

FIO DE AÇO SILÍCIO COM BAIXAS PERDAS MAGNÉTICAS¹

Taeko Yonamine²
Marcos Fukuhara³
Nicolau Apoena Castro⁴
Fernando José Gomes Landgraf⁵
Frank Patrick Missell⁶
Carlos Alberto Achete⁷

Resumo

A finalidade do trabalho é desenvolver processo de produção de fio de aço silício com as menores perdas magnéticas possíveis. O material de partida é o fio máquina de 7,2mm de diâmetro que foi trefilado, processo no qual o fio passa por redução de diâmetro, até diâmetro final de 0,4mm. Cada etapa de trefilação é intercalada por tratamento térmico que visa promover o alívio de tensões e a recristalização do material deformado. Através de trefilações e tratamentos térmicos espera-se chegar no final do processo a um fio de aço silício com baixas perdas magnéticas, que viabilizem a sua utilização como núcleo magnético de um novo tipo de transformador⁽¹⁾. Assim como é feito no caso das chapas laminadas de aço silício, procuramos melhorar as propriedades magnéticas do fio através do aumento do tamanho de grão e melhoria da textura cristalográfica. As técnicas de difração de raios-X (DRX) e de difração de elétrons retroespalhados (*Electron Back Scatter Diffraction*; EBSD) foram utilizadas para o acompanhamento da evolução da textura durante o processo de obtenção dos fios.

Palavras-chave: Fio de aço silício; Perda magnética; Textura cristalográfica; EBSD

SILICON STEEL WIRE WITH LOW POWER LOSS

Abstract

The aim of this work is to develop a process to produce silicon steel wire with the lowest power loss. The starting material is a 7.2mm diameter wire that was reduced to 0.4mm. Heat treatments were applied in order to promote the stress relief and the recrystallization of the strained materials. In the end of the process, composed by successive reductions in diameter and heat treatments, we hope to obtain a silicon steel wire with very low power loss, in order to be used as core material of a new type of transformer⁽¹⁾. As in the case of steel sheets, we can improve wire magnetic properties by increasing the grain size and improving the crystallographic texture. X-ray diffraction and electron backscatter diffraction techniques were used to accompanying the evolution of texture during the wire production process.

Key words: Silicon steel wire; Power loss; Crystallographic texture; EBSD

¹ *Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.*

² *Pesquisadora Dra. da Divisão de Metrologia de Materiais – INMETRO.*

³ *Pesquisador da Divisão de Metrologia de Materiais – INMETRO.*

⁴ *Pesquisador do Instituto de Pesquisas Tecnológicas – IPT*

⁵ *Professor Dr. do Departamento de Metalurgia e Materiais – EPUSP*

⁶ *Professor Dr. do Centro de Ciências Exatas e Tecnológicas – Universidade de caxias do Sul*

⁷ *Professor Dr. do Programa de Eng. Metalúrgica e de Materiais – COPPE/UFRJ*

1 INTRODUÇÃO

Desde a sua introdução no fim do século passado, o transformador não sofreu nenhuma mudança importante. O progresso obtido na fabricação de transformadores deveu-se exclusivamente à evolução do aço magnético até chegar às modernas chapas de aço silício de grão orientado irradiadas a laser. Com o objetivo de contribuir para o progresso técnico dos transformadores, o Eng. Mario di Giulio, diretor da empresa Brascoelma Construção Brasileira de Aquecedores Indutivos Ltda, depositou no INPI uma patente de um novo tipo de transformador,⁽¹⁾ cujo núcleo magnético será constituído de fios magnéticos e não mais de chapas. A viabilidade técnica da patente depende fortemente da obtenção de fios de aço com perdas magnéticas semelhantes às das chapas de aço de grão orientado usadas nos transformadores convencionais.

A alta eficiência energética dos transformadores atuais é devida, em parte, à baixíssima dissipação de energia por histerese magnética no núcleo de chapas de aço silício de grão orientado. Essa dissipação de energia, conhecida como perdas magnéticas depende dos seguintes fatores:

1. Alta isolamento elétrica entre as chapas
2. Grande tamanho de grão (maior que 1mm, nos aços de grão orientado).
3. Textura cristalográfica com forte componente contendo direção cristalina $\langle 100 \rangle$ paralela à direção do campo magnético ao longo de todo o circuito magnético. (uma solução possível, para chapas, é a textura Goss, com planos (110) paralelos à superfície da chapa e direções $\langle 100 \rangle$ paralelas à direção de laminação).
4. Ausência de tensões mecânicas de compressão, residuais ou aplicadas.
5. Baixíssimo teor de inclusões não metálicas (S, N, O, C < 20ppm)
6. Alta resistividade elétrica do aço (uso de aço com teor de silício de 3%)

Para viabilizar a patente será necessário, além de adaptar essas condições para a condução do fluxo magnético do transformador através de fios, produzir um fio com forte componente de textura com direção $\langle 100 \rangle$ paralela ao seu comprimento.

O tema textura cristalográfica de fios de aço é pouco tratado na literatura internacional, a característica mencionada em todos os artigos é o efeito da deformação plástica a frio de induzir uma forte textura com direção $\langle 110 \rangle$ paralela ao comprimento do fio. A recristalização não altera essa textura. Contudo, ela é inadequada para a minimização das perdas magnéticas nos fios de aço. A quase inexistência de literatura sobre a textura de recristalização e/ou crescimento de grão de fios de aços de baixo carbono sugere que processos que venham a ser desenvolvidos, baseados no controle da textura de chapas de aços elétricos, que permitam alcançar a desejada textura $\langle 100 \rangle$ paralela ao comprimento do fio, poderão ser inovações tecnológicas passíveis de patenteamento.

A maior parte das informações refere-se à textura de deformação dos fios, que é a fibra $\langle 110 \rangle$ //direção de deformação. Esse comportamento é semelhante ao da textura de deformação plástica das chapas de aço, que produz forte fibra $\langle 110 \rangle$ //direção de laminação. Esse comportamento está associado, em ambos os casos, à rotação dos cristais durante a deformação plástica, até que a direção de escorregamento $\langle 111 \rangle$ fique a aproximadamente 45° da direção de laminação, ou seja, próximo à direção de máximo cisalhamento durante a deformação.⁽²⁾

A relação entre textura de deformação e textura de recristalização não é muito simples. No caso das chapas laminadas, importantes mudanças de textura ocorrem durante a recristalização. Quando o tamanho de grão antes da laminação é pequeno o componente (001)<110> desaparece, o componente (111)<110> se enfraquece e reforça-se o componente (111)<112>. Quando o tamanho de grão inicial é grande,⁽³⁾ maior que 100 μ m, surge na recristalização um forte componente (011)<100>, muito favorável para as propriedades magnéticas.

Não foi encontrado, na literatura consultada, resultados de experimentos sobre o efeito do tamanho de grão inicial na textura de recristalização de fios trefilados. O mais interessante dos artigos encontrados (o único que mostra variações na textura de recristalização), de Bhandary e Cullity,⁽⁴⁾ mostram que a textura final pode ser alterada por efeito da aplicação de campos magnéticos durante o recozimento a 600 e 650°C. Na ausência de campo magnético a textura resultante foi predominantemente <110>. Sob campos contínuos ou alternados, com intensidades na faixa de dezenas de oersteds, surgiram componentes tipo <111> e <112>, mas <110> continuou sendo o componente principal.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material de partida utilizado neste trabalho foi um fio máquina de 7,2mm de diâmetro produzido pela Vilarés Metals. O fio passou por etapas de trefilação e recozimento e no final obtivemos três lotes de fios com ~0,40mm de diâmetro.

Com o objetivo de obter um fio com as menores perdas magnéticas, ou seja, com direção <100> paralela ao seu comprimento, três caminhos foram investigados:

- Amostra 7402 – Seqüência de deformações intercaladas por recozimentos a 800° C/1h + passe de encruamento (“skin pass”) + recristalização a 800°C/1h.
- Amostra 7388 - Semelhante ao processo anterior (s/ “skin pass”) + recristalização total a 900°C/3h.
- Amostra 7387 - Grande deformação + recristalização a 900°C/3h.

As amostras 7388 e 7402 foram submetidas às mesmas etapas de trefilação e recozimento, a diferença se deu no final do processo onde a amostra 7402 passou por um “skin pass” (leve deformação) para estimular o crescimento de grão durante o tratamento a 800°C/1h. No caso da amostra 7388 o crescimento de grão foi obtido através de tratamento a 900°C/3h. A amostra 7387 passou por um processo muito diferente em que sofreu uma redução muito grande e um tratamento final a 900°C/3h para estimular o crescimento de grão.

As amostras para determinação de tamanho de grão (TG) foram preparadas na seção longitudinal, ou seja, ao longo do comprimento do fio. Os resultados de tamanho de grão das amostras recozidas estão na Tabela 1.

Tabela 1. Tamanho de grão das amostras recozidas.

Amostra	Tamanho de grão (μm)
7388	81
7402	100
7387	65

A análise química (Tabela 2) revelou teores médios de enxofre, nitrogênio e oxigênio que, aparecem na microestrutura do material na forma de inclusões. A redução na quantidade de inclusões é essencial para a redução das perdas magnéticas.

Os tratamentos térmicos foram realizados em um forno Lindberg, em atmosfera com 90%N₂ e 10%H₂. A densidade (d) do material foi medida pelo método hidrostático e resultou em 7604 kg/m³. A resistividade (ρ) de 52,8 $\mu\Omega$ cm foi medida em um microOhmímetro da Kropico.

Tabela 2. Composição química do fio máquina

%Si	%Al	%Mn	%P	C (ppm)	S (ppm)	N (ppm)	O (ppm)
3,1	0,08	0,37	0,024	220	45	23	61

Propriedades magnéticas, como B_{50} e perdas magnéticas, foram determinadas em amostras na forma de anéis. Ao redor de cada anel foram enroladas duas bobinas, a primária e a secundária, sendo a primária responsável pelo campo magnético aplicado (H) e a secundária responsável pela detecção da tensão induzida pela amostra.

Para perda magnética adotou-se fazer medidas com indução máxima de 1.5T, que é um valor comumente apresentado na literatura.

Os valores experimentais de B_{50} (valor de indução para um campo aplicado de 5000A/m) dos anéis foram determinados a partir de curvas de magnetização levantadas sob frequência de 0.005Hz. A partir de curvas de histerese determinadas a 0.005Hz com indução máxima de 1.5T, calculou-se a energia dissipada por ciclo, por unidade de volume. Valores comparáveis aos de Perdas (em W/kg), foram obtidos multiplicando-se o valor de energia dissipada pela frequência (em Hz) e dividindo pela densidade (em kg/m³).

As amostras nas diferentes etapas de deformação e recozimento foram analisadas por EBSD em um MEV (filamento de tungstênio) da FEI Company modelo Quanta 200, equipado com EBSD da TSL. A análise foi feita na seção transversal do fio, ou seja, a seção circular perpendicular ao comprimento do fio. As amostras foram lixadas, polidas com pasta de diamante de 6, 3 e 1 μ m e finalizadas com sílica coloidal de 0.06 μ m.

As mesmas amostras foram analisadas por DRX, neste caso, quatro figuras de polo incompletas ($\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$ e $\{310\}$) foram medidas em um difratômetro da Shimadzu (radiação Cu-K α) equipado com lente policapilar. A preparação das amostras para caracterização por DRX consistiu em lixamento e ataque com Nital 5% (ácido nítrico diluído em álcool).

3 RESULTADOS

Através de microscopia óptica (Figura 1) verificamos que o maior tamanho de grão foi observado na amostra 7402 que, foi submetida a um *skin pass* de 10% de redução em área (RA) antes do último tratamento a 800°C/1h. Os tratamentos para crescer grão não foram muito efetivos, pois o objetivo era obter grãos com mais de 100 μ m de diâmetro.

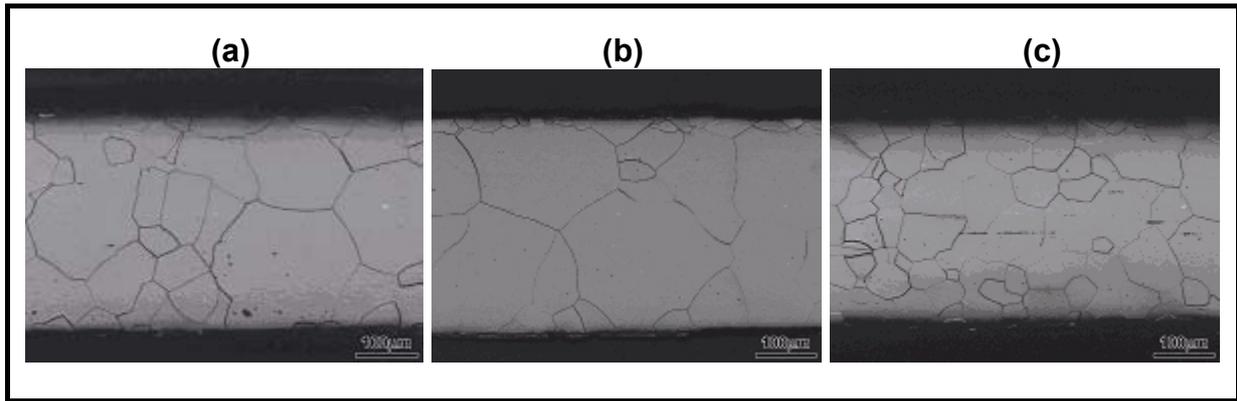


Figura 1. Seção longitudinal das amostras: **(a)** 7388 (recozimento final a 900°C/3 horas); **(b)** 7402 (recozimento final a 800°C/1 hora); **(c)** 7387 (recozimento final a 900°C/3 horas).

Propriedades magnéticas, como B_{50} e perdas magnéticas, foram determinadas em anéis confeccionados a partir de fios de aço de ~0,40 mm de diâmetro, após recozimento final. Na Figura 2 é feita a comparação entre as curvas de magnetização inicial dos anéis dos três lotes de fios produzidos a partir de três processos distintos de trefilação e recozimento. Os valores experimentais de B_{50} foram determinados a partir dessas curvas. No caso desses lotes o tratamento final contou com descarbonetação e azulamento. Com a descarbonetação a concentração de carbono baixou de 220ppm para 64ppm. Durante o azulamento, uma fina camada de óxido se forma ao redor do fio propiciando o isolamento elétrico necessário entre as diferentes camadas de fio do anel montado para a caracterização magnética.

As perdas magnéticas são o critério de controle mais importante dos aços elétricos utilizados em corrente alternada, para motores, geradores, transformadores, medidores de energia, etc. O valor de perdas é obtido através da determinação da curva de histerese: a área do interior da curva, com H em A/m e B em tesla, resulta na energia dissipada por ciclo, $J/m^3/ciclo$. Esse valor, multiplicado pelos 60 ciclos por segundo e dividido pela densidade em kg/m^3 , resulta no valor de perdas totais em W/kg (Figura 4). Quando a histerese é determinada na condição quase-estática, em frequência da ordem de 0,005Hz, a área da histerese é menor do que a determinada a 60Hz. Esse valor menor de área, multiplicado pelos 60 ciclos por segundo e dividido pela densidade em kg/m^3 , resulta no valor de perda histerética em W/kg (Figura 3). A diferença entre as duas curvas está associada à circulação de correntes parasitas no interior do aço.

É possível separar a perda magnética total P_{Total} em três componentes principais: a perda histerética P_H (relativa à área da curva de histerese quase-estática), perda parasita P_P (devido à correntes de Foucault) e a perda em excesso P_E , definida como sendo a diferença: $P_E = P_{Total} - P_H - P_P$.

De acordo com Bozorth,⁽⁵⁾ a perda parasita clássica para cilindros (em W/kg) deve ser calculada pela equação abaixo:

$$P_p = \frac{(\pi\Phi Bf)^2}{16\rho d}$$

onde Φ representa o diâmetro do fio (em m), B a indução máxima do ensaio (em T), f a frequência do ensaio (em Hz), ρ a resistividade elétrica (em Ωm) e d a densidade (em kg/m^3). Todos os valores de perdas calculados estão na Tabela 3.

Tabela 3. B_{50} , TG, densidade d e perdas: histerética (P_H), total (P_{Total}), parasita (P_P) e em excesso (P_E) a 1,5T/60Hz.

	B_{50} (T)	TG (μm)	P_H (W/kg)	P_{Total} (W/kg)	P_P (W/kg)	P_E (W/kg)	d (kg/m ³)
7387	1,34	65	4,05	6,12	0,19	1,88	7604
7388	1,56	81	4,82	5,80	0,20	0,78	7604
7402	1,40	100	3,49	4,81	0,18	1,14	7604

Uma forma indireta de se avaliar a textura é através de propriedades magnéticas como B_{50} . Dentre os três anéis analisados a amostra 7388 foi a que apresentou o maior valor de B_{50} e, portanto, deve apresentar a melhor textura, ou seja, uma combinação entre maior quantidade de direções do tipo $\langle 100 \rangle$, de fácil magnetização, e outras orientações com direção $\langle 110 \rangle$, de média magnetização, na direção do comprimento do fio. Essa hipótese foi confirmada através de medidas de textura cristalográfica por DRX.

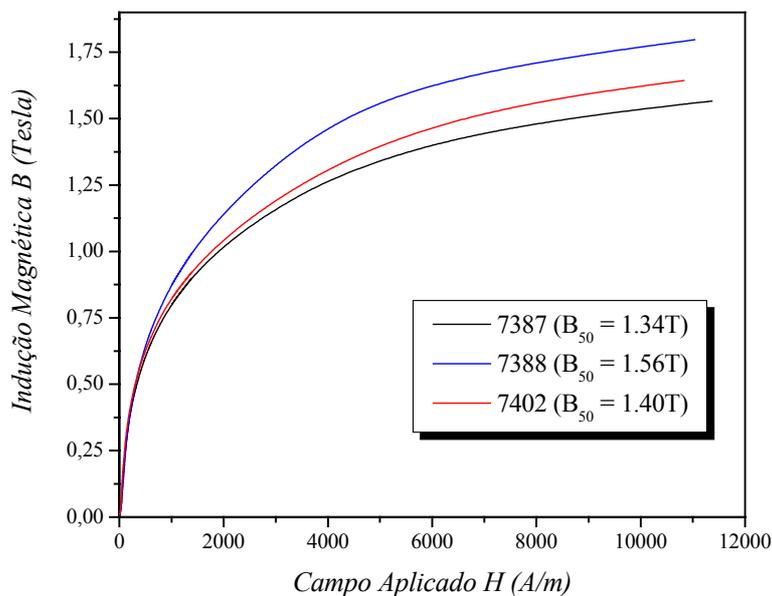


Figura 2. Curvas de magnetização inicial quase estática de anéis confeccionados a partir dos três lotes finais de fio de aço.

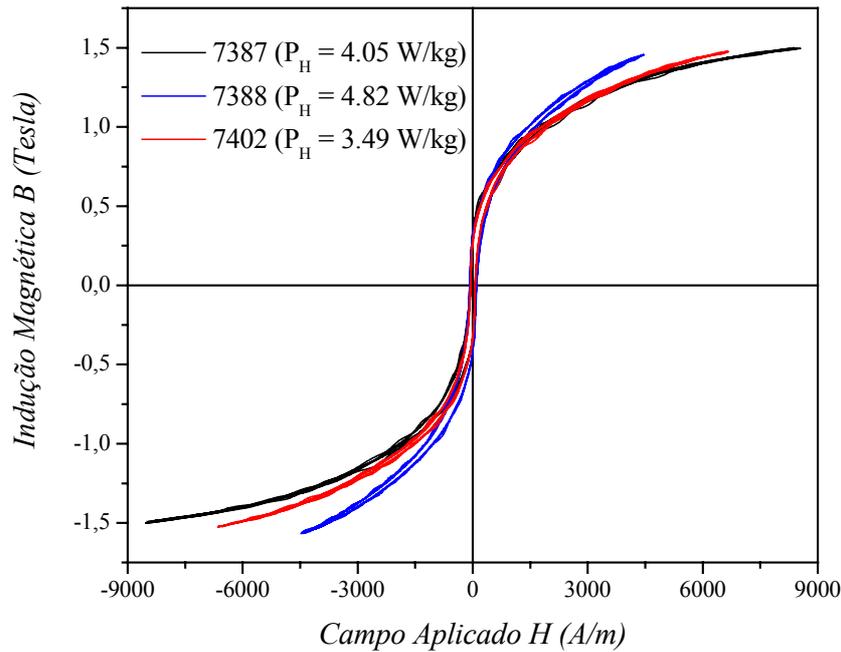


Figura 3. Curvas de histerese quase estática de anéis confeccionados a partir dos três lotes finais de fio de aço.

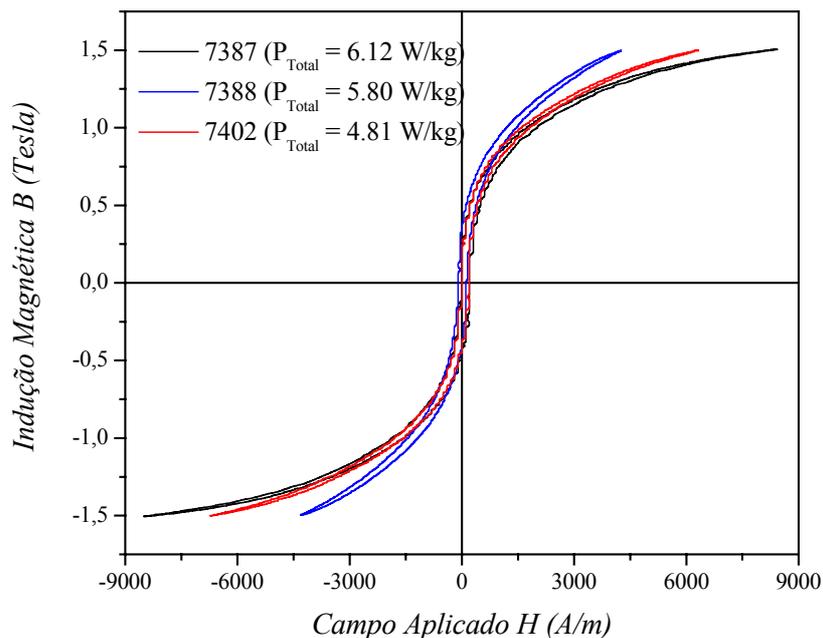


Figura 4. Curvas de histerese medidas a 1,5T/60Hz de anéis confeccionados a partir dos três lotes finais de fio de aço.

Através da análise de EBSD (Figuras 5 a 9) foi possível determinar as orientações de cada grão das amostras. Utilizando o código de cores (Figura 5 (c)) podemos determinar quais planos estão paralelos à seção transversal da amostra e assim determinar qual direção está paralela ao comprimento do fio. O ideal seria que os grãos fossem todos vermelhos, assim a direção do tipo $\langle 100 \rangle$, que no caso do ferro é direção de fácil magnetização, estaria paralela ao comprimento do fio.

A OIM (*Orientation Imaging Microscopy*) das amostras após trefilação do fio máquina de 7,2mm para 5,0mm de diâmetro (amostra 6961) e de 7,2mm para 3,2mm (amostra 7193), bem como das amostras recozidas (7044 e 7194), Figuras 5 (a), 5 (b), 6 (a) e 6 (b), confirmaram os resultados da literatura onde a tendência natural do fio deformado e do fio recozido é apresentar textura com plano (110), que correspondem aos grãos verdes, paralelo à seção transversal da amostra, o que implica na direção do tipo $\langle 110 \rangle$ paralela ao comprimento do fio. Esse resultado foi confirmado por difração de raios-X. Pode-se, contudo, verificar o surgimento de alguns grãos vermelhos nas amostras recozidas (Figuras 5 (b) e 6 (b)). Esse resultado foi confirmado através de medidas de difração de raios-X, onde se observa um aumento razoável da intensidade na figura de polo $\{200\}$, no caso da amostra 7044.

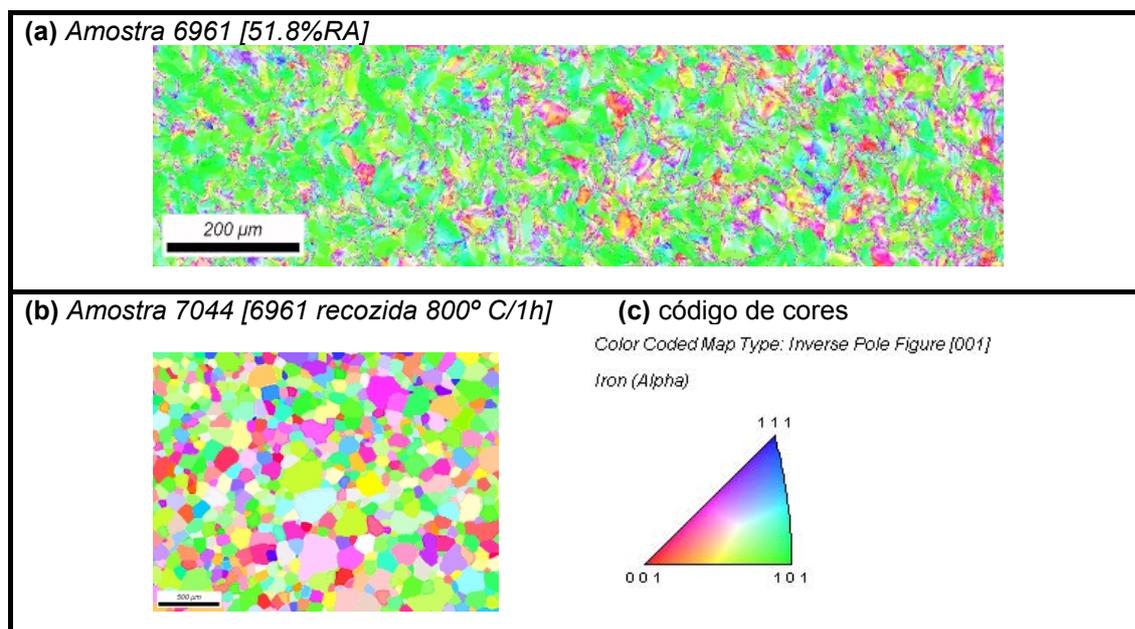


Figura 5. OIM das amostras: 6961 (a) e 7044. (b)

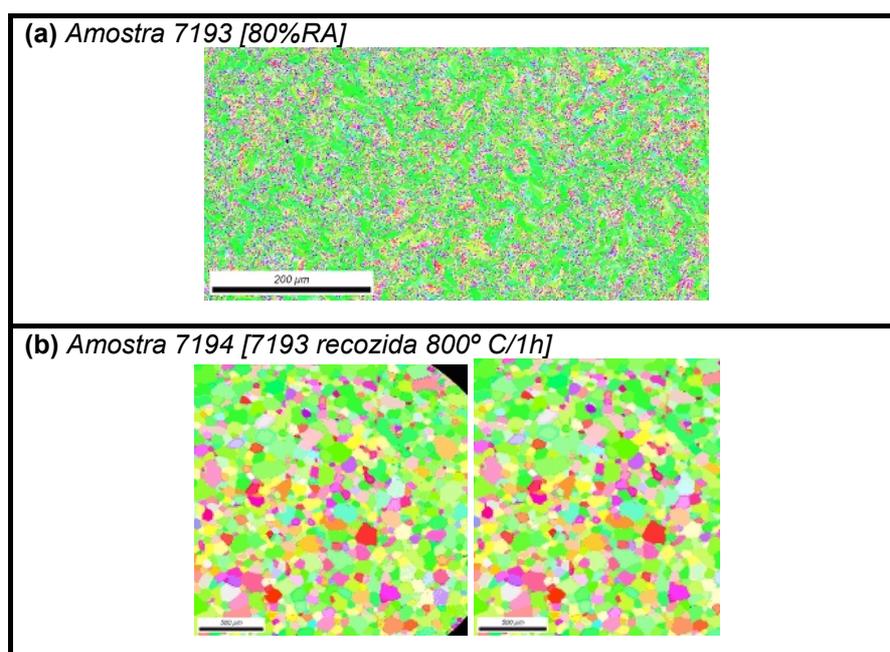


Figura 6. OIM das amostras: 7193 (a) e 7194 (b).

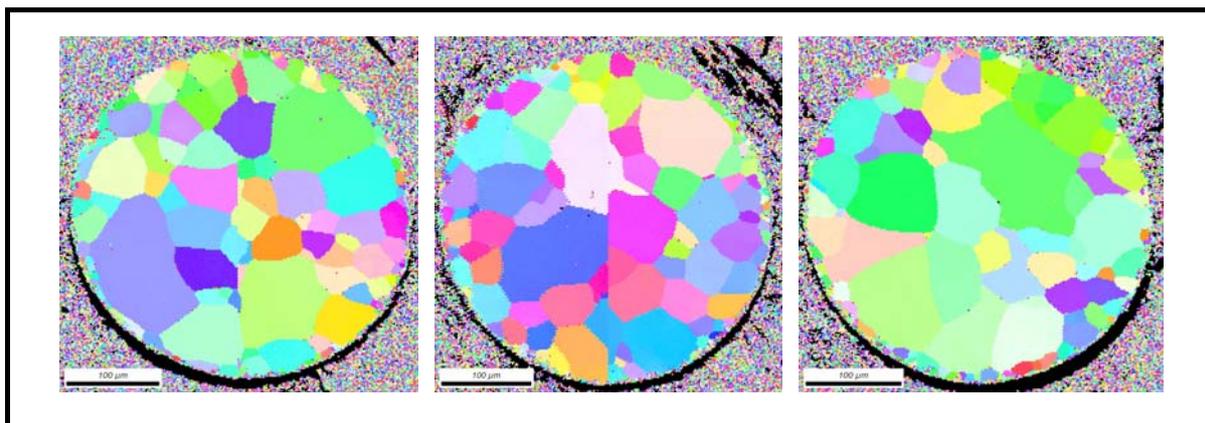


Figura 7. OIM da amostra 7387

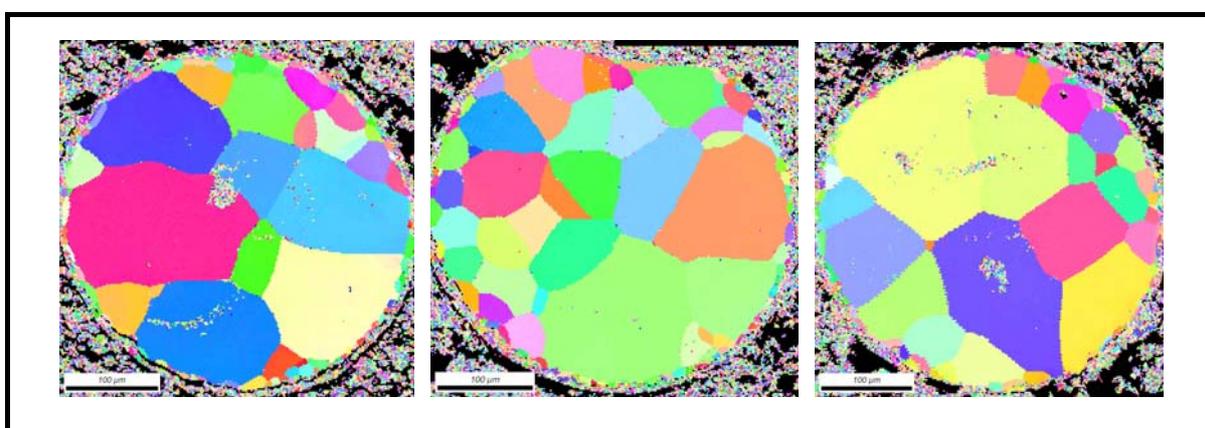


Figura 8. OIM da amostra 7388

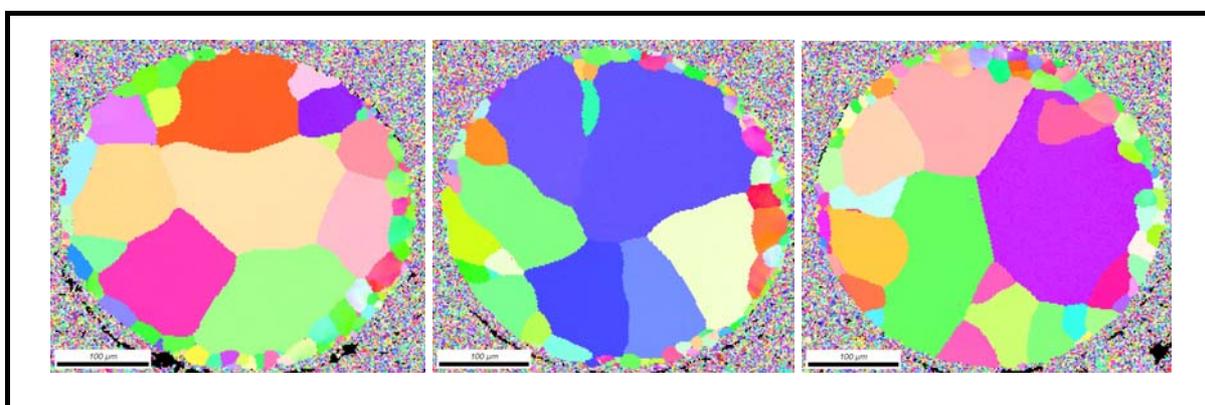


Figura 9. OIM da amostra 7402

As amostras 7387, 7388 e 7402 correspondem aos resultados das etapas finais de cada um dos três processos de trefilação e recozimento que estão sendo investigados neste trabalho. Através da comparação entre as OIM dessas amostras foi possível confirmar o maior tamanho de grão da amostra 7402 (Figura 9) em relação aos outros dois e da amostra 7388 (figura 8) em relação à amostra 7387 (Figura 7). Além disso, pelo resultado de EBSD e também por DRX foi possível verificar a redução da quantidade de grãos com planos do tipo $\{110\}$ paralelo ao plano da seção transversal (grãos verdes). Esse resultado é muito interessante pois prova que é possível, através do processo de trefilação e recozimento, modificar a textura final do fio para uma textura diferente da comumente observada na literatura.

Os resultados de intensidade máxima (I_{\max}) de cada figura de polo obtida por DRX, após correção dos dados subtraindo-se o background e corrigindo-se a desfocalização com uma amostra aleatória, estão na Tabela 4.

Tabela 4. I_{\max} corrigida de cada figura de polo das amostras analisadas.

Amostra	{110}	{200}	{211}	{310}
6961	5,60	0,46	0,25	1,12
7044	5,62	4,94	3,27	2,93
7193	4,46	0,68	0,49	0,43
7194	3,59	0,84	0,60	1,41
7387	0,87	1,96	0,25	0,42
7388	1,49	1,70	0,59	0,53
7402	1,56	1,41	0,75	0,80

Os resultados obtidos por DRX serviram para confirmar os resultados obtidos por EBSD. Por exemplo, as quatro primeiras amostras apresentam intensidades altas relacionadas à figura de polo {110} isso quer dizer que essas amostras apresentam muitos grãos com planos do tipo {110} paralelos à seção transversal do fio, ou seja, apresentam muitos grãos verdes de acordo com o código de cores do EBSD. Esse resultado é o que normalmente se verifica na literatura.

Pela análise dos dados de DRX nos lotes finais (7387, 7388 e 7402) podemos notar que as intensidades mais altas de cada amostra ocorrem nos planos {110} e {200}. As amostras 7388 e 7402 se diferenciam da amostra 7387 por apresentarem intensidades maiores que 1 (um) no plano {110}. Vale lembrar que as amostras 7388 e 7402 passaram por processos similares até atingirem diâmetro de ~0,4mm. A diferença foi um *skin pass* de 10% aplicada à amostra 7402 para promover o crescimento de grão. A amostra 7387 por outro lado sofreu uma redução muito grande de diâmetro (~98%RA) logo no início do processo. É interessante notar que essa amostra foi a que apresentou menor intensidade no plano {110} e maior intensidade no plano {200}, mas, apesar disso não foi a que apresentou maior B_{50} e nem a menor perda total como era de se esperar. Maximizar B_{50} e minimizar perdas implicaria em maximizar direções $\langle 100 \rangle$ ao longo do comprimento do fio. Apesar de não ser a melhor, com relação a propriedade magnética, a direção $\langle 110 \rangle$ é uma direção de média magnetização e a sua redução em combinação com o aumento de outras orientações com direções de difícil magnetização, como por exemplo $\langle 111 \rangle$, acarretaria a observada piora das propriedades magnéticas do material. Outro fator que pode estar afetando o resultado final é o tamanho de grão que é menor no caso da amostra 7387 (65 μ m), em comparação com as amostras 7388 (81 μ m) e 7402 (100 μ m).

4 CONCLUSÕES

Neste trabalho investigamos três processos de trefilação e recozimento, que resultaram em três lotes de fios de 0,4mm de diâmetro (7387, 7388 e 7402). As amostras 7388 e 7402 passaram por processos similares até atingirem diâmetro de ~0,4mm. A amostra 7387 por outro lado sofreu uma redução muito grande de diâmetro antes do recozimento final. Das três amostras analisadas a amostra 7387 apresentou menor intensidade no plano {110} e maior intensidade no plano {200},

mas, apesar disso, apresentou o menor valor de B_{50} (1,34T) e maior perda total (6,12W/kg). Neste caso, o resultado combinado entre pequeno aumento de direções de fácil magnetização ($\langle 100 \rangle$) com redução grande de direções de média magnetização ($\langle 110 \rangle$) aliado ao aumento de outras orientações com direções de difícil magnetização ($\langle 111 \rangle$), explicaria a observada piora das propriedades magnéticas do material. Outro fator que pode estar afetando o resultado final é o tamanho de grão que é menor no caso da amostra 7387 (65 μ m), em comparação com as amostras 7388 (81 μ m) e 7402 (100 μ m).

Através dos resultados de EBSD e DRX foi possível verificar a redução da quantidade de grãos com planos do tipo {110} paralelos à seção transversal do fio (grãos verdes). Esse resultado é muito interessante, pois prova que é possível, através de processos de trefilação e recozimento, modificar a textura final do fio para uma completamente diferente da comumente observada na literatura.

Baseados nos resultados apresentados aqui, pretendemos dar continuidade ao trabalho com o objetivo de obter um fio com forte textura cristalográfica, com I_{\max} alto só no plano {200}. Um fio com essa característica apresentaria apenas grãos vermelhos na análise por EBSD.

Agradecimentos

Taeko Yonamine agradece ao apoio financeiro dado pela FAPESP (Projeto PIPE - fase1: 05/50783-5).

REFERÊNCIAS

- 1 Di Giulio, M.; *Transformador com núcleo magnético de fios enrolados* (Patente BR PI 9900223-0. Validação em outros países PCT/BR00/00005, Brasil, 1999).
- 2 Ray, R. K.; Jonas, J. J. *Transformation textures in steels*. Int. Mat. Rev., v. 35, n.1, p. 1-36, 1990.
- 3 Haratani, T, Hutchinson, W.B., Dillamore, I.L. Bate, P. *Contribution Of Shear Banding To Origin Of Goss Texture In Silicon Iron*. Metal Science 18, P. 57-65, 1984
- 4 Bhandary V.S., Cullity B.D.; *Texture and mechanical properties of iron wire recrystallized in a magnetic field*; Trans. Metall. Soc. AIME 224 (1962), p. 1194.
- 5 Bozorth R. M. *Ferromagnetism* (Ed. Van Nostrand , USA, 1951). P. 778.