



**Projeto de iniciação científica**

**INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO  
NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO  
AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO UNS  
S30100**

**Relatório final  
28 de fevereiro de 2005**

**Bolsista: DRUMOND DE MÉLO**

*e-mail: (drumelo@fe.edu.br)*

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

*e-mail: rodrmagn@fe.edu.br*

## RESUMO

Este trabalho visa estabelecer a relação entre o tamanho de grão do aço inoxidável UNS30100 e suas propriedades mecânicas. Foram determinados os limites de resistência, escoamento e ruptura, alongamento total em 25mm e redução da área, resiliência e tenacidade, além dos parâmetros da equação de Ramberg-Osgood. Os tamanhos de grão para os testes foram escolhidos através de testes em corpos-de-prova submetidos a recozimento em diferentes tempos e temperaturas. Os parâmetros que foram escolhidos levaram a corpos-de-prova tratados a 1200°C por tempos variando de 10 minutos a 24 horas. Foram executados ensaios de tração de acordo com a norma ASTM E8M-97, de onde foram estabelecidas as propriedades mecânicas para cada grupo de amostras. Foi também analisada a porcentagem de martensita  $\alpha'$  formada devido à deformação aplicada no corpo-de-prova, através de medidas magnéticas com ferritoscópio. Foi constatado que as propriedades mecânicas de tensão limite de escoamento e resistência, alongamento total em 25mm, coeficiente de resistência H e resiliência variam de forma linear com o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão, podendo ser expressas na forma da equação de Hall-Petch. Os parâmetros de tensão real de fratura, redução percentual de área e expoente de encruamento não dependem diretamente do tamanho de grão do material e portanto não podem ser expressas no formato da equação de Hall-Petch. A quantidade de martensita  $\alpha'$  contida no material não revelou dependência significativa em relação ao tamanho de grão nem tampouco à deformação real imposta ao material.

### Palavras Chave:

1. Comportamento Mecânico
2. Tamanho de grão
3. Relação de Hall-Petch
4. Aço inoxidável austenítico
5. UNS S30100



## I. OBJETIVOS

Equacionar, em relações do tipo Hall-Petch, a resistência, ductilidade, resiliência e tenacidade do aço inoxidável UNS S30100 a partir de ensaios em grupos de corpos-de-prova submetidos a recozimento para a obtenção de diferentes tamanhos de grão e verificar se a quantidade de martensita  $\alpha'$  formada por deformação também tem relação com o tamanho do grão original das amostras.

## II. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### II.1. Comportamento monotônico à tração

Para descrever o comportamento de um sólido submetido a um esforço de tração, de modo independente da sua geometria, faz-se necessário o uso dos conceitos de tensão ( $\sigma$ ) e deformação ( $\varepsilon$ ) convencional. A definição de tensão para a engenharia de materiais é a mesma daquela proveniente do estudo da resistência dos materiais: “*Tensão é a força por unidade de área resistente do material onde está sendo aplicada esta força*”<sup>[1]</sup>.

Esta área resistente é, neste caso, a área inicial ( $A_0$ ) do corpo sob a ação desta força, num plano perpendicular a linha de ação daquela força. A representação matemática é a descrita na equação 1. Já a deformação convencional é definida como sendo a deformação de um corpo por unidade de comprimento, tendo como referência o comprimento inicial do corpo ( $L_0$ )<sup>[1]</sup>. Esta relação é representada matematicamente na equação 2.

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (1) \qquad \varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2)$$

Por tomarem a área e o comprimento inicial como referência, esta tensão e deformação são chamadas de convencionais. Apesar de serem relações fundamentais para a engenharia, estas relações contém um erro por não considerar a variação da área, ao longo de uma aplicação progressiva de uma força, a fim de compensar a variação de comprimento (para assim conservar o volume total inicial). Tampouco é considerada a possível variação de comprimento do corpo após vários ciclos de carregamento. De modo a suplantarem estas deficiências, pode-se calcular a partir destas o que se chama de tensão verdadeira ( $\tilde{\sigma}$ ) e a deformação verdadeira ( $\tilde{\varepsilon}$ ). Isto é realizado através de um cálculo matemático, demonstrado a seguir.

Dividindo-se o processo de tracionamento do material em etapas, tem-se o seguinte raciocínio, para obter-se uma deformação verdadeira:

$$\tilde{\varepsilon} = \frac{L_1 - L_0}{L_0} + \frac{L_2 - L_1}{L_1} + \frac{L_3 - L_2}{L_2} + \dots + \frac{L_{n-1} - L_n}{L_{n-1}}$$

Quanto menores (e mais numerosos) forem os passos, mais precisa será a medida de deformação. Então, tomando uma diferença infinitesimal de comprimento entre os passos obtêm-se um número infinito de passos. Com isso uma deformação infinitesimal é calculada por:

$$d\tilde{\epsilon} = \frac{dL}{L} \quad (3)$$

Integrando-se a expressão 3 tendo como extremos de integração o comprimento inicial ( $L_0$ ) e o comprimento final ( $L$ ) obtém-se a deformação real total<sup>[2]</sup>:

$$\tilde{\epsilon} = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln L \Big|_{L_0}^L = \ln L - \ln L_0$$
$$\tilde{\epsilon} = \ln \frac{L}{L_0} \quad (3)$$

O problema desta expressão é que para conhecer a deformação verdadeira, é necessário que se faça um constante acompanhamento do comprimento deste corpo. Porém, há um meio de relacionar a deformação convencional e a deformação verdadeira. Decompondo a expressão 2, tem-se que:

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{L}{L_0} - 1$$
$$\epsilon + 1 = \frac{L}{L_0} \quad (4)$$

Agora, utilizando-se a expressão 4, pode-se escrever a deformação verdadeira em função da deformação convencional:

$$\tilde{\epsilon} = \ln(\epsilon + 1) \quad (5)$$

Deve-se agora obter uma expressão para a tensão real atuante no corpo. Tem-se como definição de tensão real, a seguinte expressão:

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{A} \quad (6)$$

A partir desta última e operando matematicamente, é permitido transformar a mesma em:

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{A} \cdot \frac{A_0}{A_0} = \frac{F}{A_0} \cdot \frac{A_0}{A} \quad (7)$$

Pode-se adotar a premissa de volume constante enquanto a deformação for uniforme de modo que:

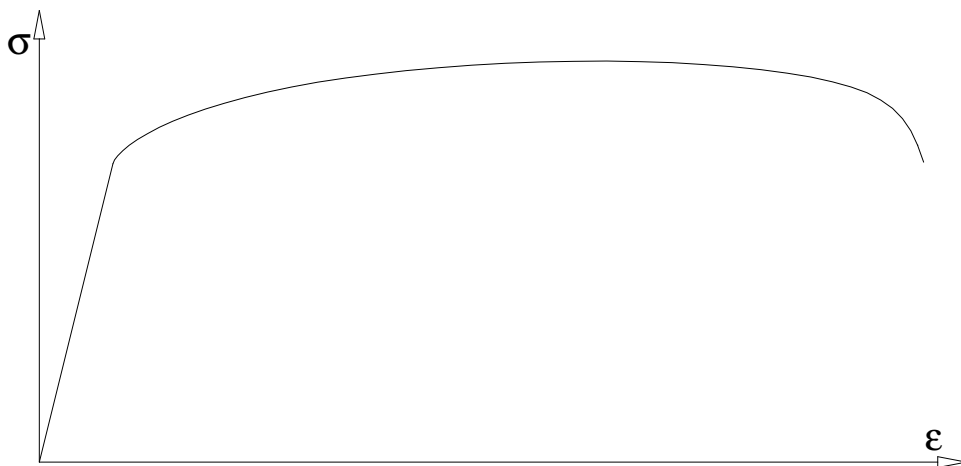
$$A_0 \cdot L_0 = A \cdot L \therefore \frac{L}{L_0} = \frac{A_0}{A} \quad (8)$$

Agora, substituindo-se a expressão 8 em 7 com posterior substituição de 4 sobre o resultado anterior, obtém-se a seguinte relação para a tensão real:

$$\tilde{\sigma} = \sigma \cdot (1 + \varepsilon) \quad (9)$$

Assim obtém-se a relação entre tensões real e convencional. De posse destas ferramentas, pode-se agora descrever o ensaio padrão de tração.

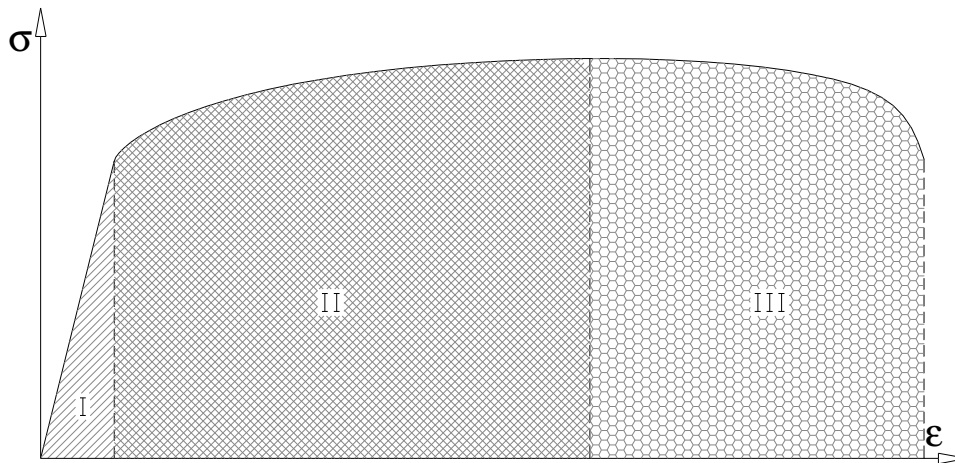
O ensaio de tração é um processo onde o material a ser testado está no formato do corpo-de-prova padrão. Este corpo-de-prova é tracionado em uma máquina que mede, durante este processo, a força de tração exercida e o deslocamento do corpo-de-prova. Estas informações são então tratadas pelas expressões 1 e 2 anteriormente citadas e apresentadas normalmente na forma de um gráfico de tensão convencional em função da deformação convencional. Este então é chamado de curva de engenharia do material e para materiais metálicos dúcteis, tem o formato apresentado pelo gráfico representado na figura 1.



**Figura 1 - Típico gráfico obtido em testes de tração realizados em materiais metálicos dúcteis.**

Pode-se visualizar a partir desta figura trechos distintos na curva gerada pelo ensaio. Isso permite dividir este gráfico em três regiões, da forma visível na figura 2,

cujo significado físico são os diferentes comportamentos do corpo-de-prova ensaiado ao longo do teste de tração.

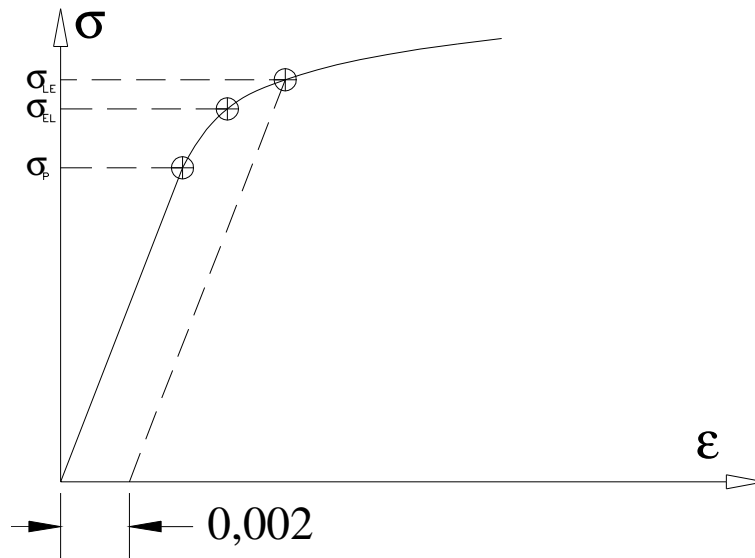


**Figura 2 - Regiões de divisão do gráfico convencional de tração**

A primeira região – cujo limite inferior é o início do teste e o limite superior é o primeiro momento onde se verifica a alteração permanente de forma – será chamada a partir de agora de região I. Neste trecho, o material do qual é feito o corpo-de-prova se encontra no regime elástico e, portanto comporta-se de maneira elástica.

Isto permite fazer duas afirmações. A primeira delas é que ao se retirar toda e qualquer carga imposta sobre um material que se encontre em condições compatíveis com as da região I, ele retornará a sua forma e dimensões originais. A segunda é que a relação entre tensão e deformação é direta e linearmente proporcional, cujo coeficiente angular é uma constante do material. Não existe nesta região nenhum escorregamento generalizado de planos cristalográficos, exceto aqueles causados por fluência do material. Como esse deslocamento é desprezível durante um teste normal de tração, ele é normalmente desconsiderado<sup>[5]</sup>.

O limite superior desta zona, como já foi dito anteriormente, é delimitado pela tensão na qual se verificam os primeiros sinais de alteração de forma – deslizamento entre os planos cristalográficos e conseqüente aumento da densidade de discordâncias. Com isso, a determinação deste ponto é de difícil execução. Ampliando e visualizando melhor o que acontece nesta área de divisa da região I, pode-se perceber na realidade não um, mas três pontos no gráfico como mostra a figura 3<sup>[2]</sup>.



**Figura 3 - Detalhe do gráfico do ensaio quando da transição entre o regime elástico e o regime plástico.**

No processo de aumento da tensão, o primeiro ponto atingido é o ponto de tensão máxima de proporcionalidade ( $\sigma_p$ ). Este ponto marca o fim do trecho elástico linear, onde a relação entre a tensão e a deformação deixa de ser linear. Este ponto pode ser obtido a partir de uma análise criteriosa do gráfico gerado, marcando-se o ponto onde ocorre o fenômeno da falta de linearidade.

Subindo a tensão a partir do ponto anterior, o próximo ponto atingido é o ponto de máxima tensão elástica ( $\sigma_{EL}$ ). Este é o último ponto no qual não há distorção de forma e dimensão caso o corpo-de-prova seja descarregado. Só pode ser obtido carregando-se o material e posteriormente, descarregando-se o mesmo e medindo-se suas dimensões.

O último, e mais importante, ponto a ser atingido é o ponto de tensão limite de escoamento ( $\sigma_{LE}$ ). Este ponto é definido como sendo a situação em que o corpo-de-prova, durante o ensaio de tração, apresenta uma deformação de 0,2%. Por ser o ponto mais simples de ser determinado, este é convencionalmente o limite da região I.

Matematicamente, pode-se representar a curva do gráfico do trecho elástico através da lei de Hooke, uma vez que a tensão é direta e linearmente proporcional à deformação. Com isso tem-se:

$$\sigma = k \cdot \varepsilon$$



A constante  $k$ , que representa o coeficiente angular da trecho elástico é uma característica do material chamada módulo de elasticidade ( $E$ ). Com isso o equacionamento para o trecho elástico resulta em:

$$\sigma = E\varepsilon \quad (10)$$

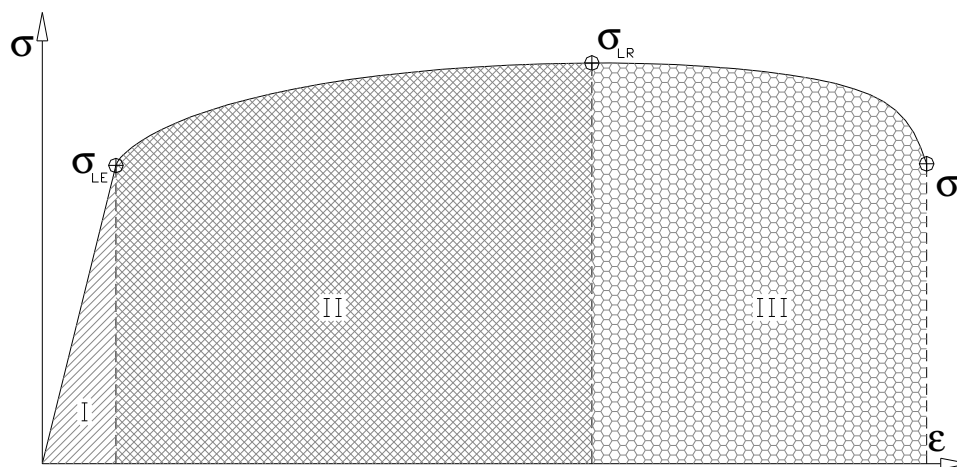
A próxima região do gráfico convencional é a região II, a qual tem como início o ponto de tensão limite de escoamento e término, o ponto chamado de tensão limite de resistência. Nesta situação, o material do corpo-de-prova entra no chamado regime plástico homogêneo. Esta região é caracterizada por uma intensa deformação no material do corpo-de-prova, causada pelo escorregamento generalizado dos planos cristalográficos, e isto é evidenciado quando do descarregamento do corpo-de-prova, no qual o gráfico de tensão desce em uma linha paralela a linha elástica, mas que não intercepta o eixo das abscissas no ponto zero. Esta é a deformação permanente – ou plástica – imposta ao corpo-de-prova. Uma consequência disto é uma intensa criação de defeitos (discordâncias) na rede cristalina e, portanto, um progressivo endurecimento deste material<sup>[3]</sup>. Este processo, que ocorre de forma homogênea, tem como interrupção o aparecimento da chamada estricção. Estricção é a deformação plástica localizada, heterogênea, e marca o fim da região II e o início da região III. Neste ponto, a tensão convencional medida no material atinge um máximo, o que faz aparecer o ponto chamado de tensão limite de resistência ( $\sigma_{LR}$ ). Como será visto a seguir, a partir deste ponto a tensão convencional cairá até que aconteça a fratura do material.

Deve-se lembrar, entretanto, que existe na região II uma deformação que ocorre sem variação volumétrica. Como o comprimento do corpo-de-prova está aumentando, há necessariamente uma redução na sua área de seção transversal, o que não é levado em conta pela expressão 1. Portanto, as tensões verdadeiras atuantes em um corpo-de-prova dentro do regime plástico são maiores que as tensões convencionais.

Atingido o ponto de tensão máxima de resistência, inicia-se a região III, ou região de deformação plástica heterogênea. Esta região é a última fase da deformação do corpo-de-prova e ela termina quando há a ruptura do mesmo. Nesta região, faz-se presente o fenômeno da estricção, o qual reduz a seção resistente do corpo-de-prova. Por esse motivo, as tensões registradas dentro desta região são decrescentes, pois uma

seção transversal de área cada vez menor está resistindo a uma força cada vez maior. Porém, mais uma vez lembra-se que a expressão que trata matematicamente os dados de tensão (1), usa como referência a área inicial do corpo-de-prova. Como isso, há a impressão errada de que o material perde resistência.

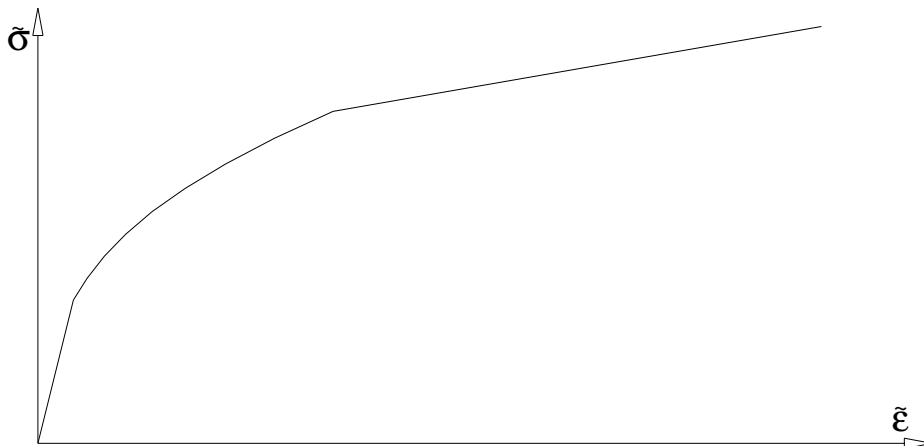
O ensaio termina quando é atingido a tensão de fratura, onde o corpo-de-prova se rompe e a força que age sobre ele cai a zero instantaneamente. Definidos todos os pontos e regiões, o gráfico convencional do ensaio de tração é semelhante ao apresentado na figura 4, com todos os respectivos pontos e fronteiras assinaladas.



**Figura 4 - Gráfico completo de um ensaio convencional de tração.**

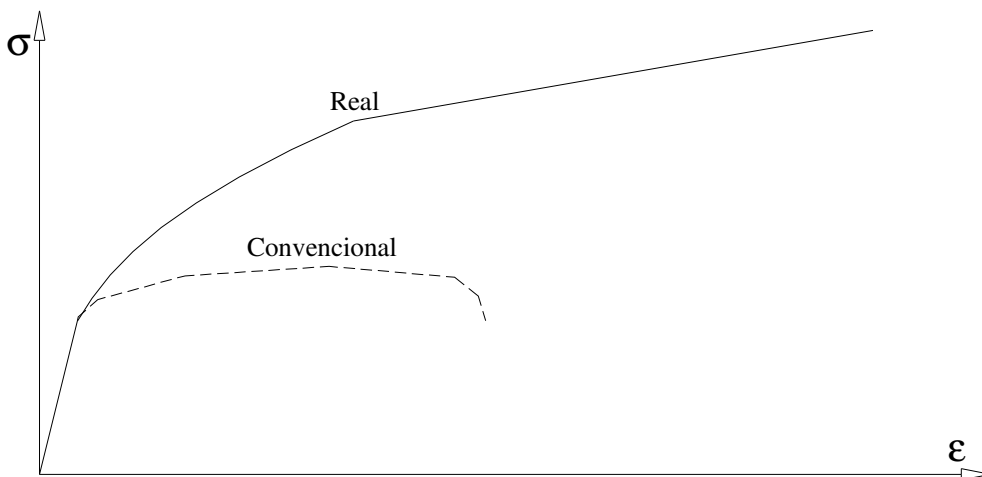
Apesar de impreciso nas regiões II e III, é do ensaio convencional que se obtém alguns dos principais pontos usados na engenharia para o projeto de elementos metálicos, como o valor do módulo de elasticidade e da tensão limite de escoamento. É ainda do gráfico de tração convencional que, após tratamento matemático, resulta o gráfico de ensaio real, como será visto a partir de agora.

O ensaio real de tração é derivado do ensaio convencional de tração e seu gráfico típico é o mostrado na figura 5



**Figura 5 - Gráfico de ensaio real de tração.**

Percebe-se de forma imediata as principais diferenças entre o gráfico do ensaio verdadeiro e o do ensaio convencional. O gráfico verdadeiro mostra tensões sempre crescentes e, apesar de também possuir três regiões distintas correspondentes às do gráfico convencional, as tensões e deformações reais são bem mais elevadas quando comparadas às tensões convencionais. Pode-se ver este fato numa superposição dos dois gráficos como na figura 6



**Figura 6 - Comparativo entre o gráfico real e o gráfico convencional de ensaios de tração.**

O gráfico real é uma ferramenta valiosa para o entendimento do comportamento do material, uma vez que alguns fenômenos, que são de difícil explicação quando utiliza-se o gráfico convencional, tornam-se simples quando se usa o gráfico real.

Para o trecho elástico, ambos os gráficos são equivalentes. Não há diferença significativa entre o trecho elástico convencional e o elástico real. Portanto, pode-se

afirmar que qualquer propriedade definida para o trecho elástico de um material é válida tanto para valores convencionais quanto para valores reais de tensão e deformação.

O mesmo não pode ser dito para o trecho plástico homogêneo (região II). Tratando-se os dados obtidos de tensão para o gráfico convencional pela expressão 9, obtém-se os dados de tensão real. Fazendo-se o mesmo para os valores de deformação convencional (através da expressão 5), obtém-se os valores respectivos para a deformação real. De posse desses pares ordenados, traça-se a curva de tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira para o trecho plástico homogêneo. Pode-se ver que o comportamento da curva para este trecho plástico é mais suscetível a um modelo matemático do que o seu equivalente convencional, e que este corresponde a uma curva exponencial de formato descrito pela expressão abaixo, chamada também de equação de Hollomon:

$$\tilde{\sigma} = H \cdot \tilde{\epsilon}_p^n \quad (10)$$

Com isso, definem-se duas novas constantes características do material. O coeficiente de resistência  $H$  e o coeficiente de encruamento  $n$ .

Mais uma vez, como as expressões 5 e 9 apenas são válidas enquanto o material não ultrapassa o limite de resistência, o mesmo acontece com a expressão 10, por estar baseada em dados vindos das expressões anteriores. Após o aparecimento da estricção (região III), não há mais um estado simples de tensões no corpo-de-prova, tampouco um estado homogêneo de deformação<sup>[4]</sup>. Na posição onde se forma o pescoço, existe um estado triplo de tensões agindo sobre o material que persiste até o momento da ruptura deste corpo. De modo a compensar o aparecimento deste estado triplo de tensões, um fator de correção é utilizado.

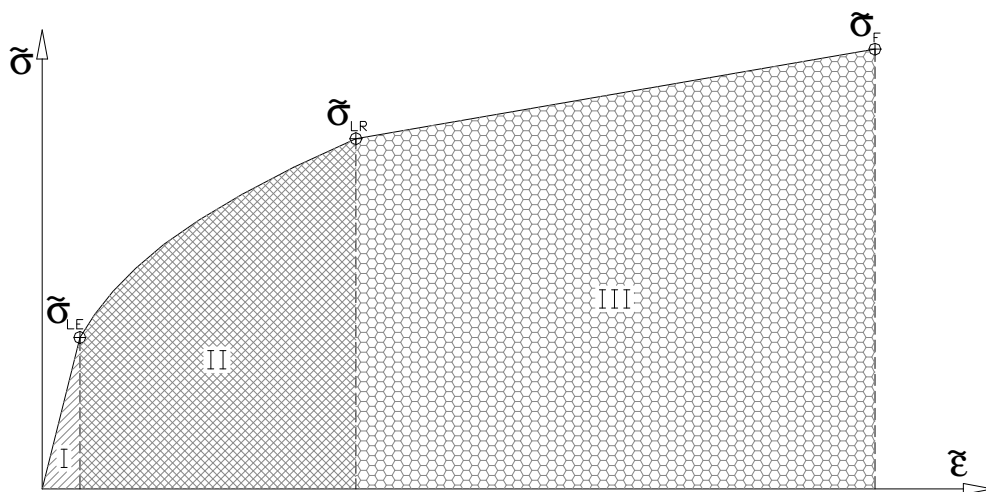
O fator de correção de Bridgman pode ser calculado levando-se em conta o diâmetro da estricção e o raio de arredondamento da mesma. Esta correção é um fator multiplicativo, menor que 1, que efetivamente reduz o valor de tensão verdadeira calculada através da equação 10 para se levar em conta o estado triplo e a redução de área que se faz presente na estricção. Este fator é calculado, para corpos-de-prova de seção cilíndrica, usando-se a equação 11<sup>[4]</sup>:

$$B = \frac{1}{\left(1 + 4 \cdot \frac{R}{D_{\min}}\right) \cdot \ln\left(1 + \frac{D_{\min}}{4R}\right)} \quad (11)$$

Onde  $R$  é o raio de curvatura do pescoço formado e  $D_{\min}$  é o diâmetro da parte mais delgada do pescoço. Depois, faz-se necessário o valor da tensão atuante sem levar em conta o aparecimento de estrição no corpo-de-prova. Para tanto, utiliza-se a expressão 6, tomando-se a área no ponto mais delgado do corpo-de-prova. O valor da tensão corrigida para a estrição é então dada por

$$\tilde{\sigma}_B = \tilde{\sigma} \cdot B \quad (12)$$

O modo mais comum de uso desta expressão é após a fratura do corpo, mede-se o diâmetro do pescoço, o raio de arredondamento do mesmo e registra-se a força atuante no momento da ruptura. Aplica-se então as expressões 11 e 12 para o limite de ruptura. Porém, nada impede de que sejam feitas medições durante o ensaio de modo a se obter diversos pontos para este trecho. Assim, o gráfico completo do ensaio real de tração é o apresentado na figura abaixo.



**Figura 7 - Gráfico de ensaio real de tração com os pontos principais e as regiões de diferentes comportamentos do corpo-de-prova**

Da curva tensão-deformação convencionais definem-se as chamadas propriedades mecânicas de um material. São elas a rigidez, a resistência, a ductilidade a resiliência e a tenacidade.

Rigidez é definida como a propriedade mecânica que o material apresenta de resistir a deformações quando exposto a uma carga solicitante. Nos gráficos descritos

nas figuras de 1 a 7, esta propriedade é representada pela inclinação do trecho linear inicial, quando o material ainda está em seu regime elástico. A inclinação – ou coeficiente angular – desta rampa, como já foi visto, recebe o nome de módulo de elasticidade ( $E$ ) ou também, módulo de Young. Este pode ser calculado pela seguinte expressão:

$$E = \tan \alpha = \frac{\Delta \sigma}{\Delta \varepsilon} \quad (13)$$

E como já foi apresentado, a relação de proporcionalidade entre tensão e deformação é linear e obedece à expressão 10.

Como os valores de  $E$  são muito elevados nos metais, os valores das tensões reais e de engenharia são praticamente idênticos pois as deformações são muito pequenas.

A resistência é uma propriedade do material que responde por promover um obstáculo para que ocorram deformações plásticas no material. São representadas nos gráficos pelas transições entre as regiões de comportamento, através dos limites de escoamento ( $\sigma_{LE}$ ), de resistência ( $\sigma_{LR}$ ) e de ruptura real ( $\tilde{\sigma}_F$ ).

A ductilidade é uma propriedade que visa descrever o quanto um material se deforma quando no regime plástico de deformação. É uma propriedade útil para materiais que devam sofrer grandes mudanças de forma. Uma barra de cobre é muito mais dúctil do que um pedaço de rocha, por apresentar uma possibilidade de deformação muito maior que a última. É esta propriedade que divide os materiais em dúcteis (que se apresentam alongamento antes da ruptura) e frágeis (que não apresentam alongamento significativo antes da ruptura). Ela é definida em função do alongamento total através da seguinte expressão:

$$A_T^{L_0} = \varepsilon_F \cdot 100 = \frac{L_F - L_0}{L_0} \cdot 100 \quad (14)$$

Porém, devido a ocorrência da estricção, tem-se também a definição da ductilidade em função da medida da redução de área como na expressão 15 ou como pela deformação real na fratura de acordo com a expressão 16:

$$RA = \left( \frac{A_0 - A_F}{A_0} \right) \cdot 100 \quad (15)$$

$$\tilde{\varepsilon}_F = \ln \left( \frac{100}{100 - RA} \right) \quad (16)$$

Pode-se, a partir das equações apresentadas, representar o comportamento do material ao longo do ensaio de tração por uma expressão matemática. Tem-se que a deformação no corpo-de-prova ao longo do ensaio é a somatória da deformação elástica e da deformação plástica. Então:

$$\varepsilon_T = \varepsilon_E + \varepsilon_P \quad (17)$$

Esta equação pode – e deve – ser desenvolvida em parcelas discretas. A deformação elástica pode ser descrita matematicamente como:

$$\tilde{\varepsilon}_E = \frac{\tilde{\sigma}}{E} \quad (18)$$

Da mesma forma, pode-se equacionar a deformação plástica de acordo com a equação 19:

$$\tilde{\varepsilon}_P^n = \frac{\tilde{\sigma}}{H}$$
$$\tilde{\varepsilon}_P = \left( \frac{\tilde{\sigma}}{H} \right)^{1/n} \quad (19)$$

Substituindo-se as equações 18 e 19 na equação original 17, temos a seguinte relação matemática:

$$\tilde{\varepsilon} = \tilde{\varepsilon}_E + \tilde{\varepsilon}_P = \frac{\tilde{\sigma}}{E} + \left( \frac{\tilde{\sigma}}{H} \right)^{1/n} \quad (20)$$

Esta relação é conhecida como relação de Ramberg-Osgood e relaciona a deformação verdadeira total com a tensão verdadeira aplicada ao material. É uma relação de deformações em função de tensões, que é exatamente o oposto do que é costume se trabalhar, porém, é de grande auxílio quando se tem a necessidade de descrever – por meio de equações matemáticas – a deformação de um material.

Em termos de energia, há duas propriedades a serem discriminadas. A resiliência, que é a energia absorvida pelo material enquanto se encontra no regime elástico e a tenacidade, que é a energia total absorvida pelo material até o momento de sua ruptura. Para o cálculo da resiliência – sendo esta uma propriedade do trecho elástico, suas versões convencionais e reais são equivalentes e numericamente idênticas, e se pode assumir que o trecho elástico não linear é desprezível. Então, calcula-se a área (energia absorvida no processo de deformação elástica) abaixo do

trecho elástico do gráfico de ensaio do material. Este processo retorna como resultado a equação 21:

$$u_R = \tilde{u}_R = \frac{\sigma_{LE}^2}{2E} \quad (21)$$

De modo semelhante, a tenacidade pode ser calculada pela área total sob a curva de tensão em função da deformação. Simplificadamente, o valor numérico desta propriedade mecânica pode ser calculado como a área de um retângulo, traçado sobre o gráfico de tensão-deformação convencional, cujo comprimento é igual à deformação total convencional e a altura igual a média aritmética dos valores de tensão limite de escoamento e de tensão limite de resistência<sup>[3]</sup>. Assim, tem-se a expressão 22:

$$u_T = \varepsilon \cdot \frac{\sigma_{LE} + \sigma_{LR}}{2} \quad (22)$$

## II.2. Comportamento plástico de estruturas metálicas policristalinas

A deformação plástica de um material metálico monocristalino deve-se ao escorregamento dos planos cristalográficos e conseqüente aumento da densidade de discordâncias deste cristal. Estas discordâncias devem se movimentar pela rede cristalina do material de modo a permitir que o material continue a se deformar. Dificultar o movimento de discordâncias em um material é dificultar o processo de deformação e isto acarreta, portanto, um aumento na resistência mecânica do material no que tange à deformação.

Materiais policristalinos, entretanto, são constituídos de grãos, os quais são minúsculos monocristais. Estes estão empilhados uns sobre os outros, agrupados em um sólido de tamanho macroscópico. Estes grãos são originalmente formados quando da solidificação do material, durante o seu resfriamento. Quanto mais lento for este resfriamento, menor a quantidade de núcleos de solidificação e maiores serão os tamanhos dos grãos originais. Isto se deve ao fato de que dois grãos, pertencentes a um mesmo material, têm seu crescimento interrompido quando se tocam, e forma-se então uma superfície de interface granular chamada de contorno de grão.

Além disso, dois grãos adjacentes podem não ter seus planos cristalinos orientados na mesma direção. Quando isto acontece, uma discordância que está



caminhando dentro de um grão encontra o contorno do mesmo, ela não vence com facilidade este obstáculo e retarda o seu movimento. Portanto, aumentar a quantidade de contornos de grão dificulta o movimento das discordâncias. Uma das maneiras mais eficazes de se aumentar a quantidade destes contornos é diminuir o tamanho dos grãos, diminuindo conseqüentemente sua área superficial individual. Isto implica em aumentar a área total de interface entre os grãos e, por conseqüência, aumentar a resistência mecânica deste material<sup>[5]</sup>.

Cientes destes efeitos, dois cientistas, Hall e Petch trabalharam em dois temas diferentes, porém, chegaram à mesma relação matemática:

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2} \quad (22)$$

Nesta relação descreve-se que a resistência mecânica do material depende do diâmetro médio dos grãos  $d$ , enquanto que  $\sigma_0$  e  $k$  são constantes do material. É sabido, entretanto, que esta relação não é seguida em materiais que possuem grãos muito grosseiros misturados com grãos de pequeno tamanho<sup>[5]</sup>.

A mesma relação de Hall-Petch pode ser adaptada para outros parâmetros físicos do material que dependam diretamente do tamanho de grão na quantificação da magnitude de suas intensidades.

### II.3. Aços inoxidáveis austeníticos

São chamados de aços inoxidáveis a família de aços ao carbono que contém, em sua composição química, quantidades superiores a 12% em massa de cromo em solução sólida. Uma propriedade então conferida por esse elemento é a elevada resistência á corrosão.

Esta proteção é realizada por uma película de óxido de cromo, que se forma sobre o material nú assim que o mesmo entra em contato com o oxigênio. Esta película de óxido formada é invisível, além de ser impermeável e aderente ao metal, isolando-o de futuros ataques corrosivos, efetivamente interrompendo o processo de corrosão em sua superfície. Caso esta película seja arranhada ou arrancada, uma nova película se formará se houver oxigênio presente, mesmo em pequenas quantidades, no meio no qual o metal está exposto. Maiores quantidades de cromo e outros elementos

de liga podem ser adicionados ao aço a fim de conferir melhorias em suas propriedades mecânicas.

Dentre as variedades de aços inoxidáveis pode-se encontrar os aços inoxidáveis austeníticos. Estes aços são assim classificados por apresentar a estrutura cristalina do ferro organizada de forma cúbica de face centrada (CFC) ou austenítica de forma estável em temperatura ambiente e mesmo abaixo dela. Este é o caso de um dos mais comuns dentre os aços inoxidáveis, o UNS S30100.

Sendo uma modificação da comum liga de 18% de cromo e 8% de níquel, o UNS S30100 é classificado como um aço cromo-níquel. Sua principal utilização são produtos que necessitem de alta resistência mecânica, mas que também necessitem de elevada ductilidade. Isto se deve ao fato de que este material realiza uma mudança de fase sólido-sólido devido à deformação<sup>[9]</sup>.

Basicamente, o UNS S30100 em sua condição recozida apresenta uma estrutura cristalina tipicamente austenítica. Contudo, quando este material é submetido a deformação plástica, esta estrutura austenítica, outrora estável, torna-se instável e ocorre a mudança gradual da estrutura para a forma martensítica. Esta por sua vez, é muito mais resistente e dura que a fase austenítica e mais ainda, enquanto a austenita é não-magnética, a martensita  $\alpha'$  é ferromagnética. Isto pode ser facilmente constatado por meio de um pequeno ímã. Quando o UNS S30100 está em sua condição recozida, não há interação entre o metal e o ímã, porém, quando o material é submetido a deformação plástica, verifica-se uma interação (atração) entre o material e o ímã.

É sabido também que não apenas o UNS S30100 apresenta esta característica, mas também outros aços inoxidáveis como o UNS S30400 e que esta transformação é fortemente dependente da temperatura.

Esta transformação, todavia, é reversível através do recozimento do material deformado em temperaturas na faixa dos 1010-1120°C. Esta faixa de temperatura está fora da faixa onde ocorre a precipitação cromo na forma de carbonetos (o que acontece preferencialmente nos contornos de grão) – entre 425° e 900°C – e enfraquece o material quanto a resistência à corrosão.

Além das características mecânicas normais, os aços inoxidáveis austeníticos possuem outras características interessantes para o seu uso diário como por exemplo:



tem a melhor resistência à corrosão quando comparado com os outros tipos, excelente soldabilidade, facilidade de limpeza e higienização – o que favorece o seu uso em equipamentos alimentícios, domésticos e hospitalares, muito boa resistência tanto em altas quanto em baixas temperaturas.

### III. MATERIAIS E MÉTODOS

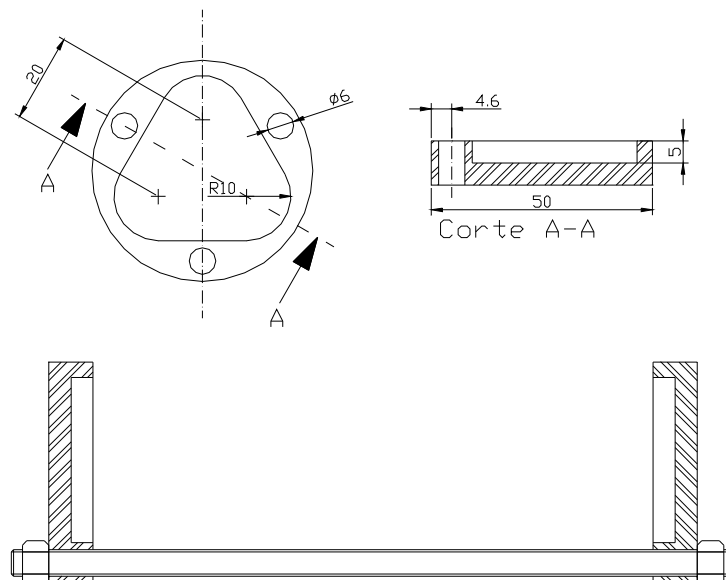
#### III.1. Materiais

O material foco do estudo é o aço inoxidável UNS30100, fornecido em barras de composição química dada na tabela I e posteriormente usinado no formato do corpo-de-prova padrão de ensaios de tração segundo norma ASTM E8M-97. Para o estudo das temperaturas e tempos a serem utilizados nos recozimentos, utilizaram-se segmentos circulares de aproximadamente cinco milímetros cortados das extremidades dos corpos-de-prova.

**Tabela I: Composição química do material de ensaio**

C	Cr	Si	Mo	Ni	Mn	S	P	Fe
0,046	17,66	0,28	0,25	7,91	1,44	0,029	0,026	balanço

Para o estudo prévio dos tempos e temperaturas, foi usado também um forno do tipo tubular para aquecimento de pequenos volumes. Para o tratamento dos corpos-de-prova de tração propriamente ditos, foi utilizado o mesmo forno do tipo tubular, com o auxílio de um porta-amostras especialmente construído para tal finalidade e apresentado na figura 8. O referido forno está disponível no LabMat-FEI.



**Figura 8. Desenho em corte do porta amostras construído para o processo de tratamento térmico dos corpos de prova em forno tubular.**

## III.2. Métodos

### III.2.1. Ensaio exploratório:

Para caracterização inicial do material de estudo, um dos corpos-de-prova na condição como recebido foi ensaiado na máquina MTS no modo de tração simples. Deste corpo-de-prova inicial, foram cortados de suas extremidades pequenos discos circulares de aproximadamente 5 milímetros de altura. Estes discos foram então limpos e preparados para tratamento térmico no forno tubular.

Estabeleceu-se no projeto de pesquisa que todos os tratamentos térmicos deveriam ser feitos em atmosfera de nitrogênio, mas devido à impossibilidade momentânea, os testes foram feitos em vácuo. Este procedimento foi adotado para minimizar a oxidação na superfície das amostras. Foram feitos recozimentos nas temperaturas de 1100°C, 1150°C e 1200°C. Para todas estas temperaturas foi realizado o processo em tempos de 30 minutos, 1 hora, 2 horas e 6 horas de forno, exceto a temperatura de 1200°C, na qual foram também realizados tratamentos de 10 minutos e de 24 horas.

### III.2.2. Análises metalográficas

Estas amostras tratadas foram cortadas no sentido longitudinal e embutidas em baquelite em pares – uma das metades apresentando a secção longitudinal e a outra metade apresentando a secção transversal das barras. A seguir foram polidas na politriz automática Struers Abramin. Foi utilizado inicialmente um programa de polimento para aço inoxidável dúplex descrito na tabela II, que continha uma etapa de ataque de caráter básico feito com líquido contendo abrasivo de sílica coloidal em suspensão, chamado OP-S. Apesar do procedimento se revelar de certa forma inadequado, pois produzia manchas e riscos nas superfícies, o mesmo era suficiente para uma pré-seleção das microestruturas desejadas.

**Tabela II: Programa de polimento para aços inoxidáveis dúplex existente no LabMat-FEI, usado na primeira etapa de polimento para caracterização inicial de microestrutura.**

Passo	Suporte	Tam. do Abrasivo	Lubrificante	Força	Vazão do dosador		Programa da Politriz		
					Lubrificante	Abrasivo	Tempo	RPM	W/D
1	Rotal	#220	Água	200N	-	-	2'00"	150	W
2	Rotal	#320	Água	200N	-	-	3'00"	150	W
3	Rotal	#500	Água	200N	-	-	4'00"	150	W
4	Dedal	6 $\mu$ m	Álcool	200N	3 gotas/seg	-	4'00"	150	D
5	Dedal	3 $\mu$ m	Álcool	200N	3 gotas/seg	-	4'00"	150	D
6	Dedal	1 $\mu$ m	Álcool	200N	3 gotas/seg	-	4'00"	150	D
7	Dedal	1 $\mu$ m	Álcool	120N	3 gotas/seg	-	2'00"	300	D
ou	OP-NAP	OP-S	-	120N	-	OPS	3'00"	150	-

As amostras pré-selecionadas passaram por um segundo polimento, desta vez adotada nova seqüência para o aço inoxidável em estudo, sendo descrita na tabela III, e feita nova avaliação microestrutural, confirmando a seleção feita. A seguir, foram feitas medidas de tamanho de grão através do sistema de microscopia Leica e do programa Leica QWIN Q-500, de acordo com a norma ASTM E-112-96. Foi utilizado o ataque eletrolítico com solução aquosa 10% ácido oxálico, a 6 Vcc, para revelação da microestrutura.

**Tabela III: Programa de polimento para aços inoxidáveis austeníticos adotado para a segunda etapa de polimento de modo a melhorar a caracterização microestrutural.**

Passo	Suporte	Tam. do Abrasivo	Lubrificante	Força	Vazão do dosador		Programa da Politriz		
					Lubrificante	Abrasivo	Tempo	RPM	W/D
1	Rotal	#220	Água	250N	-	-	2'00"	150	W
2	Rotal	#320	Água	250N	-	-	3'00"	150	W
3	Rotal	#500	Água	200N	-	-	4'00"	300	W
4	Dedal	6 $\mu$ m	Álcool	200N	3 gotas/seg	-	4'00"	300	D
5	Dedal	3 $\mu$ m	Álcool	200N	3 gotas/seg	-	3'00"	300	D
6	Dedal	1 $\mu$ m	Álcool	200N	3 gotas/seg	-	3'00"	300	D
7	Dedal	0,25 $\mu$ m	Álcool	200N	3 gotas/seg	-	2'00"	300	D

### III.2.3. Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos dos corpos-de-prova foram executados no forno tubular do LabMat-FEI sob atmosfera de N<sub>2</sub>, para prevenir oxidação. Foram executados todos os tratamentos térmicos planejados em todas as grupos de amostras, sendo que os corpos de um mesmo grupo foram tratados simultaneamente. O resfriamento foi feito em água, de modo a prevenir a possível precipitação de carbonetos de cromo na estrutura cristalina. Obteve-se então 6 grupos de corpos-de-prova, cada um com 6 amostras. Uma das amostras de cada grupo foi separada para

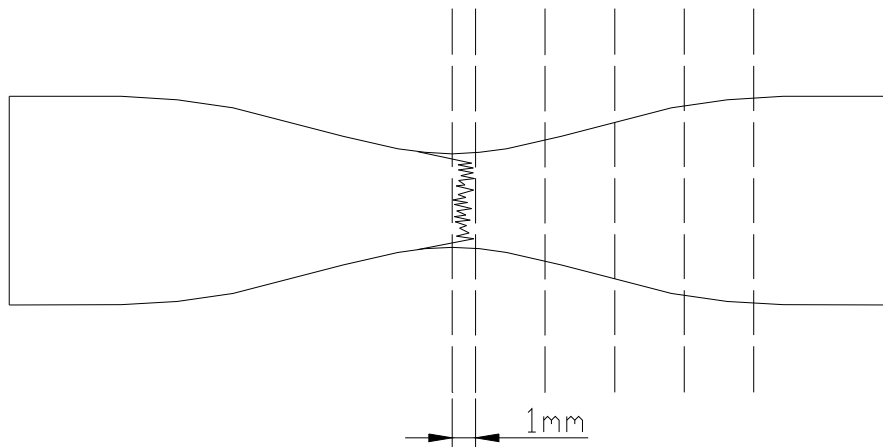
outros fins e, com isso, 5 amostras de cada tratamento estavam disponíveis para os ensaios de tração.

#### III.2.4. Ensaios efetivos

Os ensaios efetivos tiveram início com a preparação dos corpos-de-prova de tração. Estes corpos foram lixados para que se removesse a capa de óxido formada durante o tratamento térmico. Posteriormente, estas amostras foram polidas a fim de se eliminar defeitos superficiais que pudessem interferir no ensaio.

Iniciou-se então a etapa de ensaios de tração, realizados na máquina MTS e com o auxílio da estação de controle e do software de controle respectivo. Todos os corpos-de-prova foram tracionados até a ruptura, os dados dos ensaios foram colhidos e posteriormente tratados e organizados via planilha eletrônica. Desta planilha são obtidas as seguintes propriedades: tensão limite de escoamento, resistência e ruptura corrigida, alongamento total, redução percentual de área, resiliência, tenacidade, deformação real na fratura e os parâmetros  $H$  e  $n$  da equação de Hollomon.

Após os ensaios, um corpo-de-prova fraturado de cada série foi separado e embutido em resina. Isto feito, estas amostras foram seccionadas longitudinalmente ao meio e, a partir do ponto de fratura, traçou-se linhas de referência de acordo com a figura 9 de modo a se marcar os pontos onde a medida de fase magnética – martensita  $\alpha'$  – foi medida com o auxílio do ferritoscópio Fischer e também onde seriam feitas as medidas de diâmetro a fim de se calcular a deformação real na seção. Estas marcas foram feitas da seguinte forma: uma marca no centro da estrição, uma marca 1mm distante da primeira e mais quatro marcas equidistantes, sendo que a quinta marca a partir do centro fosse feita em uma região em que o diâmetro já fosse razoavelmente constante.



**Figura 9 – Diagrama de traçagem das linhas de referência para a medição da porcentagem de martensita  $\alpha'$  com o ferritoscópio.**

Também separou-se 6 amostras cortadas das cabeças dos corpo-de-prova, uma de cada grupo de controle, e embutiu-se as mesmas em baquelite. Efetuou-se nestas amostras o mesmo polimento da tabela III, praticado quando dos ensaios exploratórios a fim de se possibilitar o ataque com ácido oxálico e posterior medição do diâmetro médio espacial do grão, através do microscópio Leica com o auxílio do programa QWIN Q-500, segundo a norma ASTM E-112-96.

As amostras restantes foram levadas a um projetor de perfil onde a fratura foi recomposta por encaixe e o raio de arredondamento na região da fratura foi medido para que fosse possível de se calcular a correção de Bridgman (Equação 11).



## IV. Resultados Experimentais

### IV.1. Ensaios exploratórios

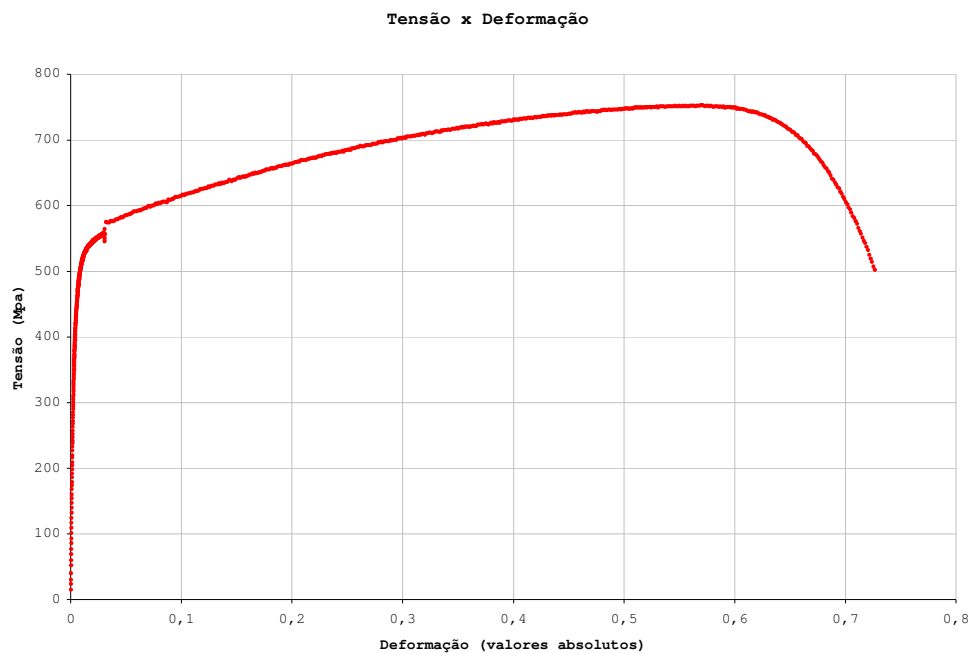
#### IV.1.1. Ensaio de tração

O ensaio realizado serviu para caracterização e determinação das características do material assim como recebido. O diâmetro do corpo-de-prova era de 10,0mm e seu comprimento inicial era de 18,0mm. Fez-se marcas no trecho útil do corpo-de-prova em intervalos de 2,5 milímetros. Feito o ensaio, obtiveram-se as propriedades mecânicas da tabela IV.

**Tabela IV – Propriedades mecânicas do aço inoxidável UNSS30100 obtidas através do ensaio de tração regido pela norma ASTM E8M-97**

$E$ GPa	$\sigma_{LE}$ MPa	$\sigma_{LR}$ MPa	$A_T^{25}$ %	RA %	$\tilde{\sigma}_F$ MPa	$\tilde{\epsilon}_F$
149	420	753	72,80	77,20	2204	1,4820

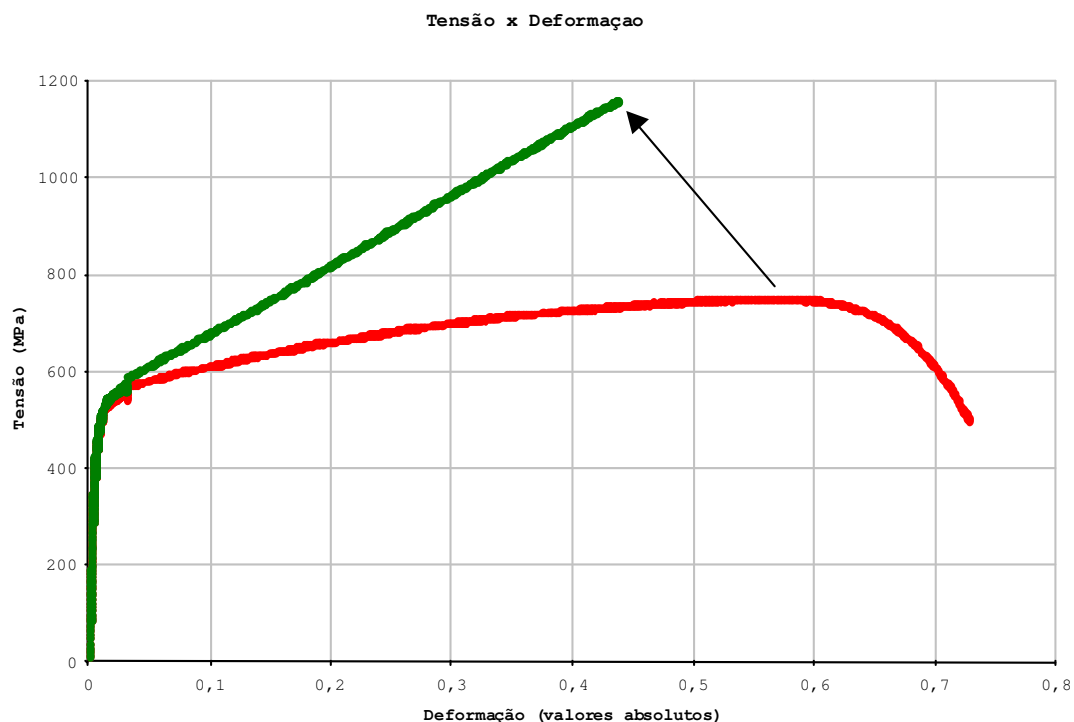
A curva  $\sigma \times \epsilon$  é mostrada na figura 8:



**Figura 10 - Gráfico de tensão e deformação convencional gerada através dos dados extraídos da MTS**

Nota-se também na figura 10, um ressalto no gráfico quando da transição elástica-plástica do material. Este fato foi registrado quando da retirada do extensômetro do ensaio, passando-se ser o LVDT interno à máquina o registrador de posição da cabeça móvel e, por conseqüência, do comprimento atual do corpo-de-prova. Apesar de serem ambos instrumentos precisos, uma diferença de método de medição e controle do ensaio gera o ressalto.

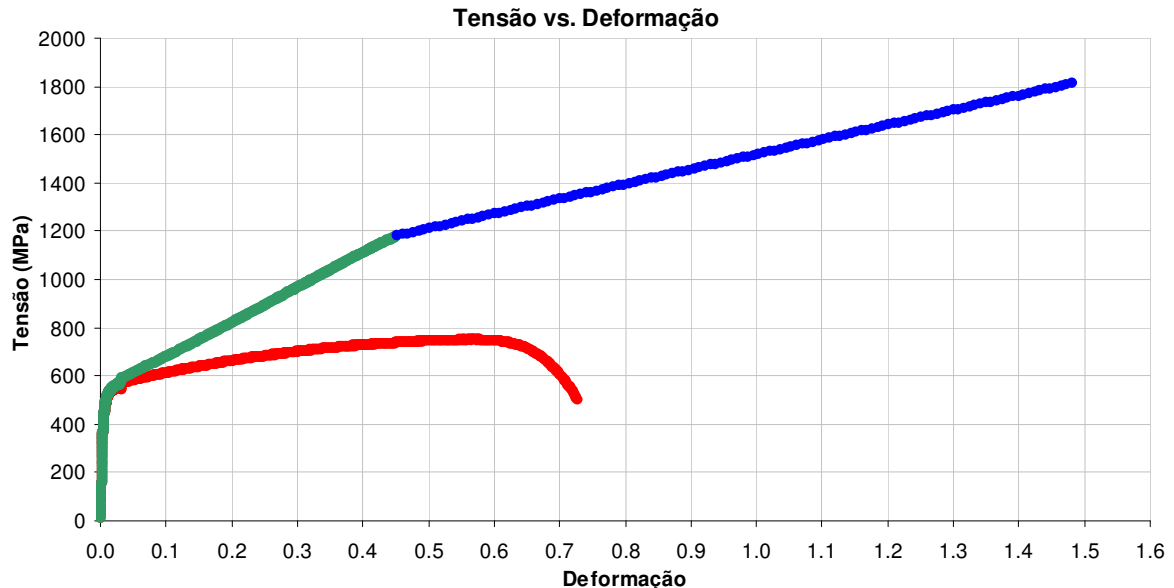
Depois disso, trataram-se os dados com as expressões deduzidas na revisão bibliográfica para se obter a curva real de tensão versus deformação, primeiramente sem a correção de Bridgman para a formação de estrição. O gráfico de tensão verdadeira em função da deformação verdadeira é visto na figura 11, em verde, sobreposto ao gráfico da figura 10.



**Figura 11 - Sobreposição do gráfico convencional (em vermelho) e do gráfico real sem correção de Bridgman (em verde) .**

A partir da figura 11, pode-se verificar que não há, como foi antes dito, variação significativa dentro do trecho elástico do teste. Entretanto, uma diferença significativa se revela dentro do trecho plástico. Deve-se notar neste gráfico que o último dado não corresponde à ruptura, e sim, ao início da região de deformação plástica localizada (limite de resistência).

Aplicando-se a correção de Bridgman para o trecho seguinte, obtém-se o gráfico completo de tensão real em função da deformação real (figura 12) onde se representa a curva convencional em vermelho, a curva real em verde e a correção de Bridgman da curva real em azul:



**Figura 12 - Sobreposição dos gráficos convencionais (em vermelho) e reais (em verde), apresentando a correção de Bridgman para o trecho de deformação plástica heterogênea (em azul).**

A partir dos dados da figura 11, pode-se calcular os valores dos parâmetros da equação de Ramberg-Osgood. Verifica-se que o valor da constante  $H$  é de  $983\text{MPa}$  e da constante  $n$  é de  $0,1370$ . Com isso, a equação do trecho plástico real é  $\tilde{\sigma} = 983 \cdot \tilde{\epsilon}^{0,1370}$  e a equação completa de Ramberg-Osgood é

$$\epsilon = \frac{\sigma}{149 \cdot 10^3} + \left( \frac{\sigma}{983} \right)^{1/0,1370}.$$

Com isso, há subsídios para calcular as energias absorvidas pelo material e seus valores são apresentados na tabela V:

**Tabela V – Valores das energias características do aço inoxidável UNSS30100.**

$U_R$	$U_T$
$J/mm^3$	$J/mm^3$
$5,92 \cdot 10^{-4}$	0,427

#### IV.1.2. Definição de tempos e temperaturas de recozimento

Inicialmente planejou-se o recozimento das amostras de UNSS30100 nas temperaturas de 1100°C, 1150°C e 1200°C pelos tempos de 30 minutos, 1 hora, 2 horas e 6 horas. Após estes tratamentos, as amostras foram cortadas, polidas e tiveram a sua microestrutura analisada. Verificou-se que nas amostras recozidas à 1100°C, as diferenças microestruturais não eram tão significativas quanto necessário, o mesmo ocorrendo com as amostras recozidas a 1150°C. Para as amostras recozidas a 1200°C, a microestrutura revelou-se bem variada, com tamanhos de grão de dimensões substancialmente diferentes.

Visto isso, foram realizados recozimentos por períodos de 10 minutos, 0,5 hora, 1 hora, 2 horas, 6 horas e de 24 horas à 1200°C, com a finalidade de produzir grãos de diferentes dimensões, como mostram as micrografias das figuras 13 a 18.



**Figura 13 - Micrografia da amostra de aço inoxidável UNSS30100 submetida ao ataque eletrolítico com ácido oxálico por 30 segundos mostrando os contornos de grão e de macla do material original.**



**Figura 14 - Micrografia da amostra de aço inoxidável UNS30100 submetida ao ataque eletrolítico com ácido oxálico por 30 segundos mostrando os contornos de grão e de macla do material tratado por 0,5 hora a 1200°C.**



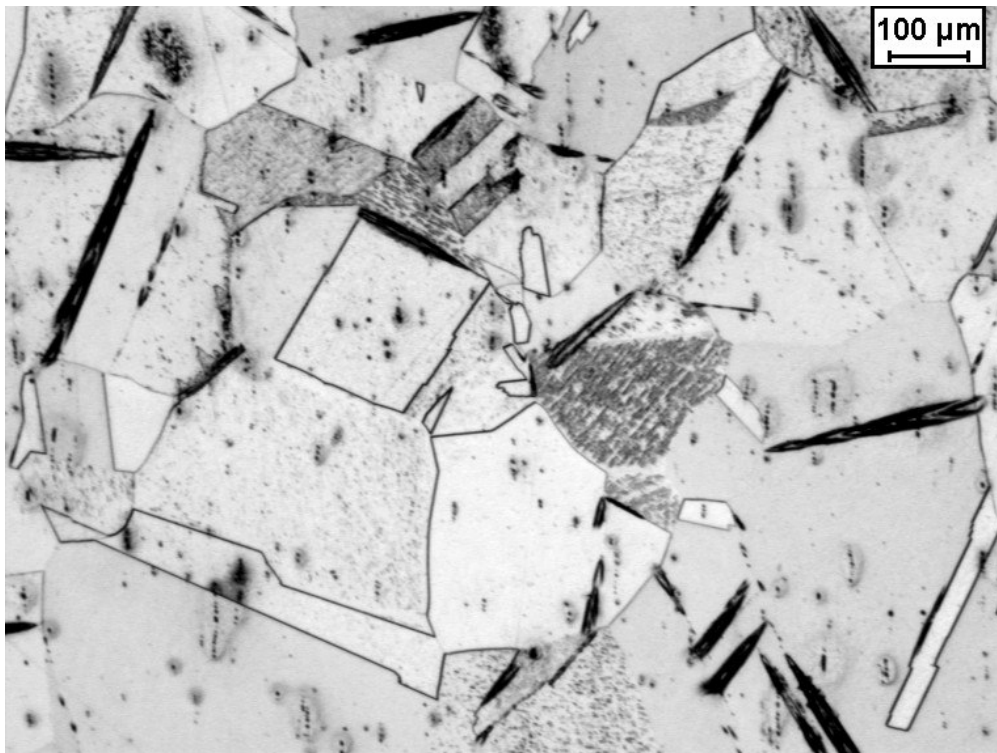
**Figura 15 - Micrografia da amostra de aço inoxidável UNS30100 submetida ao ataque eletrolítico com ácido oxálico por 30 segundos mostrando os contornos de grão e de macla do material tratado por 1 hora a 1200°C.**



**Figura 16 - Micrografia da amostra de aço inoxidável UNS30100 submetida ao ataque eletrolítico com ácido oxálico por 30 segundos mostrando os contornos de grão e de macla do material tratado por 2 horas a 1200°C.**

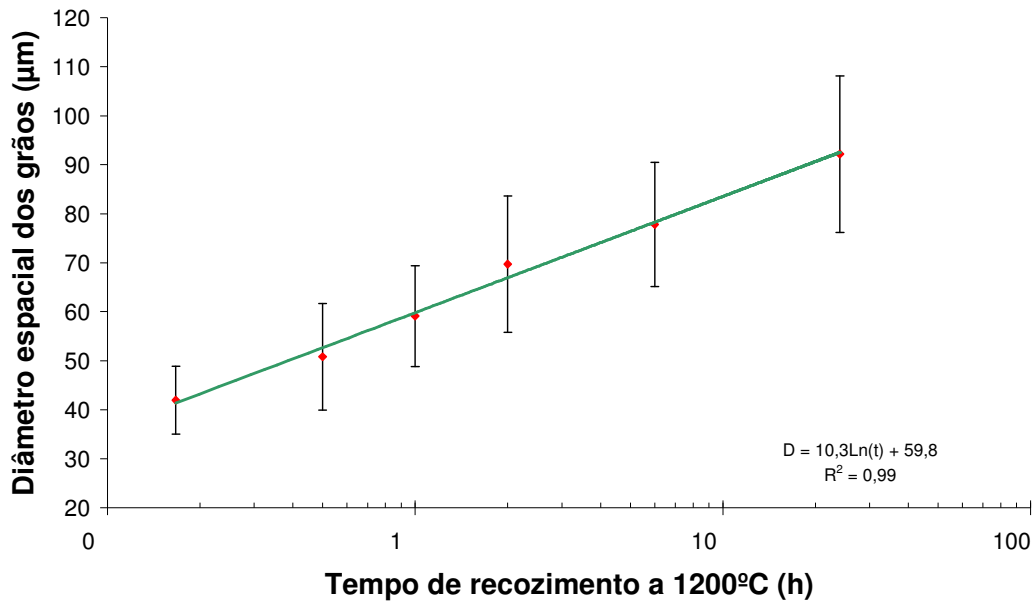


**Figura 17 - Micrografia da amostra de aço inoxidável UNS30100 submetida ao ataque eletrolítico com ácido oxálico por 30 segundos mostrando os contornos de grão e de macla do material tratado por 6 horas a 1200°C.**



**Figura 18 - Micrografia da amostra de aço inoxidável UNS30100 submetida ao ataque eletrolítico com ácido oxálico por 30 segundos mostrando os contornos de grão e de macla do material tratado por 24 horas a 1200°C.**

Observa-se através do gráfico da figura 19 abaixo, que o crescimento do grão do aço inoxidável UNS S30100 respeita uma tendência logarítmica quando comparado com o seu respectivo tempo de recozimento. Isto é condizente com a teoria convencional de difusão atômica que afirma que, para uma mesma temperatura, os grãos crescem de maneira logarítmica com o tempo, ou seja, aumentam muito seu diâmetro nos momentos iniciais, reduzindo com o tempo a velocidade de seu crescimento.



**Figura 19 – Gráfico do diâmetro espacial médio do grão do aço UNS S30100 (D), medido em micra, em função do tempo de recozimento (t), em horas, á 1200°C.**

#### IV.2. Ensaios efetivos

Os ensaios de tração foram realizados em todas as cinco amostras restantes de cada grupo e os dados destes ensaios foram recolhidos e tratados em planilha eletrônica. Todos os ensaios foram feitos em duas fases: a primeira, utilizando-se um extensômetro 634-51F MTS, até os 5% de deformação convencional; e uma segunda fase com velocidade de 5 mm por minuto. O primeiro trecho tem por objetivo primário a possibilidade de se encontrar os coeficientes da equação de Ramberg-Osgood. O segundo trecho finaliza o ensaio e fornece subsídios para o cálculo das outras propriedades mecânicas como o alongamento total em 25mm, redução porcentual de área, tenacidade real total, entre outras. Posteriormente, os corpos-de-prova que foram reservados no início da preparação foram utilizados para se fazer a medição do diâmetro médio espacial de grão das amostras, através da medida do intercepto médio, tanto na direção longitudinal quanto na direção transversal, de acordo com a norma ASTM E-112-96<sup>[6]</sup>.

Os valores da equação de Ramberg-Osgood de todas as séries foram extraídos através da linha média do gráfico da deformação plástica absoluta em função da



tensão real atuante. Apresenta-se nas seções abaixo os resultados de cada um dos grupos de amostras.

#### IV.2.1. Grupo A – Recozido por 10 minutos

Este grupo de amostras foi criado a fim de que se pudesse estabelecer as propriedades mecânicas do UNS S30100 com os grãos em tamanho próximo ao original, sem a interferência de carbonetos de cromo, os quais se apresentavam de forma abundante no material original. O processo de preparação do ensaio foi idêntico ao primeiro ensaio de tração.

As tabelas VI e VII resumem as propriedades mecânicas obtidas para o material após o ensaio e medição das amostras.

**Tabela VI – Propriedades mecânicas médias da série A e seus respectivos desvios-padrão.**

	$A_T^{25mm}$	$\sigma_{LE}$	$\sigma_{LR}$	$E$
	%	MPa	MPa	GPa
Média	82,125	220	616	161
Desvio Padrão	1,23	2	2	28

**Tabela VII – Propriedades mecânicas calculadas da série A e seus respectivos desvios-padrão, se aplicável.**

	RA	$\tilde{\sigma}_f$	H	n	$\tilde{\epsilon}_f$	$\tilde{U}_R$	$U_T$
	%	MPa	MPa	-	-	J/mm <sup>3</sup>	J/mm <sup>3</sup>
Média	78,8	1592	508	0,141	1,5512	$1,29 \cdot 10^{-4}$	299,9
Desvio Padrão	0,271	N/A	8	0,004	N/A	$9,11 \cdot 10^{-6}$	9,2

#### IV.2.2. Grupo B – Recozido por 30 minutos

Este grupo de amostras foi recozido em atmosfera de N<sub>2</sub> por 30 minutos.

As tabelas VIII e IX resumem as propriedades mecânicas obtidas para o material da série B após o ensaio e medição das amostras.

**Tabela VIII – Propriedades mecânicas médias da série B e seus respectivos desvios-padrão.**

	$A_T^{25mm}$	$\sigma_{LE}$	$\sigma_{LR}$	$E$
	%	MPa	MPa	GPa
Média	83,14	216	612	177
Desvio Padrão	1,43	3	5	17

**Tabela IX – Propriedades mecânicas calculadas da série B e seus respectivos desvios-padrão, se aplicável.**

	$RA$	$\tilde{\sigma}_f$	$H$	$n$	$\tilde{\epsilon}_f$	$\tilde{U}_R$	$U_T$
	%	$MPa$	$MPa$	-	-	$J/mm^3$	$J/mm^3$
Média	78,84	1585	499	0,136	1,5531	$1,58 \cdot 10^{-4}$	308,0
Desvio Padrão	0,54	N/A	4	0,002	N/A	$5,38 \cdot 10^{-6}$	3,3

#### IV.2.3. Grupo C – Recozido por 1 hora

Este grupo de amostras foi recozido em atmosfera de  $N_2$  por 1 hora.

As tabelas X e XI resumem as propriedades mecânicas obtidas para o material da série C após o ensaio e medição das amostras.

**Tabela X – Propriedades mecânicas médias da série C e seus respectivos desvios-padrão.**

	$A_T^{25mm}$	$\sigma_{LE}$	$\sigma_{LR}$	$E$
	%	$MPa$	$MPa$	$GPa$
Média	85,06	229	610	131,25
Desvio Padrão	1,30	3	3	24,7

**Tabela XI – Propriedades mecânicas calculadas da série C e seus respectivos desvios-padrão, se aplicável.**

	$RA$	$\tilde{\sigma}_f$	$H$	$n$	$\tilde{\epsilon}_f$	$\tilde{U}_R$	$U_T$
	%	$MPa$	$MPa$	-	-	$J/mm^3$	$J/mm^3$
Média	78,62	1601	491	0,130	1,5427	$1,77 \cdot 10^{-4}$	311,0
Desvio Padrão	1,05	N/A	11	0,007	N/A	$5,71 \cdot 10^{-6}$	0,7

#### IV.2.4. Grupo D – Recozido por 2 horas

Este grupo de amostras foi recozido em atmosfera de  $N_2$  por 2 horas.

As tabelas XII e XIII resumem as propriedades mecânicas obtidas para o material da série D após o ensaio e medição das amostras.

**Tabela XII – Propriedades mecânicas médias da série D e seus respectivos desvios-padrão.**

	$A_T^{25mm}$	$\sigma_{LE}$	$\sigma_{LR}$	$E$
	%	$MPa$	$MPa$	$GPa$
Média	85,48	226	610	161
Desvio Padrão	2,10	10	9	32

**Tabela XIII – Propriedades mecânicas calculadas da série D e seus respectivos desvios-padrão, se aplicável.**

	$RA$	$\tilde{\sigma}_f$	$H$	$n$	$\tilde{\epsilon}_f$	$\tilde{U}_R$	$U_T$
	%	MPa	MPa	-	-	J/mm <sup>3</sup>	J/mm <sup>3</sup>
Média	79,12	1627	489	0,130	1,5664	1,72.10 <sup>-4</sup>	326,2
Desvio Padrão	0,54	N/A	17	0,002	N/A	1,56.10 <sup>-5</sup>	13,5

#### IV.2.5. Grupo E – Recozido por 6 horas

Este grupo de amostras foi recozido em atmosfera de N<sub>2</sub> por 6 horas.

As tabelas XIV e XV resumem as propriedades mecânicas obtidas para o material da série E após o ensaio e medição das amostras.

**Tabela XIV – Propriedades mecânicas médias da série E e seus respectivos desvios-padrão.**

	$A_T^{25mm}$	$\sigma_{LE}$	$\sigma_{LR}$	$E$
	%	MPa	MPa	GPa
Média	85,36	217	604	180
Desvio Padrão	1,17	4	2	17

**Tabela XV – Propriedades mecânicas calculadas da série E e seus respectivos desvios-padrão, se aplicável.**

	$RA$	$\tilde{\sigma}_f$	$H$	$n$	$\tilde{\epsilon}_f$	$\tilde{U}_R$	$U_T$
	%	MPa	MPa	-	-	J/mm <sup>3</sup>	J/mm <sup>3</sup>
Média	78,46	1575	462	0,125	1,5353	1,59.10 <sup>-4</sup>	303,3
Desvio Padrão	0,87	N/A	4	0,003	N/A	6,43.10 <sup>-6</sup>	2,0

#### IV.2.6. Grupo F – Recozido por 24 horas

Este grupo de amostras foi recozido em atmosfera de N<sub>2</sub> por 24 horas.

As tabelas XVI e XVII resumem as propriedades mecânicas obtidas para o material da série F após o ensaio e medição das amostras.

**Tabela XVI – Propriedades mecânicas médias da série F e seus respectivos desvios-padrão.**

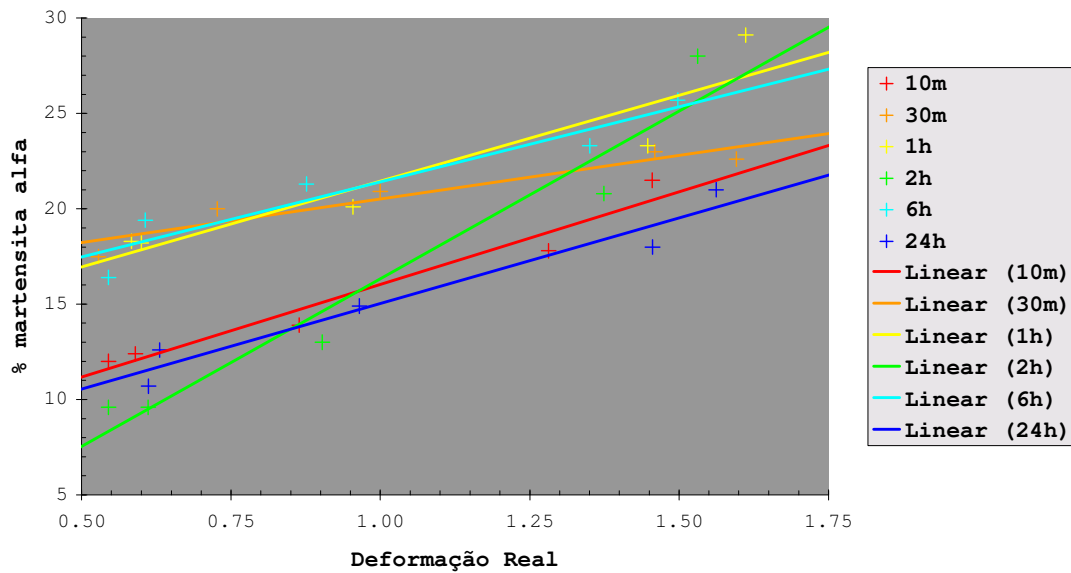
	$A_T^{25mm}$	$\sigma_{LE}$	$\sigma_{LR}$	$E$
	%	MPa	MPa	GPa
Média	86,64	209	585	155,0
Desvio Padrão	0,80	4	4	7,0

**Tabela XVII – Propriedades mecânicas calculadas da série F e seus respectivos desvios-padrão, se aplicável.**

	$RA$	$\tilde{\sigma}_f$	$H$	$n$	$\tilde{\epsilon}_f$	$\tilde{U}_R$	$U_T$
	%	$MPa$	$MPa$	-	-	$J/mm^3$	$J/mm^3$
Média	78,02	1431	461	0,137	1,5150	$1,48 \cdot 10^{-4}$	293,4
Desvio Padrão	1,06	N/A	11	0,004	N/A	$5,74 \cdot 10^{-6}$	3,5

#### IV.2.7. Medição da martensita $\alpha'$ formada por deformação.

O resultado das medidas de martensita  $\alpha'$  realizadas com o ferritoscópio nas marcações feitas nos corpos-de-prova seccionados longitudinalmente é exibido na figura 20 na forma de gráfico de porcentagem de martensita  $\alpha'$  em função da deformação real na seção.



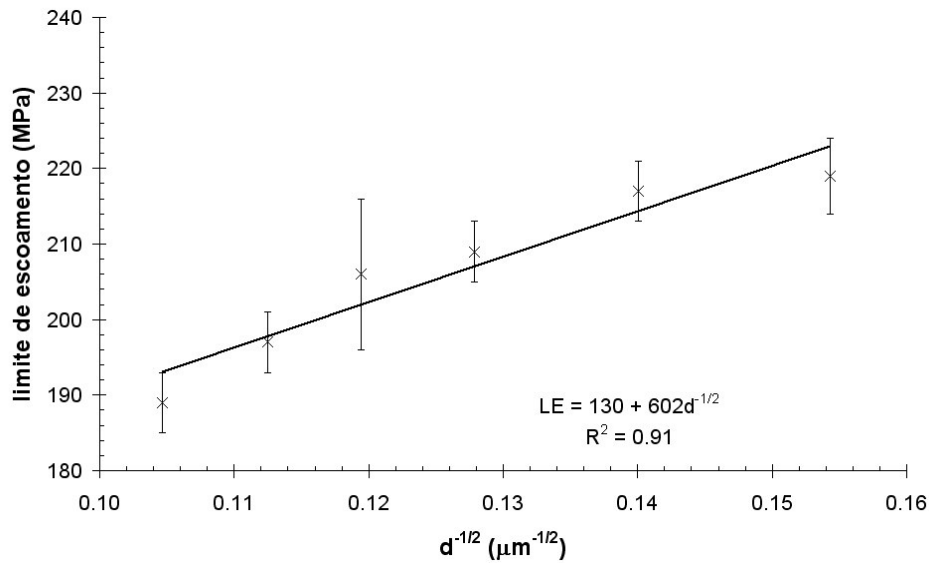
**Figura 20 – Porcentagem de martensita  $\alpha'$  medida nos corpos de prova em relação à deformação real na seção.**

## V. Discussão dos Resultados

Observa-se através do gráfico da figura 19, que o crescimento do grão do aço inoxidável UNS S30100 respeita uma tendência logarítmica quando comparado com o seu respectivo tempo de recozimento. Isto é condizente com a teoria convencional da difusão atômica que afirma que, para uma mesma temperatura, os grãos crescem de maneira logarítmica com o tempo, ou seja, aumentam muito seu diâmetro nos momentos iniciais, reduzindo com o tempo a velocidade de seu crescimento.

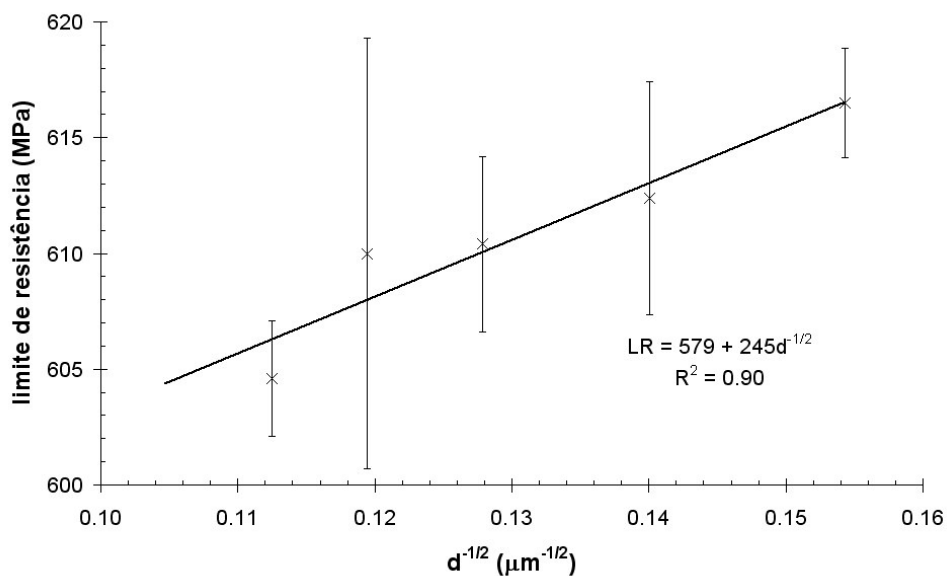
Após a apresentação das propriedades mecânicas das seis séries de amostras, pode-se agora relacionar estas propriedades com o tamanho de grão, através de equações do tipo Hall-Petch. A fim de se obter as relações de Hall-Petch para as propriedades mecânicas mais importantes, deve-se expor os dados obtidos de forma semelhante ao apresentado na equação 22. Assim sendo, serão a seguir apresentados gráficos de uma propriedade mecânica em função do inverso da raiz quadrada do diâmetro espacial médio dos grãos.

A primeira propriedade mecânica a ser exposta é o limite de escoamento do material. Esta propriedade, cujo gráfico se encontra na figura 20, quando confrontada nas condições descritas acima com o diâmetro espacial médio de grão revela uma tendência linear crescente. Pode-se afirmar com isso que o limite de escoamento é dependente do tamanho de grão do material. Sua equação apresenta uma confiabilidade de 91%. Como o limite de escoamento é o ponto onde o material exhibe os primeiros 0,2% de deformação plástica, é esperado que a variação do tamanho de grão cause tal comportamento.



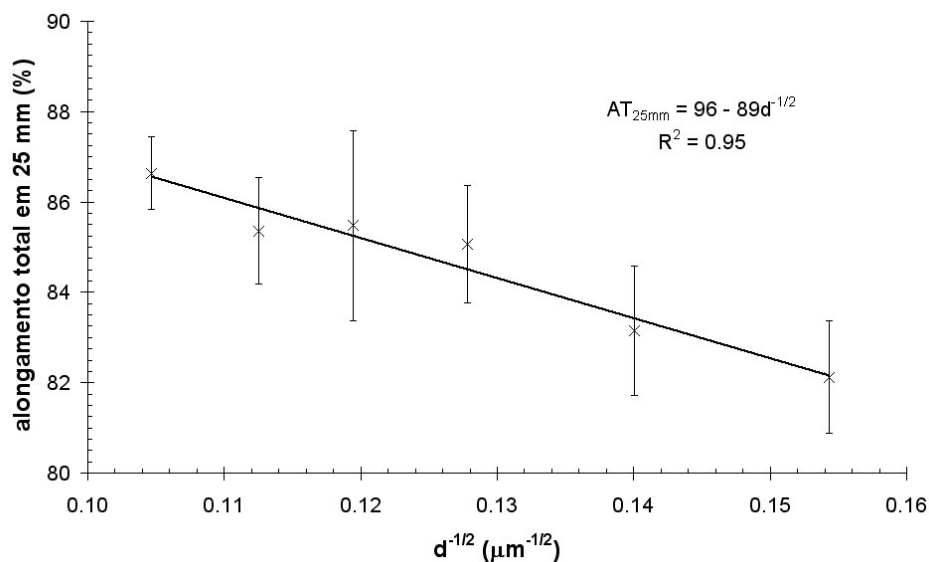
**Figura 20 – Limite de escoamento do UNS S30100 recozido em função do diâmetro espacial médio do grão.**

A seguir, na figura 21, observa-se o gráfico do limite de resistência em função do diâmetro espacial médio do grão. Esta propriedade demonstra uma elevada sensibilidade ao parâmetro de variação, como é visível pela inclinação da reta média em relação ao eixo da abscissa. A confiabilidade para a equação desta reta é de 90%, o que demonstra uma tendência linear. Aqui, o fator dominante para esta forte dependência é a dificuldade de movimentação de discordâncias através de um material com grãos mais refinados.



**Figura 21 – Limite de resistência do UNS S30100 recozido em função do diâmetro espacial médio do grão.**

Na figura 22 observa-se que o alongamento total em 25mm é outra propriedade que apresenta elevada sensibilidade à variação do diâmetro espacial médio de grão. A confiabilidade para esta equação é de 94%. Este fato pode ser explicado quase que da mesma maneira que foi exposto para o limite de resistência. Como o material possui estrutura granular mais refinada, o movimento de discordâncias é dificultado. Isto faz com que o material endureça por deformação de forma mais rápida, mas conseqüentemente, faz com que ele perca a capacidade de se deformar livremente. Isto faz com que, após o ensaio, corpos-de-prova de estrutura granular mais refinada alonguem menos que corpos com estrutura mais grosseira.



**Figura 22 – Alongamento total em 25mm do UNS S30100 recozido em função do diâmetro espacial médio do grão.**

Mais adiante tem-se o gráfico que representa os valores do limite real de fratura com o tamanho de grão. Esta aparenta ser uma propriedade insensível ao tamanho de grão do material, apresentando valores não lineares. Pode-se, entretanto, calcular um valor médio para esta propriedade cujo valor é de  $1569\text{MPa}$ , indicado por uma reta paralela ao eixo das abscissa no gráfico da figura 23. A mesma situação descrita para a propriedade anterior está presente no gráfico representado na figura 24, onde é descrito o comportamento da propriedade de redução de área na estrição em função do tamanho de grão. Nota-se que esta também é uma propriedade mecânica insensível à variação do diâmetro espacial médio dos grãos. Assim como o limite real de fratura, esta é mais uma propriedade associada à fratura do material, onde grande

parte dos fenômenos são governados pelo encruamento. Mais uma vez, é desejável que se calcule um valor médio para esta propriedade, cujo valor é de 78,6% e está indicado também por uma reta horizontal no gráfico respectivo.

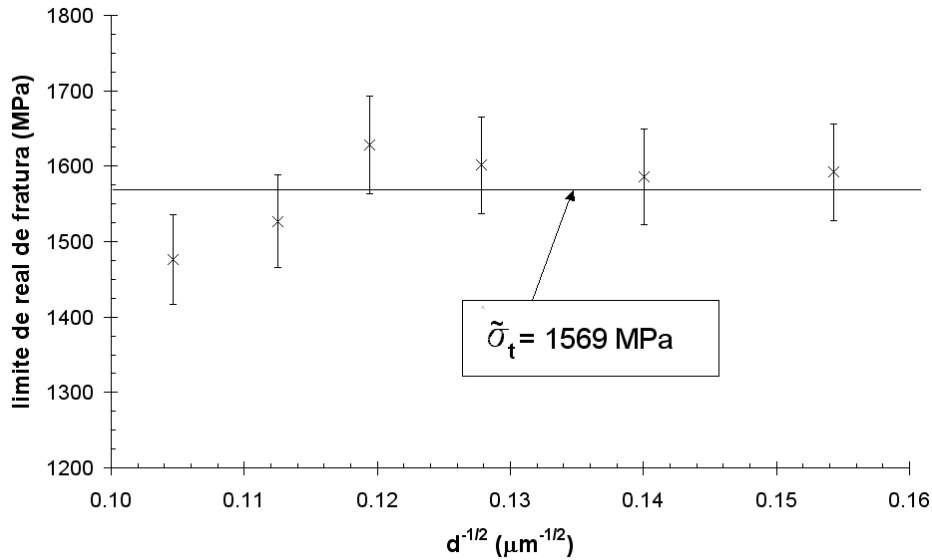


Figura 23 – Limite real de fratura do UNS S30100 recozido em função do diâmetro espacial médio do grão.

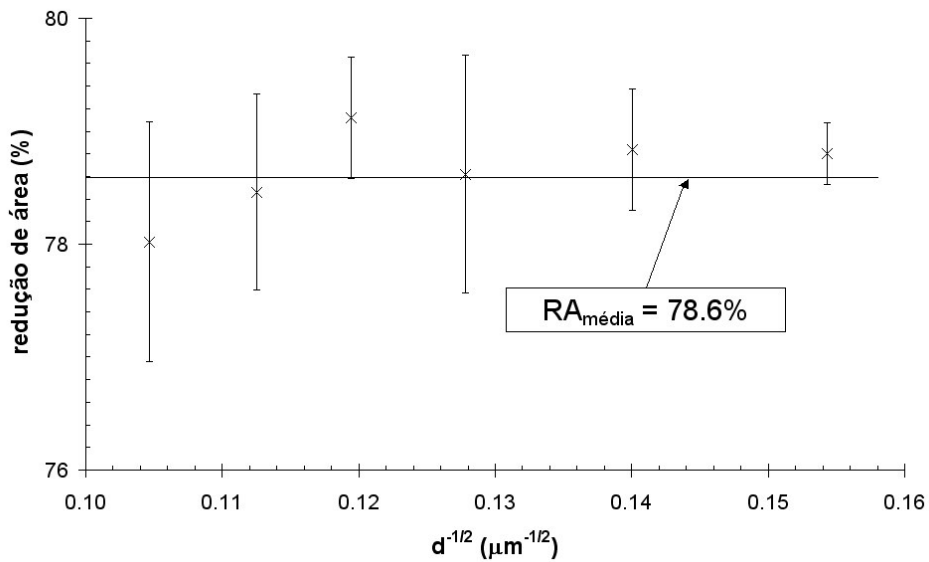
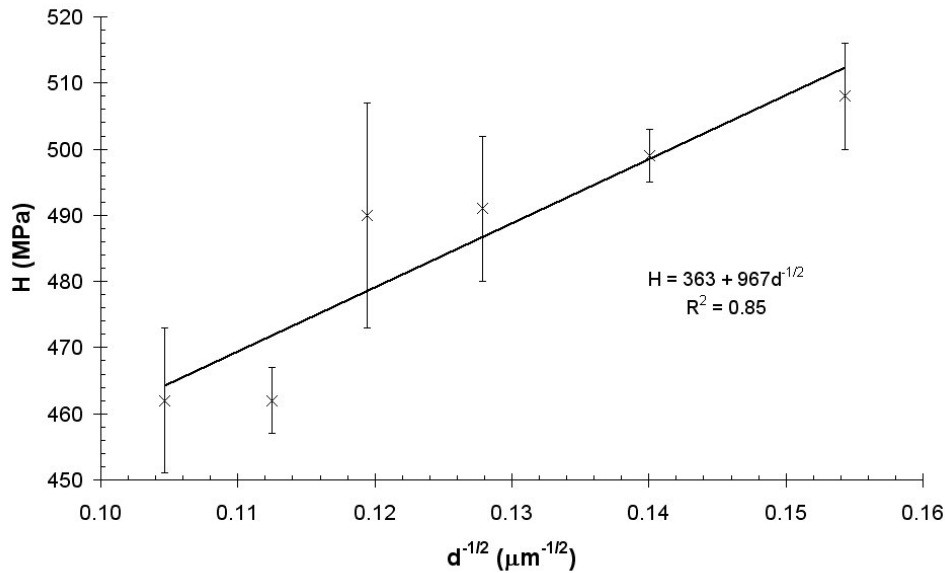


Figura 24 – Redução de área na estrição do UNS S30100 recozido em função do diâmetro espacial médio do grão.



O coeficiente de resistência  $H$  do material também obedece uma lei linear de acordo com a variação do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão. Confirma-se esta relação com a figura 25.



**Figura 25 – Coeficiente de resistência  $H$  do UNS S30100 recozido em função do diâmetro espacial médio do grão.**

Em compensação, o expoente de encruamento da mesma equação de Hollomon (equação 10), não aparenta seguir nenhuma tendência quando comparado ao inverso da raiz quadrada do tamanho de grão. Isto talvez seja efeito da transformação da austenita em martensita  $\alpha'$  quando da deformação do aço UNS S30100, mecanismo que age em paralelo ao aumento da densidade de discordâncias no sentido do endurecimento do material por deformação. Calcula-se então, um valor médio deste expoente, ilustrado abaixo no gráfico da figura 26.

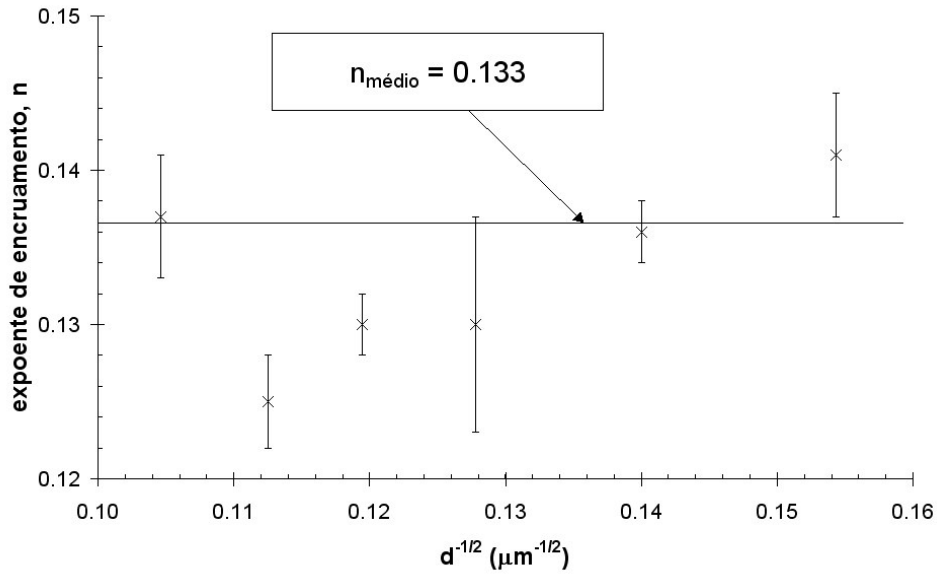


Figura 26 – Expoente de encruamento ( $n$ ) do UNS S30100 recozido em função do diâmetro espacial médio do grão.

Analisando-se o material quanto à resiliência, este material aparentemente não apresenta relação direta entre a energia armazenada e o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão. Isto pode ser visto no gráfico exposto na figura 27.

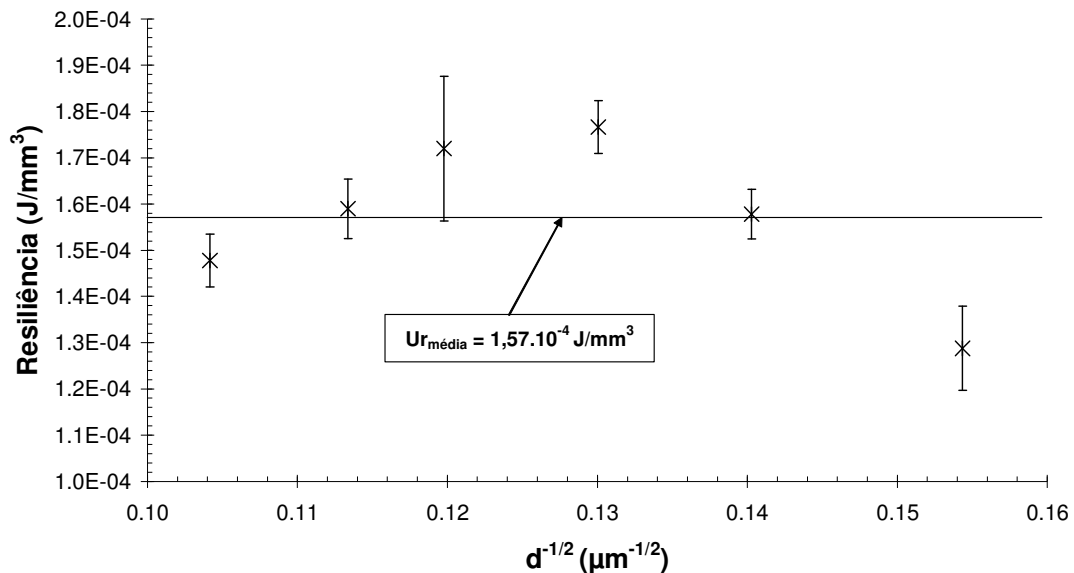
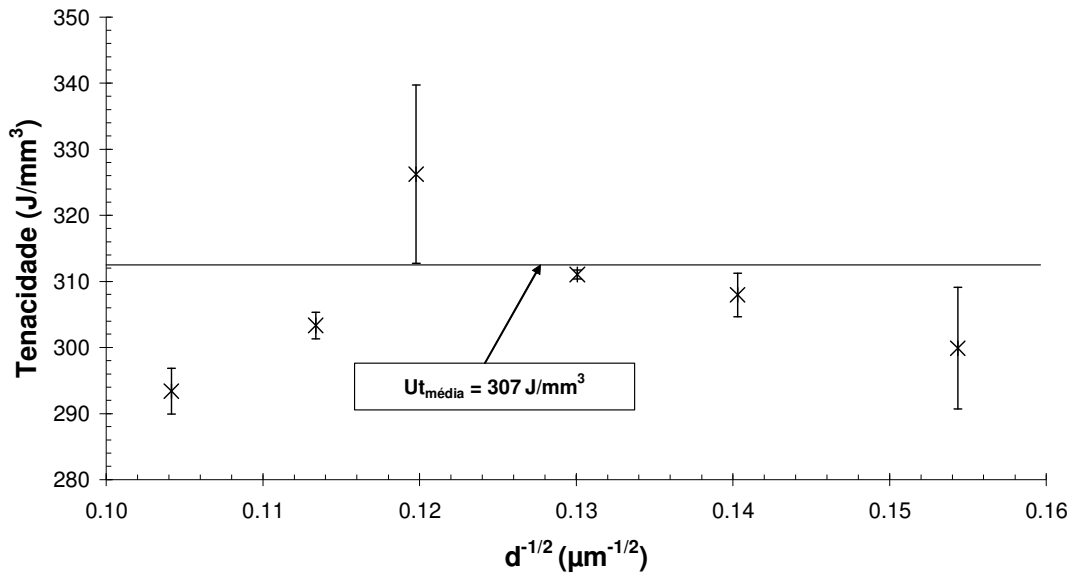


Figura 27. Resiliência do aço inoxidável UNS S30100 em função do diâmetro espacial médio dos grãos.

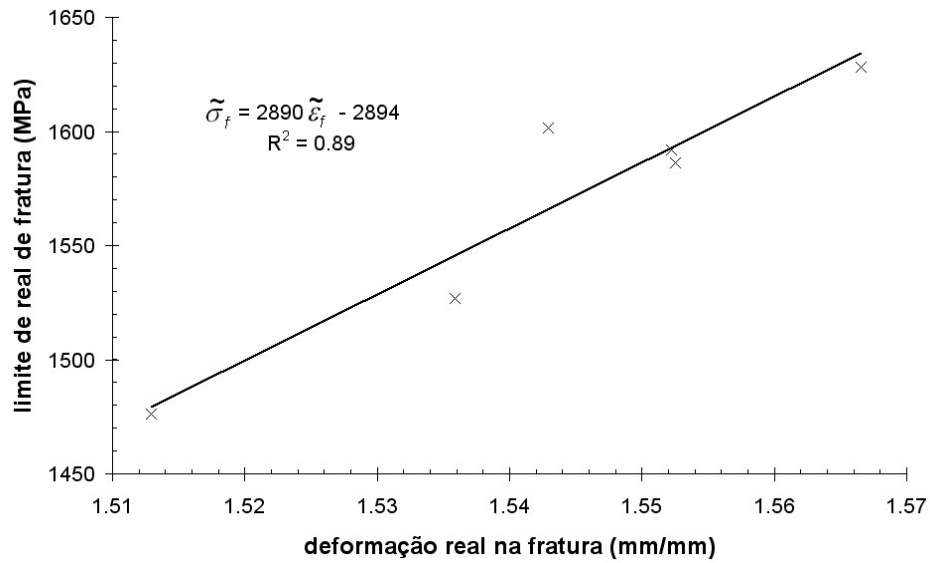
Apresenta-se agora o gráfico da tenacidade convencional relativa ao inverso do tamanho de grão do material. Assim como para a resiliência, constata-se através do

gráfico da figura 28 que também não há relação aparente entre a energia contida no material e o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão.



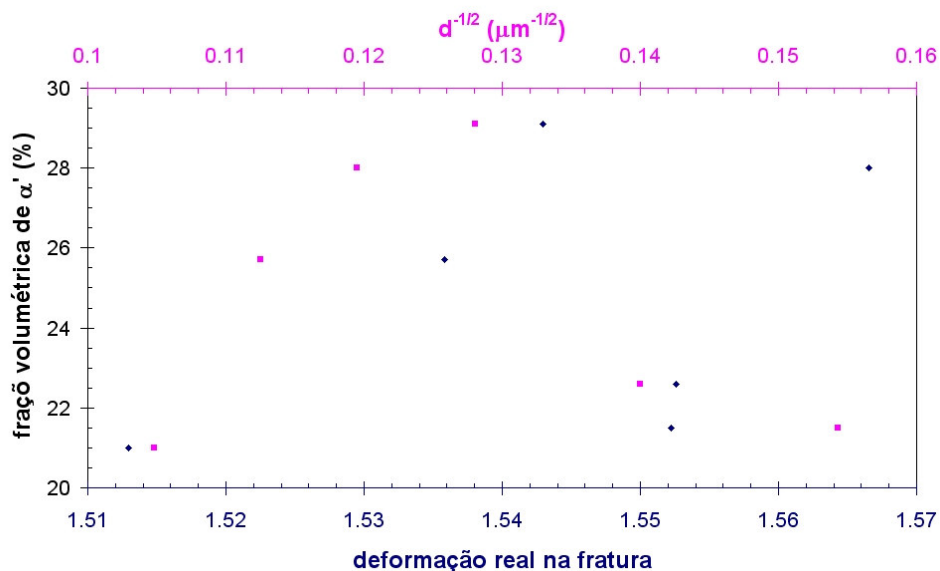
**Figura 28. Tenacidade do aço inoxidável UNS S30100 em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão.**

Deve-se comparar também a relação entre a tensão real de fratura e a deformação real na fratura, o que é feito na figura 29 na forma de gráfico. Verifica-se então que há relação direta e linear entre a deformação real na fratura e a tensão real de fratura, o que indica a predominância dos efeitos do encruamento durante a deformação plástica heterogênea do material, devido à intensa deformação imposta a esta seção do corpo-de-prova.



**Figura 29.** Tensão limite real de fratura em função da deformação real na fratura do aço inoxidável UNS S30100.

Finalmente, quando se tenta comparar a quantidade de martensita  $\alpha'$  com o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão, vemos que não há aparentemente uma relação entre ambos. O mesmo se constata quando uma comparação entre a primeira e a deformação real na fratura. Este fato é feito visível quando traça-se em gráfico os valores destas duas relações assim como na figura 30.



**Figura 30.** Fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  do aço UNS S30100 em função da deformação real na fratura e do inverso da raiz quadrada do diâmetro médio dos grãos anterior à deformação.

## VI. Conclusões

A partir deste trabalho, pode-se concluir que as propriedades mecânicas denominadas limite de escoamento e resistência, alongamento total em 25mm e o coeficiente de resistência da equação de Ramberg-Osgood possuem relação linear com o inverso da raiz quadrada do diâmetro médio espacial dos grãos do aço UNS S30100. As relações de Hall-Petch obtidas para estas propriedades possuem confiabilidade superior a 85%.

Ao mesmo tempo, conclui-se que o expoente de encruamento da equação de Hollomon, a tensão limite real de fratura e a redução percentual de área não podem ser descritos no formato da equação de Hall-Petch. Uma provável causa deste fato seja que estes fenômenos estão intrinsecamente ligados ao fenômeno da fratura, onde no aço UNS S30100 participam além do fenômeno do encruamento, o aparecimento de martensita  $\alpha'$  induzido pela deformação do metal. Há também uma dependência direta entre a tensão real de fratura e a deformação real de fratura, devido à influência majoritária do encruamento no momento da fratura do material.

O expoente de encruamento é independente do tamanho de grão da amostra provavelmente por conta da formação de martensita  $\alpha'$  durante o tracionamento e conseqüente deformação do material, fato que normalmente não está presente em aços ao carbono comuns.



## VI. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. BEER, F. P., JOHNSTON, E. R., 1995, “*Resistência dos materiais*”, MAKRON Books, São Paulo, Brasil, 3ª Ed. pp. 3-4.
2. DOWLING, N. E., 1999, “*Mechanical behavior of materials*”, Prentice Hall, New Jersey, USA, 2<sup>nd</sup> Ed. pp. 102-135.
3. DIETER, G. E., 1988, “*Mechanical Metallurgy [SI Metric Edition]*”, McGraw Hill Book Company, London, UK, 2<sup>nd</sup> Ed. pp. 275-295.
4. STEPHENS, R. I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R. R.; FUCHS, H. O., 2001, “*Metal fatigue in engineering*”, John Wiley & Sons, New York, USA, 2<sup>nd</sup> Ed. pp. 93-98.
5. CALLISTER JR., W. D., 2002, “*Ciência e Engenharia dos Materiais, Uma Introdução*”, LTC, Rio de Janeiro, Brasil, 5ª Ed. pp. 34,78-93,108-125,157-159.
6. ASTM E 112-96, “*Standard test methods for determining average grain size*”, ASTM – American Society for Testing and Materials, Philadelphia, USA, 1997, Committee E-4, 1996.
7. ASTM E 8M-97, “*Standard test methods for tension testing of metallic materials [Metric]*”, ASTM – American Society for Testing and Materials, Philadelphia, USA, 1997, Committee E-28, pp. 77-97.
8. MEIER, M., 2004, “*The Hall-Petch Relationship*”, Department of Chemical Engineering and Materials Science, University of California, Davis, USA.
9. Sedriks, A. J., “*Corrosion of stainless steels*”. Wiley-Interscience: New York, 1996.