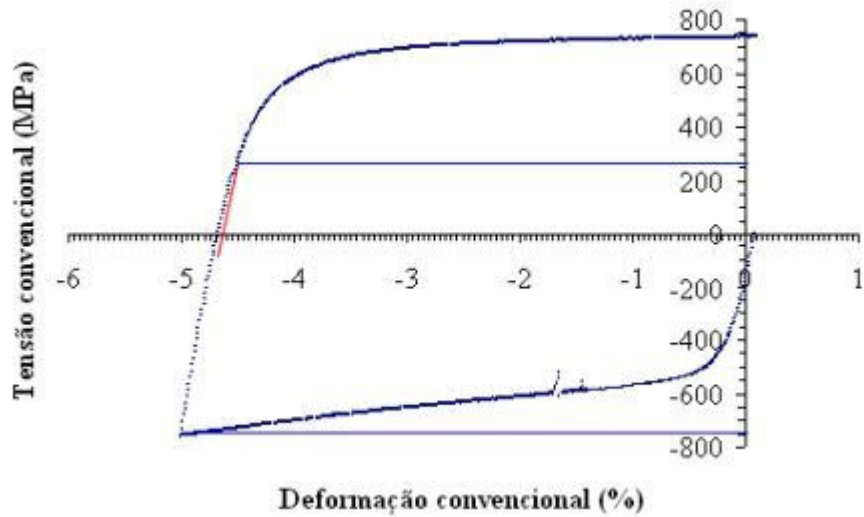


Figura 59: ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S31803.

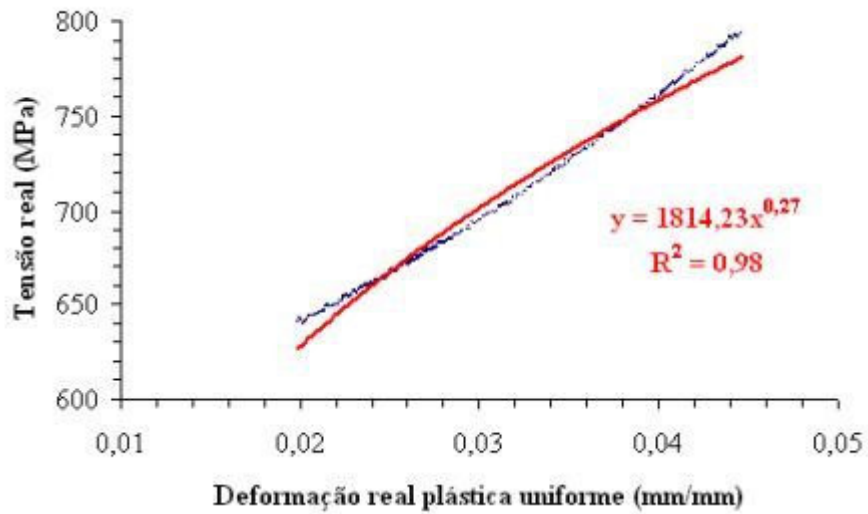


Figura 60: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S31803.

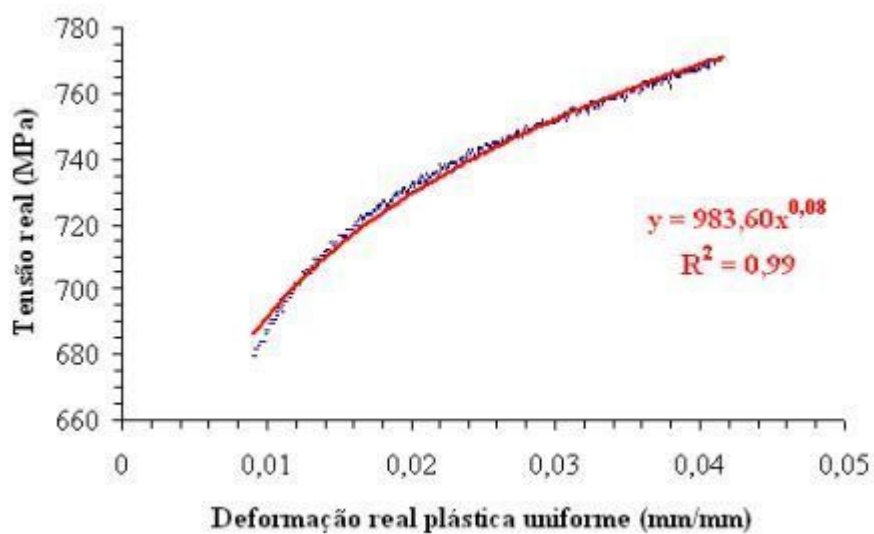


Figura 61: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S31803.

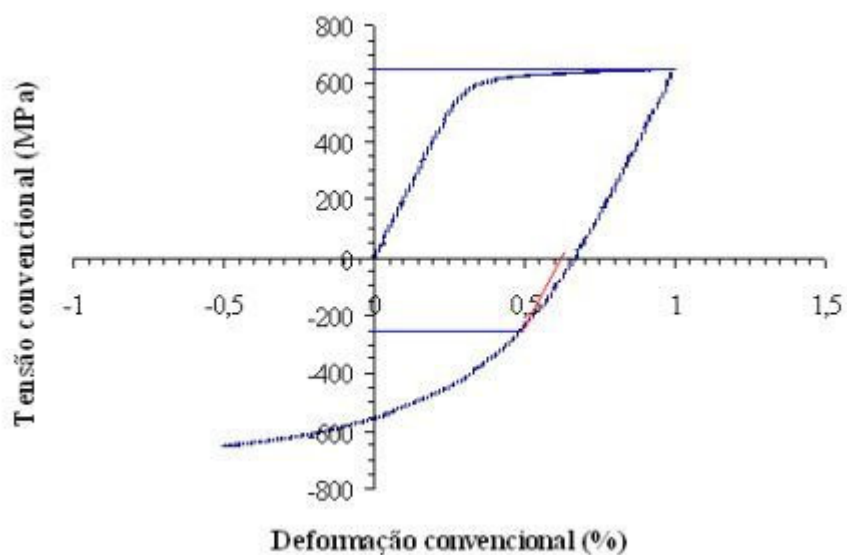


Figura 62: ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 1% de deformação do aço UNS S32750.

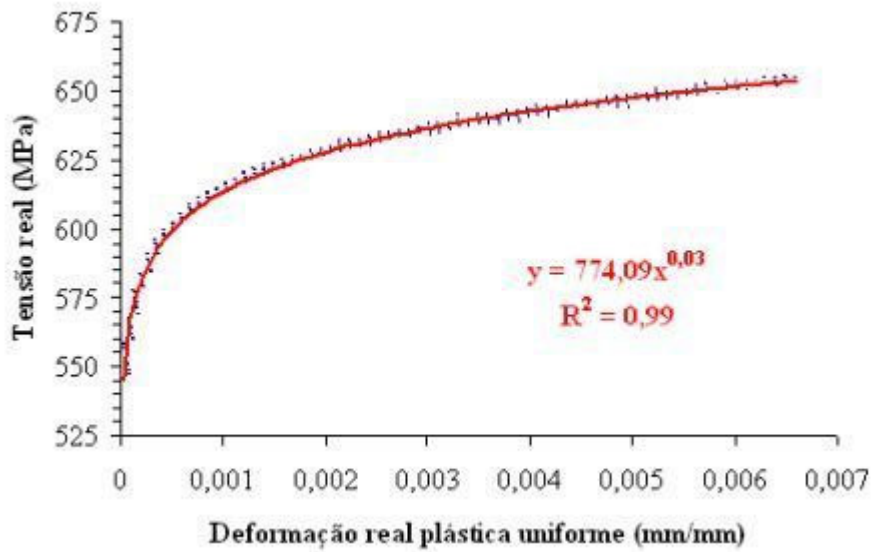


Figura 63: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 1% de deformação do aço UNS S32750.

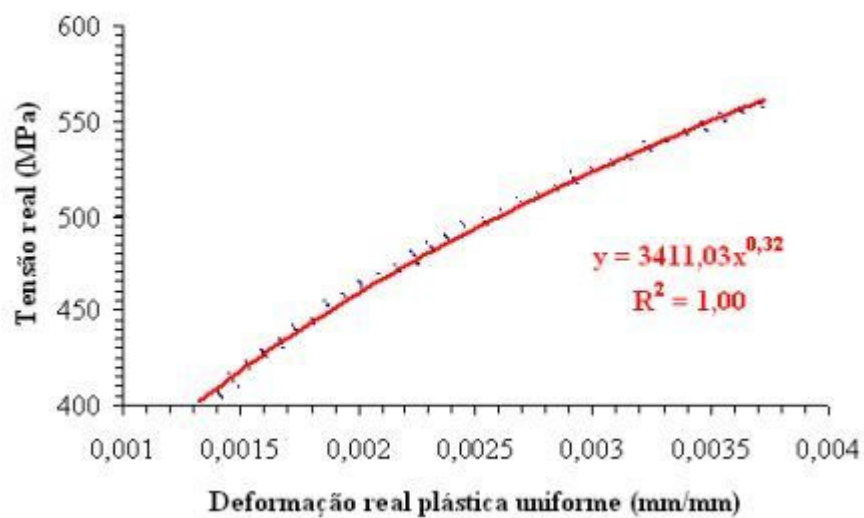


Figura 64: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 1% de deformação do aço UNS S32750.

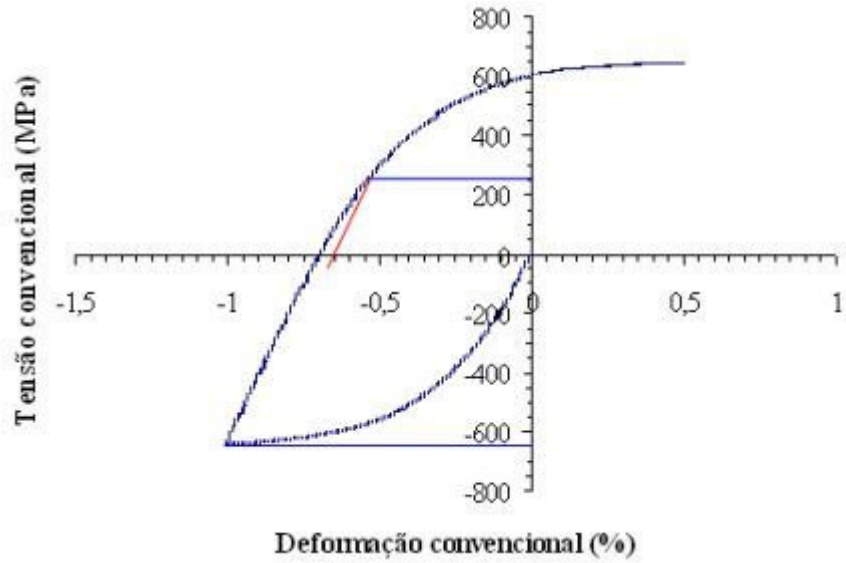


Figura 65: ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 1% de deformação do aço UNS S32750.

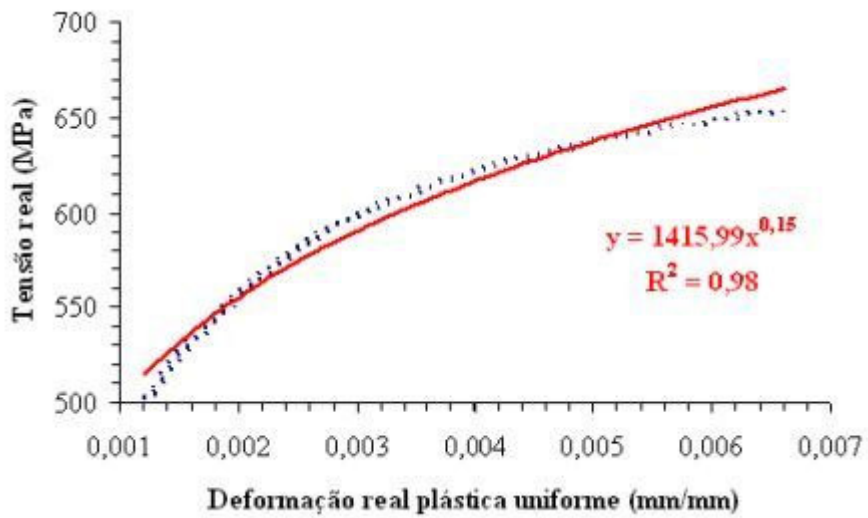


Figura 66: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 1% de deformação do aço UNS S32750.

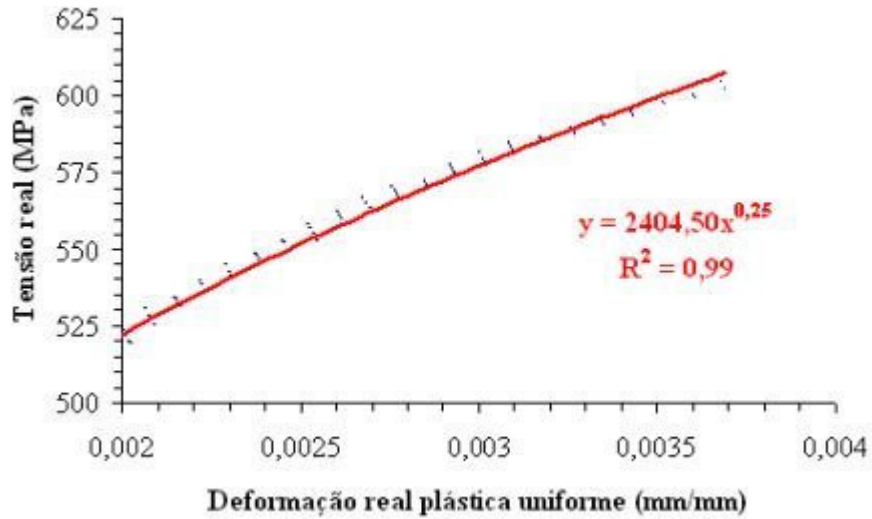


Figura 67: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 1% de deformação do aço UNS S32750.

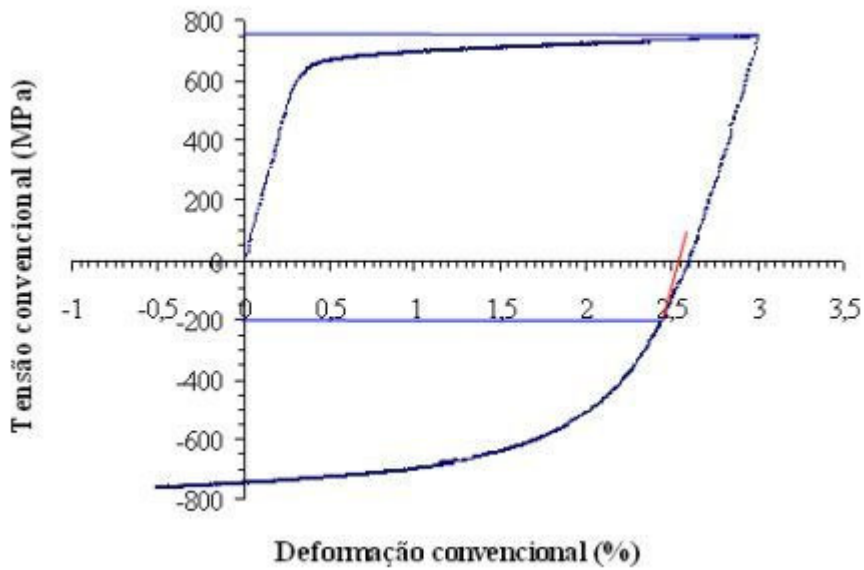


Figura 68: ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 3% de deformação do aço UNS S32750.

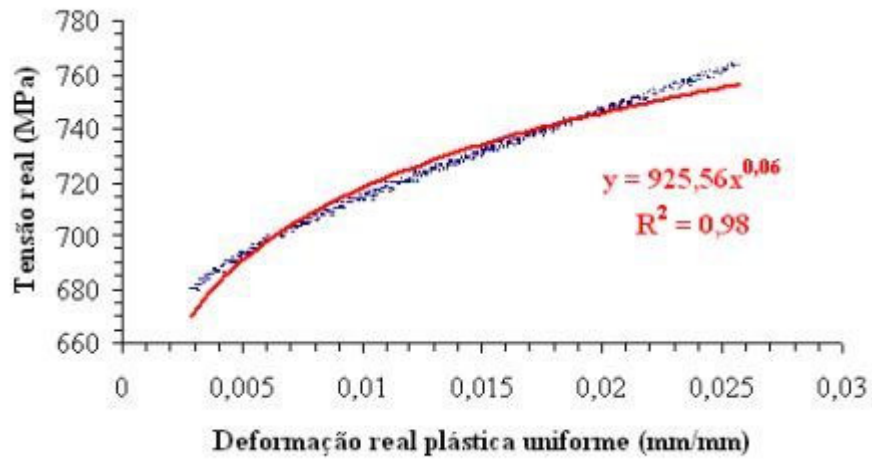


Figura 69: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 3% de deformação do aço UNS S32750.

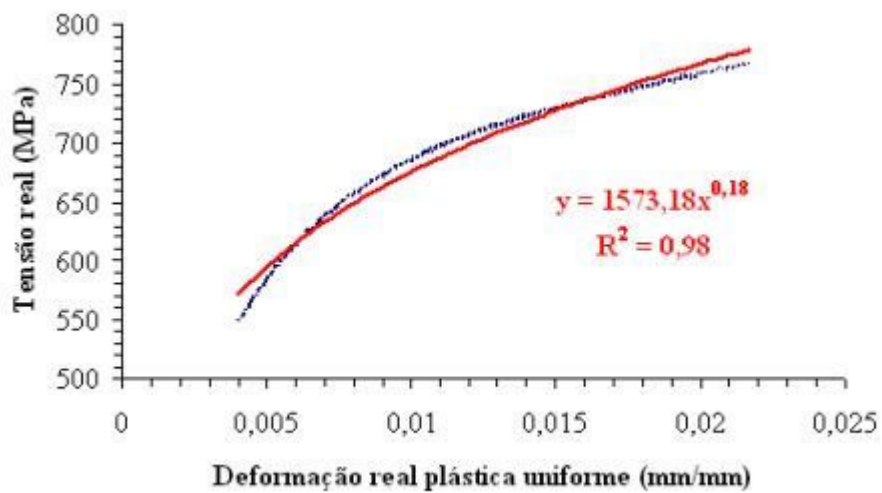


Figura 70: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 3% de deformação do aço UNS S32750.

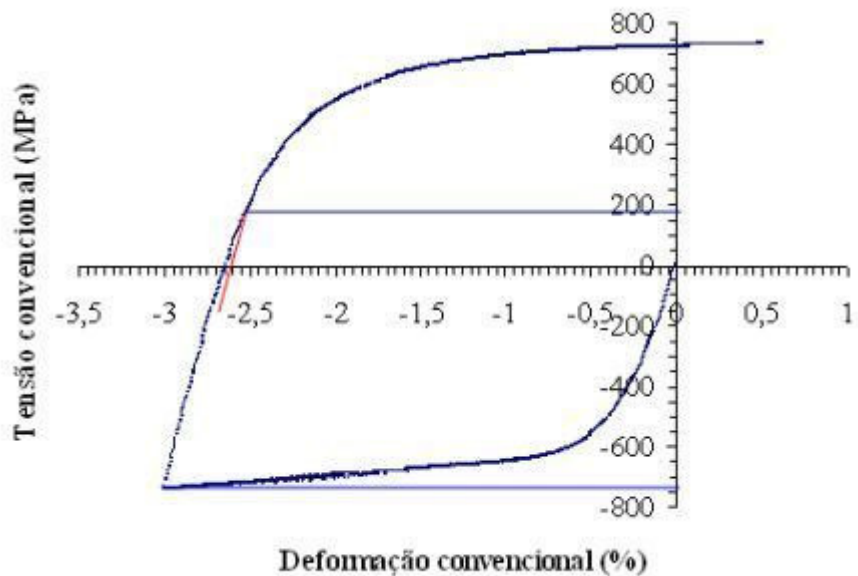


Figura 71: ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 3% de deformação do aço UNS S32750.

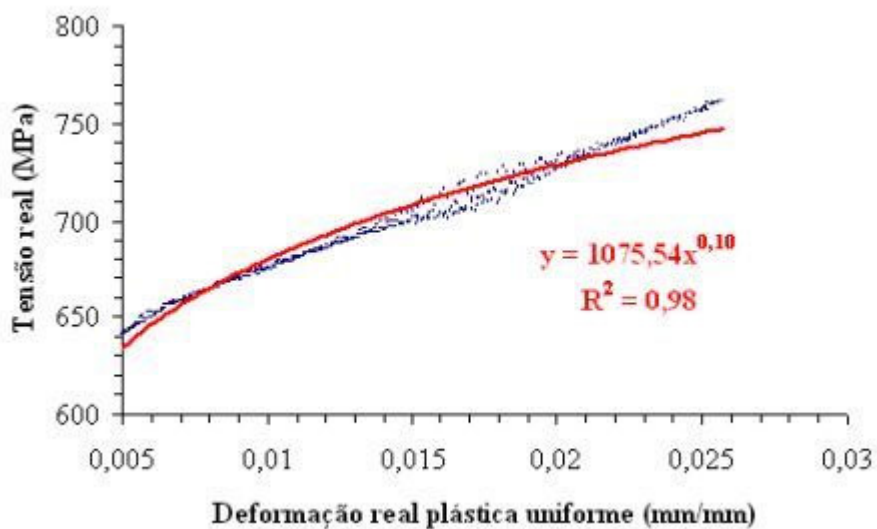


Figura 72: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 3% de deformação do aço UNS S32750.

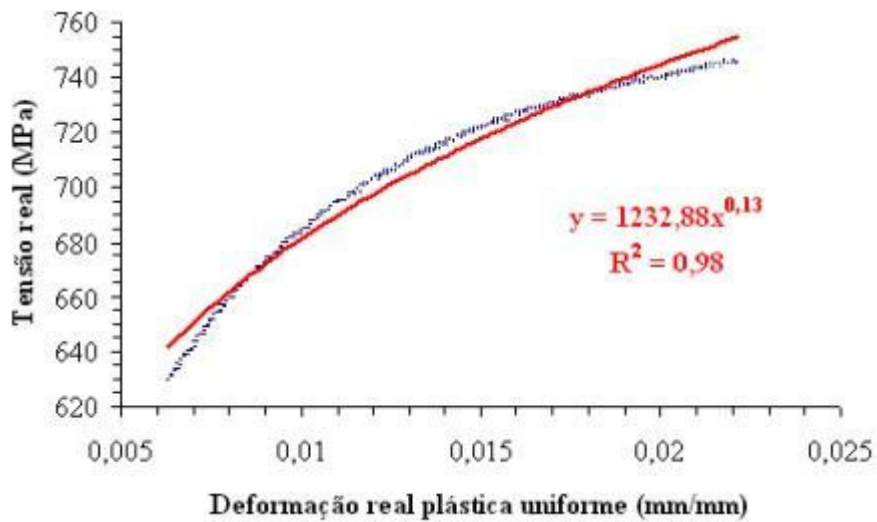


Figura 73: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 3% de deformação do aço UNS S32750.

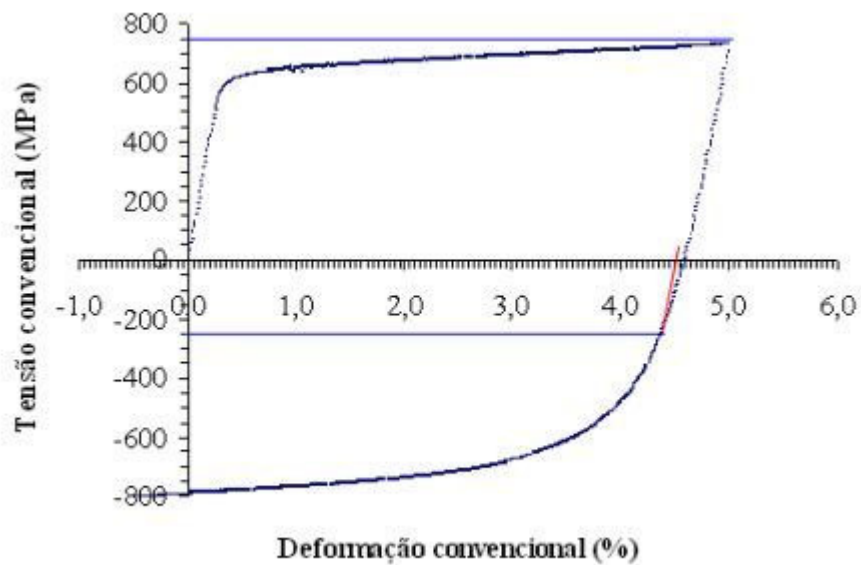


Figura 74: ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 5% de deformação do aço UNS S32750.

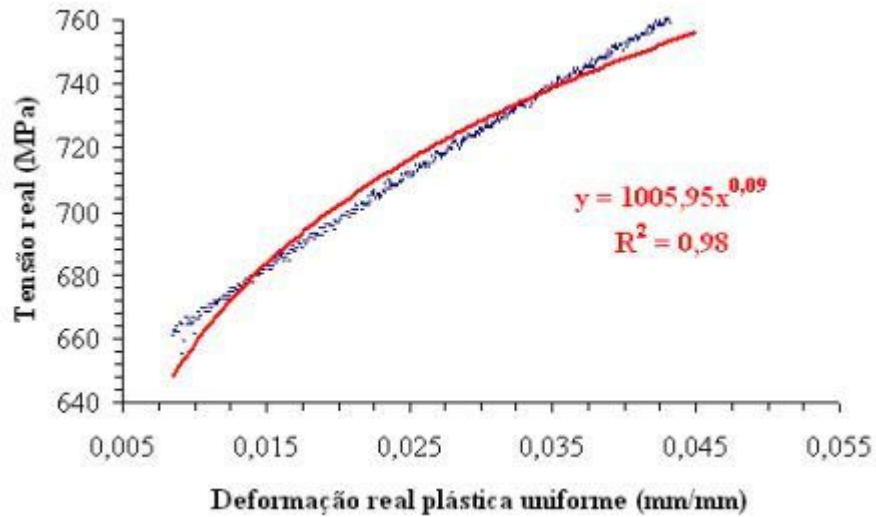


Figura 75: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 5% de deformação do aço UNS S32750.

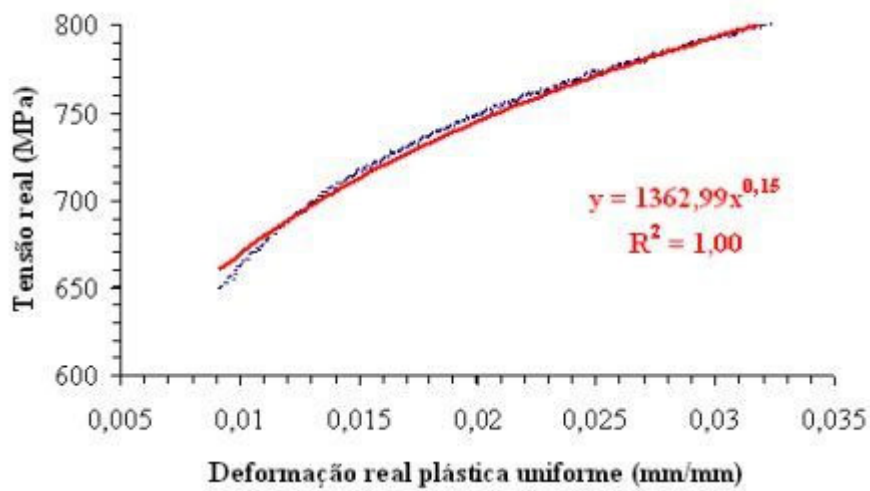


Figura 76: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, tração-compressão, até 5% de deformação do aço UNS S32750.

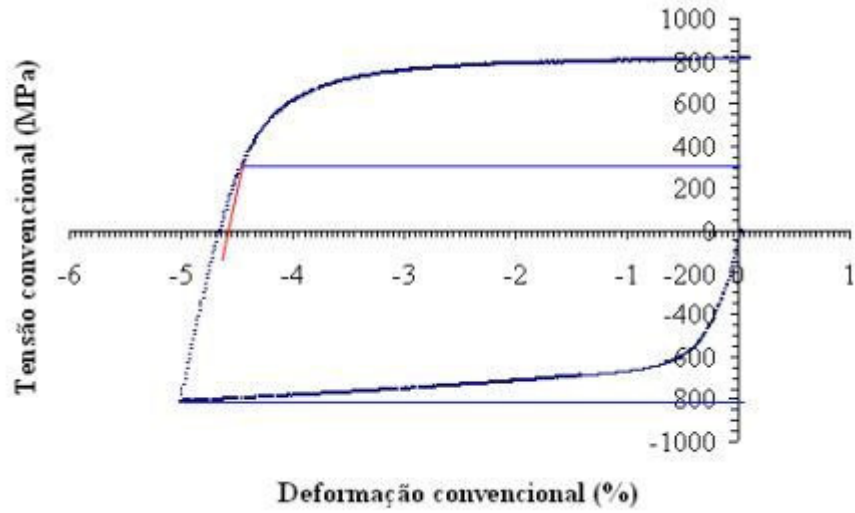


Figura 77: ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S32750.

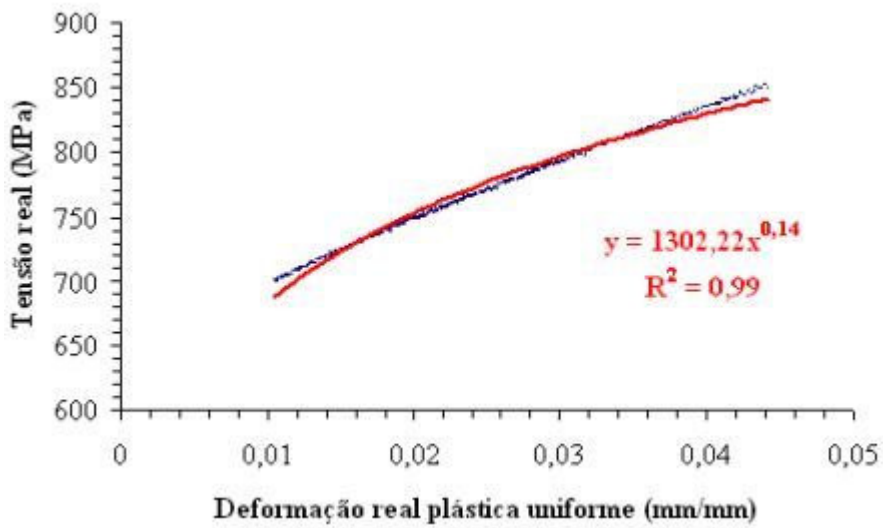


Figura 78: equação de Hollomon obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S32750.

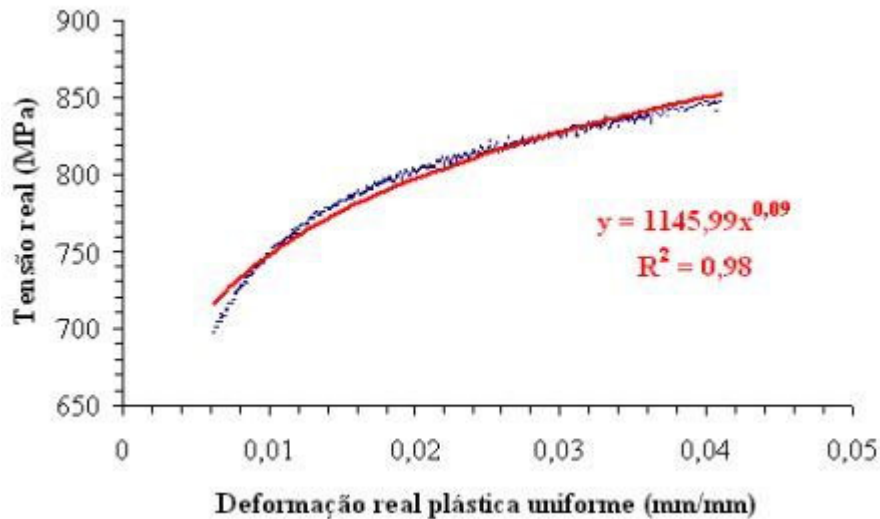


Figura 79: equação de Hollomon obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger, compressão-tração, até 5% de deformação do aço UNS S32750.

Tabela XVII: tensões limite de escoamento na tração, na compressão e na reversão e parâmetros BE_{t-c} , BE_{c-t} , BEF_{t-c} e BEF_{c-t} do aço UNS S30100.

aço UNS S30100				
ensaios de efeito Bauschinger tração-compressão				
deformação	tensão limite de escoamento na reversão $S_{NA_REVERSÃO}$ (MPa)	tensão limite de escoamento na compressão $S_{LE_COMPRESSÃO}$ (MPa)	parâmetro BE_{t-c} Equação (21)	parâmetro BEF_{t-c} Equação (23)
1%	240	80	0,67	0,33
3%	282	89	0,68	0,31
5%	260	62	0,76	0,24
ensaios de efeito Bauschinger compressão-tração				
deformação	tensão limite de escoamento na tração $S_{LE_TRAÇÃO}$ (MPa)	tensão limite de escoamento na reversão $S_{NA_REVERSÃO}$ (MPa)	parâmetro BE_{c-t} Equação (22)	parâmetro BEF_{c-t} Equação (24)
-1%	102	242	0,58	0,42
-3%	81	299	0,73	0,27
-5%	120	358	0,66	0,33

Tabela XVIII: tensões limite de escoamento na tração, na compressão e na reversão e parâmetros BE_{t-c} , BE_{c-t} , BEF_{t-c} e BEF_{c-t} do aço UNS S31803.

aço UNS S31803				
ensaios de efeito Bauschinger tração-compressão				
deformação	tensão limite de escoamento na reversão $S_{NA_REVERSÃO}$ (MPa)	tensão limite de escoamento na compressão $S_{LE_COMPRESSÃO}$ (MPa)	parâmetro BE_{t-c} Equação (21)	parâmetro BEF_{t-c} Equação (23)
1%	550	200	0,64	0,36
3%	600	149	0,75	0,25
5%	650	180	0,72	0,28
ensaios de efeito Bauschinger compressão-tração				
deformação	tensão limite de escoamento na tração $S_{LE_TRAÇÃO}$ (MPa)	tensão limite de escoamento na reversão $S_{NA_REVERSÃO}$ (MPa)	parâmetro BE_{c-t} Equação (22)	parâmetro BEF_{c-t} Equação (24)
-1%	190	575	0,67	0,33
-3%	125	625	0,80	0,20
-5%	250	750	0,67	0,33

Tabela XIX: tensões limite de escoamento na tração, na compressão e na reversão e parâmetros BE_{t-c} , BE_{c-t} , BEF_{t-c} e BEF_{c-t} do aço UNS S32750.

aço UNS S32750				
ensaios de efeito Bauschinger tração-compressão				
deformação	tensão limite de escoamento na reversão $S_{NA_REVERSÃO}$ (MPa)	tensão limite de escoamento na compressão $S_{LE_COMPRESSÃO}$ (MPa)	parâmetro BE_{t-c} Equação (21)	parâmetro BEF_{t-c} Equação (23)
1%	650	250	0,61	0,38
3%	751	201	0,73	0,27
5%	749	250	0,67	0,33
ensaios de efeito Bauschinger compressão-tração				
deformação	tensão limite de escoamento na tração $S_{LE_TRAÇÃO}$ (MPa)	tensão limite de escoamento na reversão $S_{NA_REVERSÃO}$ (MPa)	parâmetro BE_{c-t} Equação (22)	parâmetro BEF_{c-t} Equação (24)
-1%	250	650	0,61	0,38
-3%	175	748	0,77	0,23
-5%	300	810	0,63	0,37

Tabela XX: coeficientes de resistência (H) e expoentes de encruamento(n) do aço UNS S30100 obtidos nos ensaios de efeito Bauschinger e no ensaio de tração até 7% de deformação plástica uniforme.

aço UNS S30100				
ensaios de efeito Bauschinger tração-compressão e ensaio de tração				
deformação	expoente de encruamento no carregamento (tração) (n)	expoente de encruamento na reversão (compressão) (n)	coeficiente de resistência no carregamento (tração) (H)	coeficiente de resistência na reversão (compressão) (H)
1%	0,08	0,14	361,49	494,02
3%	0,14	0,16	478,34	570,82
5%	0,17	0,20	452,94	593,04
7% (ensaio de tração)	0,22 ± 0,02	---	629,23 ± 46,44	---
ensaios de efeito Bauschinger compressão-tração				
deformação	expoente de encruamento no carregamento (compressão) (n)	expoente de encruamento na reversão (tração) (n)	coeficiente de resistência no carregamento (compressão) (H)	coeficiente de resistência na reversão (tração) (H)
-1%	0,08	0,16	369,77	555,65
-3%	0,19	0,15	585,26	544,40
-5%	0,30	0,16	911,71	670,30

Tabela XXI: coeficientes de resistência (H) e expoentes de encruamento(n) do aço UNS S31803 obtidos nos ensaios de efeito Bauschinger e no ensaio de tração até 7% de deformação plástica uniforme.

aço UNS S31803				
ensaios de efeito Bauschinger tração-compressão e ensaio de tração				
deformação	expoente de encruamento no carregamento (tração) (n)	expoente de encruamento na reversão (compressão) (n)	coeficiente de resistência no carregamento (tração) (H)	coeficiente de resistência na reversão (compressão) (H)
1%	0,04	0,34	677,20	3326,23
3%	0,07	0,20	785,43	1375,18
5%	0,11	0,17	924,42	1304,51
7% (ensaio de tração)	0,15 ± 0,01	---	1035,65 ± 2,97	---
ensaios de efeito Bauschinger compressão-tração				
deformação	expoente de encruamento no carregamento (compressão) (n)	expoente de encruamento na reversão (tração) (n)	coeficiente de resistência no carregamento (compressão) (H)	coeficiente de resistência na reversão (tração) (H)
-1%	0,11	0,30	1000,09	2815,72
-3%	0,10	0,14	918,16	1095,95
-5%	0,27	0,08	1814,23	983,60

Tabela XXII: coeficientes de resistência (H) e expoentes de encruamento(n) do aço UNS S32750 obtidos nos ensaios de efeito Bauschinger e no ensaio de tração até 7% de deformação plástica uniforme.

aço UNS S32750				
ensaios de efeito Bauschinger tração-compressão e ensaio de tração				
deformação	expoente de encruamento no carregamento (tração) (n)	expoente de encruamento na reversão (compressão) (n)	coeficiente de resistência no carregamento (tração) (H)	coeficiente de resistência na reversão (compressão) (H)
1%	0,03	0,32	774,09	3411,03
3%	0,06	0,18	925,26	1573,18
5%	0,09	0,15	1005,95	1362,99
7% (ensaio de tração)	0,12 ± 0,01	---	1135,91 ± 32,02	---
ensaios de efeito Bauschinger compressão-tração				
deformação	expoente de encruamento no carregamento (compressão) (n)	expoente de encruamento na reversão (tração) (n)	coeficiente de resistência no carregamento (compressão) (H)	coeficiente de resistência na reversão (tração) (H)
-1%	0,15	0,25	1415,99	2404,50
-3%	0,10	0,13	1075,54	1232,88
-5%	0,14	0,09	1302,22	1145,99

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1. PROPRIEDADES MECÂNICAS E RELAÇÃO COM A MICROESTRUTURA

Segundo a literatura, comprova-se matematicamente que o expoente de encruamento(n) de um material metálico é numericamente igual à deformação verdadeira uniforme (ϵ_u) do mesmo, onde esta deformação verdadeira uniforme é a deformação que corresponde a um valor de tensão igual à tensão limite de resistência do material solicitado mecanicamente. [27]

Com o intuito de comprovar o que a literatura propõe foram coletados dos ensaios de tração os valores médios de deformação verdadeira uniforme e do expoente de encruamento de cada aço em estudo, conforme a Tabela XXIII. É válido ressaltar que juntamente ao valor médio do expoente de encruamento e da deformação verdadeira uniforme segue o respectivo desvio padrão dos mesmos.

Dos resultados apresentados na Tabela XXIII observa-se que os valores obtidos de expoente de encruamento e de deformação verdadeira uniforme, dos aços UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750 diferem quantitativamente, contrariando assim a literatura.

Das equações de Hollomon obtidas nos ensaios de tração dos aços UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750 nota-se que as funções $y = H \cdot x^n$, de cada um deles, possuem uma ascendência em seu começo e uma descendência em seu trecho final. Este fato pode ser explicado partindo-se da premissa que os três materiais em questão possuem duplo expoente de encruamento.

Em trabalho publicado em 1966, Morrison [28] propõe um modelo empírico entre o expoente de encruamento de um material metálico e o diâmetro médio espacial do mesmo, conforme a equação (25), desde que a porcentagem mássica de carbono do aço

seja menor que 0,05%. Este valor de expoente de encruamento representaria o encruamento de materiais metálicos com comportamento semelhante aos aqui em estudos.

$$n = \frac{5}{10 + d^{-0,5}} \quad (25), \text{ onde } d \text{ é dado em milímetros.}$$

Por intermédio da equação (25) e dos dados da Tabela XV foi possível observar que nenhum dos três aços em estudo respeita o modelo empírico proposto por Morrison, conforme indicado na Tabela XXIII. Com isso, nota-se que a determinação exata do comportamento plástico de materiais metálicos depende da extrapolação de equações das curvas tensão-deformação verdadeiras, não sendo possível prever o valor do expoente de encruamento de um material metálico através da deformação verdadeira uniforme e do diâmetro médio espacial dos grãos.

Tabela XXIII: expoente de encruamento obtido experimentalmente, expoente de encruamento em função do diâmetro médio espacial e deformação real plástica uniforme dos três aços em estudo.

aço UNS	expoente de encruamento obtido experimentalmente	expoente de encruamento obtido conforme modelo proposto por Morrison	deformação verdadeira uniforme (mm/mm) (ϵ_u)
S30100	0,22 ± 0,02	0,39	0,54 ± 0,01
S31803	0,15 ± 0,01	0,30	0,22 ± 0,01
S32750	0,12 ± 0,01	0,27	0,20 ± 0,01

Efetuada a metalografia dos três aços em questão pode-se afirmar, por intermédio da Tabela XIV, que os grãos do aço UNS S30100 possuem praticamente o mesmo tamanho nas seções longitudinal e transversal (Tabela XIV) sendo o mesmo fato observado para os aços UNS S31803 e UNS S32750. Sendo os grãos do aço UNS S30100 maiores que os observados nos aços UNS S31803 e UNS S32750 (Tabela XIV) explica-se o porquê de sua resistência mecânica ser menor que a dos outros dois aços

inoxidáveis, além do fato do mesmo possuir menos elementos de liga (Tabela VIII). Ainda da Tabela XIV tem-se que conforme a ASTM os aços UNS S31803 e UNS S32750 têm praticamente o mesmo tamanho de grão nas seções longitudinal e transversal (Tabela XIV), logo se conclui que a maior resistência mecânica do aço UNS S32750 quando comparada com a resistência mecânica do aço UNS S31803 não se deve ao fato do mesmo possuir menor tamanho de grão que o aço UNS S31803 e sim devido o mesmo possuir mais elementos de liga (Tabela VIII), o que lhe permite obter uma maior quantidade de ferrita em ambas as seções (transversal e longitudinal, Tabela XVI) quando comparado com o aço UNS S31803.

5.2. ENSAIOS DE EFEITO BAUSCHINGER

Com o intuito de verificar se os três materiais em estudo estavam balanceados, isto é, verificar se cada um dos aços em estudo possui a mesma resistência mecânica na tração e na compressão, foram sobrepostas as curvas da parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger na tração-compressão e da parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger compressão-tração para as deformações de 1, 3 e 5% conforme mostram as Figuras de 80 a 82.

Para todos os aços em questão observa-se que para deformações convencionais de 1% e 3%, os mesmos encontram-se balanceados, visto que as curvas amarelas, vermelhas, verdes e púrpuras mostradas nas Figuras de 80 a 82, de cada aço, são praticamente coincidentes, sendo assim, o limite de escoamento é igual tanto na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger na tração-compressão como na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger na compressão-tração. (o que as Tabelas XVIII e XIX comprovam matematicamente); já para uma deformação convencional de 5% observa-se que na parte trativa dos ensaios de efeito Bauschinger na tração-compressão (curvas laranjas) que os três aços em estudo apresentam um valor de limite

de escoamento diferente daqueles obtidos nos ensaios de efeito Bauschinger na compressão-tração (curvas azuis), sendo este fato comprovado matematicamente consultando-se as Tabelas de XVIII a XIX. O desvio observado nos ensaios efetuados até 5% de deformação plástica uniforme pode estar associado a um erro de ajuste na célula de carga após fixação do corpo-de-prova de cada aço em estudo. Logo se conclui que os três materiais em estudo estão balanceados.

Tabela XXIV: legenda das curvas apresentadas nas Figuras 80 a 82.

	curva tensão convencional vs deformação convencional obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger tração-compressão até 1% de deformação
	curva tensão convencional vs deformação convencional obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger compressão-tração até 1% de deformação
	curva tensão convencional vs deformação convencional obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger tração-compressão até 3% de deformação
	curva tensão convencional vs deformação convencional obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger compressão-tração até 3% de deformação
	curva tensão convencional vs deformação convencional obtida na parte trativa do ensaio de efeito Bauschinger tração-compressão até 5% de deformação
	curva tensão convencional vs deformação convencional obtida na parte compressiva do ensaio de efeito Bauschinger compressão-tração até 5% de deformação

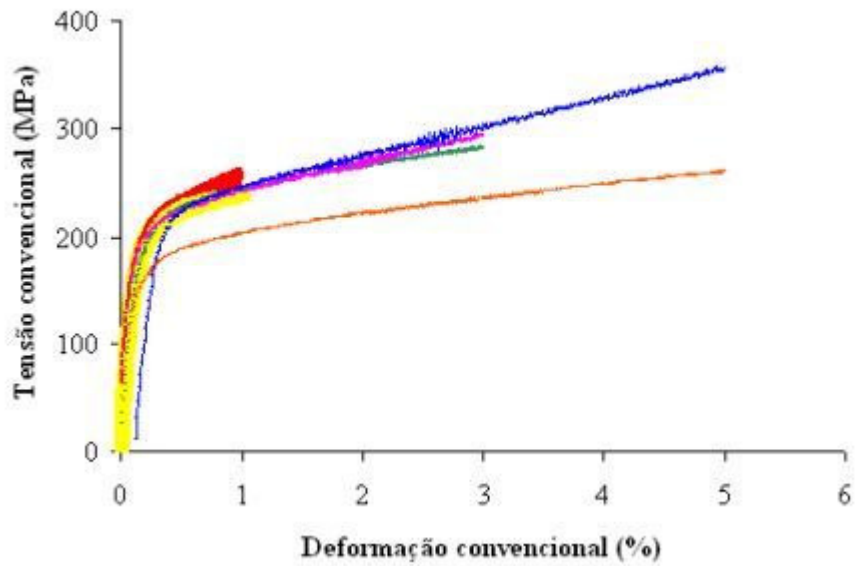


Figura 80: sobreposição das curvas tensão convencional vs deformação convencional das partes trativa e compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger na tração-compressão e compressão-tração do aço UNS S30100.

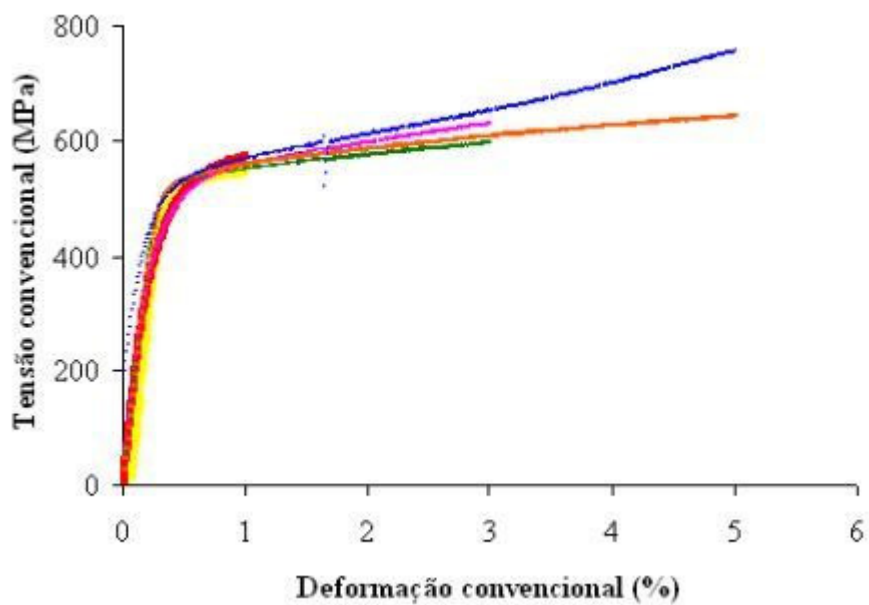


Figura 81: sobreposição das curvas tensão convencional vs deformação convencional das partes trativa e compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger na tração-compressão e compressão-tração do aço UNS S31803

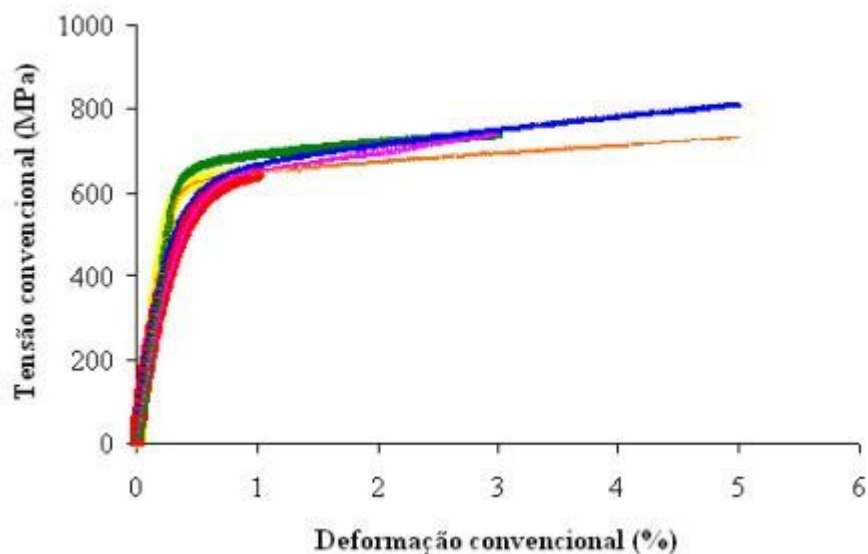


Figura 82: sobreposição das curvas tensão convencional vs deformação convencional das partes trativa e compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger na tração-compressão e compressão-tração do aço UNS S32750.

Na Tabela XXV encontram-se as médias e desvios padrão dos valores de tensão limite de escoamento, a 0,2% de deformação plástica uniforme, obtidas na tração e na compressão de cada um dos aços em estudo.

É válido ressaltar que nos cálculos das médias e desvios padrão da tensão limite de escoamento na tração dos três aços inoxidáveis em estudo, foram considerados os valores de tensão limite de escoamento obtidos nos três ensaios de tração de cada aço e os valores de tensão limite de escoamento obtidos a 0,2% de deformação plástica uniforme na parte trativa dos ensaios de efeito Bauschinger na tração-compressão; já nos cálculos das médias e desvios padrão da tensão limite de escoamento na compressão dos três aços em estudo, foram considerados apenas os valores de tensão limite de escoamento obtidos a 0,2% de deformação plástica uniforme na parte compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger na compressão-tração.

Tabela XXV: tensão limite de escoamento na tração e na compressão dos três aços em estudo.

aço UNS	tensão limite de escoamento na tração (0,2% de def.) (MPa)	tensão limite de escoamento na compressão (0,2% de def.) (MPa)
S30100	193,3 ± 19,0	168,7 ± 57,0
S31803	440,2 ± 95,2	374,7 ± 46,5
S32750	510,7 ± 124,6	347,0 ± 40,0

Por intermédio da Tabela XXV foi plotado o gráfico conforme indicado na Figura 83. Deste gráfico conclui-se que dependendo do erro estatístico considerado os valores de tensão limite de escoamento na tração e compressão podem ou não ser considerados iguais.

Tabela XXVI: legenda do gráfico apresentado na Figuras 83.

	tensão limite de escoamento na tração
	tensão limite de escoamento na compressão
	desvio padrão

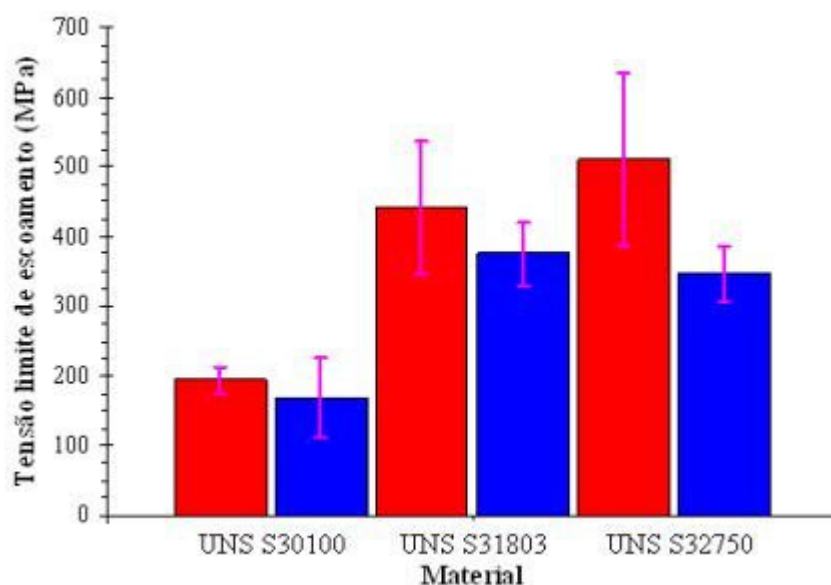


Figura 83: valores de tensão limite de escoamento, com seus respectivos desvios padrão, dos três aços em estudo.

Com o intuito de se obter uma relação entre a deformação previamente imposta até a reversão do carregamento e o coeficiente de resistência dos três aços em estudo, foram montados os gráficos indicados pelas Figuras de 84 a 89.

Observando-se as Figuras de 84 a 89 nota-se que, dependendo do sentido da deformação previamente imposta e de quanto este valor de deformação varia, os valores de coeficiente de resistência também variam, porém de maneira irregular. Desta maneira não se pode afirmar que há uma relação entre o módulo e a direção da deformação previamente imposta com o coeficiente de resistência dos materiais estudo.

Consultando-se as Tabelas de XX a XXII verifica-se para os três aços em estudo que o expoente de encruamento obtido em um ensaio de tração aumenta quando a deformação plástica uniforme imposta nestes materiais também aumenta. Logo se conclui que quanto maior a deformação plástica uniforme imposta nos aços UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750 em um ensaio de tração, maior é o valor expoente de encruamento. Das Figuras de 90 a 95 observa-se que não há uma relação matemática conhecida que relacione um aumento ou diminuição do expoente de encruamento com a deformação previamente imposta até a reversão do carregamento, visto que dependendo do sentido da deformação o valor de expoente de encruamento dos três aços em estudo varia de maneira irregular.

Portanto, do que foi citado anteriormente e consultando-se as Figuras de 84 a 95 conclui-se que não há relação entre o aumento ou diminuição dos valores de expoente de encruamento e coeficiente de resistência dos três aços em estudo com o efeito Bauschinger, apesar da existência do mesmo, visto que a tensão limite de escoamento dos três aços em estudo sempre é menor quando o sentido do carregamento é revertido (conforme mostram as Tabelas de XVII a XIX) e os valores de coeficiente de resistência

e expoente de encruamento hora aumentam hora diminuem dependendo do módulo e sentido da deformação previamente imposta.

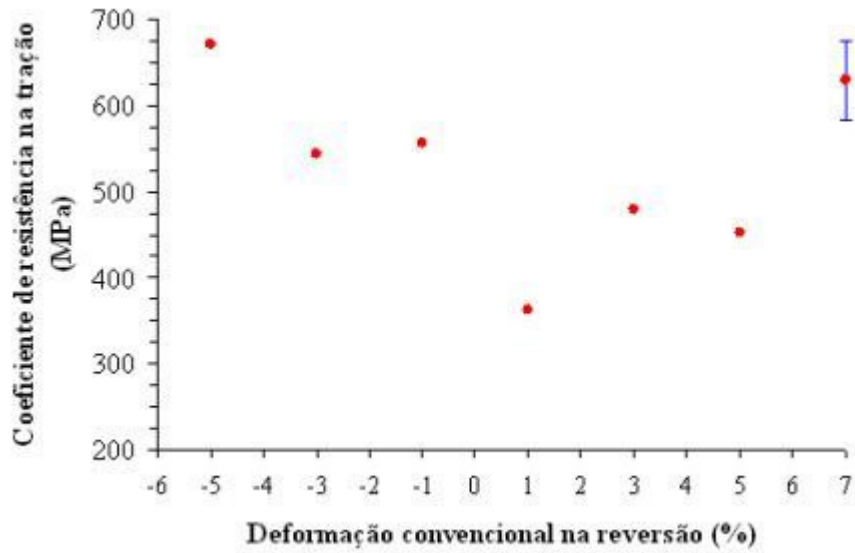


Figura 84: coeficiente de resistência obtido na parte trativa dos ensaios de efeito Bauschinger e no ensaio de tração vs deformação convencional na reversão do aço UNS S30100.

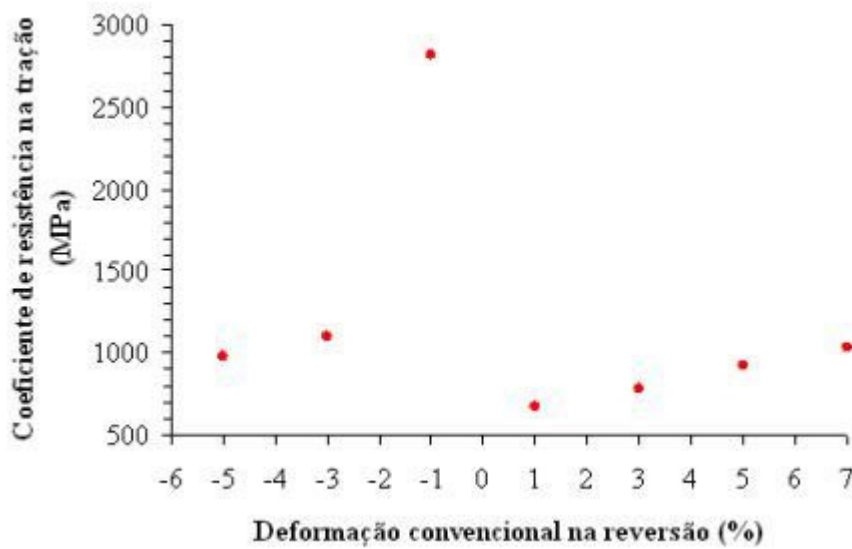


Figura 85: coeficiente de resistência obtido na parte trativa dos ensaios de efeito Bauschinger e no ensaio de tração vs deformação convencional na reversão do aço UNS S31803.

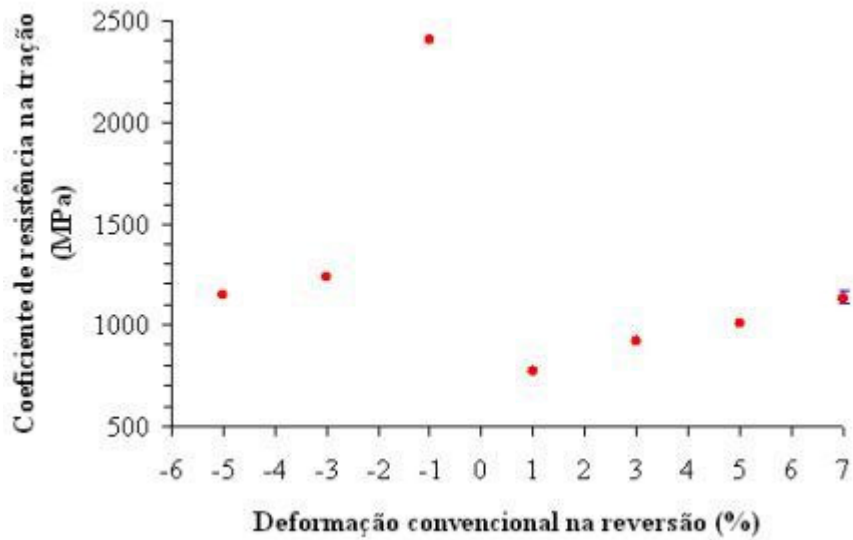


Figura 86: coeficiente de resistência obtido na parte trativa dos ensaios de efeito Bauschinger e no ensaio de tração vs deformação convencional na reversão do aço UNS S32750.

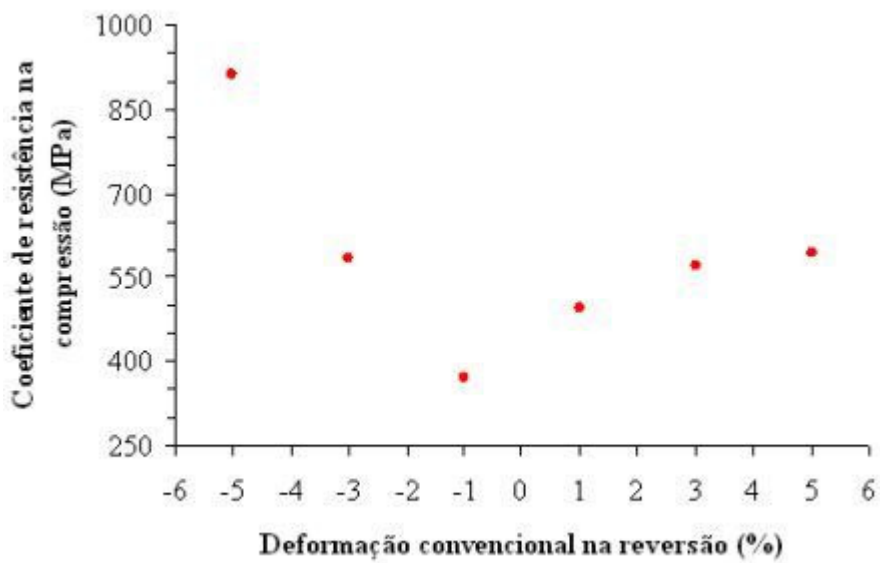


Figura 87: coeficiente de resistência obtido na parte compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger vs deformação convencional na reversão do aço UNS S30100.

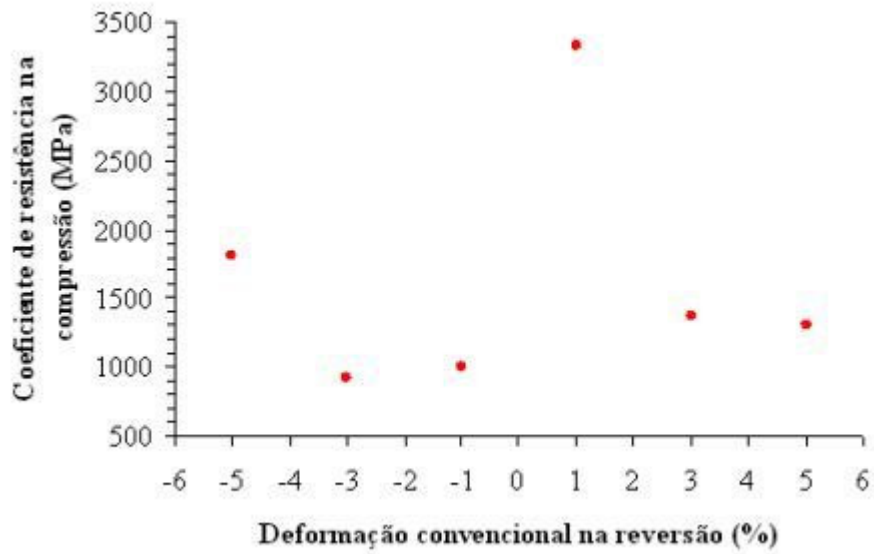


Figura 88: coeficiente de resistência obtido na parte compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger vs deformação convencional na reversão do aço UNS S31803.

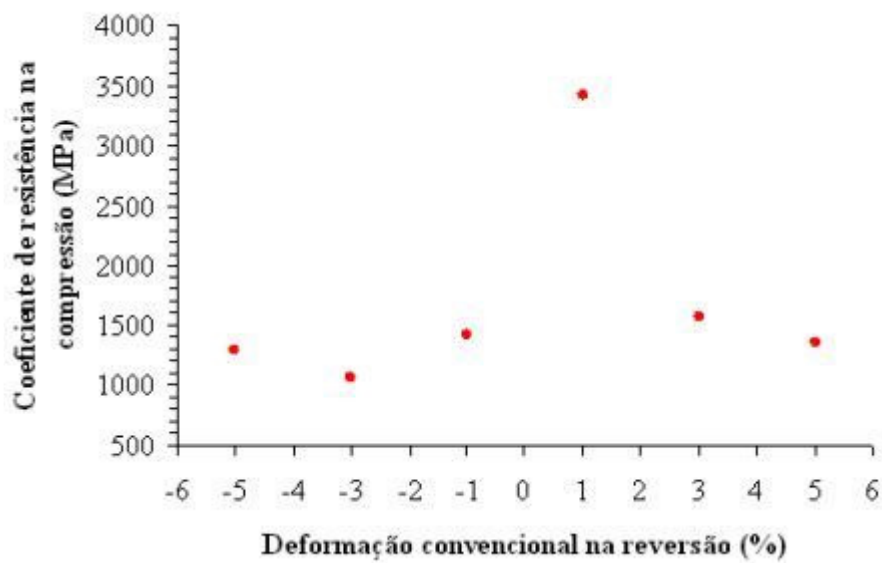


Figura 89: coeficiente de resistência obtido na parte compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger vs deformação convencional na reversão do aço UNS S32750.

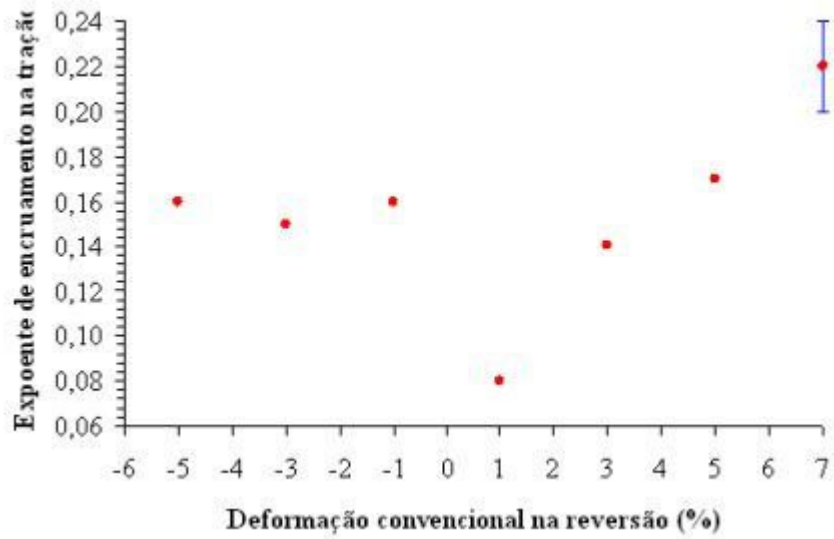


Figura 90: expoente de encruamento obtido na parte trativa dos ensaios de efeito Bauschinger e no ensaio de tração vs deformação convencional na reversão do aço UNS S30100.

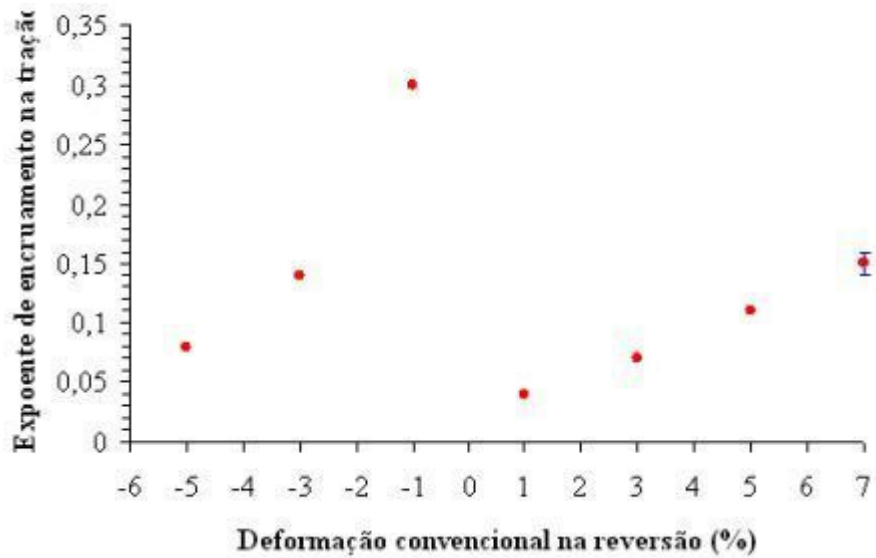


Figura 91: expoente de encruamento obtido na parte trativa dos ensaios de efeito Bauschinger e no ensaio de tração vs deformação convencional na reversão do aço UNS S31803.

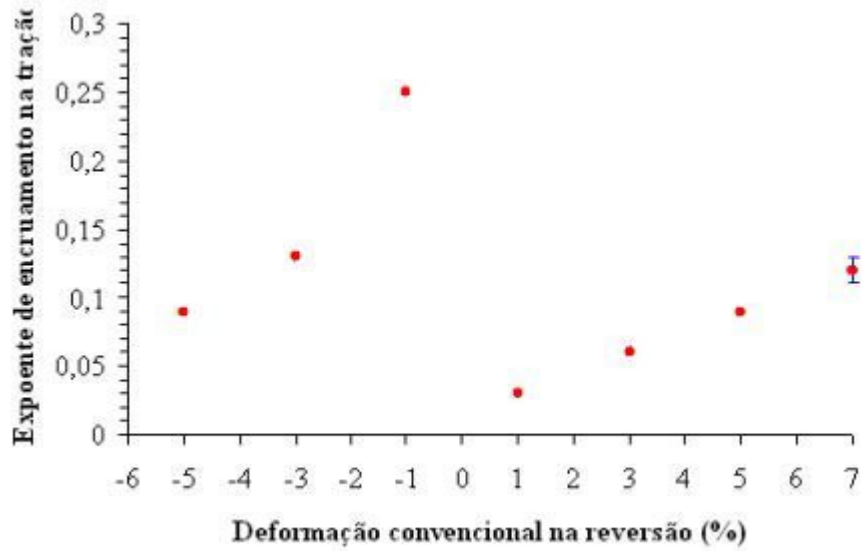


Figura 92: expoente de encruamento obtido na parte trativa dos ensaios de efeito Bauschinger e no ensaio de tração vs deformação convencional na reversão do aço UNS S32750.

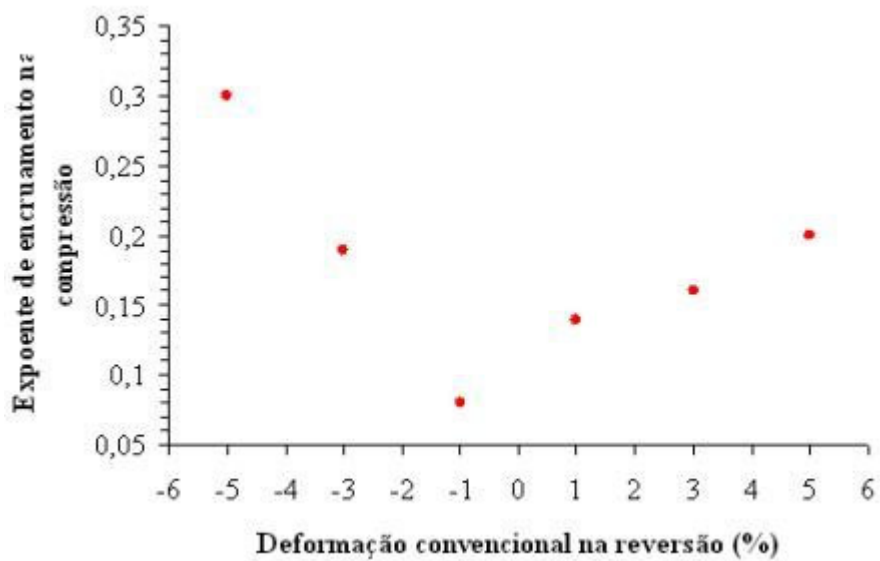


Figura 93: expoente de encruamento obtido na parte compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger vs deformação convencional na reversão do aço UNS S30100.

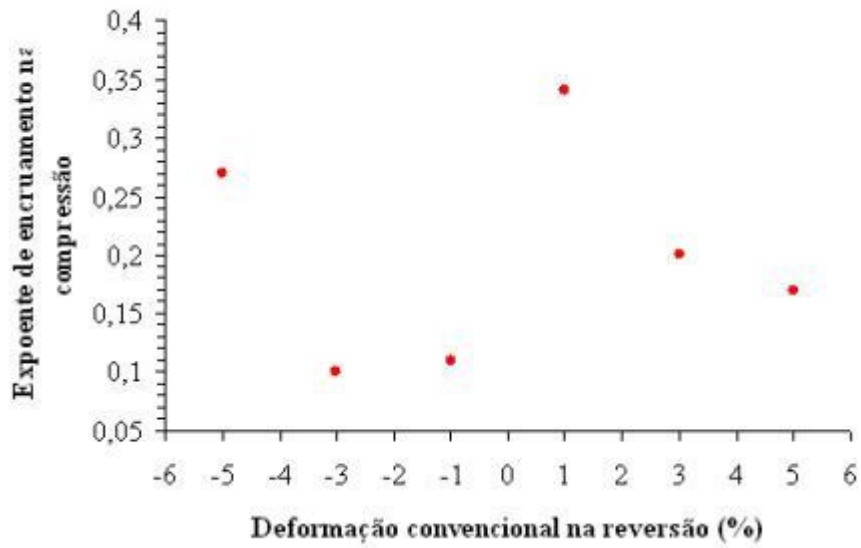


Figura 94: expoente de encruamento obtido na parte compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger vs deformação convencional na reversão do aço UNS S31803.

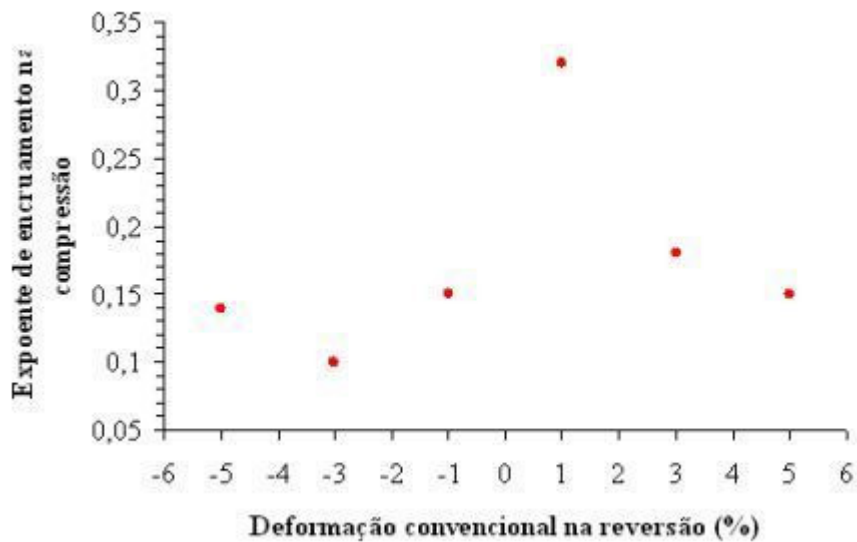


Figura 95: expoente de encruamento obtido na parte compressiva dos ensaios de efeito Bauschinger vs deformação convencional na reversão do aço UNS S32750.

Com o intuito de verificar se a tensão limite de escoamento, obtida a 0,05% de deformação plástica uniforme convencional, relaciona-se com o módulo e o sentido da deformação previamente imposta nos ensaios de efeito Bauschinger, foram plotados os gráficos conforme indicam as Figuras de 96 a 98.

Das Figuras de 96 a 98 nota-se mais uma vez que para os três aços em estudo, não há relação matemática que relacione o sentido e o módulo da deformação previamente imposta e a tensão limite de escoamento obtida a 0,05% de deformação, pois os valores de tensão limite de escoamento ora aumentam ora diminuem dependendo do módulo e sentido da deformação previamente imposta.

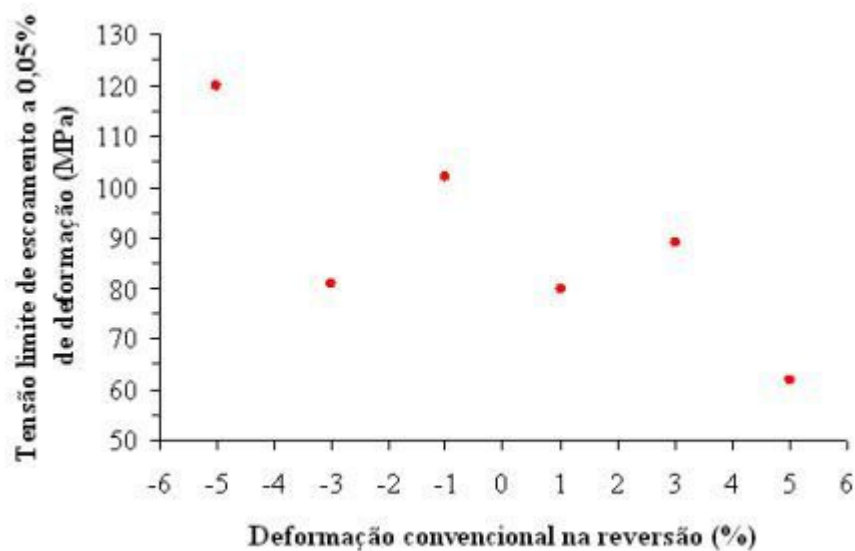


Figura 96: tensão limite de escoamento a 0,05% de deformação (obtida no sentido inverso da solicitação inicial) vs deformação convencional na reversão do aço UNS S30100.

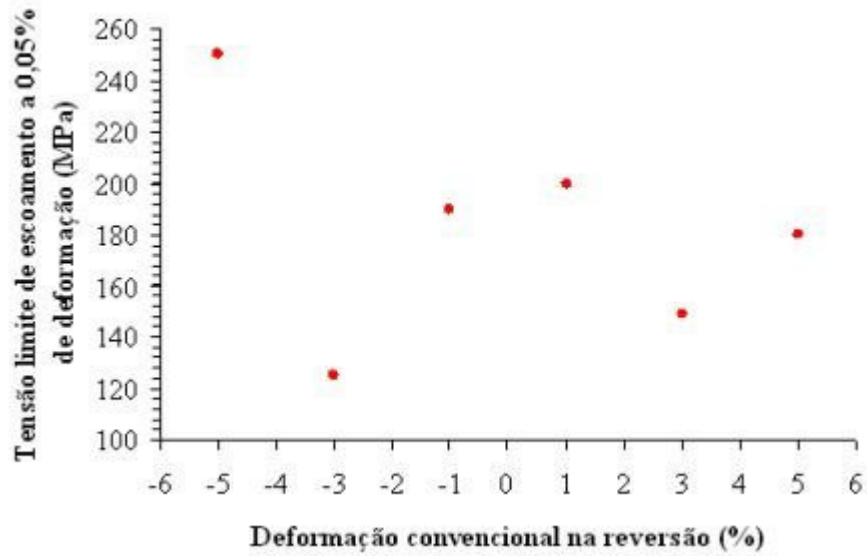


Figura 97: tensão limite de escoamento a 0,05% de deformação (obtida no sentido inverso da solicitação inicial) vs deformação convencional na reversão do aço UNS S31803.

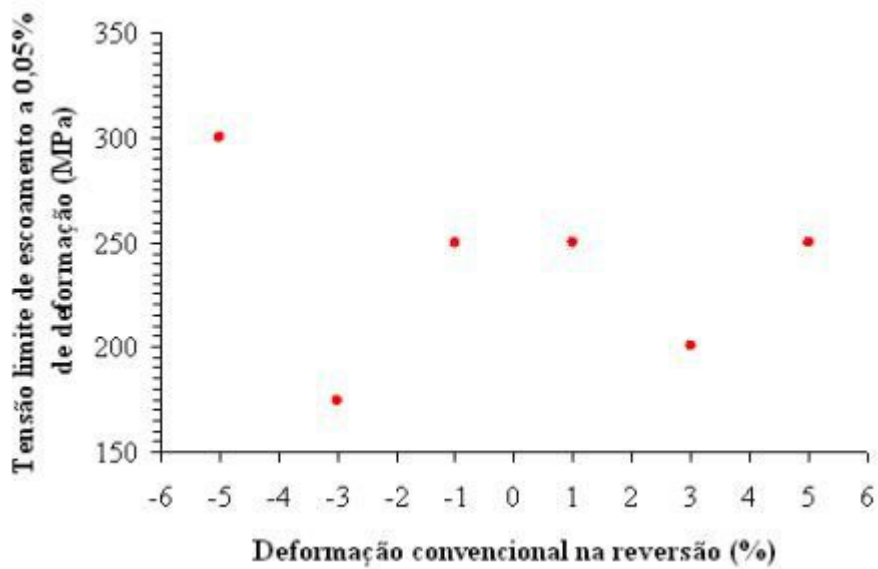


Figura 98: tensão limite de escoamento a 0,05% de deformação (obtida no sentido inverso da solicitação inicial) vs deformação convencional na reversão do aço UNS S32750.

Tentando-se obter uma relação entre a deformação previamente imposta até a reversão do carregamento e os parâmetros de efeito Bauschinger BE e BEF foram montados os gráficos de BE e BEF em função da deformação imposta até a reversão do carregamento dos aços UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750, como apresentam as Figuras de 99 a 104. Nota-se que dependendo do sentido da deformação previamente imposta e de quanto varia esta deformação imposta, que os parâmetros BE e BEF variam de maneira irregular, não podendo desta maneira se afirmar que quando se varia a deformação em módulo e sentido há uma relação entre os parâmetros BE e BEF e a deformação previamente imposta.

Deste modo os dois parâmetros de quantificação de efeito Bauschinger (BE e BEF) devem ser utilizados com ressalvas, já que seus valores dependem erráticamente do valor de deformação imposta antes da reversão do carregamento.

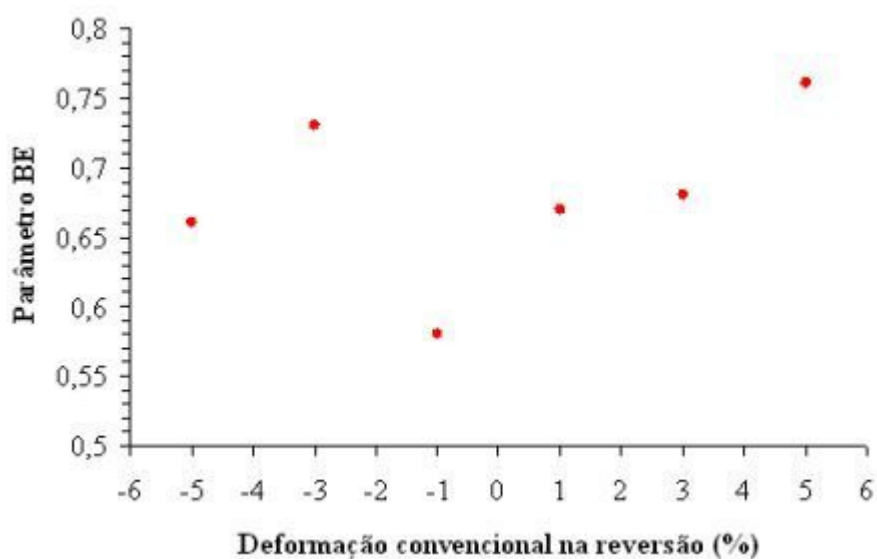


Figura 99: parâmetro BE vs deformação convencional na reversão do aço UNS S30100.

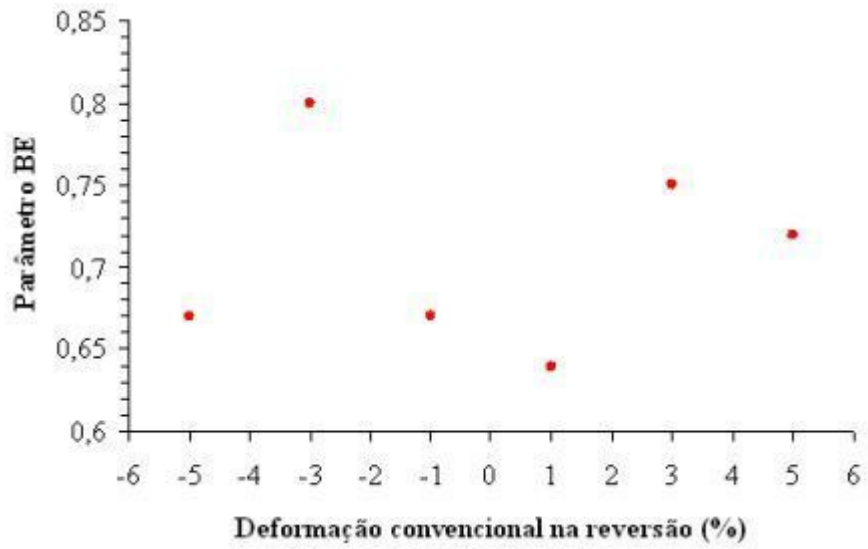


Figura 100: parâmetro BE vs deformação convencional na reversão do aço UNS S31803.

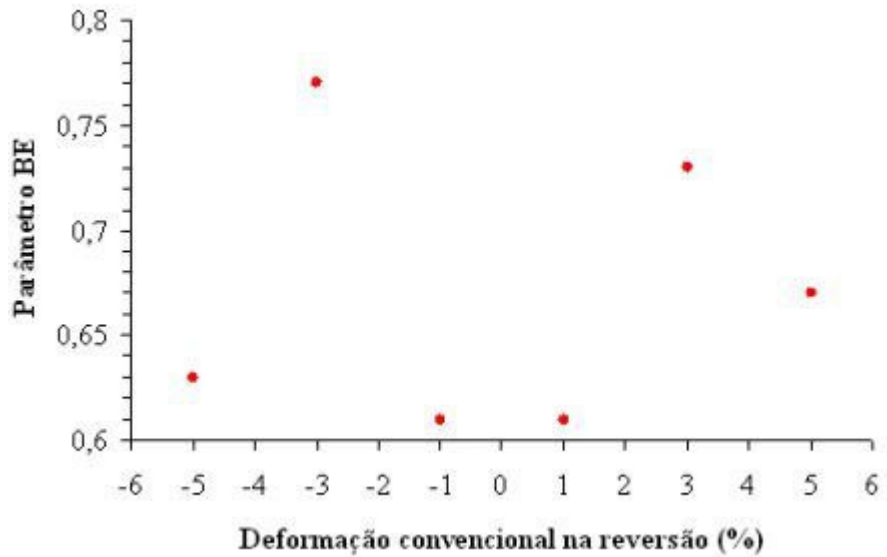


Figura101: parâmetro BE vs deformação convencional na reversão do aço UNS S32750.

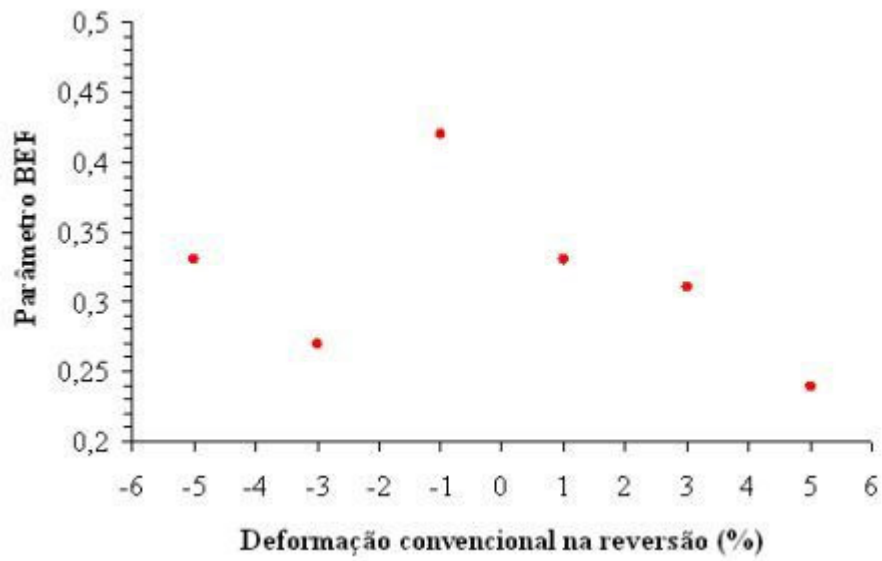


Figura102: parâmetro BEF vs deformação convencional na reversão do aço UNS S30100.

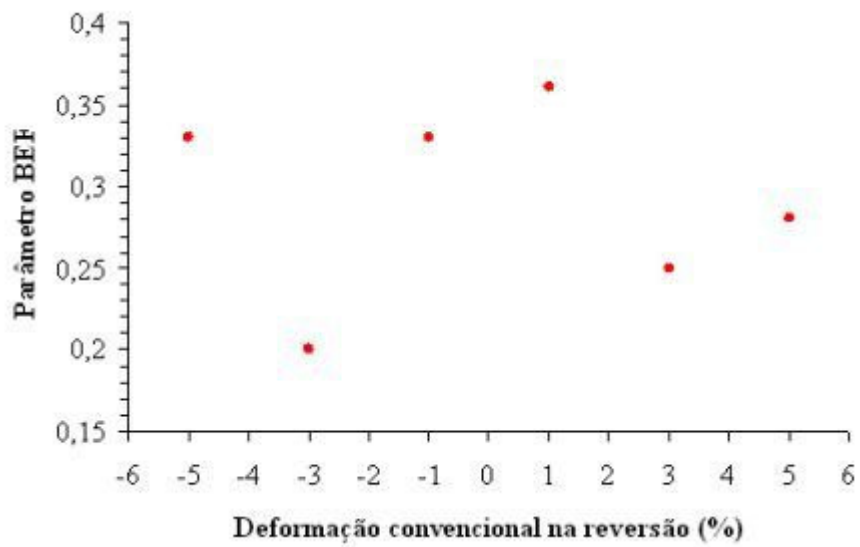


Figura103: parâmetro BEF vs deformação convencional na reversão do aço UNS S31803.

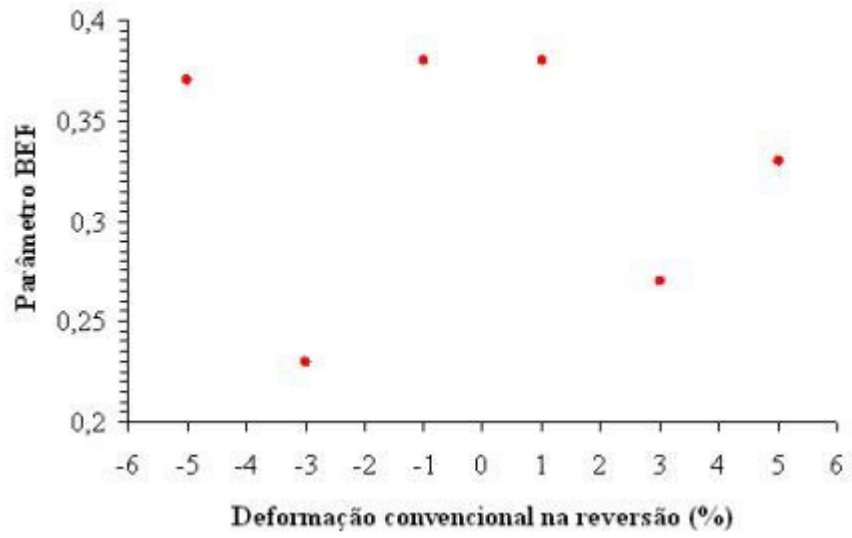


Figura104: parâmetro BEF vs deformação convencional na reversão do aço UNS S32750.

6. CONCLUSÕES

Do presente trabalho pode-se concluir que:

1) Os valores de deformação verdadeira uniforme destoam numericamente do valor do expoente de encruamento obtidos nos ensaios de tração dos três aços estudados. Além disso, os valores de expoente de encruamento obtidos nos ensaios de tração dos três aços em estudo diferem numericamente do valor do expoente de encruamento obtido em função do diâmetro médio espacial dos grãos constituintes da amostra, contrariando o modelo proposto por Morrison.

Portanto, não é possível prever o valor do expoente de encruamento em função do diâmetro médio espacial dos grãos ou a partir da deformação verdadeira uniforme dos UNS S30100, UNS S31803 e UNS S32750.

2) Nos ensaios de efeito Bauschinger de todos os aços estudados observou-se a redução da tensão limite de escoamento quando o sentido de sollicitação do material era invertido, apesar dos materiais em estudo apresentarem praticamente o mesmo valor de tensão limite de escoamento se ensaiados apenas à tração ou à compressão.

3) Os parâmetros de quantificação de efeito Bauschinger dependem de forma errática da deformação plástica imposta até a reversão do carregamento.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. CALLISTER Jr., W. D. *Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução*. LTC, 4° ed., p. 247-251.
2. SEDRIKS, A. J. *“Corrosion of Stainless Steels”*. 2° ed., Wiley-Interscience: New York, 1996, p. 1-53.
3. SOLOMON, H.D.; DEVINE Jr., T. M. *“Duplex stainless steels- a tale of two phases”*. In: Duplex stainless steels-conference proceedings. ASM Metals Park: Ohio, 1982, p. 693-99.
4. BRUNO, D.; MAGNABOSCO, R. *Influência do tamanho de grão na corrosão por pite do aço inoxidável austenítico UNS S30100* In: 13° Simpósio Internacional de Iniciação Científica da USP - SIICUSP, 2005, São Carlos.
5. SEDRIKS, A.J. *“Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steel, Corrosion”* ,n.7, v. 42, jul, 1986, p. 376-99.
6. MAGNABOSCO, R.; MELO, D. *Influência do tamanho de grão no comportamento mecânico de aço inoxidável UNS S30100*. 60° Congresso Internacional Anual da ABM – 25 a 28 de julho de 2005, Belo Horizonte.
7. Heat treating In: ASM Specialty Handbook – *“Stainless Steels”*, ASM, Metals Park, USA, 1994, p. 290-313.
8. FLOREEN, S.; HAYDEN, H. W. *“The influence of austenite and ferrite on the mechanical properties of two-phase stainless steels having microduplex structures”*. Trans. ASM, v. 61, 1968, p.489-99.
9. KOMENDA, J.; SANDSTROM, R. *“Automatic assessment of a two-phase structure in the duplex stainless steel SAF 2205”*. *“Materials characterization”*, n. 31, 1993, p.155-65.

10. MAGNABOSCO, R.; BOLOGNESI DONATO, G. H. Comportamento mecânico monotônico e cíclico de dois aços inoxidáveis duplex. 59º Congresso Internacional Anual da ABM – 19 a 22 de julho de 2004, São Paulo.
11. AGARWAL, D. C. “*Duplex stainless steels –The cost effective answer to corrosion problems of major industries*”. Key Eng. Mater. n. 2, v. 20-28, 1988, p. 1677-92.
12. NILSSON, J. O. “*Super duplex stainless steels*”. “*Materials science and technology*” .ago, 1992, v. 8, p. 685-700.
13. ASTM E 8M-04. “*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*”. ASTM- “*American Society for Testing and Materials*”, 2004, “*Committee*” E-28, p. 1-24.
14. CALLISTER Jr., W. D. “*Ciência e Engenharia dos Materiais:Uma Introdução*”.LTC, 4º ed., p. 79-92,
15. DOWLING, N. E., “*Mechanical behavior of materials*”, Prentice Hall, New Jersey, USA, 2º ed., 1999, p.102-135.
16. DIETER, G. E. “*Mechanic Metallurgy*”, McGraw Hill, London, Eng, SI Ed, 1988, pp. 275-295.
17. Filier, T; MAGNABOSCO, R. Influência da fração volumétrica de ferrita nas propriedades mecânicas e de resistência a corrosão por pite do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) In: 13º Simpósio Internacional de Iniciação Científica da USP - SIICUSP, 2005, São Carlos.
18. HAN, K.; VAN TYNE, C.J.; LEVY, B.S. “*Effect of Strain and Strain Rate on the Bauschinger Effect Response of Three Different Steels*”, Met. Trans. A, v. 36A, 2005, p. 2379-2384.

19. DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. Guanabara Koogan, S.A., RJ, 2° ed. 1981, p.209-210.
20. MATAYA, M. C.; CARR, M. J.; KRAUSS, G. “*The Bauschinger Effect in a Nitrogen-strengthened Austenitic Stainless Steel*” *Mat. Sci. Eng*, 57 (1983), p. 205-222.
21. R. L. Woolley; *Philos. Mag.*, 44 (1953) 597.
22. S. N. Buckley and K. M. Entwistle, *Acta Metall.*, 4 (1956) 35
23. Mateo, A.; Gironès, A.; Keichel, J.; Llanes, L.; Akdut, N.; Anglada, M. “*Cyclic deformation behaviour of superduplex stainless steels*”, *Mat. Sci. Eng. A*, v. 314, 2001, p. 176-185.
24. DIETER, G.E., “*Mechanical Metallurgy*”, McGraw Hill, London, Eng, SI Ed, 1988, pp. 139-144.
25. ASTM E606-04. “*Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing*”. ASTM- “American Society for Testing and Materials”, 2004, p. 1-16.
26. ASTM E112-96. “*Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*”. ASTM- “American Society for Testing and Materials”, 2004, p. 1-26
27. DOWLING, N. E., “*Mechanical behavior of materials*”, Prentice Hall, New Jersey, USA, 2° ed., 1999, p.134-135.
28. W.B. Morrison, *Trans. ASM* 59 (1966) 824-846. *Apud* P. Antonie; S. Vandeputte; J.B. Vogt. “*Empirical model predicting the value of the strain-hardening exponent of a Ti-IF steel grade*”, *Mat. Sci. Eng. A*, v.433, 2006, p. 55-63.

