

4

CAPÍTULO

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. CARACTERIZAÇÃO DE FIO COMERCIAL DE NITINOL

A caracterização do fio comercial de Nitinol engloba a apresentação da curva de escoamento e a avaliação da propriedade de superelasticidade. Também são apresentadas algumas micrografias, dureza e a composição química indicada através de EDS. São identificadas as temperaturas de transformações de fase e, conseqüentemente, é avaliada a propriedade de memória de forma.

4.1.1. CURVA DE ESCOAMENTO

A figura 4.1 apresenta as curvas convencional e verdadeira de tensão vs. Deformação obtidas até a ruptura do fio de 0,155mm de diâmetro comprado da empresa NDC.

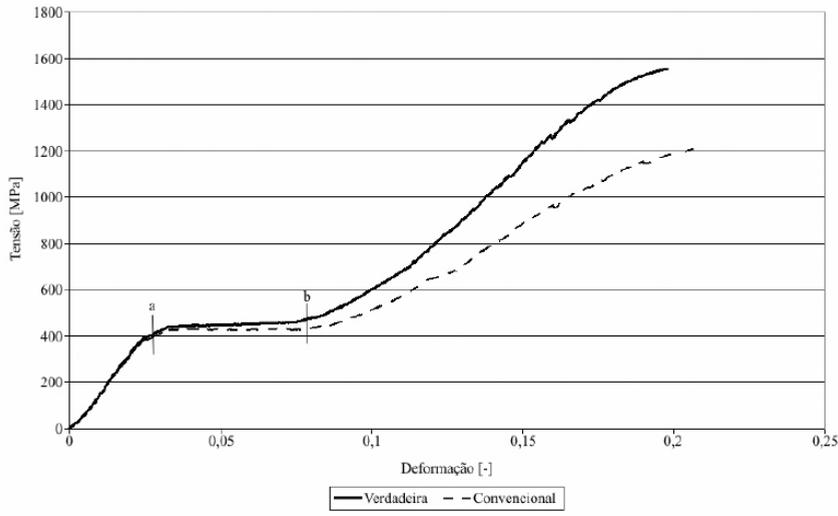


Figura 4.1 – Curva de escoamento obtida por ensaio de tração de fio de NiTi de 0,155mm de diâmetro.

Conforme a literatura, a superelasticidade é caracterizada por um patamar de deformação elástica total entre 5 e 8 % (figura 2.3) e que é representado pelo trecho a-b. A curva obtida na figura 4.1 possui o referido patamar a-b bem definido e apresenta uma deformação elástica total de aproximadamente 8%, o que segundo a literatura investigada, comprova a propriedade de superelasticidade do fio em questão. O ponto b desta curva identifica o valor do limite de resistência, R_e [MPa], do fio e a tabela 4.1 apresenta uma comparação entre os dados obtidos no ensaio de tração e os informados pelo fornecedor (anexo I) [Poncet, 2005; Shaw, 1995].

Tabela 4.1 – Comparativo entre dados obtidos pelo ensaio de tração e fornecidos pela NDC.

Propriedade	NDC	Ensaio de tração convencional
Tensão de ruptura e máxima, [MPa]	1100-1150	1250±10
Limite de resistência, [MPa]	450	425±1,34

Os valores de tensão de ruptura, limite de resistência e alongamento até a ruptura encontrados na curva de escoamento (figura 4.1 e tabela 4.1) estão dentro dos limites estabelecidos pela literatura consultada (tabela 2.1) para o Nitinol em estado austenítico [Shaw, 1995]. Esta constatação leva a crer que o fio de Nitinol encontra-se preferencialmente no seu estado austenítico quando ensaiado em temperatura ambiente de 25°C.

4.1.2. DUREZA

As medições de microdureza Vickers realizadas na seção transversal do fio de NiTi com 0,155mm de diâmetro (anexo I) apresentaram um valor médio de 424,58HV com um desvio padrão de 6,44. Há uma diferença média de aproximadamente 26HV em relação ao valor médio de 450HV citado pela literatura em um fio de Ni-Ti com diâmetro de 0,5mm e com tensão de ruptura de 1700MPa à temperatura ambiente de 25°C [Yokoyama, 2005]. Infelizmente estes valores de dureza não puderam ser comparados com os do fornecedor, já que este não apresenta tais informações.

4.1.3. MICROESTRUTURA E EDS

Na figura 4.2 são apresentadas micrografias ópticas da seção longitudinal e transversal do fio de NiTi sem e com ataque químico e na figura 4.3 encontram-se as micrografias obtidas ao MEV em sentido longitudinal e transversal do fio com ataque químico.

Nas micrografias da figura 4.2 (c) e (d) nota-se a presença de estruturas com aspecto de agulhas, o que poderia indicar a presença de uma fase martensítica. No entanto, a informação do fabricante é a de que o fio encontra-se totalmente transformado na fase austenítica quando à temperatura ambiente de 25°C.

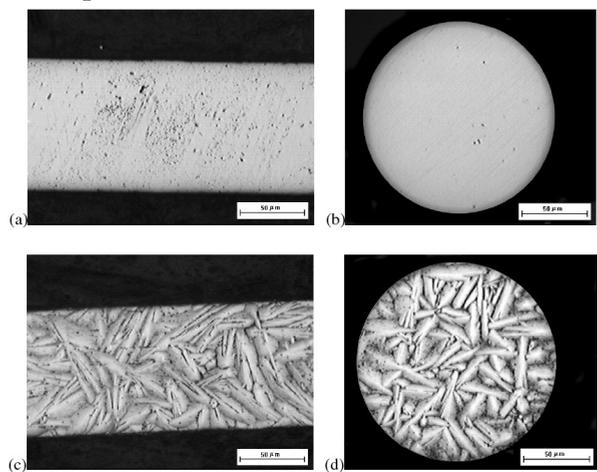


Figura 4.2 – Micrografias ópticas do fio de NiTi da empresa NDC em seu estado original de fornecimento (a) em sentido longitudinal e sem ataque químico; (b) em sentido transversal e sem ataque químico; (c) em sentido longitudinal e com ataque químico e (d) em sentido transversal e com ataque químico.

Neste ponto não é possível descartar a possibilidade de que uma transformação martensítica possa ter sido induzida pela deformação mecânica durante a preparação da amostra, já que a literatura consultada cita que enquanto a austenita possui uma estrutura cúbica de corpo centrado bem ordenada com apenas uma variante, a martensita pode apresentar até vinte e quatro variantes para o caso mais geral e sua estrutura depende do tipo de transformação sofrida pelo material [Funakubo, 1987; Otsuka, 1999; Wasilevski, 1975; Wu, 2000]. Uma alternativa possível para detectar este problema pode ser a aplicação da técnica de eletropolimento na preparação metalográfica.

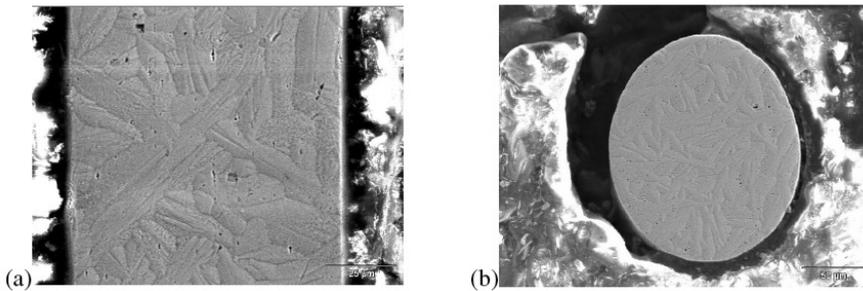


Figura 4.3 – Micrografia ao MEV do fio de Nitinol comercial com ataque químico na seção (a) longitudinal e (b) transversal.

A figura 4.4 apresenta um espectrograma de EDS realizado no fio de Nitinol comercial, apresentando $50,04 \pm 0,60\%$ at. Ti e $49,96 \pm 0,98\%$ at. Ni e $44,97\%$ em massa de Ti e $55,03\%$ em massa de Ni. O espectrograma de EDS praticamente não apresenta diferença na quantidade de $55,03\%$ em massa de Ni em comparação com os valores de $55,8\%$ em massa de Ni fornecidos pelo fabricante do fio (anexo I), o que demonstra que esta liga de NiTi pode ser considerada equiatômica. Este dado é importante, pois a literatura informa que quanto mais próximo da equiatomicidade a liga estiver, maiores chances de não haver a formação de intermetálicos, como o NiTi₂ e o Ni₃Ti. Estes não apresentam memória de forma e quando presentes em quantidades significativas podem interferir no desempenho de dispositivos fabricados a partir desta matéria-prima [Bram, 2002].

Infelizmente não foi possível realizar a análise de difração de raios-X nos fios por estes possuírem uma área extremamente pequena. A única possibilidade seria a realização de uma análise por microdifração de raios-X.

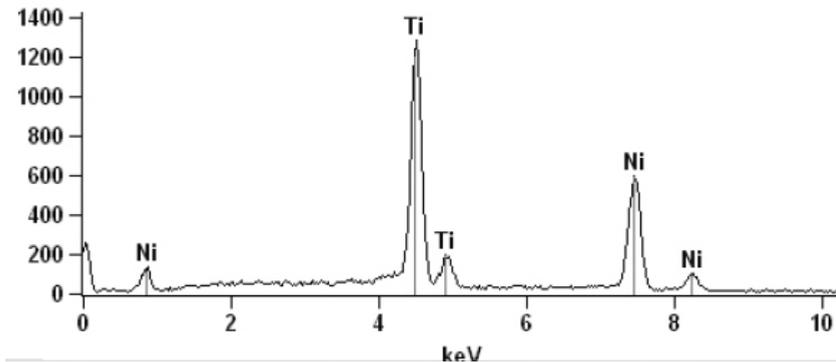


Figura 4.4 – Espectro de EDS do fio comercial de NiTi.

A figura 4.5 mostra a superfície longitudinal do fio após o ensaio de tração na zona de estricção de um corpo de prova ensaiado até a ruptura. Nota-se nitidamente uma diminuição do diâmetro do fio, o que demonstra que este material possui um comportamento dúctil quando tracionado à temperatura ambiente de 25°C.

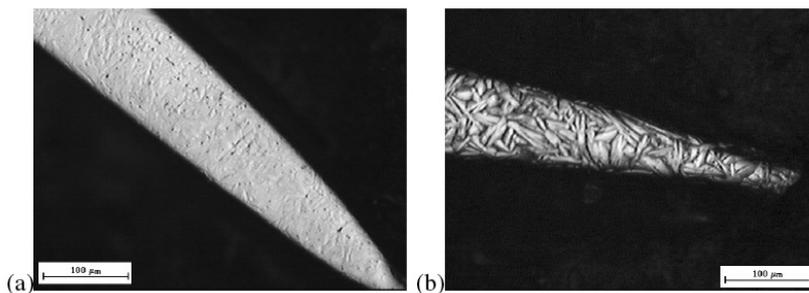


Figura 4.5 – Micrografias ópticas mostrando a zona de ruptura de um fio de NiTi da empresa NDC ensaiado em tração (a) sem ataque químico e (b) com ataque químico.

4.1.4. TRANSFORMAÇÕES DE FASE

A figura 4.6 mostra o termograma de DSC realizado no fio de NiTi em seu estado de fornecimento e suas temperaturas de transformação de fase. No resfriamento, o início da transformação martensítica, M_i , se dá em $-81,68^\circ\text{C}$, o pico em $-121,14^\circ\text{C}$ e o final, M_f , ocorre em $-145,39^\circ\text{C}$, já no aquecimento, o início da transformação austenítica, A_i , é dado em $-37,71^\circ\text{C}$, o pico em $-1,06^\circ\text{C}$ e termina, A_f , em $35,74^\circ\text{C}$. A empresa fornecedora do fio (anexo I) apresenta somente o valor de A_f entre 5 e 18°C .

Assim como o termograma apresentado na figura 2.1, o do fio (figura 4.6) também apresenta a transição da fase martensítica romboédrica bem pronunciada, com R_i igual a $28,90^\circ\text{C}$, pico em $2,84^\circ\text{C}$ e R_f igual a $-33,76^\circ\text{C}$. A literatura cita que não é obrigatória a presença explícita desta fase da martensita, mas indica que esta é considerada benéfica para um melhor comportamento do efeito de memória de forma [Uchil, 1998].

Estas temperaturas constatadas provam que realmente o fio de NiTi comercial possui a propriedade de memória de forma e que na temperatura ambiente de 25°C o material encontra-se quase totalmente transformado na fase austenítica. Cruzando estes dados com o que foi discutido sobre as micrografias apresentadas pelas figuras 4.2 e 4.3, é confirmada a hipótese de que a microestrutura do fio tenha sido transformada em uma variante da fase martensítica através de deformação mecânica na preparação das amostras.

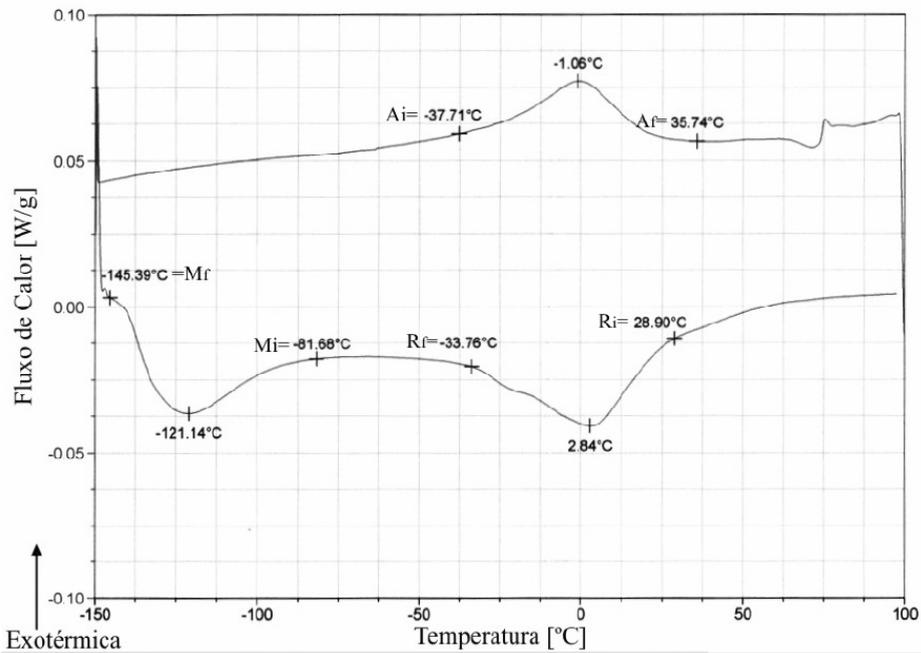


Figura 4.6 – Termograma de DSC do fio de NiTi em seu estado de fornecimento.

4.2. OBTENÇÃO DE BILLETS DE NITINOL

A obtenção do *billet* de Nitinol compactado é avaliada desde a mistura dos pós através de difração de raios-X, MEV, obtenção da curva de compressibilidade

e análise de porosidade. Após a sinterização apresenta-se a curva de escoamento do material, difração de raios-X, MEV, EDS, porosidade e avalia-se as propriedades de superelasticidade e memória de forma.

4.2.1. AVALIAÇÃO DA MISTURA DOS PÓS DE NÍQUEL E TITÂNIO

Após a mistura equiatômica dos pós de níquel e titânio por 4h no moinho atritor foi realizada uma análise de difração de raios-X (figura 4.7) para determinar a composição de fases presentes. Foi constatado que não houve a formação de pré-liga, já que no difratograma foram encontrados somente picos relativos ao Ni e Ti e não relativos à compostos formados entre eles. Assim, a deformação mecânica imposta pelo moinho e a temperatura não foram suficientes para a formação de ligação entre os elementos químicos envolvidos.

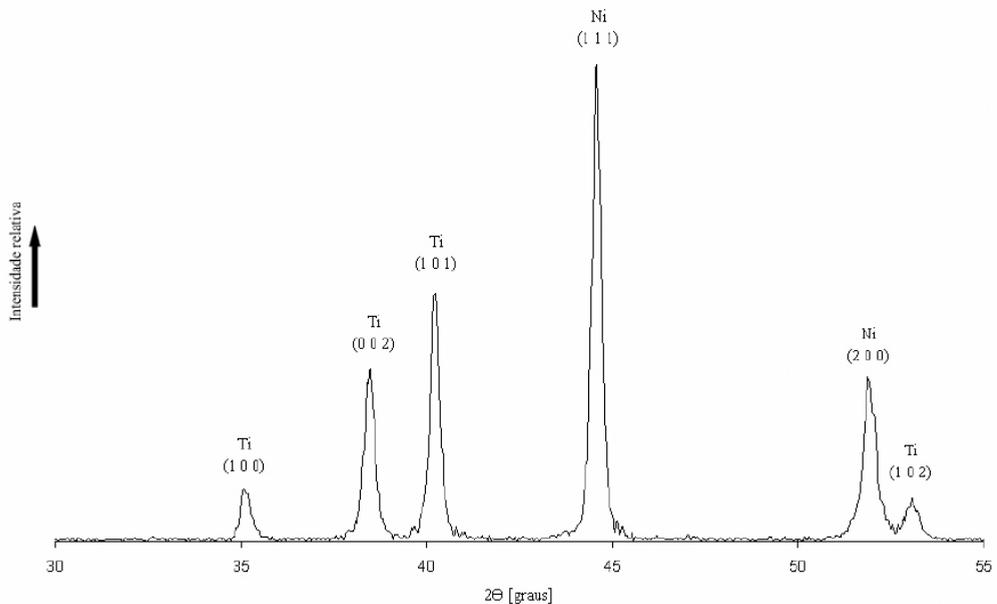


Figura 4.7 – Difratograma de raios-X da mistura de 4h de pós de Ni e Ti.

A figura 4.8 apresenta uma micrografia ao MEV da mistura não-compactada dos pós de Ni e Ti com tempo de mistura de 4h em diferentes aumentos. A densidade picnométrica, que apresenta a máxima compactação que a mistura deste pó pode apresentar, revelou um valor médio de 5,94g/cm³.

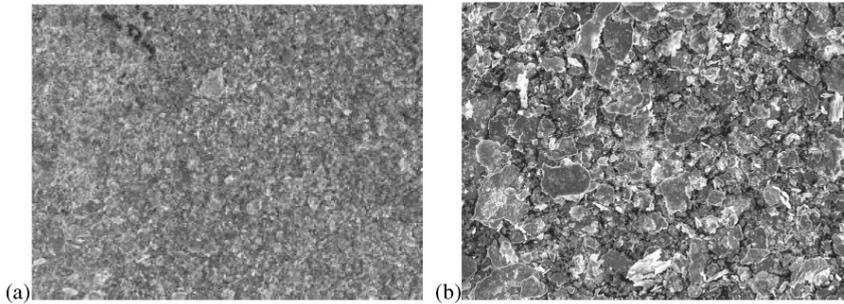


Figura 4.8 – Micrografia ao MEV da mistura de pó de 4h com (a) aumento de 50x e (b) aumento de 200x.

4.2.2. BILLET COMPACTADO

Nota-se na curva de compressibilidade apresentada na figura 4.9 um comportamento característico, a partir de certa pressão de compactação não há uma alteração significativa na densidade à verde. Com esse dado se obtém uma pressão de compactação mínima de aproximadamente 1100MPa, (veja as setas na figura 4.9) que é o ponto onde a curva começa a ficar estabilizada e que corresponde à aproximadamente 6tonf de compactação para o *billet* de 8,3mm de diâmetro e de 12,45mm de altura (figura 4.10).

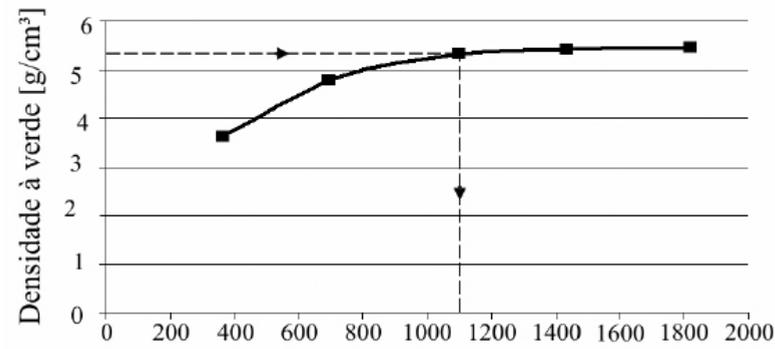


Figura 4.9 – Curva de compressibilidade do billet de 8,3mm de diâmetro.

Após a escolha da pressão mais adequada de compactação obteve-se a densidade média de 5,33g/cm³ (utilizando o método de Arquimedes) para o *billet* à verde (figura 4.10). Assumindo-se que a densidade picnométrica (5,94g/cm³) fornece a densidade máxima da mistura de pó (sem a presença de porosidade), a densidade de 5,33g/cm³ medida no *billet* representa uma porosidade comparativa de 10,3%. O comparativo

realizado entre as medidas de densidade e porosidade realizadas pelo método de Arquimedes com e sem a impermeabilização com verniz incolor não revelaram discrepâncias significativas. Isto prova que não há penetração da água destilada nos poros do *billet* e então, não há necessidade de utilização de impermeabilizantes para a medição de porosidade.

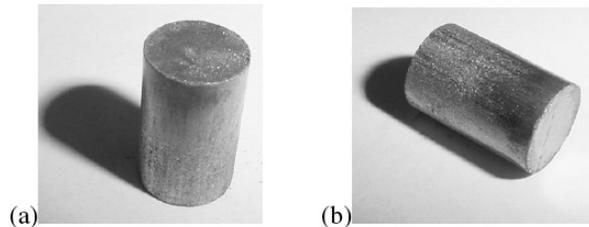


Figura 4.10 – Fotografia do *billet* à verde com dimensões de 8,3mm de diâmetro e 12,45mm de comprimento (a) em pé e (b) deitado.

4.2.3. *BILLET* SINTERIZADO

O *billet* sinterizado (figura 4.11) foi obtido mantendo o seu formato original, mas apresentou uma variação dimensional considerável em relação à amostra somente compactada. O diâmetro médio foi aumentado de 8,3mm para 8,5mm e seu comprimento médio de 12,45mm passou para 12,55mm, o que significa que o volume aumentou de $673,62\text{mm}^3$ para $712,15\text{mm}^3$. Isto representa um aumento de 5,41% de volume do *billet* sinterizado em relação ao compactado.

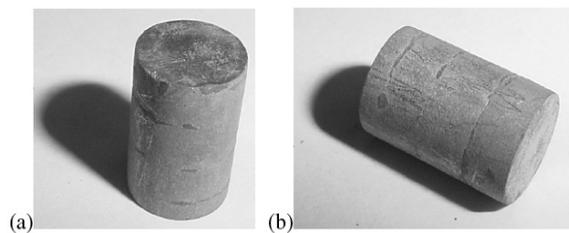


Figura 4.11 – Fotografia do *billet* sinterizado com dimensões de 8,5mm de diâmetro e 12,55mm de comprimento (a) em pé e (b) deitado.

O comparativo realizado entre as medidas de densidade e porosidade realizadas pelo método de Arquimedes com e sem a impermeabilização com verniz incolor também não revelaram discrepância significativa neste caso. Mais uma vez demonstrando que não há penetração da água destilada nos poros do *billet* e então, não há necessidade de utilização de impermeabilizante.

A densidade obtida após a sinterização apresentou um valor médio de $5,01\text{g/cm}^3$. Notase que houve uma diminuição da densidade em relação ao *billet* compactado ($5,33\text{g/cm}^3$) e uma conseqüência direta destes valores é o crescimento de porosidade de $10,3\%$ no *billet* à verde para $15,7\%$ no *billet* sinterizado. Acredita-se que este fato é devido a queima do lubrificante e presença de ar no momento da sinterização, aumentando assim, a quantidade de poros no material.

A figura 4.12 mostra micrografias do *billet* após sinterização com e sem ataque. A porosidade média medida encontrada de $15,7\%$ é menor do que os $18,8\%$ que Greiner et. al. reportam em NiTi obtido através de processo de compressão isostática à quente (figura 2.10). Isto significa que com um método de obtenção de liga mais simples proposto neste trabalho, obteve-se melhores resultados em porosidade [Greiner, 2005].

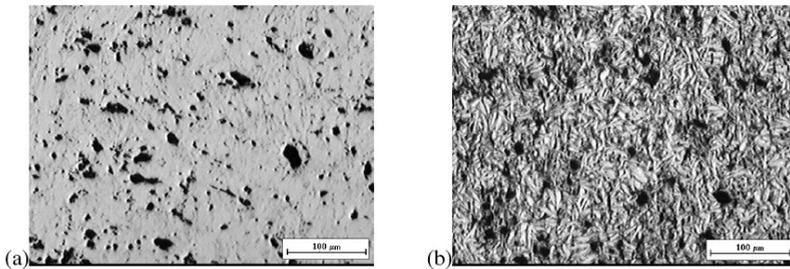


Figura 4.12 – Micrografia óptica da seção longitudinal do *billet* sinterizado (a) sem ataque e (b) com ataque químico.

Um método que possivelmente pode reduzir mais a porosidade é o de utilizar a compactação isostática à frio ao invés da uniaxial realizada neste trabalho. A compactação isostática fornece uma distribuição muito mais homogênea da força de compactação por ser realizada em todas as direções ao redor do *billet*.

A figura 4.13 apresenta um difratograma de raios-X obtido para o *billet* sinterizado. Observa-se a presença da fase NiTi e da NiTi₂ em menores proporções. Não são observados picos de Ni e ou Ti, demonstrando que o processo de sinterização obteve sucesso. A fase NiTi encontrada, segundo sua estrutura cristalina, é do tipo monoclinica. Segundo a literatura, esta estrutura está associada a uma fase martensítica do NiTi, o que comprova a obtenção da liga de NiTi com fase martensítica monoclinica à temperatura ambiente de 25°C . Também foi constatada que a fase NiTi₂ apresentada possui uma estrutura do tipo cúbica de face centrada [Funakubo, 1987; Otsuka, 1999; Wasilevski, 1975; Wu, 2000].

McNeese et. al. reportam o aparecimento de agulhas, como as observadas na figura 4.14, como sendo NiTi em uma fase martensítica maclada. Comparando-se

a figura 4.14 com a micrografia obtida por McNeese et. al. (figura 2.9), observa-se boa semelhança e , também, nota-se que a região clara corresponde à formação de NiTi, a cinza à NiTi2 e a mais escura, à porosidade. Estes resultados corroboram com os resultados obtidos por difração de raios-X, demonstrando a presença do estado martensítico das amostras analisadas à temperatura ambiente de 25°C [McNeese, 2000].

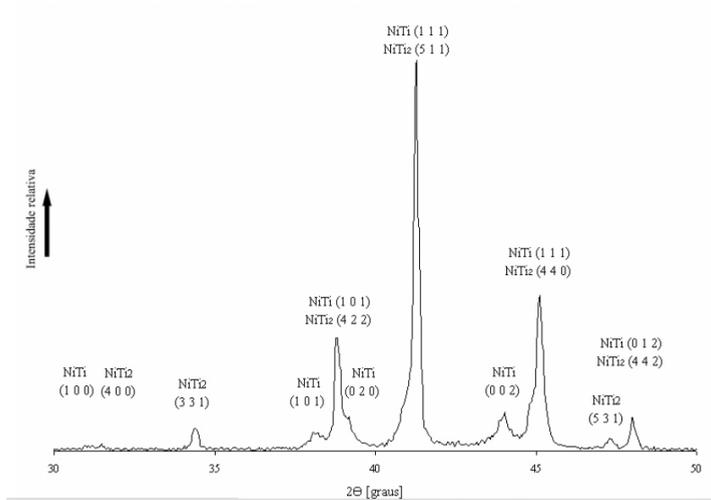


Figura 4.13 – Difratoograma de raios-X do billet sinterizado.

Cabe ressaltar, no entanto, que não pode ser descartado até o presente momento desta discussão efeitos da preparação da amostra que poderiam levar a transformação do material para a fase martensítica, já que em ambos os casos (difração de raios-X e micrografia) as amostras foram preparadas utilizando métodos mecânicos.

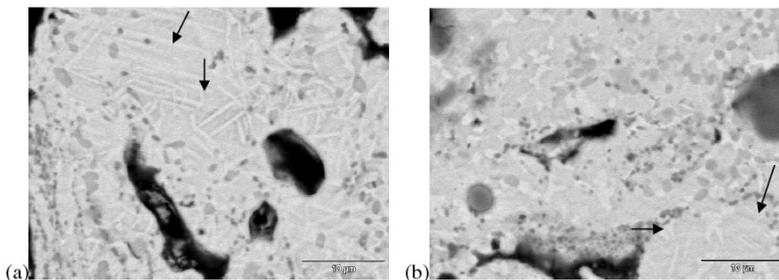


Figura 4.14 – Micrografia ao MEV do billet sinterizado (a) na seção longitudinal e (b) na seção transversal.

A figura 4.15 apresenta o espectrograma de EDS do *billet* sinterizado na seção longitudinal com $51,54 \pm 1,30\%$ at. Ti e $48,46 \pm 1,59\%$ at. Ni e $46,46 \pm 1,17\%$ em massa de Ti e $53,54 \pm 1,75\%$ em massa de Ni em comparação aos $55,8\%$ em massa de Ni apresentado pelo fabricante do fio comercial (anexo I). Isto demonstra que o *billet* pode ser considerado de NiTi aproximadamente equiatômico.

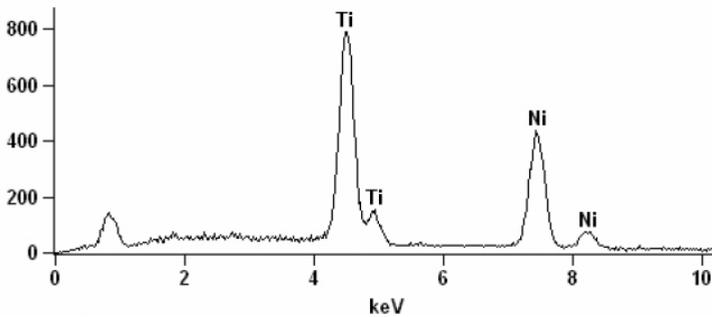


Figura 4.15 – Espectrograma de EDS da seção longitudinal do *billet* sinterizado.

Analisando os dados da difração de raios-X (figura 4.13) e do espectrograma de EDS (figura 4.15) conjuntamente com o diagrama de fases (figura 2.7), nota-se que a região da fase NiTi possui uma faixa muito estreita e que, segundo McNeese et. al., qualquer diferença no percentual de Ni e Ti da liga pode acarretar na formação de outras fases intermetálicas [McNeese, 2000]. Neste caso como há um maior teor de Ti, observou-se a formação de NiTi₂ em pequenas quantidades relativas (figura 4.13).

4.2.4. CURVA DE ESCOAMENTO

A figura 4.16 mostra a curva de escoamento dos *billets* de NiTi sinterizados que foi obtida através de ensaio de compressão até a ruptura, à temperatura ambiente de 25°C.

Conforme Duerig, et. al., o valor do limite de resistência, R_e [MPa], médio no caso do NiTi é definido na deformação de 1% para curvas que não apresentem o patamar de escoamento bem definido, o que representa um R_e de 75MPa na curva da figura 4.16 [Duerig, 1990]. A tensão de ruptura convencional apresentou um valor médio de 1050MPa em uma deformação de aproximadamente 45%. Comparando os dados da figura 4.16 com os apresentados na tabela 2.1, vê-se que os valores de tensão de ruptura, limite de resistência e deformação até a ruptura estão todos dentro dos limites determinados para a liga de Nitinol superelástica no estado martensítico.

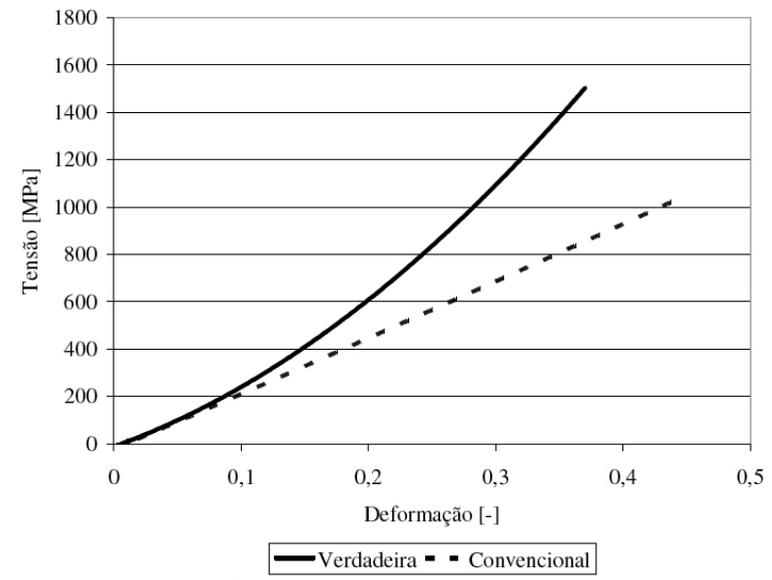


Figura 4.16 – Curva de escoamento do bilhet de NiTi obtida através de ensaio de compressão à temperatura ambiente de 25°C.

A figura 4.17 mostra uma micrografia óptica de um *bilhet* sinterizado que foi submetido ao ensaio de compressão. Nota-se nitidamente que a porosidade, como esperado, foi muito reduzida em relação ao *bilhet* somente sinterizado (compare com a figura 4.12).

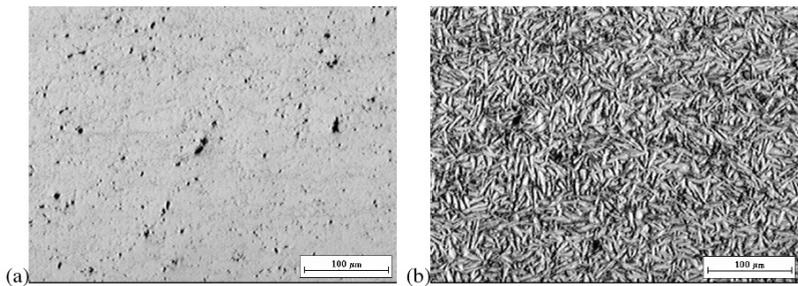


Figura 4.17 – Micrografia óptica (a) sem ataque e (b) com ataque na região central longitudinal do bilhet de 8,3mm de diâmetro ensaiado em compressão para uma deformação de aproximadamente 45%.

4.2.5. DUREZA

A dureza Rockwell realizada na seção transversal do *billet* apresentou um valor médio de $44,10 \pm 4,79$ HRC, sendo que este valor corresponde à aproximadamente 434HV. Comparando este valor com o obtido através de microdureza Vickers do fio comercial vê-se que há uma diferença média de apenas 10HV a mais na medida do *billet*. Em relação ao valor médio de 450HV encontrado por Yokoyama et. al. em um fio de Ni-Ti recozido com diâmetro de 0,5mm e com tensão de ruptura de 1700MPa obtida através de ensaio de tração à temperatura ambiente de 25°C, há apenas uma diferença média de 16HV [Yokoyama, 2005].

4.2.6. TRANSFORMAÇÕES DE FASE

A figura 4.18 mostra o termograma de DSC realizado no *billet* de NiTi e suas temperaturas de transformação de fase. O início da transformação martensítica, M_i , se dá em 50,81°C, o pico em -30,01°C e o final, M_f , ocorre em -37,74°C, já o início da transformação austenítica, A_i , é dado em -44,02°C, o pico em -14,48°C e termina, A_f , em 41,05°C.

É importante atentar para o fato de que este termograma de DSC não apresenta a transição da fase martensítica romboédrica bem definida, mas Schüller et. al. afirmam que isto não compromete a liga de apresentar o efeito de memória de forma e superelasticidade [Schüller, 2004]. Segundo Shaw et. al., dependendo do modo de obtenção da liga e o histórico termo-mecânico do material é possível que esta transformação seja muito sensível e que não seja constatada através desta análise. [Shaw, 1995].

Estas temperaturas de transformação de fase constatadas (figura 4.18), a difração de raios-X do *billet* sinterizado (figura 4.13), as micrografias (figura 4.14) e a curva de escoamento obtida pelo ensaio de compressão (figura 4.16) provam que realmente o *billet* obtido possui a propriedade de memória de forma e que à temperatura ambiente de 25°C esta liga encontra-se na transição de fase martensítica com a fase austenítica. Este dado novamente reforça a idéia de que o *billet* pode ter apresentado uma estrutura martensítica induzida pelo procedimento adotado para a preparação das amostras.

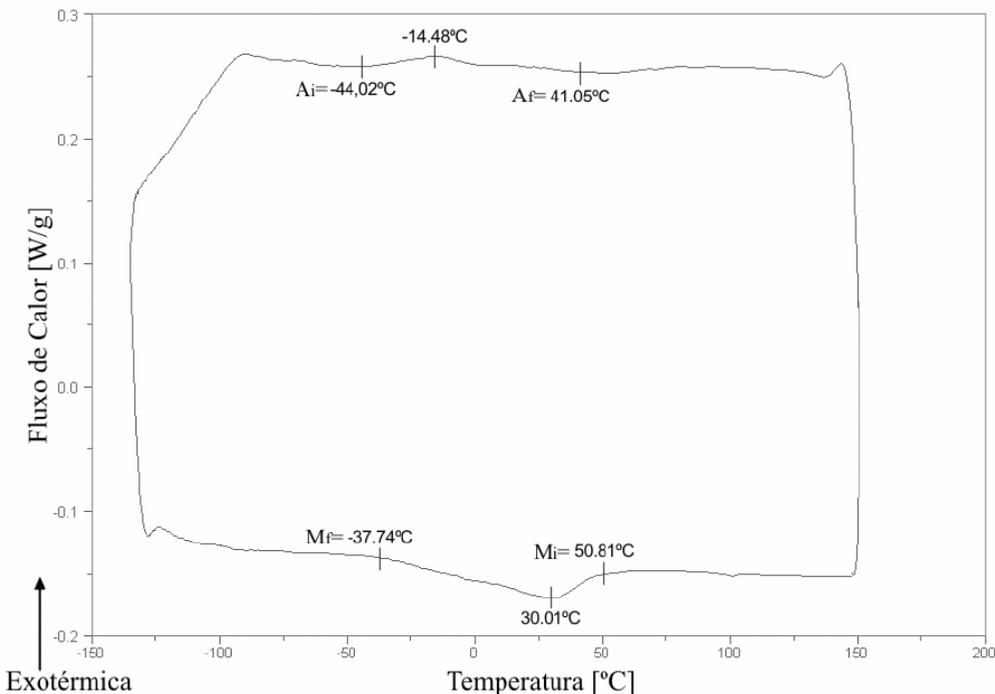


Figura 4.18 – Termograma de DSC do billet de NiTi obtido.

Wu et. al. indica que o histórico termomecânico que o *billet* deve ser submetido para a obtenção do fio implica em mudanças nas temperaturas de transformação de fase, portanto, é provável que os termogramas apresentados pela liga sofram alterações ao longo do processamento, modificando-se em relação àquele apresentado na figura 4.18. O controle das temperaturas de transformação de fase também é realizado através do ajuste de percentual atômico de Ni e Ti na liga. Uma variação de apenas 1% at. de Ni ou Ti na composição de ligas que apresentam mais de 55% at. de Ni pode variar as temperaturas de transformação de fase em até 100°C [Wu, 2001].

Para que o fio obtido através do *billet* possua o mesmo comportamento do fio comercial utilizado para a confecção de *stents* é interessante que as temperaturas de transformação de fase sejam manipuladas para que se tenha a fase austenítica à temperatura ambiente.

4.3. ROTA TEÓRICA DE OBTENÇÃO DO FIO BASEADA NO FIO COMERCIAL

Após a caracterização do fio comercial de Nitinol e o sucesso na obtenção do *billet* utilizando metalurgia do pó convencional é necessário realizar o processamento deste material para que se possa obter o produto final, ou seja, o fio.

Neste capítulo é proposta uma rota teórica de obtenção do fio partindo do *billet* como geometria inicial. Para a obtenção do fio de NiTi a partir do *billet* obtido, propõe-se a redução através de um processo de extrusão seguido de trefilação. Este primeiro passo é necessário, pois não há comprimento suficiente para iniciar diretamente a trefilação.

A literatura prevê uma redução máxima em extrusão à temperatura de 900-950°C de *billets* de Nitinol envoltos por cobre de até 20:1, o que significa uma deformação verdadeira, $_A = 2,3$. O lubrificante recomendado para a operação é o estearato de sódio em pó [Müller, 2001].

O conjunto-matriz de extrusão proposto na figura 4.19 com os desenhos de fabricação apresentados nos anexos II ao V apresenta uma redução de $_A = 1,55$, considerando a utilização de um *billet* de NiTi de $D_i = 10\text{mm}$ de diâmetro inicial e $H_i = 12,45\text{mm}$ (*billet* à verde de 8mm envolto por um tubo de cobre com espessura de 1mm) e a redução para $D_f = 4,6\text{mm}$ e $H_f = 58\text{mm}$. O punção deve ter uma redução de seção cônica por motivo de concentração de tensões. Tanto o punção (anexo II), como o envoltório bipartido (anexo III) e a cinta (anexo V) devem ser fabricados em aço ABNT H13, temperado e revenido com dureza final de 55HRC.

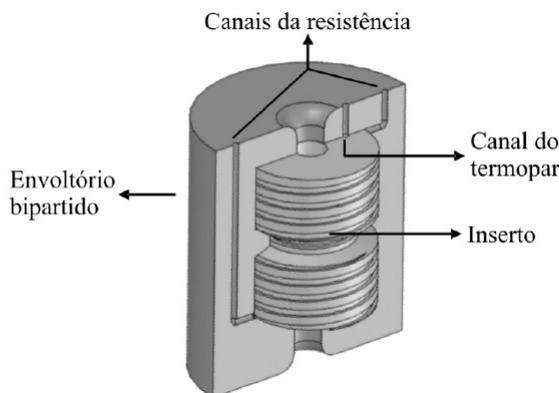


Figura 4.19 – Modelo 3D da matriz de extrusão projetada.

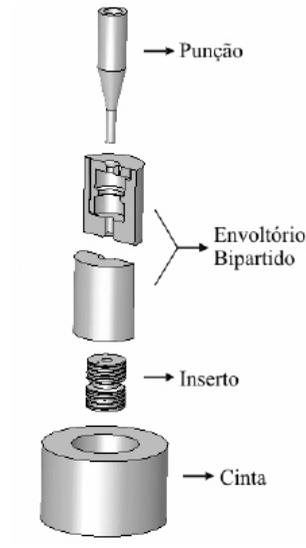


Figura 4.20 – Modelo 3D mostrando o detalhe do encaixe do inserto na matriz bipartida com seus canais para inserção de termopar e da resistência.

O inserto proposto para extrusão (figura 4.20) deve ser confeccionado em Stellite® HS21 (ASTM A732 Gr.21). O *billet* deve ser aquecido em forno auxiliar até a temperatura de 900°C e o sistema de aquecimento da matriz manterá a temperatura de 500°C durante a operação de extrusão [Muller, 2001; Wu, 2001]. A figura 4.21 mostra a matriz de extrusão já fabricada.



Figura 4.21 – Fotografia da matriz de extrusão montada com o aquecedor

O processo de trefilação teórico deverá, então, iniciar com o *billet* de NiTi extrudado, sinterizado e recozido (figura 3.9) com as dimensões de $D_i = 4,6\text{mm}$ e $H_i = 48\text{mm}$.

Da curva de escoamento verdadeira apresentada na figura 4.1 retira-se os dados de limite de escoamento, R_e , igual a 425MPa e tensão de ruptura, R_r , igual a 1555MPa, que neste caso é igual a tensão máxima, $R_{m\acute{a}x}$.

Aproximando-se a curva de escoamento verdadeira na sua região de interesse (desde o limite de escoamento até a tensão máxima) por uma equação que rege seu comportamento (figura 4.22), pode-se então, calcular a resistência ao escoamento do material, k_f [MPa], em função da deformação verdadeira, φ [-]. Arbitrando uma redução fixa por passe de $_A = 0,15$ apresenta-se (tabela 4.2) um número de 46 reduções até atingir o diâmetro de 0,157mm. O projeto da primeira feira de trefilação proposta é apresentado na figura 4.23 e os desenhos de fabricação nos anexos VI e VII. As subseqüentes feiras devem respeitar a mesma $_A = 0,15$ e geometria.

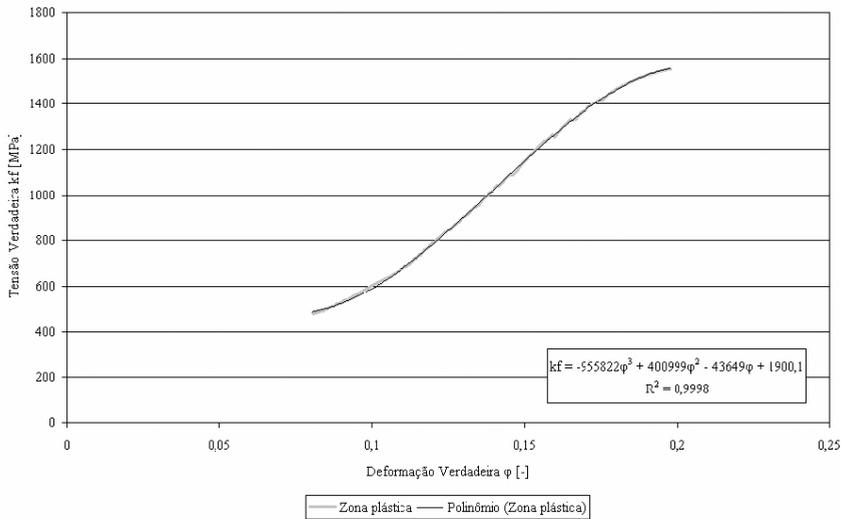


Figura 4.22 – Aproximação polinomial da região plástica da curva de escoamento verdadeira do fio de NiTi de 0,155mm de diâmetro da empresa NDC.

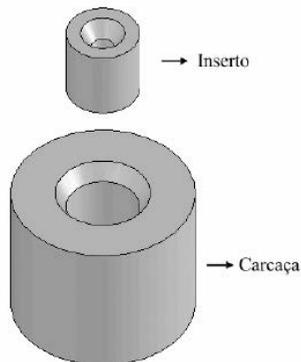


Figura 4.23 – Desenho da montagem do inserto na carcaça de trefilação.

Tabela 4.2 – Reduções teóricas baseadas na curva de escoamento do fio comercial de NiTi.

Redução	D_i [mm]	D_f [mm]	H_i [mm]	H_f [mm]
1	4,6000	4,2676	58,00	67,39
2	4,2676	3,9593	67,39	78,29
3	3,9593	3,6732	78,29	90,96
4	3,6732	3,4078	90,96	105,68
5	3,4078	3,1615	105,68	122,79
6	3,1615	2,9331	122,79	142,66
7	2,9331	2,7212	142,66	165,74
8	2,7212	2,5245	165,74	192,57
9	2,5245	2,3421	192,57	223,73
10	2,3421	2,1729	223,73	259,94
11	2,1729	2,0159	259,94	302,00
12	2,0159	1,8702	302,00	350,88
13	1,8702	1,7351	350,88	407,66
14	1,7351	1,6097	407,66	473,64
15	1,6097	1,4934	473,64	550,29
16	1,4934	1,3855	550,29	639,34
17	1,3855	1,2854	639,34	742,81
18	1,2854	1,1925	742,81	863,02
19	1,1925	1,1063	863,02	1002,69
20	1,1063	1,0264	1002,69	1164,96
21	1,0264	0,9522	1164,96	1353,49
22	0,9522	0,8834	1353,49	1572,53
23	0,8834	0,8196	1572,53	1827,02

Redução	D_i [mm]	D_f [mm]	H_i [mm]	H_f [mm]
24	0,8196	0,7604	1827,02	2122,70
25	0,7604	0,7054	2122,70	2466,22
26	0,7054	0,6545	2466,22	2865,34
27	0,6545	0,6072	2865,34	3329,05
28	0,6072	0,5633	3329,05	3867,81
29	0,5633	0,5226	3867,81	4493,75
30	0,5226	0,4848	4493,75	5220,99
31	0,4848	0,4498	5220,99	6065,93
32	0,4498	0,4173	6065,93	7047,60
33	0,4173	0,3871	7047,60	8188,15
34	0,3871	0,3592	8188,15	9513,27
35	0,3592	0,3332	9513,27	11052,84
36	0,3332	0,3091	11052,84	12841,57
37	0,3091	0,2868	12841,57	14919,78
38	0,2868	0,2661	14919,78	17334,31
39	0,2661	0,2469	17334,31	20139,59
40	0,2469	0,2290	20139,59	23398,87
41	0,2290	0,2125	23398,87	27185,61
42	0,2125	0,1971	27185,61	31585,17
43	0,1971	0,1829	31585,17	36696,73
44	0,1829	0,1697	36696,73	42635,52
45	0,1697	0,1574	42635,52	49535,41
46	0,1574	0,1460	49535,41	57551,93

Segundo Schüller et. al., entre os passes calculados é sempre necessária a realização de operação de recozimento à 500°C por 1h para que não haja ruptura [Schüller, 2004]. É importante citar que não foram consideradas as perdas pelo processo, ou seja, na rota teórica considera-se a conservação de volume integral para cálculo do comprimento final alcançado.