

# CARACTERIZAÇÃO DO ENCRUAMENTO POR TREFILAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL PARA IMPLANTES CIRÚRGICOS ABNT NBR ISO 5832-1 / ASTM F 138\*

Alexandre Sokolowski<sup>(1)</sup>

Cláudio Silva da Hora<sup>(2)</sup>

## Resumo

No presente trabalho foram estudadas as propriedades mecânicas de tração, a dureza, a resposta ao tratamento térmico de recozimento e a evolução da microestrutura de uma bobina de fio-máquina de diâmetro inicial de 13,65 mm, de aço para implante cirúrgico do tipo ABNT NBR ISO 5832-1 / ASTM F 138, trefilado com deformações na ordem de 16 a 80 %. Os resultados dos ensaios de tração e os tamanhos de grão obtidos no recozimento foram comparados com as especificações das normas citadas, e ainda, as propriedades mecânicas e as durezas foram também comparadas com dados existentes para o aço AISI 316L de uso geral. Conclui-se que o aço para implante apresenta propriedades mecânicas superiores ao do aço AISI 316L e atende plenamente as especificações das normas ABNT e ASTM. Ainda, conclui-se que controlando as condições do tratamento térmico de recozimento, pode-se restaurar a dureza e o tamanho de grão do material para as condições de partida (iniciais) e, inclusive, refinar o tamanho de grão.

Palavras-chave: aço inoxidável, implantes cirúrgicos, trefilação, encruamento

## Abstract

*In the present work the following characteristics were investigated: the mechanical tensile properties, the hardness, the response to the annealing heat treatment and the microstructure evolution of a wire rod with initial diameter of 13,65 mm of surgical implant steel ABNT NBR ISO 5832-1 / ASTM F 138, cold drawn with reductions of area from 16 to 80 %. The mechanical tensile results and the grain size obtained after solution annealing were compared with the standards specifications above mentioned. For the AISI 316 L, the mechanical properties and hardness were compared against existing data of the AISI 316 L for general use. It was concluded that the implant steel shows mechanical properties superior to the AISI 316 L and meets fully the specification of ABNT and ASTM norms. It was also concluded that controlling the annealing conditions it was possible to recovery the initial hardness and grain size condition and even to refine the grain size.*

Key-words: stainless steel, surgical implant, wire drawing, mechanical hardening

---

\*VII Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, 23 a 25/novembro/2.004, São Paulo - SP

(1) Engenheiro Químico, Mestre em Engenharia Metalúrgica; Pesquisador do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Villares Metals SA.

(2) Técnico Metalúrgico; Departamento de Engenharia de Produtos Laminados de Ligas Especiais da Villares Metals SA.

“As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade dos autores”

## 1. Introdução

O aço inoxidável austenítico conformado 18Cr - 14Ni - 2,8Mo, para implante cirúrgico, é o material mais largamente usado na fabricação de implantes ortopédicos principalmente no Brasil. Isto se deve basicamente à sua atraente relação custo - benefício, comparado a de outros materiais como o titânio e suas ligas e ligas a base de cobalto. Ainda, dentre os aços inoxidáveis existentes para uso na fabricação de implantes, ele é o que apresenta as melhores características de trabalhabilidade por forjamento, laminação, usinagem e trefilação. Com ele é possível confeccionar uma grande variedade de implantes (peças) com diversas formas e dimensões como hastes, rótulas femorais, pinos, parafusos, porcas, juntas de joelho e cotovelo e fios de fixação. Este aço é coberto por norma nacional e internacionais como a ABNT ISO 5832-1 / composição D, ASTM F138 e ISO 5832-1 / composição D, para produtos barras e fios usados como matéria prima na fabricação de implantes. Cabe mencionar que a maioria das normas internacionais, assim como também a norma ABNT, atualmente adotam como base a norma ISO 5832-1 (1997) para suas edições nacionais mais recentes deste aço.

De um modo geral este aço assemelha-se ao aço AISI 316L de uso geral, porém, existem algumas diferenças significativas entre eles. As diferenças estão principalmente nos teores de cromo, níquel e molibdênio, no grau de homogeneidade microestrutural (ausência de ferrita), no conteúdo de microinclusões (limpeza) e no tamanho de grão controlado, parâmetros estes que são especificados e controlados para o aço ABNT NBR ISO 5832-1. A semelhança entre eles se deve ao fato de que o aço 316L serviu de base para o desenvolvimento do aço ABNT ISO 5832-1 e ASTM F138, ou seja, o aço para implante é um aço derivado do aço 316L. Decorre daí que alguns fabricantes mundiais usam para seus produtos a denominação que lembra sua origem, porém, acrescentam sufixos com "V", "VM" ou "S" ficando, portanto, da forma 316LV, 316LVM ou 316LS [1,2].

O aperfeiçoamento que o aço 316L sofreu, para transformá-lo nas versões ABNT NBR ISO 5832-1 comp. D e ASTM F138, maximizou suas propriedades mecânicas, resistência à corrosão e estabilizou a sua estrutura austenítica contra a possibilidade de formação de ferrita delta e conferiu-lhe baixíssima permeabilidade magnética. Este aperfeiçoamento em relação ao aço 316L acarretou também certa diferença de resposta em operações de deformação a frio, como no caso da trefilação.

Em literaturas técnicas [3,4] é comum encontrar trabalhos que apresentam a encruabilidade por trefilação do aço 316L de uso geral, não acontecendo o mesmo com o aço para implante. Assim, o presente trabalho tem por objetivo determinar as características de encruamento (deformação) do aço para implante ABNT ISO 5832-1 / ASTM F 138 em operação de trefilação a frio, determinar as propriedades mecânicas de tração e dureza do material assim deformado, e caracterizar a evolução da microestrutura com a deformação e posterior recristalização em tratamento térmico de recozimento. Ainda, o trabalho objetiva também comparar as propriedades obtidas no material de partida (recozido) e após deformação com as especificações das normas citadas, bem como com os dados existentes do aço 316L, de uso geral. Por fim o trabalho visa fornecer uma orientação aos trefiladores e fabricantes de implantes no tocante ao grau de redução (deformação) que devem aplicar a este aço para obter a resistência a tração desejada.

Muito embora a resistência à corrosão seja uma característica importantíssima e, sabemos que ela é afetada pelo estado de deformação do aço, ela não será estudada aqui. Ela será tema de um próximo trabalho.

## 2. Materiais e Métodos

Para este trabalho foi escolhida uma bobina de fio-máquina<sup>1</sup> de diâmetro 13,65 mm de um lote industrial de aço ABNT ISO 5832-1, comp. D / ASTM F 138, cuja composição química é apresentada na Tabela 1. Foram acrescentadas nesta tabela as especificações de composição química para este aço conforme as normas ABNT, ASTM e ISO. Adicionalmente também foram acrescentadas nesta tabela a composição da amostra de aço 316L, de uso geral, incluído no trabalho para comparação, e a sua especificação de composição química da norma ASTM A276.

A bobina encontrava-se na condição padrão de fabricação, solubilizada (recozida) com dureza média de 174 HB. Os grãos estavam na forma equiaxial com boa uniformidade de tamanho entre as seções transversal e longitudinal. O tamanho médio de grão ASTM medido foi de 5,7 e 5,9 na direção transversal e na direção longitudinal, correspondendo ao comprimento médio de intercepto ( $L_m$ ) de 45,3  $\mu\text{m}$  e 43,1  $\mu\text{m}$  respectivamente.

Sendo um aço para implante cirúrgico seu conteúdo de microinclusões obrigatoriamente atende à especificação das normas com ABNT, ASTM e ISO, como apresentado na Tabela 2. Já o aço 316L de uso geral não atende a este requisito pois ele não possui esta exigência conforme norma ASTM A276. A superfície do fio estava descascada e limpa com jato de areia (limpeza mecânica). Esta bobina foi trefilada até o diâmetro de 6,18 mm em vários passes sucessivos. A trefilação foi conduzida na temperatura ambiente em uma trefila do tipo monobloco.

As fieiras utilizadas eram de núcleo de metal duro com ângulo de entrada " $\alpha$ " de 6°. Empregou-se lubrificante sólido (pó) composto de sabão de estearato de cálcio. A velocidade de trefilação aplicada foi de aproximadamente 40 m / minuto.

A permeabilidade magnética ( $\mu$ ) de ambos os fios, implante e 316L, tanto no estado recozido (inicial) e como deformado (aproximadamente 80 %), foi medida usando-se um aparelho indicador de permeabilidade de alta sensibilidade para baixos valores de " $\mu$ ".

Após cada passe foram amostradas espiras de cada bobina para realização de ensaios de tração, medição de dureza, simulação de tratamentos térmicos de recozimento (solubilização) e exames metalográficos.

A medição de dureza foi realizada na secção transversal dos fios usando-se da escala Brinell com esfera de 2,5 mm e carga de 187,5 kg. A medição foi realizada a meio-raio com as provas preparadas até a lixa de número 600. Em cada prova foram realizadas três medições.

---

<sup>1</sup> O termo "fio-máquina" aqui usado é comum em siderúrgicas e refere-se ao produto "fio" obtido por laminação a quente e enrolado na forma de bobina .

**Tabela 1 - Composição química do fio-máquina do aço estudado e sua respectiva especificação conforme as normas ABNT e ASTM, o a composição química do aço 316L usado nas comparações com sua respectiva especificação conforme norma ASTM A276. Elementos apresentados em % em massa.**

Elemento Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	N	Cu	PRE <sup>E</sup>
ABNT ISO 5832-1	0,019	0,31	1,79	17,32	14,30	2,80	0,022	0,001	0,07	0,10	26,6
316L	0,022	0,40	1,80	16,80	10,50	2,14	0,034	0,011	0,07	0,37	23,9
Especificação <sup>A</sup> ABNT: NBR ISO 5832-1	0,030 máx.	1,0 máx.	2,0 máx.	17,0 / 19,0	13,0 / 15,0	2,25 / 3,5	0,025 máx.	0,010 máx.	0,10 máx.	0,50 máx.	≥ 26
Especificação <sup>B</sup> ASTM F 138	0,030 máx.	0,75 máx.	2,0 máx.	17,0 / 19,0	13,0 / 15,0	2,25 / 3,0	0,025 máx.	0,010 máx.	0,10 máx.	0,50 máx.	≥ 26
Especificação <sup>C</sup> ASTM A276 Tipo 316L	0,030 máx.	1,0 máx.	2,0 máx.	16,0 / 18,0	10,0 / 14,0	2,0 / 3,0	0,045 máx.	0,030 máx.	---- <sup>D</sup>	---- <sup>D</sup>	---- <sup>D</sup>

<sup>A</sup> ABNT: NBR ISO 5832-1 (1999), Composição D <sup>B</sup> ASTM F 138 (2003) <sup>C</sup> ASTM A276 (2000) <sup>D</sup> Não citado na norma

<sup>E</sup> PRE = % Cr + 3,3 x % Mo

**Tabela 2 - Classificação do nível de microinclusões no aço estudado ABNT ISO 5832-1, comp. D / ASTM F138 e no aço 316L usado como comparação. A tabela apresenta também os valores máximos de microinclusões especificados pelas normas ABNT e ASTM para o aço estudado. A norma ASTM A267 não especifica valores para o nível de microinclusões para o aço 316L.**

Tipo de Inclusão Amostra	A (Sulfeto)	B (Alumina)	C (Silicato)	D (Óxido Globular)
ABNT ISO 5832-1	ND	F 1,0	F 0,5	F 1,0
316L	F 2,5	F 1,5	G 1,0	F 2,5
Especificação <sup>A</sup> ABNT e ASTM	F <sup>B</sup> 1,5 G <sup>C</sup> 1,0	F 1,5 G 1,0	F 1,5 G 1,0	F 1,5 G 1,0

ND - não encontrado na amostra <sup>A</sup> ABNT: NBR ISO 5832-1 (1999) e ASTM F 138 (2003)

<sup>B</sup> F = Série Fina <sup>C</sup> G = Série Grossa

Os ensaios de tração foram feitos em segmentos de 250 mm de comprimento para cada um dos diâmetros obtidos, inclusive do fio de partida. Estes segmentos foram levemente endireitados manualmente, tomando-se o cuidado de não introduzir deformação adicional significativa. Para cada diâmetro de fio produzido foram ensaiadas três amostras. Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente com velocidade de deformação (tração)  $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$  (mm / mm / s). Os ensaios

foram conduzidos em uma máquina de tração eletro-servo-hidráulica de 250kN , da marca MTS, obedecendo às recomendações da norma ASTM E 8 M.

Os tratamentos térmicos de recozimento após trefilação foram realizados em forno elétrico tipo mufla. As amostras foram resfriadas em água. Como o processo de recristalização desse material deformado é rápido, utilizaram-se temperaturas relativamente baixas para o recozimento, 1000 °C e 1025 °C. As temperaturas de solubilização normalmente usadas para este aço e o 316L estão na ordem de 1020 a 1050 °C.

Os exames das microestruturas foram realizados em corpos de prova retirados do fio de partida, após deformação e após recozimento. O polimento das amostras foi realizado de forma manual e o ataque foi realizado pelo método eletrolítico com solução de ácido oxálico a 10%. Para determinação do tamanho médio de grão utilizou-se o método de contagem de interceptos recomendado pela norma ASTM E 112, usando-se um círculo de 250 mm de comprimento (perímetro).

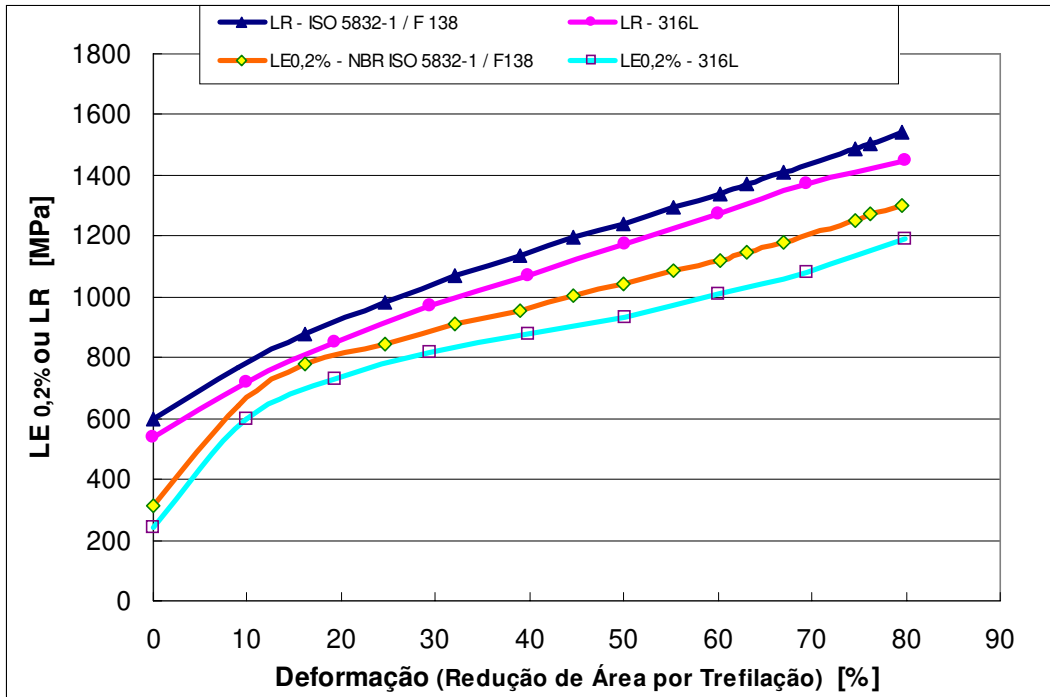
Como já foi mencionado na introdução, para efeito comparativo são usados dados de propriedades de tração convencionais e de dureza Brinell do aço 316L de uso geral, obtidos em um trabalho anterior semelhante realizado internamente na nossa usina. Aspectos metalográficos não serão usados para comparação neste trabalho.

### **3. Resultados**

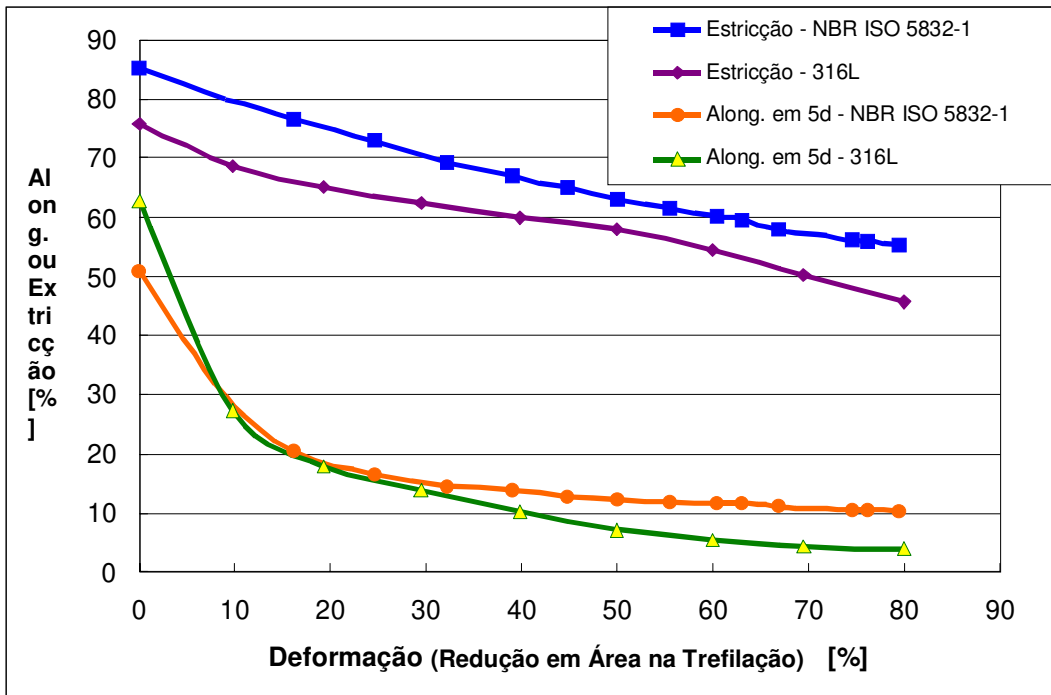
A Figura 1 apresenta as curvas da variação do limite de escoamento a 0,2% (LE<sub>0,2</sub>) e o limite de resistência (LR) em função do grau de deformação, ou seja, redução de área do fio produzido por trefilação. Verifica-se que o aço NBR ISO 5832-1 apresenta as propriedades de tração superiores à do aço 316L de uso geral, usado aqui para comparação. A Figura 2 apresenta as curvas das propriedades dúcteis, ou seja, do alongamento e a estrição em função do encruamento. Observa-se que as propriedades dúcteis caem com o aumento do encruamento. Para os graus mais baixos de deformação o alongamento cai abruptamente e tende a estabilizar. Também neste caso o aço para implante apresenta estas propriedades superiores à do aço 316L.

A Figura 3 apresenta os resultados da medição de dureza Brinell (HB) dos fios na condição deformados (trefilados). Tal como observado com as propriedades resistentes a dureza aumenta com o aumento da deformação. Também aqui a dureza do aço para implante é superior a do aço 316L.

A medição da permeabilidade magnética de ambos os fios, implante e 316L, no estado recozido (inicial) indicou valores de  $\mu < 1,01$ . Com a deformação (redução de área) de aproximadamente 80 % o aço NBR ISO 5832-1 continuou apresentando valor de  $\mu < 1,01$ , e o 316L passou a apresentar o valor de aproximadamente 1,15.



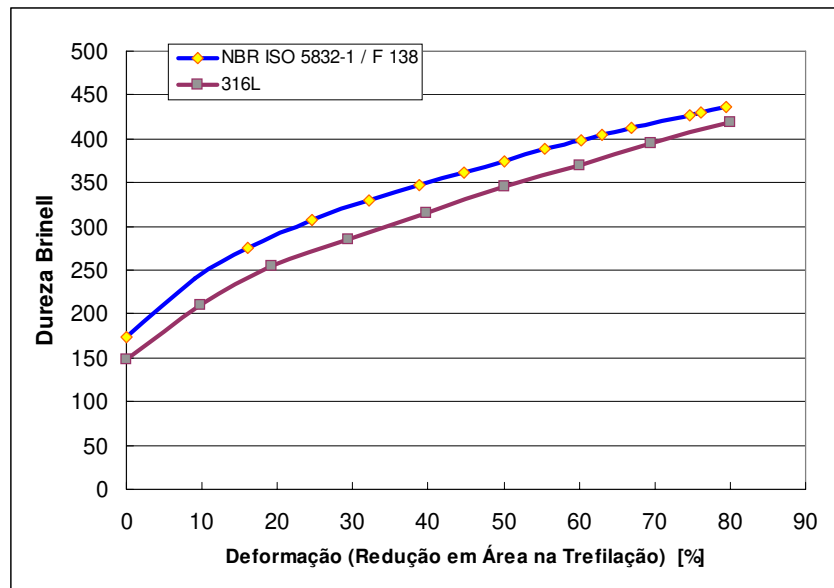
**Figura 1** - Curvas do limite de escoamento a 0,2% e resistência convencionais em função da deformação em trefilação dos fios.



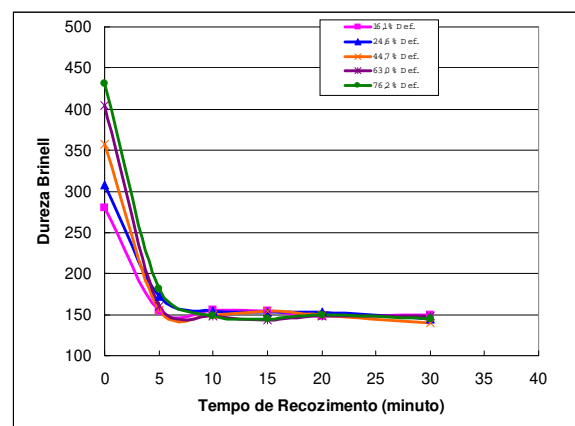
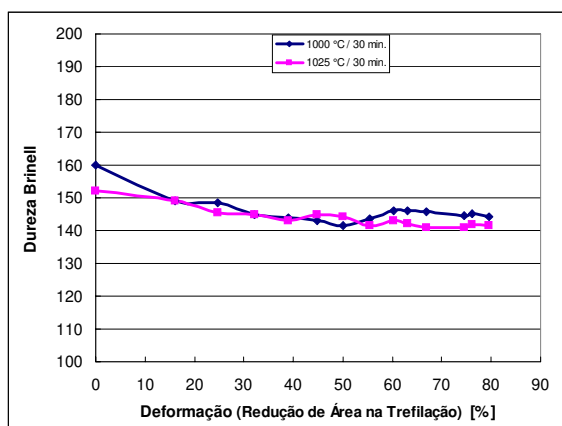
**Figura 2** - Curvas do alongamento e estricção em função da deformação em trefilação dos fios.

A Figura 4a apresenta os resultados de dureza Brinell dos fios após os tratamentos térmicos a 1000 °C e a 1025 °C / 30 min.. Verifica-se que o encruamento foi totalmente removido. As durezas retornaram para o patamar do material de partida.

A Figura 4b apresenta a variação de dureza Brinell em função do tempo de recozimento para a temperatura de 1000 °C. Verifica-se que o recozimento restabelece a dureza para o patamar de dureza do material de partida, com apenas 5 minutos de tratamento a essa temperatura.



**Figura 3** - Curvas de dureza Brinell a meio-raio da seção transversal dos fios. Cada ponto na curva é a média de três impressões. Utilizou-se nesta medição esfera de diâmetro 2,5 mm e carga de 187,5 kg.



**Figura 4** - (a) Curvas de dureza após recozimento a 1000 °C / 30 min. e 1025 °C / 30 min. dos fios trefilados. (b) Curvas dos fios com deformações de 16,1%; 24,6%; 44,7%; 63,0% e 76,2% recozidos a 1000 °C com tempos de 5 a 30 minutos.

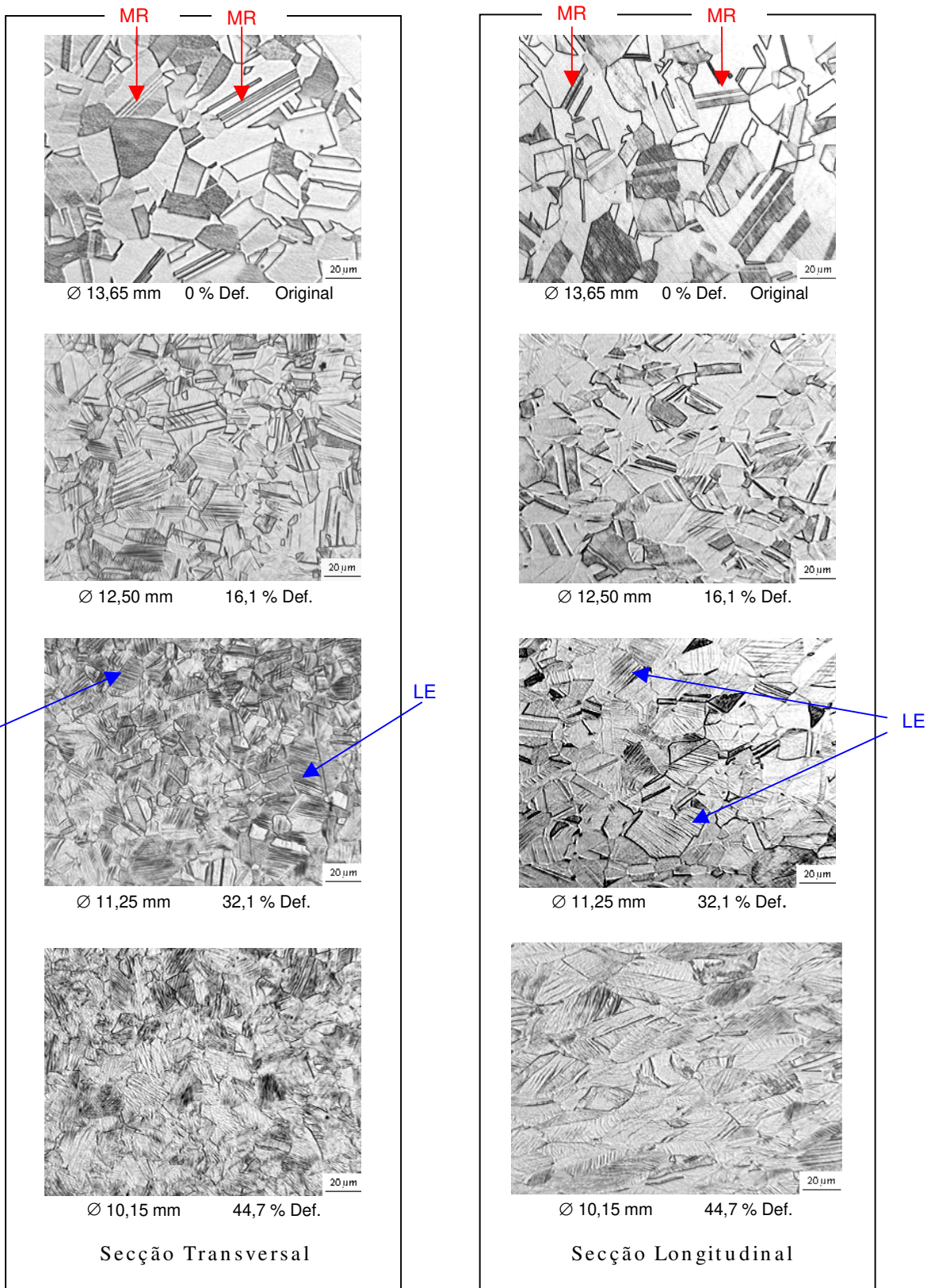
A Tabela 3 apresenta os resultados da contagem de grãos para os fios após tratamento de recozimento por 30 minutos nas duas temperaturas citadas. As contagens de grãos foram realizadas utilizando-se dois critérios, no primeiro a contagem abrangeu toda a amostra e no segundo contou-se os grãos da região próxima à superfície da seção longitudinal dos fios. Para as duas temperaturas de recozimento usadas os grãos não excederam ao número 5 ASTM, ou seja, os grãos apresentaram-se mais finos que o tamanho especificado pelas normas ABNT, ASTM e ISO.

As Figuras 5 e 6 apresentam as microestruturas entre a superfície e o meio-raio das seções transversal e longitudinal do fio-máquina de partida e dos fios trefilados (deformados). A Figura 7 apresenta as microestruturas da seção longitudinal entre a superfície e o meio-raio, após os tratamentos térmicos de recozimento realizados a 1000 °C e 1025 °C. As contagens de grãos foram realizadas focando-se dois aspectos, uma abrangendo toda a amostra e outra focando a região próxima à superfície das seções longitudinais dos fios. Para as duas temperaturas de recozimento usadas os grãos não excederam ao número 5 ASTM, ou seja, os grãos apresentaram-se mais finos que o tamanho especificado pelas normas ABNT, ASTM e ISO. A Figura 8 apresenta a variação do tamanho de grão com o recozimento a 1000 °C por tempos de 5 a 30 minutos para alguns fios trefilados bem como para o fio inicial.

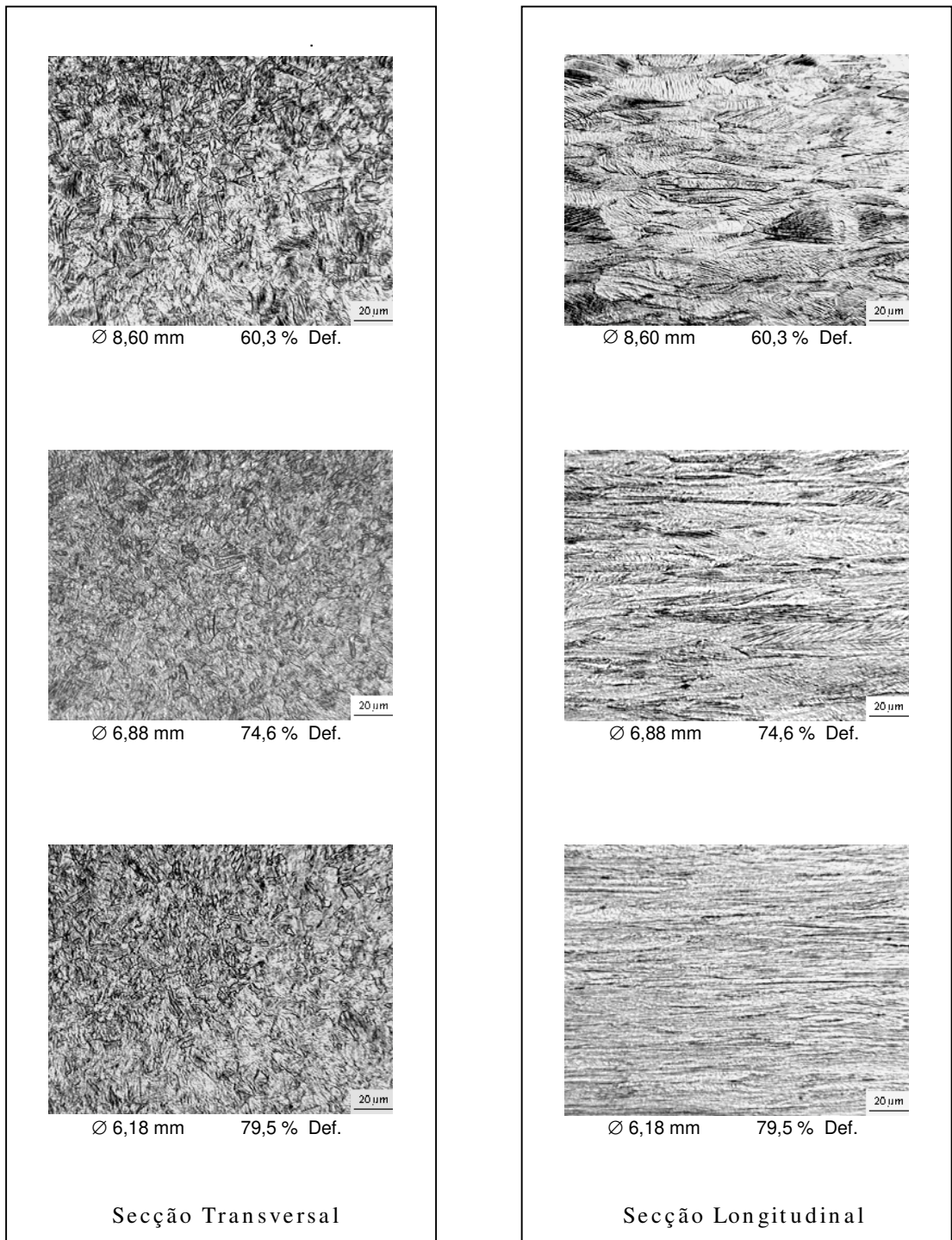
**Tabela 3** - Resultado da medição do tamanho médio dos grãos nos fios trefilados e recozidos como indicado. A medição foi realizada pelo método de contagem de interceptos de acordo com a norma ASTM E 112.

Tratamento		Recozimento a 1000 °C / 30 min.				Recozimento a 1025 °C / 30 min.			
Diâmetro do Fio (mm)	Red. Área (%)	T. G. $\mu\text{m}$ Superfície	Nº Grão ASTM (G) Superfície	T. G. $\mu\text{m}$ Geral	Nº Grão ASTM (G) Geral	T. G. $\mu\text{m}$ Superfície	Nº Grão ASTM (G) Superfície	T. G. $\mu\text{m}$ Geral	Nº Grão ASTM (G) Geral
13,65	0	46,31	5,5	48,02	5,4	74,44	4,1	84,46	3,8
12,50	16,1	29,62	6,8	40,85	5,9	49,21	5,3	55,8	5,0
11,85	24,6	30,49	6,7	31,89	6,6	40,72	5,9	49,6	5,3
11,25	32,1	29,90	6,8	37,76	6,1	37,88	6,1	42,66	5,7
10,67	38,9	29,62	6,8	31,01	6,6	41,95	5,8	47,53	5,4
10,15	44,7	29,00	6,8	32,64	6,5	45,79	5,5	45,13	5,6
9,65	50,0	30,71	6,7	33,69	6,4	37,43	6,1	43,4	5,7
9,12	55,4	28,15	6,9	34,72	6,3	40,32	5,9	45,79	5,5
8,60	60,3	30,12	6,7	34,92	6,3	46,82	5,5	43,40	5,7
8,30	63,0	36,13	6,2	33,24	6,5	45,29	5,6	42,23	5,8
7,85	66,9	38,70	6,0	39,81	5,9	41,25	5,8	43,40	5,7
6,88	74,6	41,67	5,8	40,45	5,9	48,45	5,4	47,71	5,4
6,66	76,2	42,52	5,7	37,09	6,1	43,10	5,7	44,01	5,6
6,18	79,5	43,71	5,7	34,72	6,3	47,35	5,4	45,62	5,5





**Figura 5** - Evolução da microestrutura da região entre a superfície e o meio-raio nas secções transversal e longitudinal dos fios trefilados, para a condição de partida (0% def.) e com 16,1%; 32,1 % e 44,7 % de deformação. Grau de deformação indicado nas fotomicrografias. “MR” maclas de recozimento e “LE” linhas de escorregamento (planos escorregados). Ataque eletrolítico com solução de ácido oxálico a 10%.

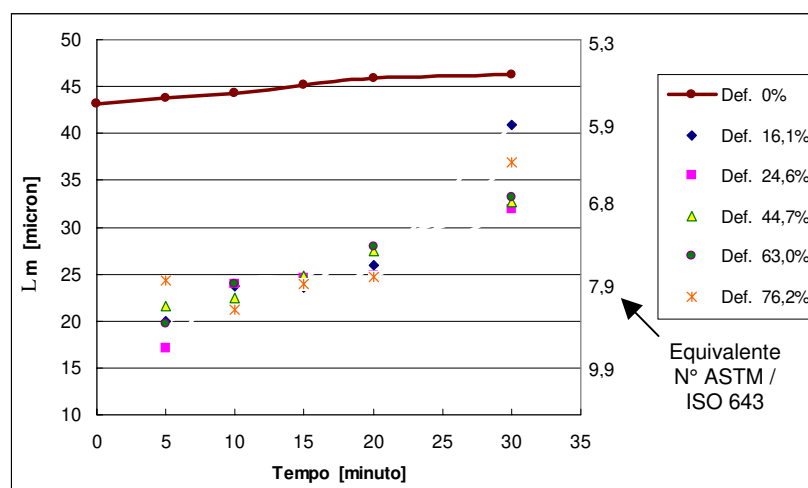


**Figura 6** - Continuação da evolução da microestrutura da região entre a superfície e o meio-raio das secções transversal e longitudinal dos fios trefilados, para as condições de 60,3%; 74,6 % e 79,5 % de deformação. Grau de deformação indicado nas fotomicrografias. Ataque eletrolítico com solução de ácido oxálico a 10%.





**Figura 7** - Microestruturas da secção longitudinal na região entre a superfície e o meio-raio dos fios nas condições trefilados + recozidos a 1000 °C e 1025 °C / 30 min. Fios com deformações antes do recozimento de 16,1%; 50,0%; 79,5%. Ataque eletrolítico com solução de ácido oxálico a 10%.



**Figura 8** - Variação do tamanho de grão com o recozimento a 1000 °C por tempos de 5 a 30 minutos dos fios trefilados com reduções como indicado na legenda.  $L_m$  – comprimento médio do intercepto. Def. 0% - corresponde ao material de partida.

#### 4. DISCUSSÃO

A composição química do aço inoxidável austenítico usado na fabricação de implantes estudado neste trabalho, é especificada por normas como a ABNT, ASTM e ISO, Tabela 1. Estas normas se preocupam em garantir, em relação ao aço 316L de uso geral, uma maior resistência à corrosão geral com destaque à corrosão por pite, especificado por um PRE mínimo ( $\geq 26$ ). Asseguram ainda uma boa estabilidade de sua estrutura austenítica contra a formação da fase indesejada ferrita. Esta estabilidade é conferida através de um teor de níquel mínimo de 13 %. A garantia do PRE  $\geq 26$  é conferida pelo teor de cromo e um teor de molibdênio mínimo de 2,25 %. A combinação dos teores de cromo, níquel e molibdênio também aumentam a estabilidade da austenita quanto a tendência de aumento da permeabilidade magnética ( $\mu$ ) decorrente da deformação como foi constatado. O aço para implante após deformação de aproximadamente 80% manteve a permeabilidade magnética baixíssima do material inicial ( $\mu < 1,01$ ), já o aço 316L demonstra um aumento ( $\mu \approx 1,15$ ). Este aumento da permeabilidade magnética já torna o aço 316L passível de ser atraído por um ímã.

O aço para implante quando no estado recozido, condição solubilizada, apresenta sua máxima resistência à corrosão e máxima estabilidade da microestrutura. Nesta condição o aço também apresenta a melhor característica de trabalhabilidade a quente e a frio. Por outro lado, esta é a condição de menor resistência à tração. Quando se deseja resistência à tração superior àquela do estado recozido, é necessário deformá-lo (encruá-lo) a frio como por exemplo por trefilação, ou mesmo por laminação a frio. A deformação a frio é muito importante e muito usada para este material. Sua importância fica demonstrada pelas normas como a NBR ISO 5832-1 (comp. D) e ASTM F138, que se preocupam também em especificar as propriedades mecânicas de tração para fios e barras trabalhados a frio. A Tabela 4 resume os valores que estas normas especificam para as propriedades de tração as quais servirão de referência para verificar o seu atendimento pelo aço estudado.

Fazendo uma análise dos resultados de tração, Figuras 1 e 2 e comparando-os com os valores especificados pelas normas ABNT ISO 5832-1/ ASTM F 138, Tabela 4, verificamos que tanto o aço para implante como o aço 316L, atingiram praticamente todas as condições especificadas por estas normas para o limite de escoamento e limite de resistência. A diferença básica entre os aços fica por conta do grau de redução necessário para atender os valores especificados. Com o aço para implante os valores mínimos e máximos são obtidos com menor grau de deformação (redução) em relação ao aço 316L. Este maior encruamento se reflete também nas durezas obtidas, as quais são cerca de 20 pontos Brinell, em média, superiores às obtidas no 316L, como visto na Figura 3.

**Tabela 4 - Especificação das propriedades de tração para barras e fios de aço para fabricação de implante cirúrgico na condição recozido e trabalhado (deformado) a frio, conforme norma ABNT NBR ISO 5832-1 Comp. D (1999) e ASTM F138 (2003).**

Norma	Condição de fornecimento do aço	Diâmetro da barra ou fio (mm)	Limite de Escoamento a 0,2 % (MPa) mín.	Tensão de Ruptura (TR) (MPa)	Alongamento após ruptura mín.
ABNT	Recozido	Todos os diâmetros	190	$490 \leq TR \leq 690$	40 % em 50 mm
ABNT	Trabalhado a frio	Diâmetros menores a 19	690	$860 \leq TR \leq 1100$	12 % em 50 mm
ASTM	Recozido	1,60 e maiores	190	490 mín.	40 % em 4 d <sub>o</sub>
ASTM	Trabalhado a frio	1,60 a 38,1	690	860 mín.	12 % em 4 d <sub>o</sub>
ASTM	Extraduro	1,60 a 6,35	----	1350 mín.	----

Convém salientar que as propriedades de tração e dureza obtidas para o aço estudado são válidas para as condições de trefilação empregadas, pois o endurecimento (encruamento) varia com a variação da velocidade de deformação (velocidade de trefilação), lubrificação e ângulo de redução da fieira [5].

A característica de deformação a frio do material é da maior importância para a fabricação de implantes ortopédicos. Como discutido acima este aço não forma martensita por deformação na temperatura ambiente, mas apresenta boa capacidade de encruamento, característica essa que permite que se obtenham implantes com espessuras (dimensões) menores e mais resistentes sem prejuízo de sua qualidade.

A evolução da microestrutura dos fios com a deformação e com o recozimento após deformação também foi acompanhada neste trabalho, Figuras de 5 a 7. A seqüência de micrografias das Figuras 5 e 6 mostram o efeito do encruamento sobre a microestrutura. A deformação plástica do aço ocorre pelo escorregamento dos planos cristalográficos nos grãos austeníticos, ou seja, pelo movimento de

discordâncias ao longo dos planos de escorregamento. Os planos escorregados são identificados pelas linhas paralelas dentro dos grãos. Com o prosseguimento da deformação este processo evolui dentro de cada grão aumentando a densidade de defeitos cristalinos, principalmente de discordâncias resultando na distorção do grão. À medida que os grãos vão sendo mais severamente distorcidos (deformados) eles perdem a equiaxialidade, ou seja, ficam comprimidos na direção transversal e alongados na direção longitudinal do fio, como pode ser perfeitamente visto na seqüência de micrografias. Este mecanismo ocorre simultaneamente dentro de cada grão. A distorção generalizada dos grãos torna desordenada a estrutura cristalina regular que inicialmente estava presente. Com a evolução da deformação não se pode mais identificar os contornos dos grãos. Pela seqüência de micrografias, Figuras 5 e 6, verifica-se que já com o primeiro passe de redução, 16,1 %, muitos contornos deixam de ser identificáveis. Há uma progressão neste efeito com o aumento da deformação, chegando-se à situação de não ser mais possível identificar quase a totalidade dos contornos de grãos para deformações entre 32,1 % e 44,7 %, quando vistos na seção transversal e de 44,7 a 60,3 % quando vistos na direção longitudinal do fio.

Os aços inoxidáveis austeníticos geralmente possuem baixa energia de falha de empilhamento (EFE), a qual é controlada pela composição química e a homogeneidade da distribuição dos elementos na matriz do material [6]. Com baixa energia de falha de empilhamento as discordâncias dissociam e o material deforma mais facilmente. Alta energia de falha de empilhamento causa o confinamento das discordâncias em seus planos de escorregamento, causando seu travamento pela deformação (trabalho a frio) conferindo maiores limites de escoamento e resistência. Calculou-se a EFE usando-se a equação da referência bibliográfica [6], obtendo-se valores aproximados de 35 e 28 ( $\text{mJ.m}^{-2}$ ) para os aços NBR ISO 5832-1 e 316L respectivamente. Isto de certa forma contribui para explicar a maior resistência obtida no aço para implante em relação ao 316L.

Quando este aço para implantes é usado na condição recozido (solubilizado) ele apresenta excelente ductilidade e pode ser conformado por deformação a frio com pouco esforço. Porém, se forem necessárias severas deformações a frio, e não se desejar alta resistência à tração, pode-se utilizar tratamento térmico de recozimento intermediário, controlado, para restaurar a ductilidade e baixar a dureza. Isto facilitará trabalhos subseqüentes, mantendo o tamanho de grão dentro do limite especificado pelas normas.

Para restauração da estrutura, ou seja, voltar para a condição inicial de grãos equiaxiais, foi estudado o recozimento dos fios. Os recozimentos foram realizados nas temperaturas de 1000 °C com tempos de 5, 10, 15, 20 e 30 minutos, e 1025 °C com um único tempo de 30 minutos. Para estas temperaturas de recozimento empregadas, a cinética de recuperação e recristalização mostrou-se rápida. Com apenas 5 minutos de tratamento é possível obter grãos uniformes e equiaxiais como fica evidenciado na Figura 8. Isto também é comprovado pela rápida queda da dureza para o patamar do material original com este tempo, 5 minutos de tratamento. Contudo, a cinética de crescimento dos grãos não é proporcionalmente tão rápida para esta temperatura de 1000 °C. Nesta temperatura nota-se uma tendência no aumento do crescimento de grão para tempos acima de 20 minutos de recozimento. Com tempo de recozimento de 30 minutos, principalmente para a temperatura de 1025 °C, para todos os graus de deformação do fio, o tamanho do

grão praticamente torna-se igual ao do fio de partida ( $\varnothing$  13,65 mm) como pode ser verificado na Tabela 3 e Figura 7.

#### **4. Conclusão**

A caracterização do aço inoxidável austenítico usado para fabricação de implantes cirúrgicos, ABNT NBR ISO 5832-1 Comp. D (1999) / ASTM F 138 (2003), trefilado a frio nas condições deste trabalho, permite relacionar algumas conclusões.

O aço para implante após deformação (redução de área) de aproximadamente 80% manteve o mesmo valor baixo de permeabilidade magnética ( $\mu < 1,01$ ) da condição inicial (recozido). Já o aço 316L de uso geral sofreu um aumento no valor da permeabilidade magnética ( $\mu \approx 1,15$ ) em relação a condição inicial ( $\mu < 1,01$ ).

O aço atendeu todos os requisitos das normas acima mencionadas tanto na condição recozida (condição de partida) como na condição deformada por trefilação. As propriedades de tração e de ductilidade do aço para implante sempre foram superiores a do aço 316L, de uso geral, usado neste trabalho para comparação.

A dureza do aço para implante sempre mostrou-se superior à do aço 316L, em cerca de 20 pontos na escala Brinell, para toda a faixa de deformação estudada.

A cinética de recuperação e recristalização estática do aço para implante nas temperaturas de 1000 °C e 1025 °C é rápida. Com cinco minutos de tratamento nestas temperaturas a dureza retorna para o patamar inicial (material de partida), e os grãos mostram-se perfeitamente recristalizados. Por outro lado, a cinética de crescimento de grão é relativamente menor. Os resultados específicos do estudo do recozimento mostraram que é possível controlar o tamanho de grão final, inclusive refiná-lo, através de um controle das condições de deformação e de recozimento.

#### **5. Referências Bibliográficas**

- [1] Gebeau, R. C. and Brown, R. S. - Biomedical Implant Alloy, Advanced Materials & Processes, September 2001, pg. 46 - 48
- [2] Nitrogen-Alloyed Steel Made for Orthopedic Implants - Advanced Materials & Processes, September 2001, pg. 13.
- [3] Alloy Digest - Filing Code: SS-392, Stainless Steel, Published by Engineering Alloys Digest, Inc., Post Officer Box 823, Upper Montclair - New Jersey, Sept. 1981.
- [4] Austenitic Stainless Steels Type Fe-18Cr-13Ni+Mo - in Aerospace Structural Metals Handbook, Vol. 2, code 1307, Published by CINDAS, Purdue University, 2595 Yeager Road, West Lafayette, IN, 1996 Edition, pg.: 14, 15, 26.
- [5] Brito, J. I. et alii - Estrutura e Propriedades do Fio de Aço Trefilado de Alto Teor de Carbono. Metalurgia - ABM, vol. 37, n° 278, Jan. 1981, pg. 28.
- [6] Pickering, F. B. - Physical Metallurgical Development of Stainless Steels. In Stainless Steels '84, Published in March 1985 by the Institute of Metals - London. pg.: 9, 10.