



COPPE/UFRJ

SUBDIVISÃO DAS PERDAS HISTERÉTICAS EM AÇOS ELÉTRICOS DEFORMADOS E RECOZIDOS

Marcos Fukuhara

Dissertação de Mestrado apresentada ao
Programa de Pós-graduação em
Engenharia Metalúrgica e de Materiais,
COPPE, da Universidade Federal do Rio de
Janeiro, como parte dos requisitos
necessários à obtenção do título de Mestre
em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Carlos Alberto Achete

Rio de Janeiro
Março de 2010

SUBDIVISÃO DAS PERDAS HISTERÉTICAS EM AÇOS ELÉTRICOS
DEFORMADOS E RECOZIDOS

Marcos Fukuhara

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE)
DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM
CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

Prof. Carlos Alberto Achete, D.Sc.

Prof. Fernando José Gomes Landgraf, D.Sc.

Prof. Luiz Henrique de Almeida, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

MARÇO DE 2010

Fukuhara, Marcos

Subdivisão das Perdas Histeréticas em Aços Elétricos Deformados e Recozidos/Marcos Fukuhara-Rio de Janeiro: UFRJ/ COPPE, 2010.

XII, 105 p.:il.; 29,7 cm.

Orientador: Carlos Alberto Achete

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2010.

Referências bibliográficas: p. 68-73.

1. Histerese. 2. Propriedades magnéticas. 3. Perdas magnéticas. 4. Textura. I. Achete, Carlos Alberto. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título

À minha esposa Taeko, pelo apoio, incentivo e compreensão.

Aos meus filhos Yuji e Lidia, por existirem.

À minha família.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Carlos Alberto Achete, pela orientação, oportunidade oferecida e ensinamentos.

À Dra. Taeko Yonamine, pelo incentivo, discussões e ensinamentos. Sua participação e conhecimento em medidas magnéticas e textura foram inestimáveis na execução deste trabalho.

Ao Instituto Nacional de Metrologia, Normalização e Qualidade Industrial, pela oportunidade oferecida e infra-estrutura.

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo, pela infra-estrutura.

À ArcelorMittal, pela colaboração e doação da matéria prima.

Ao Dr. Nicolau Apoena Castro, pela amizade e explicações.

Ao professor Frank Patrick Missell, pela amizade, incentivo, discussões e ensinamentos.

Ao professor Fernando José Gomes Landgraf, pela amizade, profissionalismo, e um especial agradecimento pela oportunidade oferecida num momento difícil de minha vida.

Ao CNPq e à Finep pelo apoio financeiro.

À todos que de alguma forma me apoiaram e incentivaram.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

SUBDIVISÃO DAS PERDAS HISTERÉTICAS EM AÇOS ELÉTRICOS DEFORMADOS E RECOZIDOS

Marcos Fukuhara

Março/2010

Orientador: Carlos Alberto Achete

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Buscando aumentar a eficiência energética, novos materiais estão sendo desenvolvidos, sendo preciso novos métodos de caracterização e interpretação das relações entre as propriedades. Este trabalho foi focado no método proposto para a subdivisão da perda histerética em componentes de alta e baixa indução e a relação com a microestrutura do material. As amostras foram constituídas por tiras de aço elétrico não orientado (GNO) laminadas a frio com deformações sucessivas e recozidas. Os ensaios feitos para a determinação das propriedades magnéticas (principalmente perdas) foram baseados na ABNT NBR 5161. A microestrutura do material foi analisada por técnicas de metalografia óptica convencional e microscopia eletrônica de varredura. A meta principal foi a verificação da dependência das componentes de alta e baixa induções da perda histerética com as características microestruturais do material, o tamanho de grão e a textura. Os resultados concordam bem com o comportamento esperado para o modelo proposto.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

HISTERESIS LOSS SUBDIVISION IN DEFORMED AND ANNEALED ELECTRICAL STEELS

Marcos Fukuhara

March/2010

Advisor: Carlos Alberto Achete

Department: Metallurgical and Materials Engineering

In pursuit of increased energy efficiency, new materials are being developed, requiring new methods of characterization and interpretation of the relationships among their properties. This work was focused on a method proposed for subdividing the hysteretic loss into high and low induction components, and the relationship with the microstructure of the material. The sample consisted of strips of non-oriented electrical steel (GNO), deformed by cold rolling and annealed. Tests made to determine the magnetic properties (especially losses) were based on ABNT NBR 5161. The microstructure of the material was analyzed by conventional techniques of optical metallography and scanning electron microscopy. The main goal was to verify the dependence of the components of high and low induction hysteresis loss with the microstructural characteristics of the material, the grain size and the texture. The results are in good agreement with the behavior expected from the proposed model.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	3
2.1 Aços Elétricos.....	3
2.2 Ferromagnetismo.....	5
2.2.1 Domínios magnéticos	5
2.2.2 Saturação magnética	5
2.2.3 Anisotropia magnetocristalina.....	6
2.2.4 Parede de domínios e sua movimentação	8
2.2.5 Ancoramento das paredes de domínios.....	9
2.2.6 Dissipação de energia	9
2.3 Fatores principais que influenciam as características magnéticas	11
2.3.1 Relacionados à característica do material	11
2.3.2 Textura Cristalográfica	13
2.3.2.1 Difração de elétrons retroespalhados-EBSD	15
2.4 Caracterização Magnética	21
2.4.1 Permeabilidade	21
2.4.2 Perdas totais	22
2.4.3 Perdas histeréticas	26
2.4.4 Perdas parasitas	27
2.4.5 Perdas de excesso.....	29
2.5 Subdivisão das perdas histeréticas em componentes	29
2.5.1 Região de Baixa indução (BI).....	30
2.5.2 Região de Alta indução (AI).....	31
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	33
3.1 Caracterização magnética.....	35
3.2 Preparação de amostras para metalografia e EBSD	37

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
4.1 Caracterização das amostras laminadas	39
4.2 Caracterização das amostras recozidas	47
4.3 Comparação dos métodos de quantificação da textura	64
5. CONCLUSÕES	66
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	68
ANEXO Ia. OIM e ODF - aço E230 laminado	74
ANEXO Ib. OIM e ODF - aço E105 laminado.....	83
ANEXO Ic. OIM e ODF - aço E230 recozido.....	87
ANEXO Id. OIM e ODF - aço E105 recozido.....	97

LISTA DE SÍMBOLOS

B	Indução magnética
B_{50}	Indução a 5.000 A/m
B_{max}	Indução máxima
$B_{\mu max}$	Indução correspondente à permeabilidade máxima
d	Densidade do material
e	Espessura
E_a	Energia de anisotropia
$\overline{E_a}$	Energia de anisotropia média
$E_{magnetocristalina}$	Energia de anisotropia magnetocristalina
E_{parede}	Energia da parede
E_{troca}	Energia de troca
f	Frequência
F_{tex}	Fator de textura
FV	Fração volumétrica
H	Campo magnético
H_c	Campo coercivo
l	Comprimento
i	Corrente elétrica
i_p	Correntes elétricas parasitas
J	Polarização magnética
J_r	Polarização de remanência
J_s	Polarização de saturação

K_1, K_2	Constantes de anisotropia
l_0	Comprimento inicial
l_m	Comprimento efetivo
m	Massa total
m_a	Massa efetiva
N	No. de espiras
P_{AI}	Energia dissipada associada à componente de alta indução
P_{BI}	Energia dissipada associada à componente de baixa indução
P_c	Perdas totais
P_{ex}	Perda de excesso
P_{hist}	Perda histerética
P_m	Potência medida
P_{pc}	Perda parasita clássica
P_s	Perdas específicas totais
$r_{esp} \%$	Redução na espessura
R_i	Resistência equivalente à dos instrumentos
R_t	Soma total das resistências
$\bar{U}_2$	Tensão média
$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$	Co-senos diretores
ε	Alongamento
ε_r	Deformação verdadeira
μ	Permeabilidade

$\mu_{\max}$	Permeabilidade máxima
μ_r	Permeabilidade magnética relativa
ρ	Resistividade elétrica

1. INTRODUÇÃO

Com o aumento da demanda energética, novas fontes de energia estão sendo pesquisadas, sendo que diversas ainda não terão aplicabilidade prática a curto prazo. De qualquer modo, a utilização de máquinas elétricas continuará sendo rotina em nossas vidas a longo prazo, principalmente as que possuem estator e rotor formado por chapas de aço elétrico, devido ao seu custo-benefício. Com a necessidade de aumentar a eficiência das máquinas, as indústrias competem aprimorando e pesquisando novos materiais. Novos aços estão sendo desenvolvidos para a produção de máquinas elétricas buscando maximizar a permeabilidade magnética (capacidade do material em amplificar o campo magnético) e, ao mesmo tempo, minimizar as perdas no ferro [1].

Por meio da caracterização das propriedades magnéticas é possível identificar a qualidade do aço. As propriedades principais medidas são a permeabilidade magnética e as perdas magnéticas, que podem ser obtidas por meio da curva de histerese originada da defasagem da indução do material e do campo magnético a que foi submetido. A área interna da curva de histerese que corresponde à energia dissipada durante um ciclo de histerese é a chamada perda magnética. Normalmente para esta caracterização magnética os laboratórios utilizam o quadro de Epstein, e no Brasil seguem a norma ABNT NBR 5161.

A perda magnética pode ser separada em três parcelas [2]: a perda histerética, que está presente mesmo para campos estáticos; a perda parasita, associada a corrente de Foucault, e a perda de excesso, resultante da estrutura de domínios. As contribuições das parcelas referentes à perda parasita e de excesso são pequenas em comparação à perda histerética. A perda parasita pode ser controlada por meio da resistividade do material e também pelas dimensões da chapa de aço. Uma vez que a perda histerética é fortemente influenciada por fatores microestruturais, os esforços para reduzir as perdas magnéticas têm se concentrado nesta parcela. Com o objetivo

de melhor entender quais os efeitos destes fatores sobre a perda histerética, um método para sua subdivisão foi proposta em 1999 [3, 4]. A hipótese formulada foi a de que a dissipação de energia na histerese pode ser subdividida em duas componentes, uma de baixa indução e outra de alta indução, relacionadas com diferentes mecanismos de magnetização, sendo a linha divisória definida pelo valor da indução para a permeabilidade máxima.

O objetivo deste trabalho foi aplicar este método de subdivisão de perdas histeréticas nos resultados de medição de propriedades magnéticas em chapas de aço elétrico e verificar as relações entre as variáveis microestruturais e as perdas. A variedade de amostras foi obtida por laminações com diversas reduções de espessura e posterior recozimento. Por meio de ensaios magnéticos foram determinadas as propriedades magnéticas, e a caracterização da microestrutura foi realizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Avaliando os resultados obtidos foi possível constatar a aplicabilidade do método.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Aços Elétricos

A grande maioria das máquinas elétricas utiliza em seu interior algum tipo de aço elétrico com a função de amplificar e conduzir o fluxo magnético gerado por um campo magnético externo, que por sua vez foi produzido pela corrente elétrica que circula nos enrolamentos de cobre. Possuem silício em sua composição com a finalidade de aumentar a resistividade para a diminuição das perdas. São classificados como materiais magneticamente “moles” ou “macios”, pois o campo magnético necessário para atingir a saturação é relativamente pequeno em comparação aos materiais destinados à fabricação de ímãs. A propriedade de amplificação do campo magnético externo recebe o nome de permeabilidade magnética. Motores elétricos, geradores de energia, transformadores são exemplos de máquinas que utilizam esta propriedade no seu funcionamento, tendo como principal aplicação a conversão da energia elétrica em mecânica e vice-versa. No desenvolvimento de máquinas mais eficientes, a determinação e o entendimento das propriedades magnéticas possuem vital importância em novos materiais e projetos.

Existem duas principais famílias de aços elétricos: uma denominada de grão-orientado (GO) e a outra de grão-não-orientado (GNO). Os aços elétricos GO possuem uma forte textura cristalográfica do tipo $\{110\}<001>$ [5], onde a maior parte da estrutura cristalográfica têm seus planos $\{110\}$ paralelos à superfície da chapa e com a direção $<001>$ alinhado paralelamente à direção longitudinal (L), que corresponde à direção de laminação. As propriedades magnéticas são muito boas somente nesta direção. São destinados às máquinas elétricas em que a direção do campo magnético não sofre mudanças, como é o caso dos transformadores.

Nos motores e geradores elétricos, por exemplo, onde a direção do campo magnético varia com o tempo, necessita-se que as propriedades magnéticas sejam isotrópicas ao longo do plano da chapa. São utilizados os aços GNO por não

possuírem uma textura que privilegie mais uma direção, pelo menos idealmente. Na prática as propriedades magnéticas na direção de laminação (L) são melhores do que na transversal (T), mas a diferença não é tão pronunciada como no caso dos aços de grão-orientado. Por sua vez, os aços GNO produzidos são subdivididos em 3 tipos: os “totalmente processados”, que são entregues pela usina prontos para consumo, isto é, prontos para a estampagem pois já estão com baixo carbono e sofreram recozimento final para maximizar as propriedades magnéticas. O segundo tipo são os “semi-processados” pois após o processo de estampagem necessitam que sofram recozimento para descarbonetação, eliminação das tensões residuais e aumento de tamanho de grão para maximizar as propriedades magnéticas. Seu custo é de aproximadamente 70% do aço elétrico totalmente processado. Ambos são utilizados em máquinas elétricas onde a eficiência energética é importante, como em grandes motores elétricos e alguns transformadores. O terceiro tipo na verdade não foi produzido para ser um aço elétrico. Trata-se do aço plano “ABNT 1006/1008”, que são utilizados até mesmo sem recozimento final na fabricação de máquinas elétricas devido ao seu baixo custo, onde a eficiência da máquina não é o objetivo, como pequenos motores elétricos utilizados principalmente em eletrodomésticos: liquidificadores, batedeiras, secadores de cabelo, etc. Seu custo aproximado é de 50% de um aço totalmente processado.

Os fabricantes de máquinas (consumidores de aço elétrico) e as aciarias (fornecedores) estabelecem entre si os valores de perdas magnéticas para os aços elétricos utilizados. Estas perdas magnéticas são obtidas em condições muito específicas de medição, fixando-se valores de indução e frequência, e seguem a norma NBR5161 para sua determinação.

2.2 Ferromagnetismo

Ferromagnetismo [2, 5, 7, 8, 9, 10] é uma propriedade que permite um alto grau de alinhamento na mesma direção e sentido dos momentos magnéticos. Materiais ferromagnéticos exibem este efeito por meio de um grande aumento da polarização magnética J com a aplicação de um campo magnético externo de baixa intensidade. Ao se ultrapassar uma temperatura crítica do material, esta magnetização espontânea desaparece, e o material torna-se paramagnético. Esta temperatura crítica é denominada temperatura de Curie [5]. Com o aumento da temperatura aumenta-se também a agitação térmica dos elétrons, fazendo com que se perca o ordenamento do paralelismo ao campo magnético externo dos acoplamentos spin-órbita, e o material deixa de ser ferromagnético, tornando-se paramagnético.

2.2.1 Domínios magnéticos

Um domínio magnético é definido como sendo a região onde momentos magnéticos atômicos estão alinhados paralelamente, isto é, são causados pelo ordenamento do acoplamento spin-órbita dos elétrons desemparelhados. Em um domínio magnético todos os momentos magnéticos estão alinhados, deste modo o valor da polarização magnética é o de saturação. Em um volume de material ferromagnético no estado desmagnetizado, existirá uma grande quantidade de domínios com orientações aleatórias, onde a somatória das polarizações será nula.

2.2.2 Saturação magnética

Com o aumento da intensidade do campo magnético externo aplicado em um material ferromagnético, sua polarização magnética também irá aumentar, mas de forma não linear. Terá um aumento muito grande no início, depois sua taxa de crescimento diminuirá até um valor de campo magnético onde não mais variará, atingindo a polarização de saturação J_s , a chamada saturação da polarização

magnética, ou simplesmente saturação magnética, expressa em tesla (T) no SI. Atinge-se a saturação magnética quando todas as polarizações atômicas estão alinhadas paralelamente na direção do campo magnético aplicado. É considerado como uma propriedade intrínseca do material pois o valor não muda com a quantidade de defeitos cristalinos, nem mesmo se está encruado, ou recozido, por exemplo. O valor de saturação poderá variar dependendo da composição química do material, como no caso dos aços elétricos, onde o aumento da concentração de silício reduzirá o valor da saturação magnética [5]. Na figura 1 está um exemplo de uma curva de magnetização até a saturação.

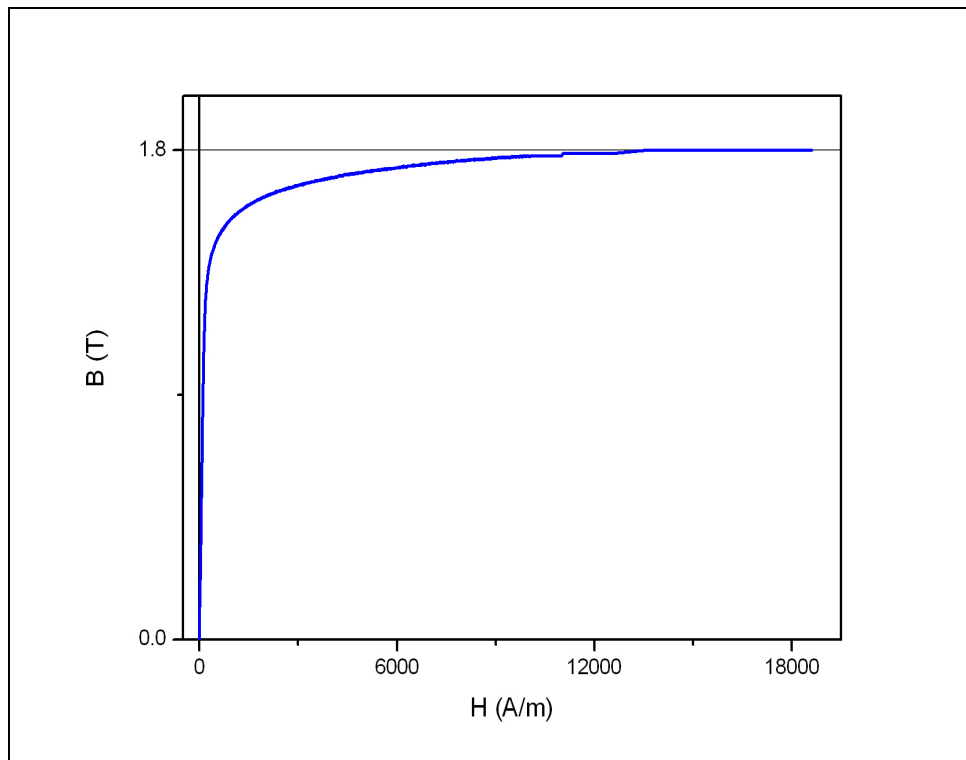


Figura 1. Curva de magnetização onde a saturação ocorre a 1,8 T.

2.2.3 Anisotropia magnetocristalina

A presença de um comportamento diferente das curvas de magnetização do material ferromagnético conforme a direção do campo magnético externo é conhecido como anisotropia magnetocristalina [5]. Dependendo da direção em que o campo magnético é aplicado, o material atinge a saturação de maneiras diferentes. Em um

Para um determinado material a intensidade do campo magnético externo aplicado para que a saturação seja alcançada possui diferentes intensidades conforme a direção aplicada. A direção em que a intensidade do campo magnético necessário para atingir a saturação magnética for mínima, será denominada como uma direção de fácil magnetização, também conhecida como direção espontânea. No caso do ferro, uma estrutura cúbica, existem três possíveis direções de fácil magnetização da família $\langle 100 \rangle$. Na figura 2 abaixo, retirada de [5], é necessário um campo magnético de maior intensidade para magnetizar o monocristal de ferro nas direções cristalinas $\langle 110 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$ do que na $\langle 100 \rangle$.

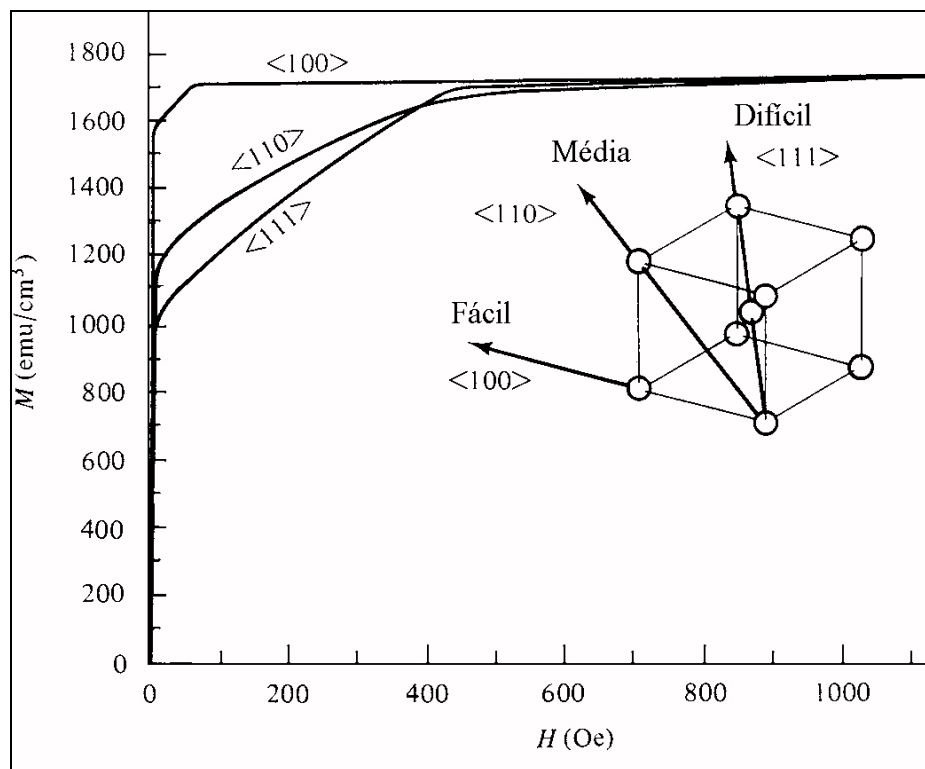


Figura 2. Efeito da direção cristalina na magnetização (adaptado de [5]).

2.2.4 Parede de domínios e sua movimentação

A interface de transição entre diferentes regiões de direções de polarização espontânea caracteriza uma parede de domínios. Na figura 3, retirada de [5], está a representação de uma parede de domínios de 180° onde a polarização muda de uma direção para outra gradualmente quando se passa de um domínio ao outro. Deste modo uma espessura é definida para esta parede pelas direções intermediárias de polarização entre domínios.

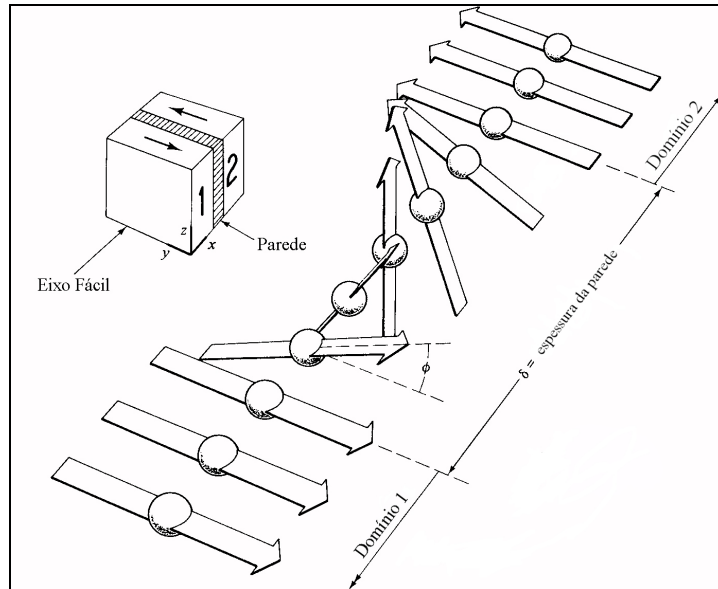


Figura 3. Estrutura de uma parede de domínio de 180° (adaptado de [5]).

A energia da parede E_{parede} é determinada pela soma da energia de troca E_{troca} mais a energia de anisotropia magnetocristalina $E_{\text{magnetocristalina}}$.

$$E_{\text{parede}} = E_{\text{troca}} + E_{\text{magnetocristalina}} \quad (1)$$

Naturalmente busca-se uma E_{parede} que tenha um valor mínimo. A E_{troca} atua no sentido de maximizar a largura da parede, contrapondo com a $E_{\text{magnetocristalina}}$. Assim, a somatória da E_{troca} com $E_{\text{magnetocristalina}}$ deve ser mínima.

Um campo magnético externo resultará na rotação do momento magnético atômico dos átomos que pertencem à parede. Para que a energia da parede não aumente, ela deverá se mover.

2.2.5 Ancoramento das paredes de domínios

A movimentação da parede de domínios para a minimização da energia costuma sofrer alguma resistência, isto é, seu movimento não é livre e constante conforme a variação do campo magnético externo é aplicado. Somente no monocristal perfeito a movimentação é livre. Defeitos na microestrutura cristalina do material prejudicam o livre movimento, sendo este fenômeno chamado de ancoramento. Inclusões, poros, contorno de grão, discordâncias, lacunas, átomos substitucionais, intersticiais são os principais responsáveis, e são conhecidos como centros de aprisionamento de paredes de domínios. À medida que a intensidade do campo magnético externo aumenta, a parede de domínios que teve seu movimento impedido, normalmente consegue ultrapassar este centro de aprisionamento (defeito) e consegue se mover até o próximo centro de aprisionamento que impedirá seu avanço. Deste modo, a movimentação da parede de domínios ocorre em saltos, conhecidos como saltos de Barkhausen. Ampliando uma curva de histerese de um aço é observado que ela não é lisa e suave, apresentará irregularidades abruptas no valor da magnetização devido a estes saltos.

2.2.6 Dissipação de energia

Durante o processo de magnetização e desmagnetização ocorre dissipação de energia em forma de calor, principalmente devido ao fenômeno da histerese e também pelas correntes elétricas de Foucault geradas no interior do material devido à

movimentação de paredes de domínios, que produziram uma variação local de indução. A histerese é devida à reação do material ao campo externo ser diferente se a intensidade deste campo for atingida a partir de campos crescentes ou decrescentes. Segundo a lei de Faraday, uma variação do fluxo magnético produzirá uma diferença de potencial elétrico, que provocará a circulação de uma corrente elétrica. Neste caso é conhecida como corrente elétrica parasita.

Na figura 4, a energia é acumulada durante o processo de magnetização do material, até atingir a indução máxima à medida que a intensidade do campo magnético cresce, e é calculada pela área $B \cdot H$, representada pela região em cinza claro.

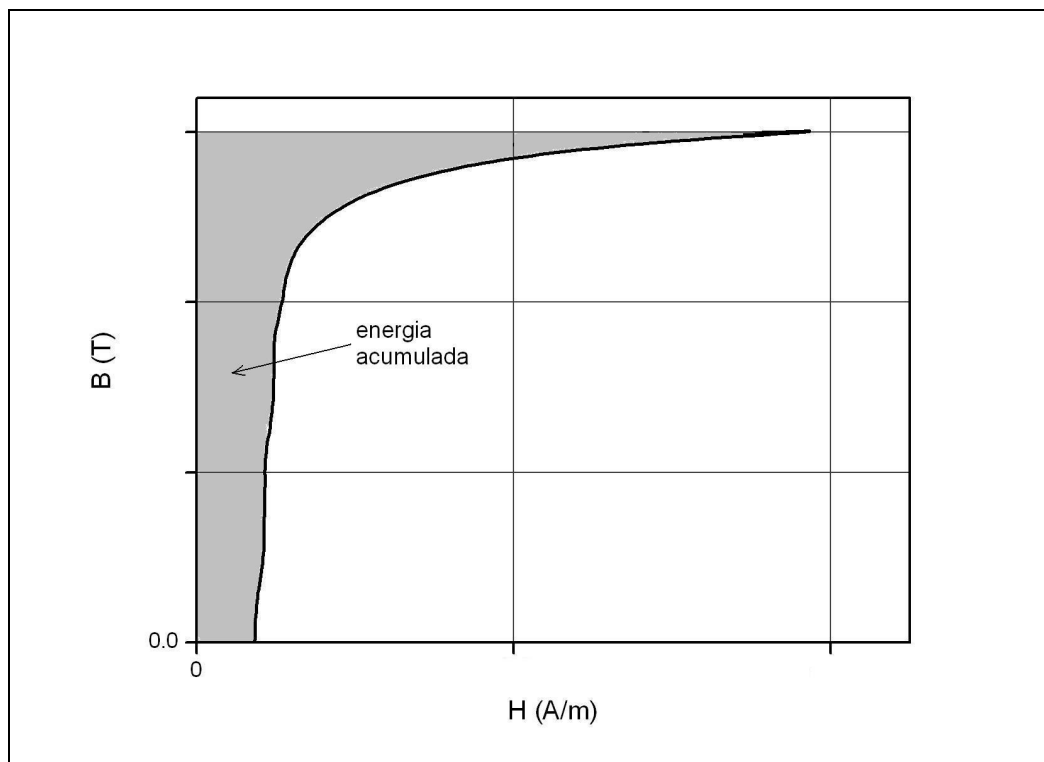


Figura 4. Energia acumulada no processo de magnetização

Uma vez atingida a indução máxima aplicando um campo magnético máximo, à medida que se reduz a intensidade do campo magnético, a indução também irá reduzir, mas não seguirá o mesmo caminho de subida. Calculando a área neste trecho descendente, tem-se a energia devolvida. A diferença entre os valores de

energia resultará na energia dissipada pelo material na forma de calor, vide figura 5. Quanto maior for o valor desta energia dissipada, o material será energeticamente pior, observando as mesmas condições de ensaio.

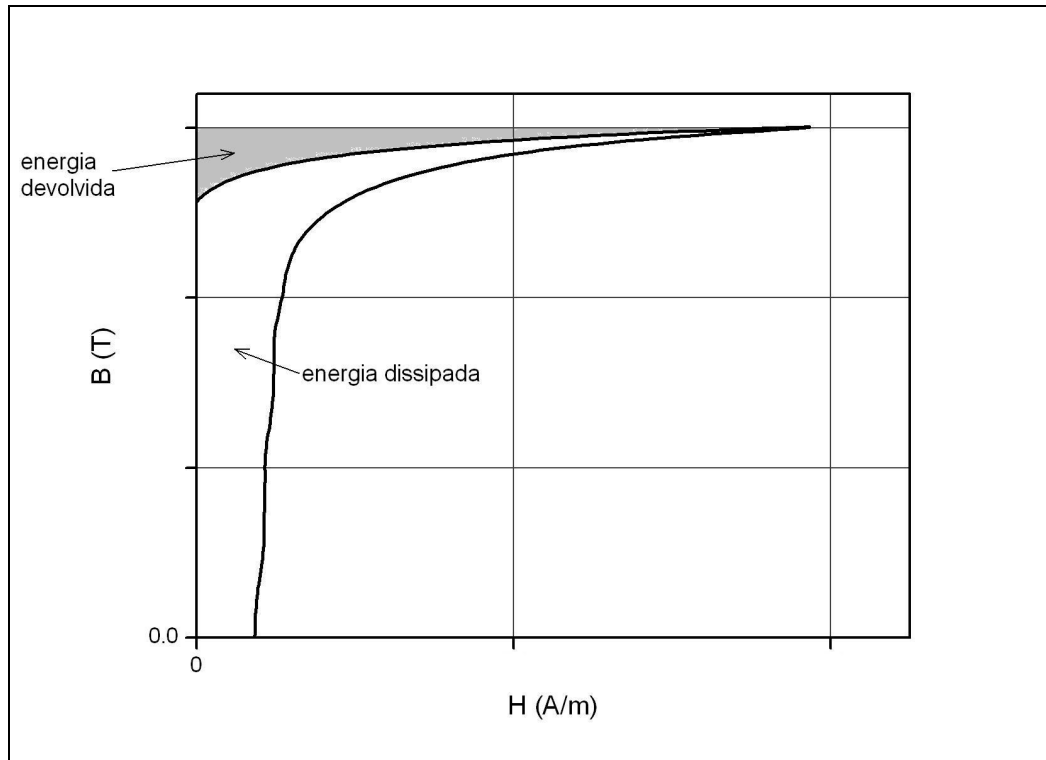


Figura 5. Energia dissipada e devolvida

2.3 Fatores principais que influenciam as características magnéticas

O valor da perda magnética é afetado por vários fatores, desde relacionados à característica do material, microestrutura e ao próprio ensaio. Deste modo, requer uma atenção especial antes de se utilizar o valor medido.

2.3.1 Relacionados à característica do material

Um dos maiores responsáveis pela alteração das propriedades magnéticas é a composição química do material. Com sua variação é possível alterar a resistividade do material, por exemplo, atuando neste caso na perda parasita. A quantidade de impurezas que afetam as propriedades magnéticas pode ser modificada por

elementos, como o carbono, enxofre, oxigênio, que atuarão na formação de inclusões e precipitados que irão prejudicar o movimento das paredes de domínios. As principais variedades de aço elétrico GNO são diferenciadas pela sua composição química.

A espessura da tira também está relacionada à perda parasita. Quanto menor a espessura, menor será a corrente parasita induzida devido à variação do fluxo magnético, pois menor será a área da seção transversal da tira.

Para se conseguir espessuras reduzidas, diversas etapas de laminação são necessárias na produção do aço elétrico, isto é, o material sofre deformação plástica. Microscopicamente pode ser observada uma mudança na forma dos grãos, causando um aumento da área total de contorno de grão e aparecimento de estruturas internas, denominadas bandas de deformação e de transição. Materiais deformados plasticamente têm valores de perdas maiores. Mesmo quando a deformação plástica é relativamente pequena, seu efeito no valor das perdas é muito significativo. Isto se deve à introdução de tensões e defeitos cristalinos no material que dificultarão a movimentação das paredes de domínios. Além do mais, a deformação plástica ocasiona o encruamento do material, isto é, uma resistência maior à deformações. Por este motivo, quando se utiliza o tipo de aço “semi-processado”, após a estampagem das peças é necessário um recozimento térmico, que irá eliminar estes defeitos cristalinos, principalmente na forma de discordâncias, e também as tensões introduzidas. Normalmente os grãos crescem e a textura melhora, isto é, a orientação cristalina do material privilegia as orientações de fácil magnetização.

Existe o importante efeito do tamanho de grão sobre as perdas magnéticas [11]. Estudos verificaram que o campo coercivo H_c diminui com o aumento do tamanho de grão, resultando na diminuição da parcela histerética das perdas totais, mas também ocasiona um aumento da parcela de excesso. Deste modo, não é desejável um tamanho de grão maior possível, existindo um tamanho “ótimo” [12].

Além da composição química, a estrutura cristalina e as variações na microestrutura determinam as propriedades magnéticas do aço elétrico. Até a temperatura de aproximadamente 750°C o aço possui estrutura cristalina cubo de corpo centrado (CCC), é magnético, sendo denominado como ferrita ou ferro-alfa. Acima desta temperatura até em torno de 900°C continua a ser CCC, mas deixa de ser magnético, pois a polarização de saturação do material reduziu até ficar nula com o aumento da temperatura, atingindo a temperatura de Curie. Além de 900°C a estrutura se transforma e passa a ser cubo de face centrada (CFC), denominada austenita ou ferro-gama. Os tratamentos térmicos são muito importantes na recuperação e formação da textura dos aços elétricos para a redução da dissipação de energia.

2.3.2 Textura Cristalográfica

Devido ao processo de fabricação [13], uma chapa de aço possui como direções de referência a do plano da superfície e a direção do comprimento da chapa, conhecido como direção de laminação e também como direção longitudinal. Os grãos não estão orientados aleatoriamente, privilegiando algumas direções em relação à de laminação. A descrição da distribuição das orientações em relação a estes referenciais é conhecido como textura cristalina [14]. As propriedades magnéticas dos aços elétricos dependem fortemente da textura cristalográfica. Conseguir o total controle do processo de fabricação do aço a fim de se obter a textura cristalina favorável é o desejo dos fabricantes. A direção que favorece as propriedades magnéticas é quando o campo magnético aplicado é paralelo a uma das arestas da estrutura cúbica do aço [5, 15, 16, 17], na direção $\langle 100 \rangle$, sendo conhecida como direção espontânea ou de fácil magnetização.

Uma textura muito utilizada no aço para a fabricação de grandes transformadores é conhecida como “cubo na aresta” [5], também como textura Goss. Esta textura fortemente orientada caracteriza o aço silício de grão orientado. Quase

todos os grãos deste aço possuem o plano tipo (011) paralelo à superfície, e a direção [100] paralela à direção de laminação (D.L.). Representações retiradas de [5] podem ser vistas nas figura 6 e 7. A direção do campo magnético gerado nos transformadores é paralela à direção de laminação.

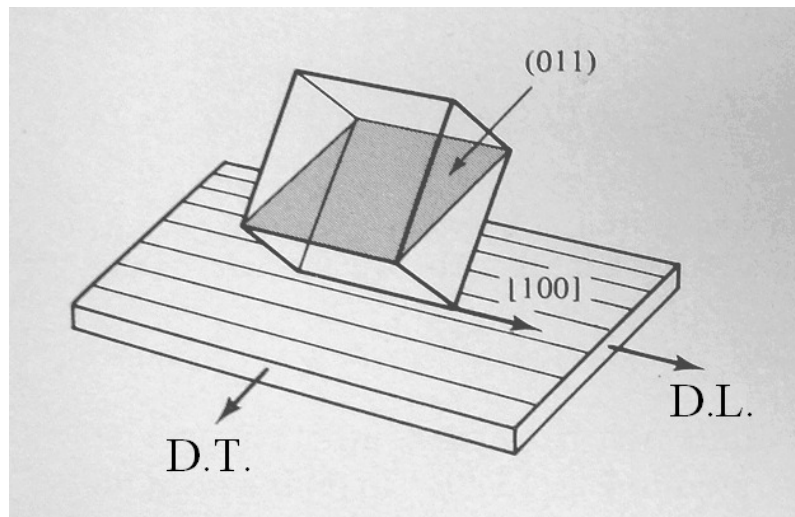


Figura 6. Representação da textura Goss. O plano (011) é paralelo à superfície da chapa. A direção [100] é paralela à D. L. (adaptado de [5]).

No caso de motores elétricos, a direção do campo magnético varia com o tempo, sendo paralela à superfície da chapa. A textura ideal neste caso seria a chamada textura fibra cúbica, onde o plano (001) é paralelo à superfície da chapa, mas sem uma direção preferencial. Na figura 7 está um cubo representando este plano, neste caso orientado na direção [100]. Os outros grãos também possuirão o plano (001) paralelos à superfície, mas terão alguma rotação, sendo distribuídos em todas as direções.

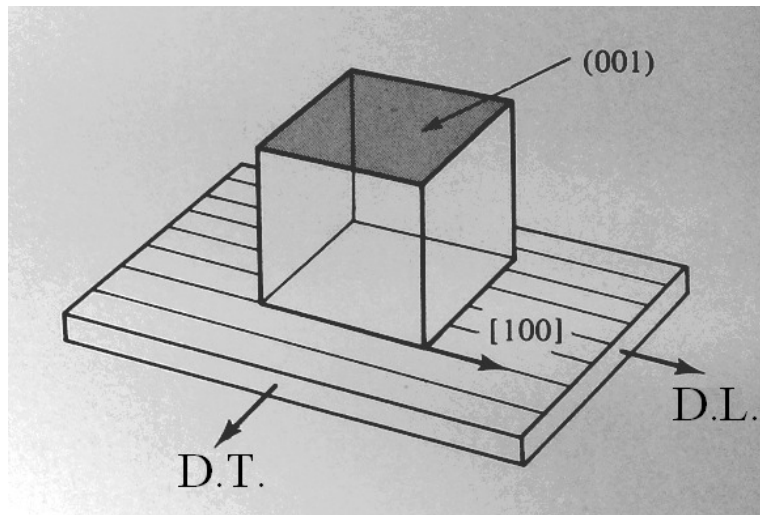


Figura 7. Representação da textura cubo. O plano (001) paralelo à superfície da chapa e [100] paralela à D.L. Na textura fibra cúbica distribuídos em todas as direções (adaptado de [5]).

A textura indesejada em aços para fins eletromagnéticos é a fibra gama, onde o plano (111) é paralelo à superfície da chapa: $\langle 111 \rangle // DN$. Nesta orientação nenhuma aresta do cubo se alinha ao campo magnético aplicado.

2.3.2.1 Difração de elétrons retroespalhados-EBSD

A difração de elétrons retroespalhados (Electron BackScatter Diffraction-EBSD) é uma técnica que fornece informações da orientação cristalográfica obtidas de amostras em um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Nesta técnica um feixe de elétrons atinge uma amostra cristalina inclinada, e os elétrons retroespalhados difratados de uma região formarão um padrão em uma tela fluorescente. Este padrão é característica da estrutura cristalina e orientação da região da amostra de onde foi gerado, em relação a um determinado sistema de referência, usualmente as direções de laminação ou longitudinal, normal, e transversal. O padrão de difração pode ser usado para medir a orientação cristalina, a desorientação dos contornos de grão, distinguir entre diferentes materiais, e fornecer informações localizadas de

orientações. Quando o feixe de elétrons varre a superfície de uma amostra cristalina, a orientação cristalina é medida em cada ponto, sendo indexada e resultando numa matriz com a posição e orientação cristalina. Com estas informações é possível organizar um mapa que exibirá a morfologia dos grãos, suas orientações e contornos. Esta informação poderá também ser usada para mostrar a orientação cristalina preferencial (textura) presente no material. Uma representação completa e quantitativa da microestrutura da amostra pode ser obtida pelo EBSD, sendo possível identificar a orientação individual de cada grão.

Na figura 8 está um esquema simplificado de um sistema EBSD. Um feixe de elétrons (1) atinge a amostra cristalina (2) onde os elétrons são retroespalhados e sofrem difração, formando um padrão de linhas de difração na tela fluorescente (3), sendo a imagem capturada por uma câmera (4). O sistema (5) faz a subtração de background, identifica, indexa uma orientação cristalina para o padrão de linhas, e registra também a respectiva posição da aquisição.

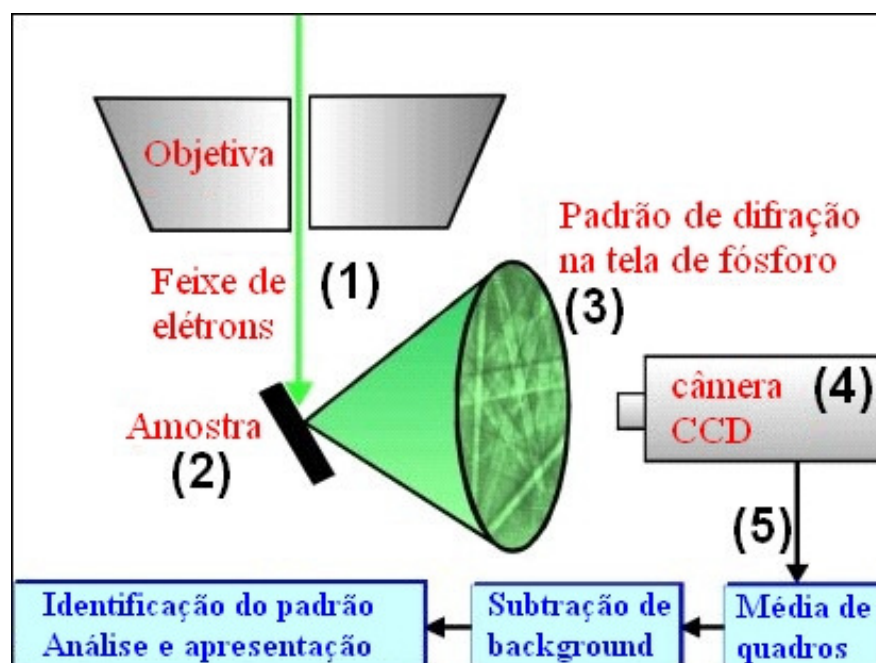


Figura 8. Esquema da caracterização por EBSD (adaptado de Humphreys, www.recrystallization.info).

A análise dos dados obtidos por EBSD é realizada pela observação do mapa de distribuição de orientações (Orientation Imaging Microscopy-OIM), traçado de acordo com a relação dos planos cristalográficos paralelos à direção de referência a uma escala de cores. A figura 9 exibe um exemplo de uma OIM, onde a direção de laminação é a horizontal da figura.

A função distribuição de orientações (Orientation Distribution Functions-ODF) fornece uma descrição mais completa da textura pelas intensidades das orientações conforme a variação dos ângulos (ϕ_1, Φ, ϕ_2), seguindo a representação de Bunge [15, 18].

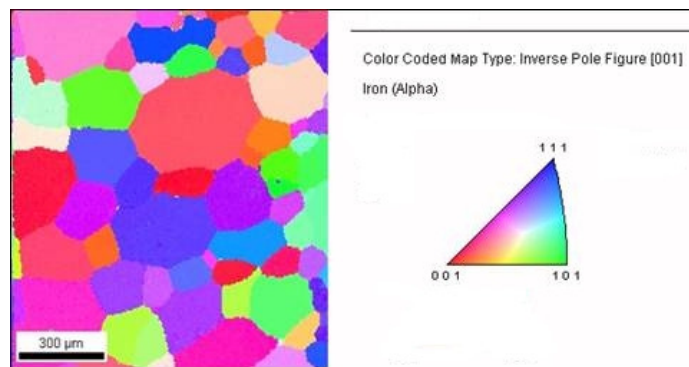


Figura 9. Exemplo de OIM e código de cores.

Normalmente em estudos da textura cristalográfica de aços, a análise é realizada em ODFs com seção $\phi_2 = 45^\circ$, por apresentarem pelo menos uma das orientações simetricamente equivalentes dos principais componentes de textura presentes. Na figura 10 está um exemplo de uma ODF.

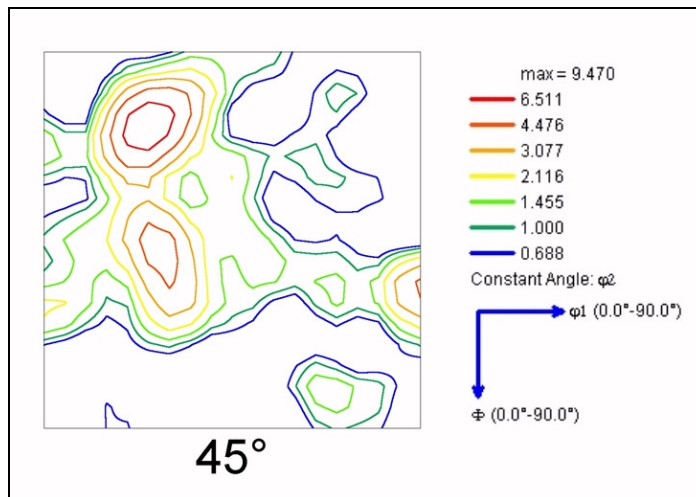


Figura 10. Exemplo de ODF.

As deformações causadas pela laminação provocam ligeiras variações na orientação cristalina nos grãos, e pela técnica de EBSD, após o processo de identificação e mapeamento, é possível visualizar na OIM na forma de grãos com degradês de cor, conforme pode ser visto no exemplo na figura 11.

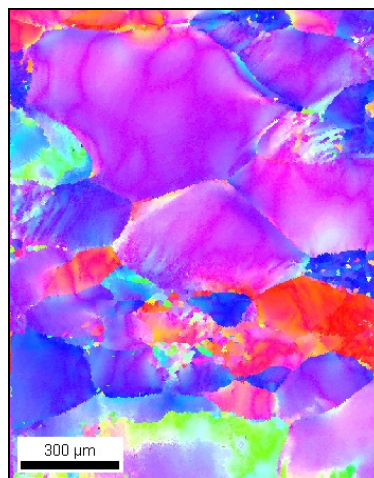


Figura 11. Exemplo de OIM: grãos com deformações após laminação representadas pelo degradê.

A técnica de EBSD registra as orientações cristalinas de todos os pontos da região analisada, deste modo permite também determinar a fração volumétrica para cada orientação desejada. Desta maneira é possível quantificar as informações da textura para comparação. Utilizando as frações volumétricas de determinadas

orientações favoráveis e desfavoráveis, é quantificada a textura do material analisado. Um método proposto [19] utiliza os valores da fração volumétrica relacionados às orientações cubo (001)[100], Goss (110)[001] e fibra gama, que é representada pelas 4 principais orientações (111)[$\bar{1}\bar{1}0$]; (111)[$\bar{1}\bar{2}1$]; (111)[$0\bar{1}1$] e (111)[$\bar{1}\bar{1}2$], para calcular o fator de textura F_{tex} , como a razão da soma da fração volumétrica cubo (FVcubo) e Goss (FVGoss), pela fibra gama (FVgama):

$$F_{tex} = (FV_{cubo} + FV_{Goss})/FV_{gama} \quad (2)$$

Na figura 12 [18] pode-se localizar estas orientações para a seção $\phi_2=45^\circ$. Quanto maior o valor de F_{tex} , melhor serão as orientações cristalográficas em relação às propriedades magnéticas na direção de referência.

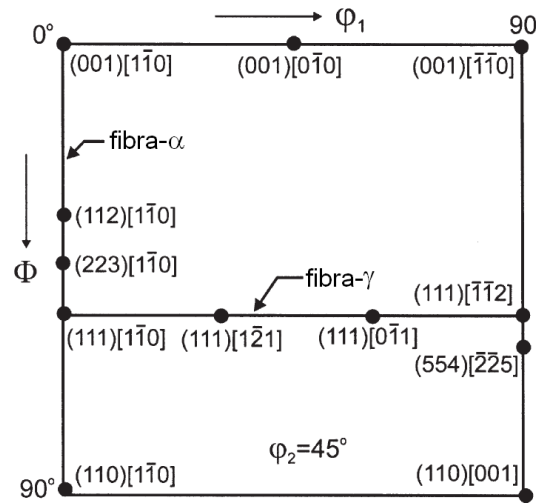


Figura 12. Localização dos principais componentes de textura (adaptado de [39]).

Outro método para quantificar a textura é pelo modelo de cálculo da energia de anisotropia média $\bar{E}_a$ da região medida [5, 20, 21]. Em aços GNO a melhor textura relacionada às propriedades magnéticas seria a textura fibra cúbica, onde todos os grãos têm um eixo $\langle 001 \rangle$ paralelo à direção normal (ND) da chapa. Devido ao

processo de fabricação das chapas de aço, existe um grau de anisotropia que pode ser verificado por meio da textura cristalográfica do material. Pela definição, E_a é a energia armazenada pelo cristal quando magnetizado até a saturação numa direção diferente do eixo fácil. Quanto maior a diferença desta direção em relação ao eixo fácil, maior será a energia armazenada. Observando cada domínio magnético, estes se alinham paralelamente numa das direções de fácil magnetização. Consome-se energia para alinhar a polarização numa direção diferente da direção espontânea, sendo esta energia de anisotropia E_a calculada por:

$$E_a = K_1(\alpha_1^2\alpha_2^2 + \alpha_2^2\alpha_3^2 + \alpha_3^2\alpha_1^2) + K_2\alpha_1^2\alpha_2^2\alpha_3^2 \quad (3)$$

onde:

K_1 e K_2 são constantes de anisotropia do material, em J/m³

$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ são os co-senos diretores da direção de magnetização com relação ao referencial da rede cristalina

A energia de anisotropia média $\bar{E}_a$ para diferentes direções no plano da chapa é calculada a partir de orientações $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ obtidas por EBSD conforme a equação abaixo:

$$\bar{E}_a = \sum_{\varphi_1=0}^{90^\circ} \sum_{\phi=0}^{90^\circ} \sum_{\varphi_2=0}^{90^\circ} E_a(g) f(g) \Delta g \quad (4)$$

2.4 Caracterização Magnética

Com o objetivo de minimizar os efeitos devido ao ensaio e possibilitar a comparação adota-se a norma NBR 5161/1977 – “Produtos laminados planos de aço para fins eletromagnéticos – Verificação de propriedades” [6] como referência na sua execução.

A determinação do valor das perdas magnéticas depende de diversos fatores, como das características eletromagnéticas do ensaio (indução máxima e frequência de excitação), características físicas do material (densidade, resistividade, dimensões, direção de corte das tiras) e também microestruturais (tamanho de grão, textura, discordâncias, inclusões, precipitados, etc)

Existe um modelo onde as perdas específicas totais são separadas em várias parcelas, sendo uma parcela devido à perda histerética P_{hist} , a perda parasita clássica P_{pc} devido às correntes elétricas geradas pela variação do fluxo magnético no interior do material, e a perda de excesso P_{ex} .

$$P_s = P_{hist} + P_{pc} + P_{ex} \quad (5)$$

Diversos estudos relacionam estas componentes aos fatores e características do material que afetam as propriedades magnéticas.

Além das perdas magnéticas, a permeabilidade e a indução alcançada com campo magnético a 5.000 A/m geralmente a 60 Hz, são estudados.

2.4.1 Permeabilidade

Os materiais usados em núcleos de circuitos magnéticos tem a função de amplificar o campo magnético aplicado [2, 5]. Com esta amplificação é possível utilizar correntes elétricas menores para produzir a mesma intensidade de campo magnético em comparação a um núcleo sem material, e permitindo a redução da bitola

dos condutores de cobre. O fator de amplificação do material é denominado permeabilidade magnética relativa μ_r , sem unidade e varia de acordo com o campo magnético H aplicado:

$$B = \mu_r \mu_0 H \rightarrow \mu_r = \frac{B}{\mu_0 H} \quad (6)$$

sendo:

$\mu_0 = 4\pi 10^{-7}$ H/m, permeabilidade do vácuo

B = indução (T)

H = campo magnético (A/m)

Existe um ponto onde μ_r é máximo, ocorrendo antes da indução atingir a saturação. Neste trabalho será referido a μ_r simplesmente como permeabilidade μ .

2.4.2 Perdas totais

A determinação das propriedades magnéticas de chapas de aços elétricos realizadas pelas indústrias produtoras e consumidoras segue a norma NBR5161 revalidada em 1996, conforme o item 3.11 – “Determinação das perdas totais pelo quadro de Epstein de 25cm – método do wattímetro”. Resumidamente, determina-se a potência dissipada pelo corpo de prova utilizando um wattímetro, quando exposto a um campo magnético alternado externo suficiente para atingir a indução pré-definida, usualmente 1,5T a 60Hz. Na figura 13, retirada de [6], está um esquema simplificado das conexões elétricas dos instrumentos utilizados. O sensor é um quadro de Epstein, na figura 14 retirada de [6], e consiste em dois enrolamentos (primário e secundário), sendo que cada um é composto por quatro bobinas ligadas em série formando um quadrado. Cada braço deste quadrado é formado por duas bobinas concêntricas,

onde a externa fará parte do primário e será por onde circulará a corrente elétrica de excitação gerando o campo magnético, e a interna fará parte do secundário, onde será medida a tensão induzida. O número de enrolamentos do primário é o mesmo do secundário, usualmente 700 espiras em cada. Em nosso caso existe o indutor mútuo de compensação para compensação do fluxo de dispersão, localizado no centro do quadrado formado pelos quatro braços, sendo seu eixo perpendicular ao planos dos mesmos. Seus enrolamentos estão ligados em série com os enrolamentos do quadro. Basicamente o quadro é um transformador onde seu núcleo pode ser trocado. Este núcleo é formado pelo corpo de prova que terá suas propriedades magnéticas medidas. Em sistemas de medição equipados com indutor mútuo, a diferença entre a indução B e a polarização J é desprezível.

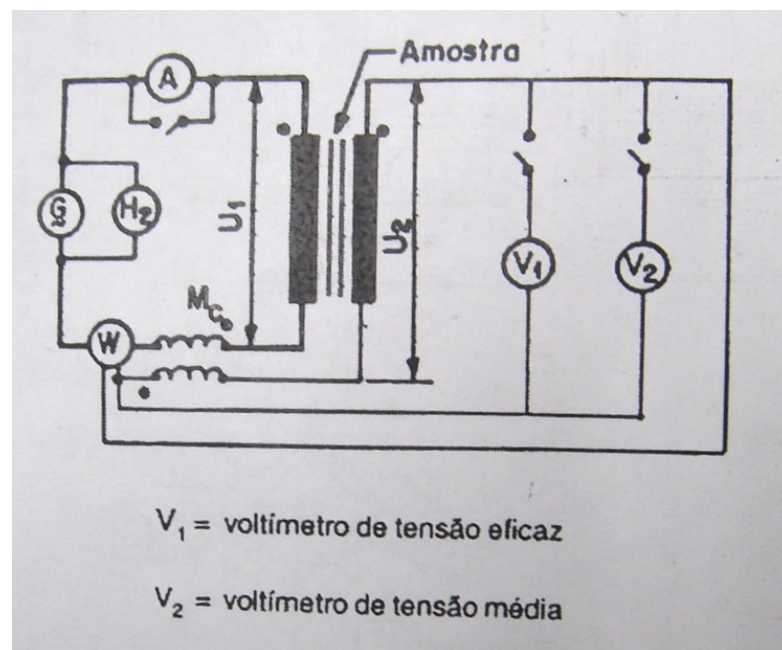


Figura 13. Esquema elétrico para ensaios AC [6].

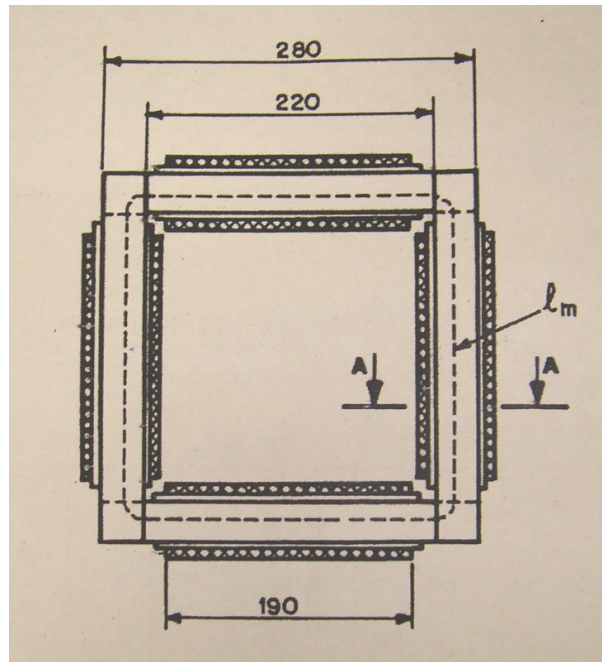


Figura 14. Dimensões do quadro de Epstein [6].

Neste caso o comprimento efetivo do circuito magnético é adotado como $\ell_m=0,94m$. O corpo de prova consiste de tiras de aço elétrico com largura $b=30mm \pm 0,2mm$; comprimento $280mm \leq l \leq 308mm$ (com exatidão de $\pm 0,5mm$). O número de tiras não deve ser inferior a 12 e deve ser múltiplo de 4. Deverão ser cortadas na direção longitudinal (L) ou transversal (T) à de laminação conforme o caso. Não devem possuir espessura superior a 1mm. A massa magneticamente efetiva m_a é calculada pela equação:

$$m_a = (\ell_m \cdot m) / 4l \quad (7)$$

onde:

m_a = massa efetiva do corpo-de-prova, em kg

m = massa total do corpo-de-prova, em kg

ℓ_m = comprimento efetivo do circuito magnético, em m

l = comprimento de uma tira, em m

Para o cálculo das perdas específicas totais P_s , o sistema registra o valor da potência P_m medida pelo wattímetro, que inclui a potência consumida pelos instrumentos no circuito secundário, desde que os limites e condições estabelecidos para o ensaio sejam respeitados. As perdas totais P_c do corpo de prova são calculadas por:

$$P_c = \frac{N_1}{N_2} P_m - \frac{(1,1 \bar{U}_2)^2}{(R_i + R_t)} \quad (8)$$

Onde:

P_c = perdas totais do corpo de prova calculadas, em watts

P_m = potência medida com o wattímetro, em watts

N_1 = No. de espiras do enrolamento primário

N_2 = No. de espiras do enrolamento secundário

R_i = resistência equivalente à dos instrumentos no circuito secundário, em ohms

R_t = soma total das resistências dos enrolamentos secundários do quadro de Epstein e do indutor mútuo, em ohms

$\bar{U}_2$ = tensão média no enrolamento secundário

A perda específica total P_s é calculada dividindo-se P_c por m_a :

$$P_s = \frac{P_c}{m_a} = \frac{P_c 4l}{m l_m} \quad (9)$$

Onde:

P_s = perda específica total do corpo de prova, em W/kg

m = massa total do corpo de prova, em kg

m_a = massa efetiva do corpo de prova, em kg

l = comprimento de uma tira, em m

l_m = comprimento efetivo convencional do circuito magnético, em m ($l_m=0,94m$)

2.4.3 Perdas histeréticas

Muitas informações a respeito da microestrutura do material podem ser relacionadas com este tipo de medição [2, 3, 4, 5], sendo que esta dissertação está focada neste assunto. O ensaio para obtenção das perdas histeréticas consiste na determinação da curva de histerese por meio do quadro de Epstein ou do SST, com o registro dos pontos da corrente elétrica i aplicada no enrolamento primário e da tensão induzida V no secundário, mas em um regime quase-estático, sendo a frequência em torno de 5 mHz. O objetivo de se usar uma frequência reduzida é minimizar as correntes elétricas induzidas devido à variação do fluxo magnético no interior do material, tornando desprezível o valor das perdas parasitas. Um fluxímetro é utilizado para a determinação da indução magnética $B(T)$. Convertendo-se os valores de I para o campo magnético aplicado $H(A/m)$ e com a indução $B(T)$, traça-se o gráfico da histerese, sendo que sua área interna é dada em J/m^3 . Multiplicando-se pela frequência (em Hz) e dividindo pela densidade do material (em kg/m^3), obtém-se o valor das perdas histeréticas P_{hist} em W/kg , que é uma parcela das perdas totais.

Na figura 15 pode-se observar a comparação entre a histerese relacionada às perdas específicas totais obtida em regime AC a 60 Hz (preto), e a histerese obtida em regime quase-estático QE a 5mHz (verde), de um aço elétrico, ambas obtidas na indução máxima de 1,5 T. A diferença entre as áreas internas das duas curvas de histerese está relacionada aos valores de perdas parasitas e de excesso.

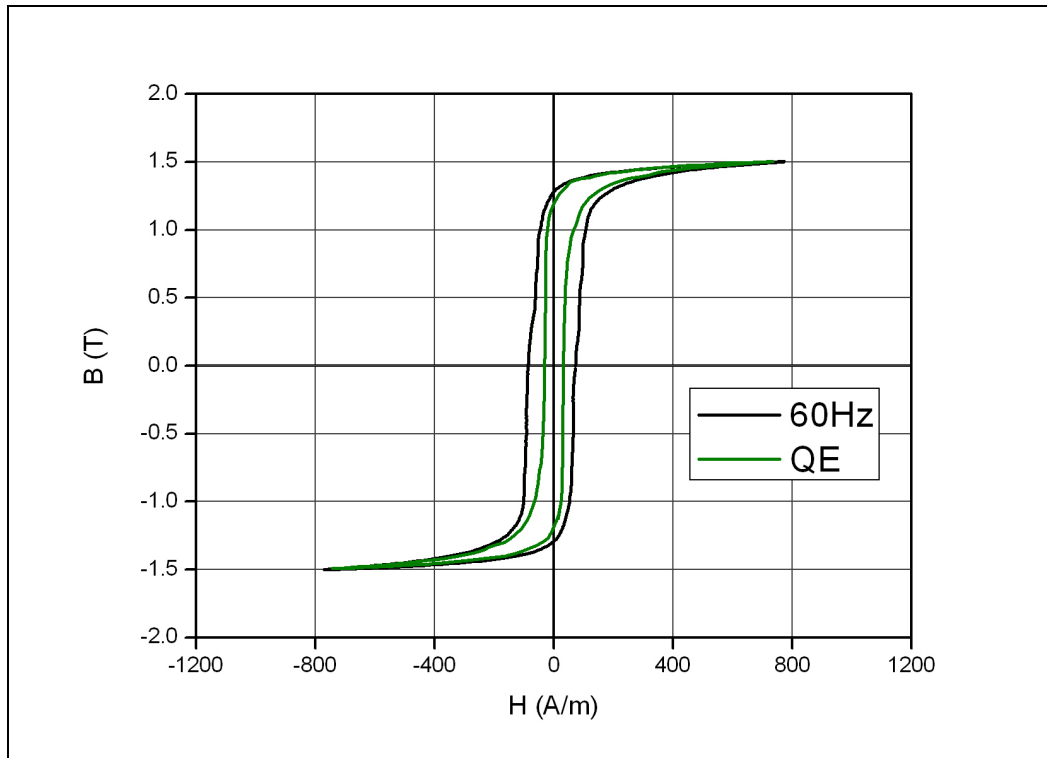


Figura 15. Comparação entre histereses 60 Hz e QE (=5 mHz)

2.4.4 Perdas parasitas

Esta parcela é devida às correntes elétricas parasitas i_p geradas no interior do condutor conforme pode ser visto na figura 16a, também conhecidas como correntes de Foucault [4, 15]. A variação da corrente elétrica I que circula nos enrolamentos responsáveis pela produção do campo magnético H causará a variação deste e do respectivo fluxo magnético. Pela lei de Lenz, a variação do fluxo induzirá uma corrente elétrica no interior do material condutor, no sentido de produzir um campo magnético oposto ao campo H , sendo denominado efeito pelicular [5]. Assim, o fluxo magnético no interior do material será menor, dificultando a sua magnetização e aumentando a perda magnética. Esta perda é influenciada pelas características do material como o tamanho de grão, espessura da chapa e composição química [23]. Para a sua redução normalmente aumenta-se a resistividade do material, ou também

subdivide-se o núcleo da máquina em diversas tiras de pequena espessura isoladas eletricamente, conforme pode ser observado na figura 16b.

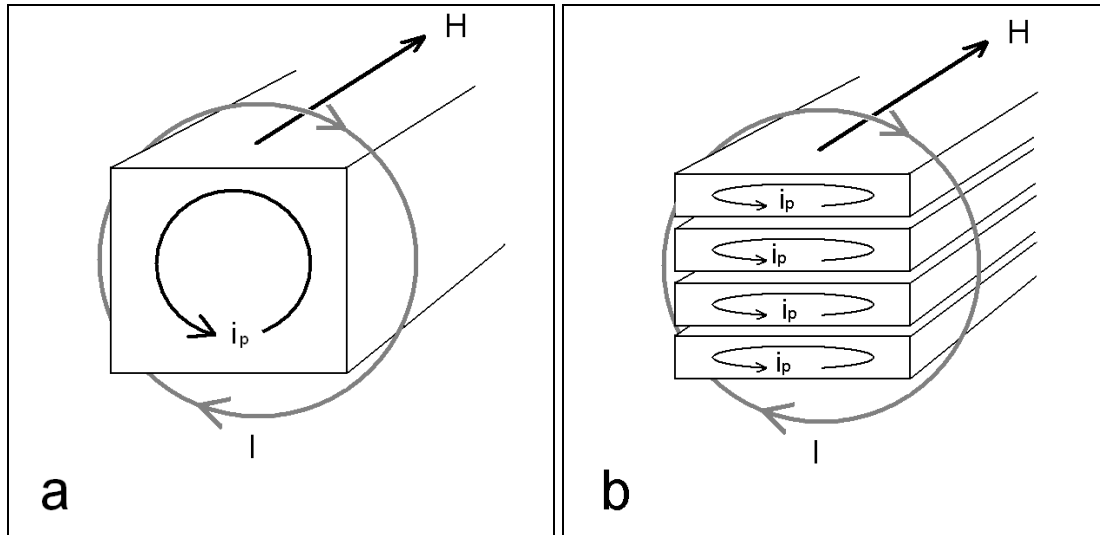


Figura 16. a) núcleo condutor b) núcleo dividido em várias laminas (adaptado de [20]).

De posse das características físicas das tiras a serem medidas, é possível estimar o valor das perdas parasitas clássicas P_{pc} [5] quando a indução é senoidal:

$$P_{pc} = (\pi B_{max} f e)^2 / (6 d \rho) \quad (10)$$

Onde:

P_{pc} é dado em W/kg quando:

B_{max} = indução máxima do ensaio, em T

e = espessura da tira, em m

f = frequência do ensaio, em Hz

ρ = resistividade elétrica do material, em Ωm

d = densidade do material, em kg/m^3

2.4.5 Perdas de excesso

Somando-se o valor da perda histerética determinada experimentalmente com a perda parasita calculada teoricamente para comparar com a perda específica total determinada experimentalmente, verifica-se que ainda falta uma parcela. Esta parcela extra foi denominada perda anômala [5], recentemente como perda de excesso P_{ex} . De acordo com diversos estudos, existe uma relação com o tamanho de grão do material e a movimentação das paredes de domínios [5,24].

2.5 Subdivisão das perdas histeréticas em componentes

Conforme diversos estudos, diferentes mecanismos de magnetização/dissipação de energia atuam quando um material ferromagnético é exposto a um campo magnético externo [25]. Para intensidades baixas de campo magnético, próximos ao valor do campo coercivo H_c , verificou-se que o efeito do tamanho de grão predomina. Para intensidades maiores predomina o efeito da textura cristalográfica. Numa tentativa de delimitar estes efeitos foi proposto o método onde a subdivisão é determinada pela indução magnética B associada à permeabilidade máxima [3, 4, 25, 26, 27, 28], por onde passa uma linha horizontal divisória paralela ao eixo H , esquematizada na figura 17, separando as componente de alta e baixa indução.

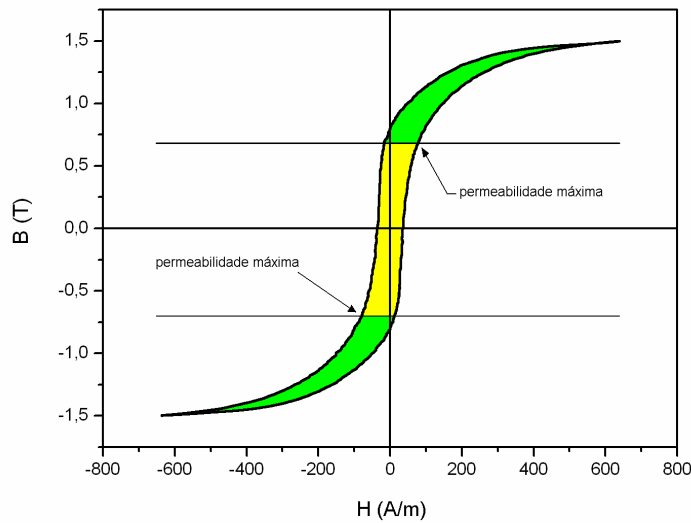


Figura 17. Subdivisão da histerese em regiões de Alta indução (verde) e Baixa indução (amarelo).

Procedimento similar é realizado para $B < 0$. Na figura 18, a área da histerese representada em amarelo refere-se à energia dissipada associada à componente de baixa indução P_{BI} . A soma das áreas das regiões acima e abaixo das linhas divisórias, em verde, corresponde à componente de alta indução P_{AI} . Portanto, a energia dissipada associada à área da curva de histerese P_h é a soma das componentes de alta P_{AI} e baixa indução P_{BI} :

$$P_h = P_{BI} + P_{AI} \quad (11)$$

2.5.1 Região de Baixa indução (BI)

Quando o material, no nosso caso o aço, é exposto a baixas intensidades de campo magnético externo, o principal mecanismo de magnetização atuante é a movimentação das paredes de domínios de 180° em resposta ao campo aplicado [5]. Caso sua livre movimentação com a variação do campo magnético seja de alguma forma impedida, como consequência terá um aumento na perda magnética. Esta

movimentação é prejudicada por imperfeições na rede cristalina, principalmente na forma de contornos de grão, inclusões devido a impurezas, e discordâncias oriundas das deformações. Quando isto acontece diz-se que a parede de domínios foi aprisionada, e será necessário um campo magnético de maior intensidade para que ela seja liberada e possa continuar se movimentando. A liberação da parede é caracterizada pelo seu brusco movimento, causando uma variação local da indução e provocando a circulação de uma corrente elétrica, gerando calor e dissipação de energia. Esses movimentos bruscos das paredes são denominados saltos de Barkhausen. Observando a curva de histerese, o efeito visual produzido neste caso será o aparecimento de “rugosidades”, isto é, numa ampliação a curva de histerese não será lisa, ocasionando um aumento no valor do campo coercivo H_c , a largura da histerese será maior, aumentando a sua área e resultando numa perda histerética maior. O mecanismo fundamental responsável pelo aumento de H_c é geralmente identificado como sendo a interação das discordâncias e as paredes de domínios [30].

Analisando a variação de H_c , estudos indicam que tamanho de grão do material está inversamente relacionado [5, 31, 32]. Para entender esta relação em um material limpo recristalizado, quanto maior o tamanho de grão menos contornos existirão, facilitando a movimentação das paredes de domínios, reduzindo H_c e conseqüentemente diminuindo a dissipação de energia. Estudos [12, 31, 33] indicam que o tamanho de grão não pode crescer indefinidamente, pois foi observada uma elevação das perdas totais devido ao aumento das perdas de excesso. Deste modo, existirá um tamanho de grão recomendado para o material conforme sua utilização.

2.5.2 Região de Alta indução (AI)

Nesta região é observada a existência de grande variação da indução conforme a direção do campo magnético aplicado em relação à direção de laminação. Esta anisotropia está relacionada à textura cristalográfica, que tem grande efeito sobre

a B_{50} , que é o valor da indução medida expondo-se a amostra a um campo magnético externo de 50 A/cm no sistema cgs, equivalente ao campo de 5.000 A/m no SI, e 60 Hz no nosso caso. O principal mecanismo de magnetização é a rotação de domínios, mas existem poucas publicações a respeito [3, 29].

Em estudos realizados aplicando-se deformação por laminação em amostras de aço GNO, foi verificado que a contribuição desta parcela sofre um aumento devido à redução da permeabilidade, onde os principais mecanismos de dissipação de energia são a movimentação de paredes de domínios de 90°, a aniquilação de paredes e nucleação de domínios [34].

A deformação afeta com mais intensidade esta parcela, sendo possível também relacioná-la com a energia de anisotropia média obtida por meio da textura [27].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Para este estudo foram obtidas tiras de aço elétrico GNO totalmente processado, gentilmente cedidas pela ArcelorMittal. Foram utilizados dois tipos de aço silício de grão não orientado totalmente processados, identificados pelo fabricante como E230 e E105. Foram cortados em tiras de 3 x 30 cm, com o comprimento paralelo à direção de laminação, chamado de corte longitudinal (L), e possuindo espessuras aproximadas de 0,5 mm. A parte experimental foi desenvolvida na sua maior parte nos equipamentos instalados na Divisão de Metrologia de Materiais-Dimat do Instituto Nacional de Metrologia, Normalização e Qualidade Industrial-Inmetro. Na tabela 1 a seguir estão as identificações utilizadas, os valores de densidade medidos na Dimat e a porcentagem de Si e Al das duas amostras.

Tabela 1. Características dos aços utilizados.

<i>Amostra</i>	<i>ABNT</i>	<i>Código Inmetro</i>	<i>d (kg/m³)</i>	<i>Si (%)</i>	<i>Al (%)</i>	<i>J_s (T)</i>	<i>K₁ (10⁴ J/m³)</i>
<i>E230</i>	50F684M	0018L	7710	2,0	0,274	2,055	4,1048
<i>E105</i>	----	0014L	7665	3,1	0,002	2,024	3,7583

O primeiro tipo é o de aço totalmente processado mais utilizado quando se busca eficiência e custo, e o segundo corresponde a um aço que possui melhores propriedades magnéticas. Como pode-se ver, neste segundo tipo a porcentagem de Si é maior, o que causa um aumento da resistividade do material, e com isso a redução das perdas parasitas. Contudo, existe um fator limitante no aumento da quantidade de Si em aços, devido à redução da ductilidade, impossibilitando a estampagem, laminação e corte. O limite de Si está na faixa de 6,5% [35, 36].

Estas amostras foram laminadas a frio com taxas sucessivas, sendo preparada uma amostra para cada laminação. Amostras que apresentarem curvatura excessiva e trincas devido à laminação foram desconsideradas. Cada tira foi dividida ao meio e em seguida de cada metade foi preparado um corpo de prova com dimensões

aproximadas de 10 cm X 3 cm. Para cada deformação, o corpo de prova de uma metade e seu respectivo retalho foram tratados termicamente. O recozimento foi a 760°C por 2h em vácuo com resfriamento lento. Todas as amostras foram laminadas e recozidas no Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT). No final foi obtido um conjunto de tiras laminadas e outro conjunto de tiras laminadas e recozidas, acompanhadas de seus respectivos retalhos. Estes retalhos foram utilizados para a caracterização metalográfica e textura cristalográfica via EBSD.

Normalmente a deformação é medida pelo alongamento de engenharia ε definido como [37]:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (12)$$

onde

l_0 = comprimento inicial da tira

l = comprimento final após laminação

É definida também a deformação verdadeira ε_r :

$$\varepsilon_r = \ln\left(\frac{l}{l_o}\right) \quad (13)$$

Com a finalidade de se obter maior precisão, a espessura foi calculada utilizando os valores de comprimento, largura, massa e densidade. Assim, a deformação foi quantificada pela redução na espessura $r_{\text{esp}}\%$ calculada a partir dos valores de espessura inicial e_0 e final e

conforme a equação abaixo.

$$r_{esp} = \left(1 - \frac{e}{e_0}\right) \times 100 \quad (14)$$

3.1 Caracterização magnética

A caracterização magnética foi realizada no sistema MPG-100D da Brockhaus instalado no laboratório de Magnetismo da Dimat, equipado com sensores para diversos formatos de corpos de prova como: quadros de Epstein, sensor para anéis, sensor de lâmina única (single-sheet tester-SST) para dois tamanhos de lâminas. Vide figura 18.



Figura 18. Sistema de caracterização magnética de chapas de aço utilizado no laboratório de magnetismo da Dimat.

O quadro de Epstein foi substituído pelo sensor de lâmina única SST (single-sheet tester) por necessitar de apenas uma tira de tamanho menor. Apesar de seguir as mesmas condições de medição, trata-se de um ensaio não normalizado, sendo utilizado no desenvolvimento de pesquisas. A figura **19**, adaptada de [22], mostra um esquema simplificado. Basicamente o SST é composto por dois enrolamentos, que

envolvem a tira. O enrolamento primário, mais externo, é responsável em aplicar o campo magnético externo. O secundário mede a indução magnética.

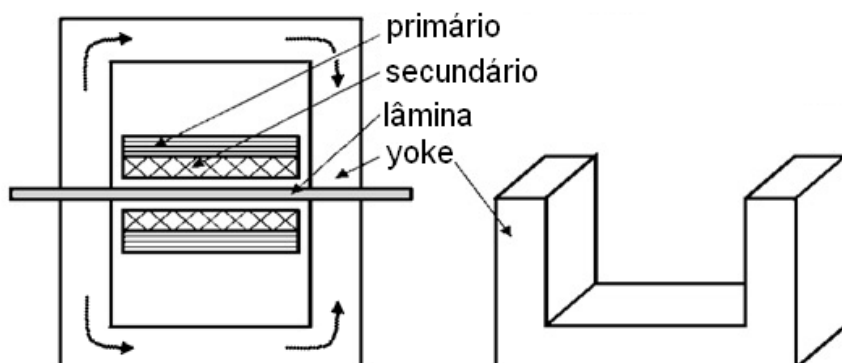


Figura 19. Esquema do sensor SST (adaptado de [22]).

As linhas de campo magnético formadas são aprisionadas pelo material de alta permeabilidade do núcleo (“yoke”) superior e inferior. Este sensor possui também o indutor mútuo de compensação. Na figura 20 o sensor SST é capaz de realizar medições em uma tira de dimensões 10 cm x 3 cm, com até 1mm de espessura. A caracterização magnética foi realizada na indução máxima de 1,5T em regime quase-estático e o B_{50} a 60 Hz. Neste sistema foi possível registrar os pontos da corrente elétrica I aplicada no enrolamento primário e da tensão induzida no secundário V , possibilitando traçar o gráfico da curva de histerese. Geralmente os sistemas informam somente o valor final das perdas totais P_s que foi determinado por meio da medição da energia dissipada pela amostra.

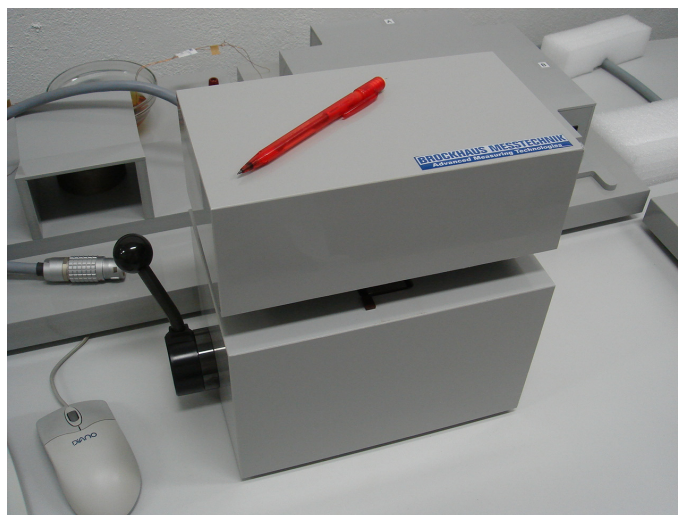


Figura 20. Sensor de lâmina única (SST) do sistema utilizado.

Com as histereses em regime quase-estático de cada tira, para a subdivisão em componentes de AI e BI foram determinados os pontos de permeabilidade máxima $\mu_{\max}$ e a respectiva indução $B_{\mu_{\max}}$. A separação em componentes de alta e baixa indução foi feita por meio de retas paralelas ao eixo H conforme o método proposto [3, 4, 25, 26, 27, 28]. Pela caracterização magnética também é obtido o valor da remanência J_r e H_c .

3.2 Preparação de amostras para determinação de tamanho de grão e EBSD

A preparação das amostras foi realizada na Dimat visando a caracterização por microscopia óptica (MO), para obter o tamanho de grão (TG), e EBSD para a determinação da textura cristalográfica na superfície, à meia espessura. A preparação consistiu de cortes para a redução do tamanho utilizando um disco diamantado em uma cortadeira marca Buehler, modelo Isomet 1000, em baixa velocidade para minimizar as deformações. O embutimento em baquelite em uma prensa embutidora marca Arotec, modelo PRE30i, formando corpos cilíndricos com 3 cm de diâmetro.

As amostras foram reduzidas até a meia espessura e realizado o processo convencional de lixamento e polimento. No polimento foram utilizadas as pastas diamantadas com granulometrias de 6, 3 e 1 μ m, marca Extec. O etanol foi usado para refrigerar o polimento. Tanto o lixamento como o polimento foram feitos em politrizes marca Arotec, modelo Aropol 2V, com prato de 20 cm de diâmetro. Para finalizar, um polimento fino com sílica coloidal de 0,06 μ m Extec, em uma politriz semi-automática modelo Minimet da Buehler. Este polimento fino destina-se à remoção de pequenas deformações geradas no processo de lixamento e polimento com pasta diamantada, que prejudicam a observação por EBSD.

Os resultados de textura foram obtidos em um microscópio FEI Quanta 200, equipado com EBSD da TexSEM Laboratories-TSL, instalado na Dimat. O software de análise foi o OIM Analysis, versão 4.51, também da TSL. A tolerância nas orientações na determinação das frações volumétricas foi de 10°. Após a obtenção da textura cristalográfica, as amostras recozidas foram atacadas quimicamente com nital 3% para a determinação de TG, conforme orientação da norma NBR 11568 [38]. Foi utilizado o microscópio óptico metalográfico marca Olympus, modelo BX51M, com câmera de aquisição de imagem e software IMAGE-PRO PLUS ver.4.5.1.22.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Caracterização das amostras laminadas

Nas tabelas 2a e 2b estão os resultados da caracterização magnética de todas as amostras laminadas. A identificação consiste no código Inmetro-Dimat do tipo de aço, “L” informa a direção de corte longitudinal, e um número para diferenciar as lâminas. Os dados estão ordenados conforme o grau de deformação $r_{esp}\%$ aplicado.

Tabela 2a. Resultados da caracterização magnética – amostras E230 laminadas.

E230 LAMINADAS	$r_{\text{esp}}\%$	μ_{max}	$B_{\mu_{\text{max}}}$ mT	AI J/m ³	BI J/m ³	P_h J/m ³	H_c A/m	B_{50} mT	J_r mT
0018L21	0	11812	782	146	97	243	31	1702	1362
0018L2	2	1709	480	339	203	543	101	1669	515
0018L1	4	1589	453	382	199	581	110	1658	510
0018L3	6	1472	453	408	212	620	115	1649	497
0018L5	7	1310	452	448	233	681	127	1642	483
0018L8	13	1097	452	519	278	797	150	1609	468
0018L7	17	920	417	570	283	853	167	1587	436
0018L9	20	875	424	652	293	945	180	1561	445
0018L10	23	823	439	648	352	999	190	1547	445
0018L6	29	695	424	814	396	1210	216	1518	430
0018L15	34	628	439	831	438	1269	237	1497	415
0018L13	39	606	447	903	481	1384	249	1484	438
0018L14	42	522	449	994	510	1504	278	1461	398
0018L12	46	537	459	1027	564	1591	279	1459	433
0018L17	48	533	470	1061	567	1628	291	1453	449
0018L18	52	481	466	1151	624	1775	309	1447	420
0018L19	61	476	513	1205	698	1903	342	1451	457
0018L20	68	484	532	1132	788	1921	347	1456	477

Tabela 2b. Resultados da caracterização magnética – amostras E105 laminadas.

E105 LAMINADAS	$r_{\text{esp}}\%$	μ_{max}	$B_{\mu_{\text{max}}}$ mT	AI J/m ³	BI J/m ³	P_h J/m ³	H_c A/m	B_{50} mT	J_r mT
0014L0	0	13545	700	124	58	183	23	1709	1129
0014L1	1	2121	385	269	101	370	65	1661	444
0014L4	6	1729	398	332	135	467	85	1651	444
0014L2	7	1789	399	298	137	436	82	1650	445
0014L5	8	1648	396	329	151	480	91	1641	448
0014L3	8	1626	406	368	146	515	90	1634	442
0014L6	11	1524	400	383	164	546	95	1596	443
0014L7	17	1290	418	459	204	662	112	1587	433
0014L9	19	1207	401	508	203	711	119	1576	436
0014L8	24	1050	402	627	220	846	135	1539	434
0014L10	28	932	414	668	260	928	153	1515	439
0014L11	30	865	406	731	277	1007	165	1503	443
0014L12	34	785	407	816	320	1136	179	1486	439
0014L13	40	691	416	953	350	1303	203	1463	442
0014L14	43	648	436	954	419	1373	219	1447	444
0014L15	47	620	439	1041	420	1462	231	1435	458
0014L16	48	597	448	996	486	1483	242	1429	460
0014L17	51	567	463	1064	532	1596	264	1413	468

Na figura 21 estão os gráficos com os resultados da caracterização magnética obtidos a 1,5T em regime quase estático das amostras dos dois tipos de aço em função de $r_{\text{esp}}\%$.

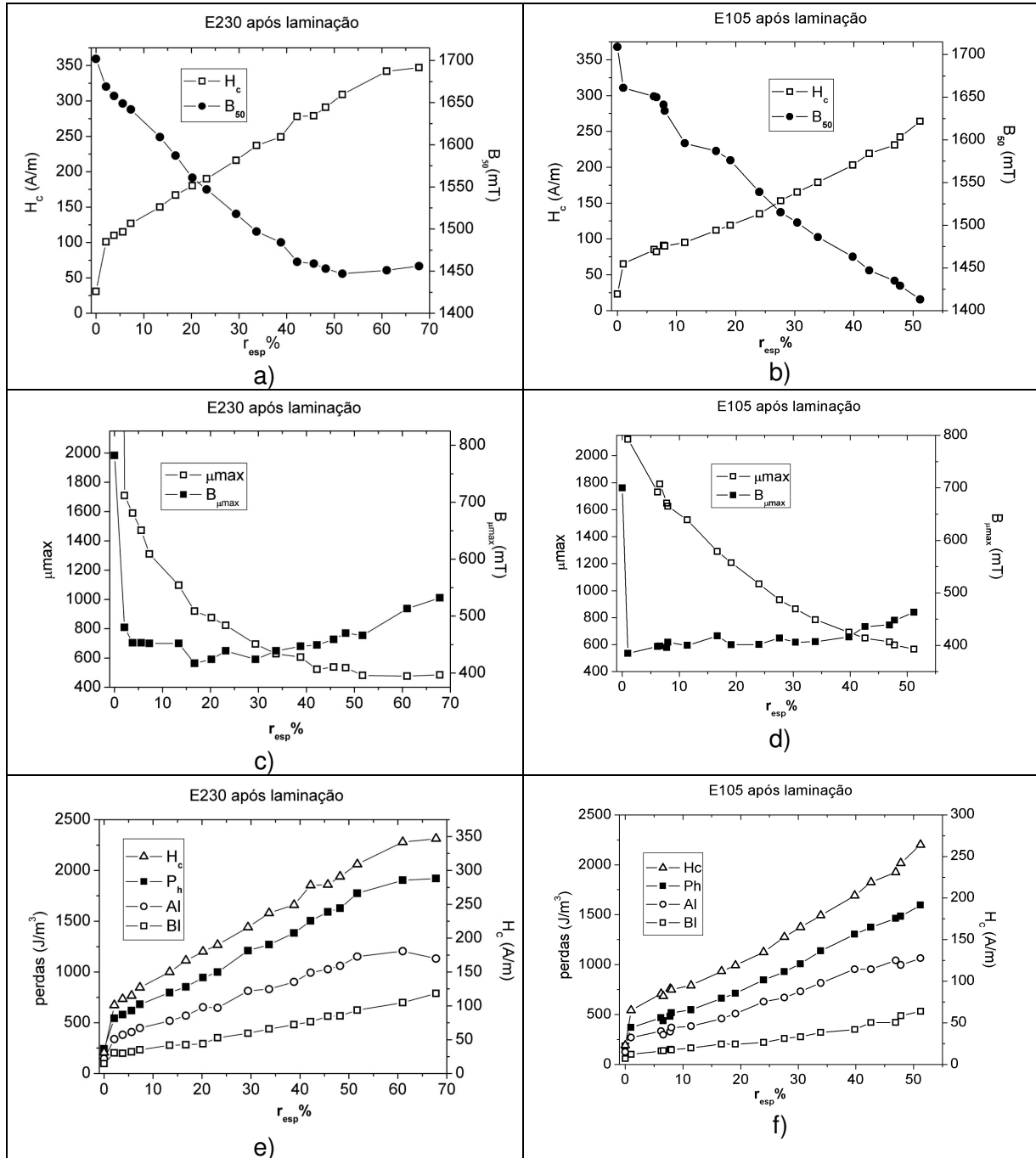


Figura 21. Resultados da caracterização magnética das amostras laminadas.

As propriedades magnéticas deterioram devido à deformação [5, 20, 25, 34, 39], caracterizado pelo aumento de H_c e diminuição de B_{50} nas figuras 21a e 21b. A

densidade de discordâncias aumenta, prejudicando o livre movimento das paredes de domínios magnéticos, resultando no aumento de H_c . A deformação altera as orientações cristalinas, aumentando a contribuição das orientações desfavoráveis à magnetização, refletindo na redução de B_{50} que indica piora das propriedades magnéticas, pois é necessário um campo magnético aplicado maior para se atingir a indução desejada. As figuras 21c e 21d exibem a redução da permeabilidade μ_{max} com o aumento da deformação até atingir um valor mínimo. Nas mesmas figuras está também a variação de $B_{\mu_{max}}$ com a deformação, onde no trecho inicial da figura 21c reduz com a deformação até um mínimo, e a partir deste ponto começa a aumentar devido ao aumento de H_c . Na figura 21d somente observa-se uma leve tendência de aumento partindo de um mínimo. O aumento da perda histerética e suas componentes A_I e B_I podem ser vistas nas figuras 21d e 21e.

Para os aços utilizados, na figura 22 é exibido um comportamento quase linear entre H_c e $r_{esp}\%$. Para as retas ajustadas os valores R^2 indicam um bom ajuste. Nestes gráficos não foram considerados o H_c para $r_{esp}\% = 0\%$ por ser o ponto correspondente ao material sem deformação.

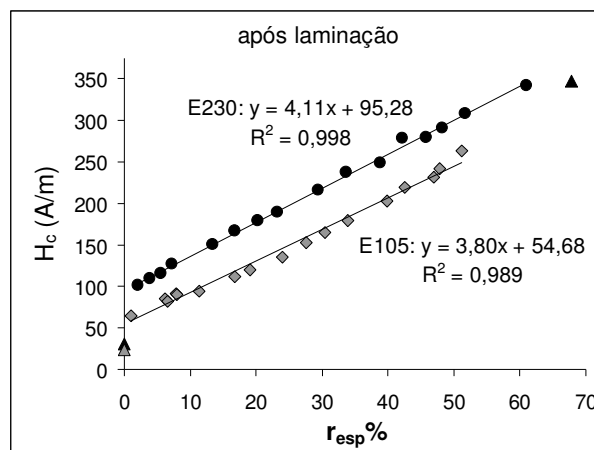


Figura 22. Alinhamento de H_c .

Para o E230 também desconsiderou-se o ponto referente a $r_{esp}\% = 68\%$, por estar distante do alinhamento. Ocorre um grande aumento em H_c com pouca

deformação, como sempre observado, mas ainda não muito bem entendido pela literatura [20]. Os dados referentes ao aço E230 estão em círculos pretos, e os pontos desconsiderados em triângulos pretos. Para o E105, os dados estão representados em losangos e triângulo cinzas.

Analisando os valores das perdas histeréticas, pode-se observar nas figuras 23, o aumento desta propriedade com a deformação, conforme indicado pela literatura [5]. O mesmo ocorre com as componentes de alta e baixa indução.

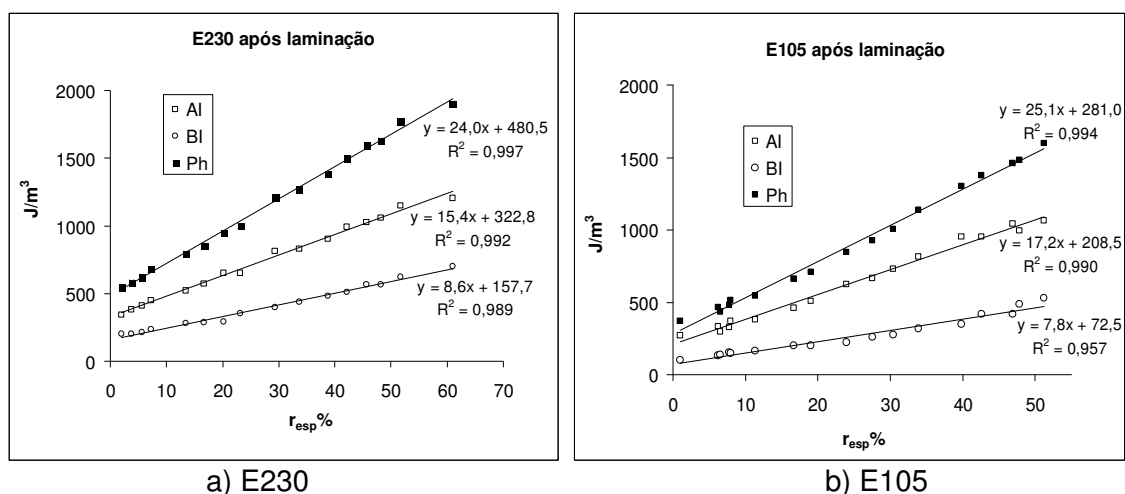


Figura 23. Alinhamento dos valores de P_h e componentes AI e BI.

Desconsiderando os pontos correspondentes a $r_{esp}\% = 0\%$ para os dois aços, e também para $r_{esp}\%=68\%$ para o E230, observa-se também um comportamento praticamente linear nas figuras 23a e 23b. Os valores de R^2 indicam um alinhamento razoável. Na figuras 24a e 24b estão exemplos do aumento das perdas devido à deformação pelo efeito de “cisalhamento” da curva de histerese, com o aumento de H_c e redução da permeabilidade μ_{max} , resultando no aumento da área interna. São exibidos somente o 1º e 2º quadrantes devido à simetria.

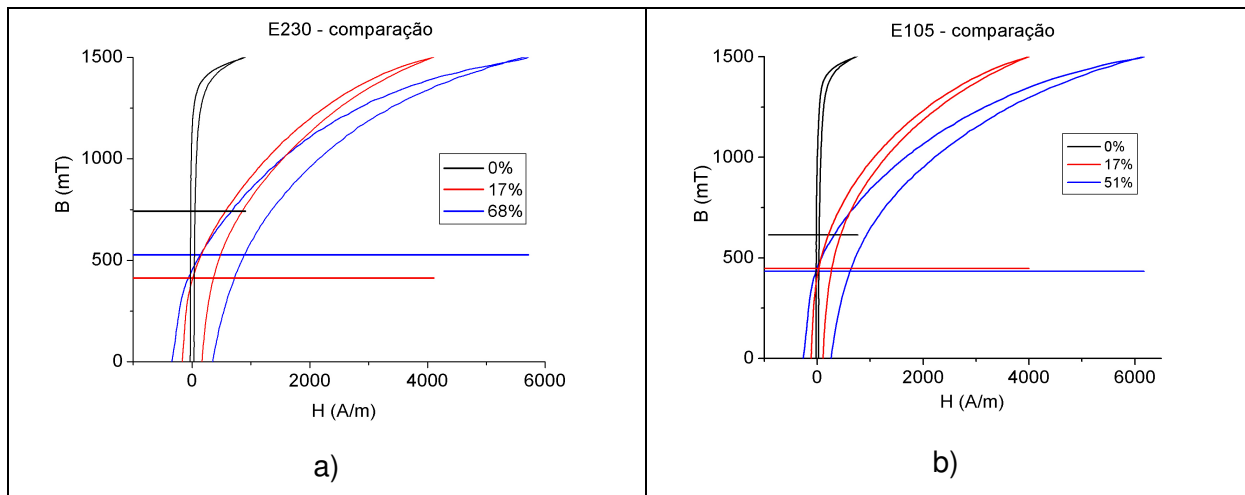


Figura 24. Efeito da laminação sobre a inclinação da curva de histerese.

Nas figuras 25 e 26 estão as OIM de amostras em três estágios de laminação como exemplo, para os dois tipos de aço. Nas figuras 25 para o aço E230, a OIM para o estado como recebido em 25a; com $r_{\text{esp}}\% = 34\%$ em 25b; e $r_{\text{esp}}\% = 68\%$ em 25c. Nas figuras 26 para o aço E105, em 26a para o estado como recebido; $r_{\text{esp}}\% = 19\%$ em 26b; e $r_{\text{esp}}\% = 51\%$ em 26c. À medida que a deformação aumenta, a orientação dos grãos tende a se direcionar para fibra gama $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ [39], representada pelo aumento de regiões de tonalidades azuis conforme a legenda de cores. Como esta é a orientação menos favorável às propriedades magnéticas, o seu aumento explica a redução do valor de B_{50} com o aumento da deformação. É possível visualizar também a deformação sofrida pelos grãos observando seus contornos alongados na direção de laminação (DL) nas OIM.

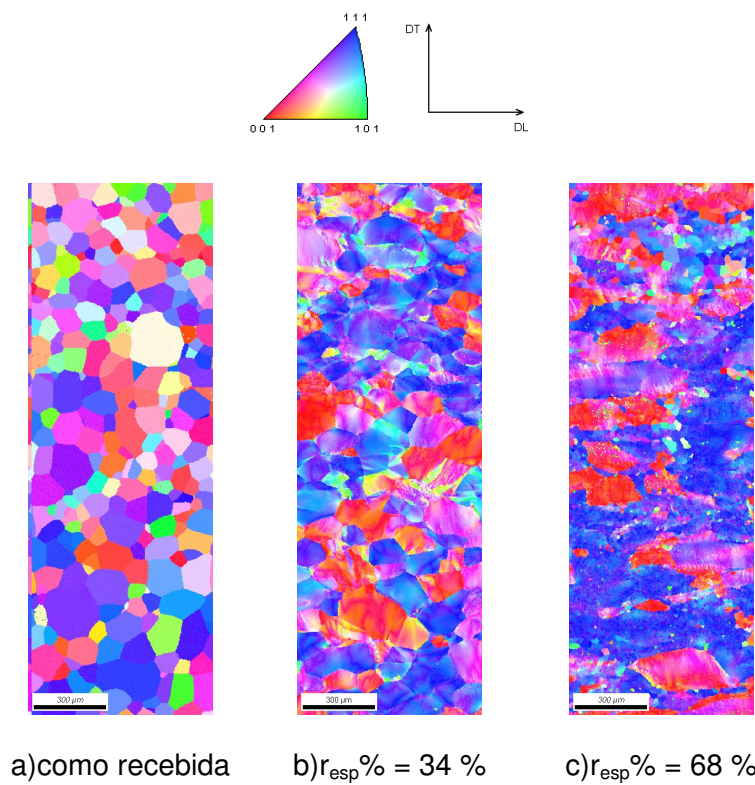


Figura 25. OIM para o aço E230 e legenda de cores das orientações.

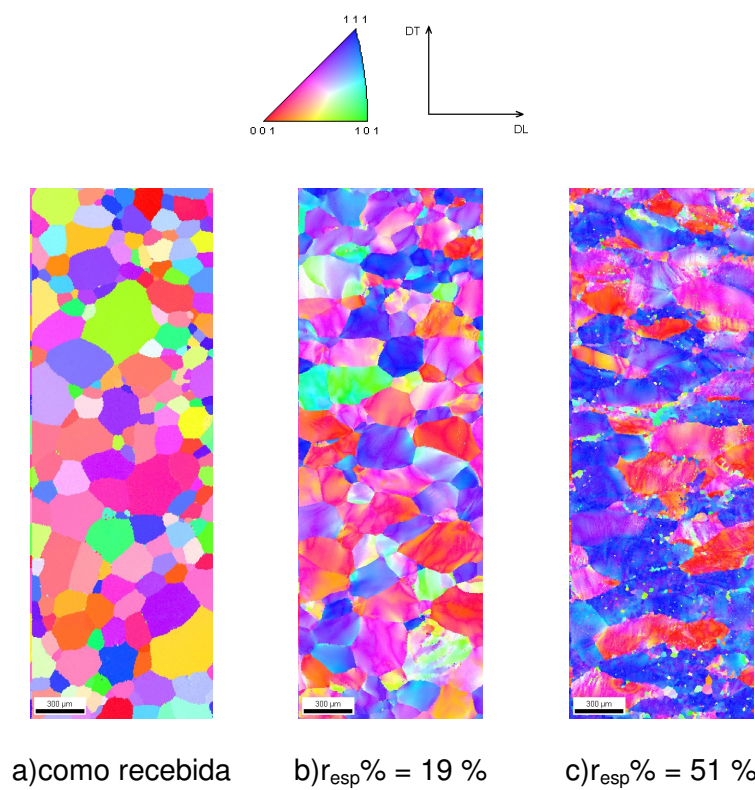


Figura 26. OIM para o aço E105 e legenda de cores das orientações.

Pelas ODF nas figuras 27 e 28, referentes às amostras acima, pode-se observar o aumento da intensidade das orientações fibra γ e α com a deformação:

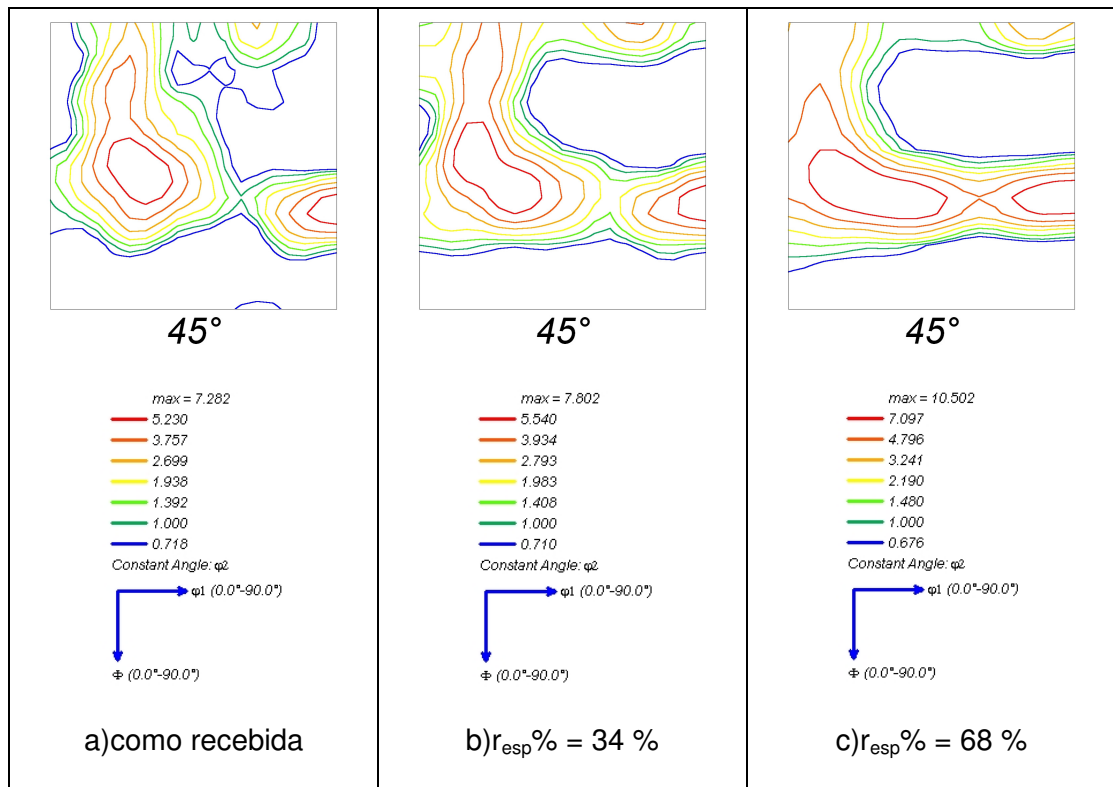


Figura 27. ODF para o aço E230.

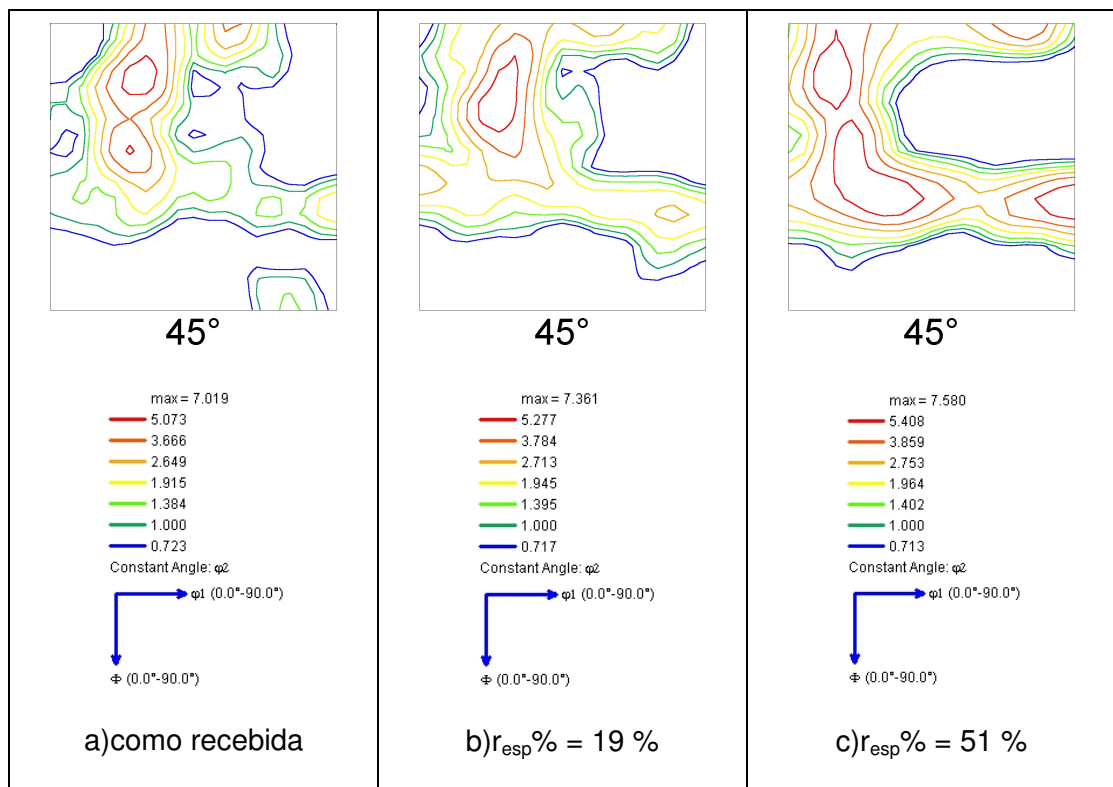


Figura 28. ODF para o aço E105.

4.2 Caracterização das amostras recozidas

Nas tabelas 3a e 3b estão os resultados da caracterização magnética, do TG, as frações volumétricas das principais orientações, a energia de anisotropia $\overline{Ea}$ calculada da região em relação à direção de laminação e o valor de B_{50} calculado [21]. No anexo Ia e Ib estão as OIM, ODF, e informações relativas aos resultados de EBSD das amostras recozidas.

Tabela 3a. Resultados para o aço E230 após recozimento.

E230 RECOZ.	r_{esp} %	μ_{max}	$B_{\mu_{\text{max}}}$ mT	AI J/m ³	BI J/m ³	P_h J/m ³	H_c A/m	B_{50} mT	J_r mT	TG μm	fração vol. (001)[100]	fração vol. (110)[001]	fração vol. (111)[uvw]	Ftex	Ea 10 ⁴ J/ m ³	n°. de grãos
0018L21	0	14197	921	146	97	243	31	1705	1362	72	0,008	0,003	0,090	0,12	0,714	1759
0018L2	2	5896	594	220	111	331	42	1702	948	68	0,008	0,003	0,086	0,13	0,714	2209
0018L1	4	5730	660	206	139	346	47	1699	961	72	0,011	0,000	0,084	0,13	0,677	1800
0018L3	6	5744	634	221	123	344	47	1697	945	71	0,008	0,001	0,080	0,11	0,714	1749
0018L5	7	6543	723	199	124	324	44	1695	1029	72	0,009	0,000	0,122	0,07	0,679	1997
0018L8	13	8753	679	159	81	240	32	1693	1014	114	0,011	0,021	0,069	0,46	0,639	1874
0018L7	17	8675	722	163	101	263	36	1698	1054	82	0,004	0,014	0,035	0,45	0,683	3293
0018L9	20	7677	682	182	105	288	39	1703	1042	63	0,008	0,019	0,058	0,47	0,659	4487
0018L10	23	7679	737	150	150	300	42	1706	1077	54	0,011	0,015	0,055	0,47	0,659	1098
0018L6	29	7717	833	160	167	327	48	1710	1133	43	0,008	0,012	0,046	0,43	0,635	1708
0018L15	34	9077	1003	127	206	333	51	1715	1274	37	0,018	0,024	0,043	0,98	0,624	2387
0018L13	39	8206	954	118	234	352	55	1722	1261	39	0,016	0,031	0,050	0,94	0,614	2795
0018L14	42	3521	506	293	134	427	57	1716	735	32	0,012	0,019	0,055	0,56	0,652	2998
0018L12	46	8539	1007	141	224	364	57	1728	1299	31	0,017	0,021	0,046	0,83	0,604	4401
0018L17	48	9134	1046	130	242	373	59	1734	1352	28	0,017	0,039	0,036	1,56	0,574	4673
0018L18	52	3133	456	349	113	462	62	1729	713	26	0,020	0,034	0,055	0,98	0,573	5328
0018L19	61	3228	502	341	139	480	65	1740	757	23	0,019	0,035	0,058	0,93	0,576	6185
0018L20	68	1988	379	457	133	590	79	1730	576	20	0,015	0,028	0,089	0,48	0,593	6678

Tabela 3b. Resultados para o aço E105 após recozimento.

E105 RECOZ.	r_{esp} %	μ_{max}	$B_{\mu_{\text{max}}}$ mT	AI J/m ³	BI J/m ³	P_h J/m ³	H_c A/m	B_{50} mT	J_r mT	TG μm	fração vol. (001)[100]	fração vol. (110)[001]	fração vol. (111)[$\bar{1}\bar{1}\bar{0}$]	Ftex	Ea 10 ⁴ J/ m ³	n°. de grãos
0014L0	0	13545	700	124	58	183	23	1709	1129	138	0,013	0,008	0,042	0,50	0,724	1201
0014L1	1	5785	620	170	98	268	41	1715	786	139	0,005	0,006	0,020	0,55	0,646	463
0014L4	6	6861	739	151	138	289	44	1713	937	148	0,020	0,001	0,040	0,53	0,615	521
0014L2	7	7264	778	142	136	279	43	1712	968	142	0,015	0,002	0,052	0,33	0,656	722
0014L5	8	7355	801	147	149	296	44	1707	1011	152	0,010	0,000	0,077	0,13	0,673	445
0014L3	8	7507	826	151	148	299	45	1706	1039	150	0,024	0,001	0,036	0,69	0,682	525
0014L6	11	7500	755	150	141	291	40	1701	1023	155	0,012	0,007	0,063	0,30	0,664	590
0014L7	17	9490	790	143	112	255	34	1694	1105	127	0,005	0,008	0,045	0,29	0,710	1003
0014L9	19	8396	710	142	101	243	33	1693	955	131	0,005	0,033	0,016	2,38	0,577	906
0014L8	24	9291	730	122	106	228	33	1686	1012	106	0,014	0,016	0,028	1,07	0,676	1404
0014L10	28	7343	602	162	81	243	32	1690	825	105	0,012	0,020	0,035	0,91	0,688	1137
0014L11	30	7361	577	163	85	248	33	1697	837	106	0,007	0,017	0,023	1,04	0,668	1616
0014L12	34	7461	601	164	82	245	34	1708	851	76	0,021	0,021	0,026	1,62	0,667	1522
0014L13	40	9028	723	142	104	247	36	1722	1010	30	0,026	0,023	0,042	1,17	0,589	2255
0014L14	43	7191	630	155	110	265	36	1729	864	53	0,017	0,042	0,021	2,81	0,607	3833
0014L15	47	7393	601	172	89	261	36	1737	878	47	0,020	0,053	0,030	2,43	0,562	4000
0014L16	48	6702	551	192	81	273	36	1736	822	23	0,044	0,052	0,029	3,31	0,513	3944
0014L17	51	7113	645	165	104	269	37	1741	895	26	0,036	0,036	0,035	2,06	0,541	5601

Após o recozimento, ocorreu recuperação das propriedades [5, 34, 39] em todas as amostras, caracterizada pela melhora das propriedades. Na figura 29 observa-se a redução de P_h das amostras deformadas em comparação com as recozidas.

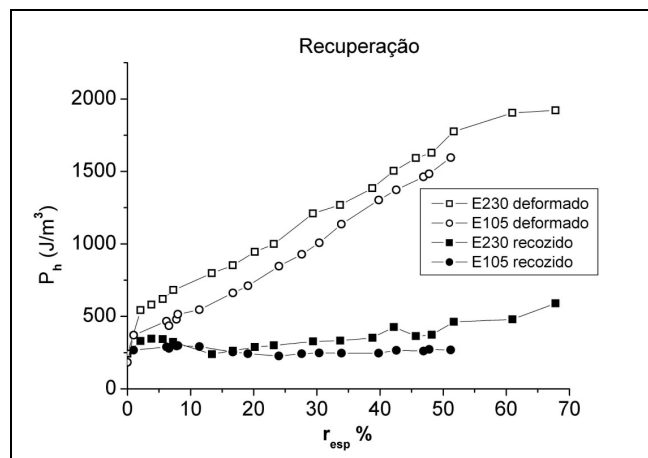


Figura 29. Redução de P_h das amostras deformadas em comparação com as recozidas para os dois tipos de aço.

Nas figuras 30a e 30b também é visível a recuperação das propriedades magnéticas com a redução de H_c e aumento de B_{50} . A textura cristalográfica possui forte influência sobre B_{50} [5, 21, 40, 41]. A melhor orientação dos grãos contribui para o aumento de B_{50} .

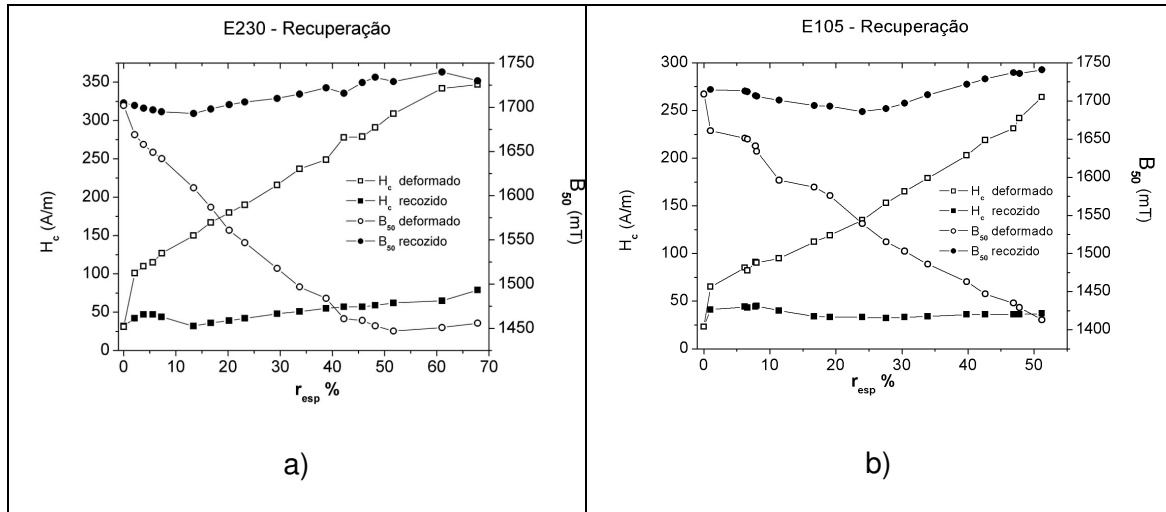


Figura 30. Recuperação de H_c e B_{50} . a) E230 b) E105.

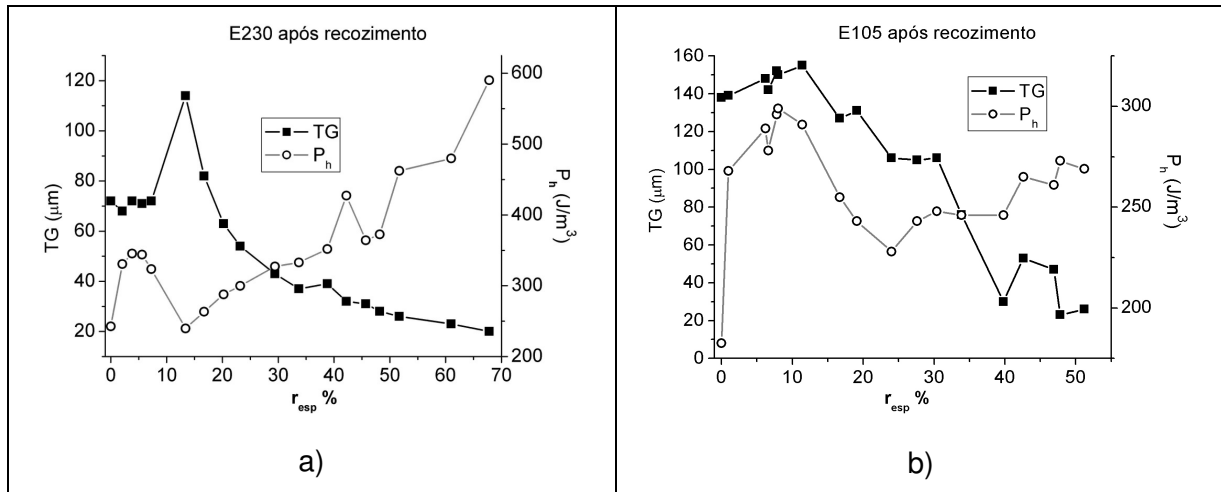


Figura 31. Evolução do TG e P_h com o recozimento.

Na figura 31 está a evolução do TG e P_h após o recozimento. Para o E230, em 31a, com valores de r_{esp} % até 7% não ocorreu variação no TG, indicando que houve somente a recuperação das propriedades, não ocorrendo recristalização pois não houve alteração no TG. Para estas baixas taxas de deformação, pouca energia

foi armazenada pelo material, não sendo suficiente para promover a recristalização [39] com o recozimento submetido. O valor de P_h reduziu devido à esta recuperação, que se caracteriza pela redução da densidade de discordâncias [39]. Deformações acima deste valor causaram variações no valor final de TG. Para $r_{esp}\% = 13\%$ tem-se um acentuado aumento do TG, onde a laminação funcionou como um passe de encruamento em um aço totalmente processado, promovendo o crescimento de grão após a recristalização [39, 42]. Nesta amostra a P_h retornou ao valor da amostra como recebida, indicando sua recuperação. Na tabela 4 estão os valores das propriedades magnéticas P_{hist} , H_c , e B_{50} para $r_{esp}\% = 13\%$ para comparação com os do material como recebido.

Tabela 4 . Comparação das propriedades após recuperação com as como recebidas.

$r_{esp}\%$	P_h J/m ³	H_c A/m	B_{50} mT
0	243	32	1705
13	240	32	1693

Acima deste valor de deformação, P_h tende a aumentar conforme ocorre a redução do TG, sendo explicado pelo surgimento de mais contornos de grãos novos e pequenos que prejudicam a livre movimentação das paredes de domínios.

Deste valor de $r_{esp}\%$ em diante observa-se um decréscimo no TG, e de acordo com a forma deste trecho da curva. Como o recozimento foi o mesmo para todas as amostras, à medida que a deformação aumentou, a nucleação de novos grãos também aumentou, resultando em grãos cada vez menores e livres de discordâncias. Após a recristalização, se o recozimento se prolongasse, o processo de crescimento de grão teria início.

Fazendo a análise similar para as amostras de aço E105, a evolução do TG com as diferentes reduções de espessura $r_{esp}\%$ é visualizada na figura 30b. Com valores de $r_{esp}\%$ até 20%, não ocorreu variação considerável no TG, em comparação

com a amostra como recebida, indicando que a deformação aplicada resultou somente em alguma recuperação do material após o recozimento. Único ponto que se pode considerar que houve um aumento é para $r_{\text{esp}}\% = 11\%$ onde $TG = 155 \mu\text{m}$. Entre $r_{\text{esp}}\% = 20$ e 30 , manteve-se na faixa de $106 \mu\text{m}$. Deformações acima deste valor geraram tamanhos de grão menores com o recozimento. Desta maneira foi observado um crescimento pequeno no TG nas amostras deste tipo de aço. Nestas amostras, apesar do recozimento efetuado, sempre permaneceram grãos com deformação, onde o processo de nucleação não teve início, indicando que o material recristalizou parcialmente. Isto foi observado utilizando-se a técnica de EBSD, que possibilitou identificar que o grão grande cercado por menores era um grão remanescente com deformação que ainda não recristalizou, e não resultado de um crescimento anormal, como pode ser visto pelo exemplo na figura 32. Contornos de grão são locais que favorecem a nucleação, e como a laminação foi realizada em um material totalmente processado com TG grande ($138\mu\text{m}$), a velocidade de recristalização foi lenta e reduziu a taxa de nucleação, necessitando de maior temperatura ou recozimento mais demorado para completar a recristalização. Outro fator que prejudicou foi sua orientação inicial destes grãos remanescentes, $\{100\}\langle 011\rangle$, que possui recristalização mais lenta [39]. Devido à ocorrência destes fenômenos, a determinação do TG foi inviabilizada, e este material não fez parte das análises a seguir.

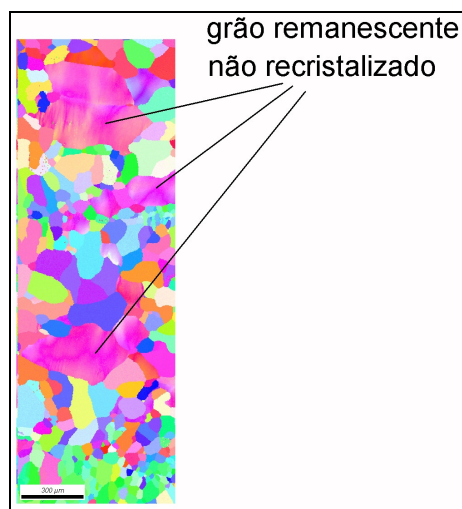


Figura 32. Mapa OIM do aço E105, $r_{\text{esp}}\% = 43\%$.

Na figura 33a está o comportamento de P_h para o aço E230, com a evolução do TG. De acordo com estudos que verificaram a relação entre o TG e o campo coercivo H_c [5, 12, 13, 14, 23, 25], um maior TG oferece maior mobilidade às paredes de domínios, pois existe menor densidade de contornos de grãos, reduzindo o H_c , que por sua vez reduz P_h . Os valores da P_h reduzem com o aumento do TG. Realizando a subdivisão de P_h , não é possível observar a redução na parcela BI com o aumento de TG para todas as amostras. Desconsiderando as parcelas de BI correspondentes aos quatro maiores valores de P_h , realçados no gráfico por uma elipse (TG=20 μm , 23 μm , 26 μm , 32 μm), os pontos restantes de BI concordam com o comportamento esperado de aumentar conforme o TG reduz [3, 4, 5, 25, 26, 27, 29, 34].

Analisando em separado estes quatro pontos acima desconsiderados, onde o ponto com TG=20 μm corresponde a $r_{\text{esp}}\% = 68\%$; 23 μm a $r_{\text{esp}}\% = 61\%$; 26 μm a $r_{\text{esp}}\% = 52\%$; e 32 μm a $r_{\text{esp}}\% = 42\%$, pode-se ver na figura 33b que suas parcelas de AI, realçadas por elipses, tem maior contribuição no valor final de P_h , apesar do TG serem pequenos. Nestas amostras com TG relativamente pequenos, menores que 35 μm , o comportamento de BI com TG tem pouca correlação. Sem levar em conta os 4 pontos de AI correspondentes aos anteriormente desconsiderados, verifica-se que AI não exibe correlação com TG.

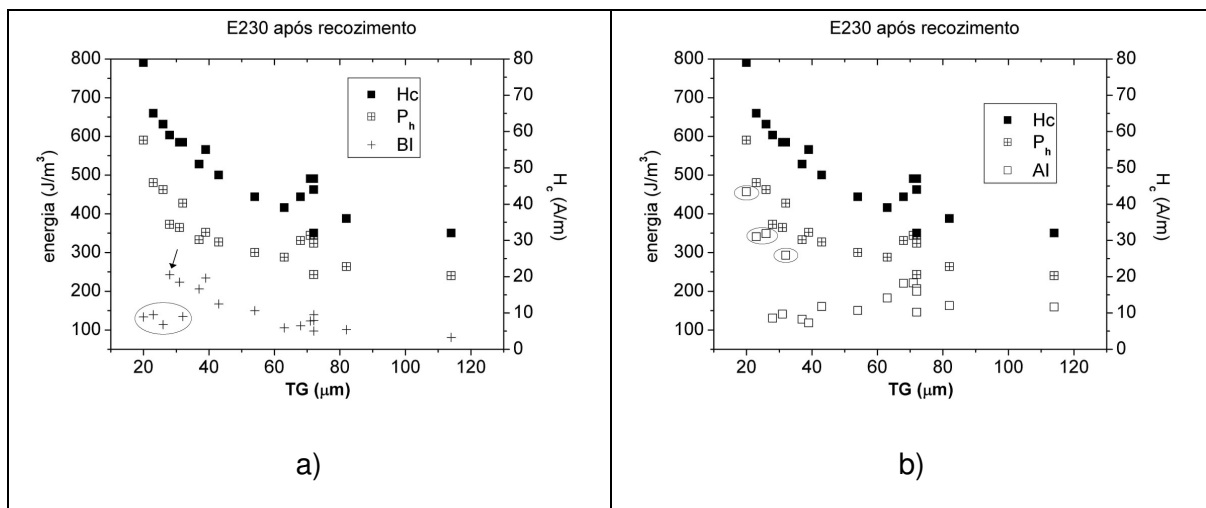


Figura 33. a) Desconsiderando os pontos realçado pela elipse, observa-se a correlação de H_c , P_h , e B_I com o aumento de TG. b) Sem levar em conta os 4 pontos correspondentes desconsiderados, verifica-se que A_I não exibe correlação com TG.

Pela comparação das curvas de histerese dos pontos desconsiderados, com a histerese relacionada ao ponto de menor TG ($=28 \mu\text{m}$, indicado por uma seta) dos dados de B_I da figura 33a, observa-se na figura 34 o “cisalhamento” destas histereses, que possuem também os mais baixos valores de $B_{\mu\text{max}}$.

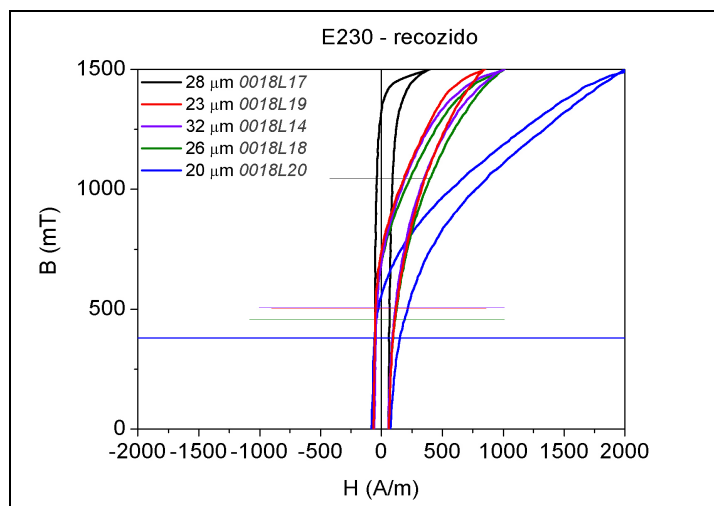


Figura 34. Comparação das histereses “cisalhadas”

Pelos resultados por EBSD foram traçadas as ODF de cada amostra, sendo possível visualizar na figura 35 as intensidades das orientações favoráveis à direção

de laminação, Goss $(110)[001]$, cubo na face $(001)[0\bar{1}0]$, as desfavoráveis orientações gama $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$; $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$; $(111)[0\bar{1}1]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$, e as frações volumétricas destas orientações, FVGoss, FVcubo e FVgama, respectivamente. Nesta figura as amostras estão ordenadas pelo J_r decrescente, que se relaciona à inclinação das curvas na figura 34. A ODF na figura 35a corresponde à amostra com TG=28 μm que tem a curva de histerese mais ereta da figura 34, possuindo orientação Goss com FVGoss=0,039, cubo na face com FVcubo=0,017, e na fibra gama com FVgama=0,036. Na figura 35b, seguindo a ordem de inclinação, a curva de histerese correspondente a TG=23 μm possui inclinação maior que a anterior pelo fato da intensidade da fibra gama ser maior (FVgama=0,058).

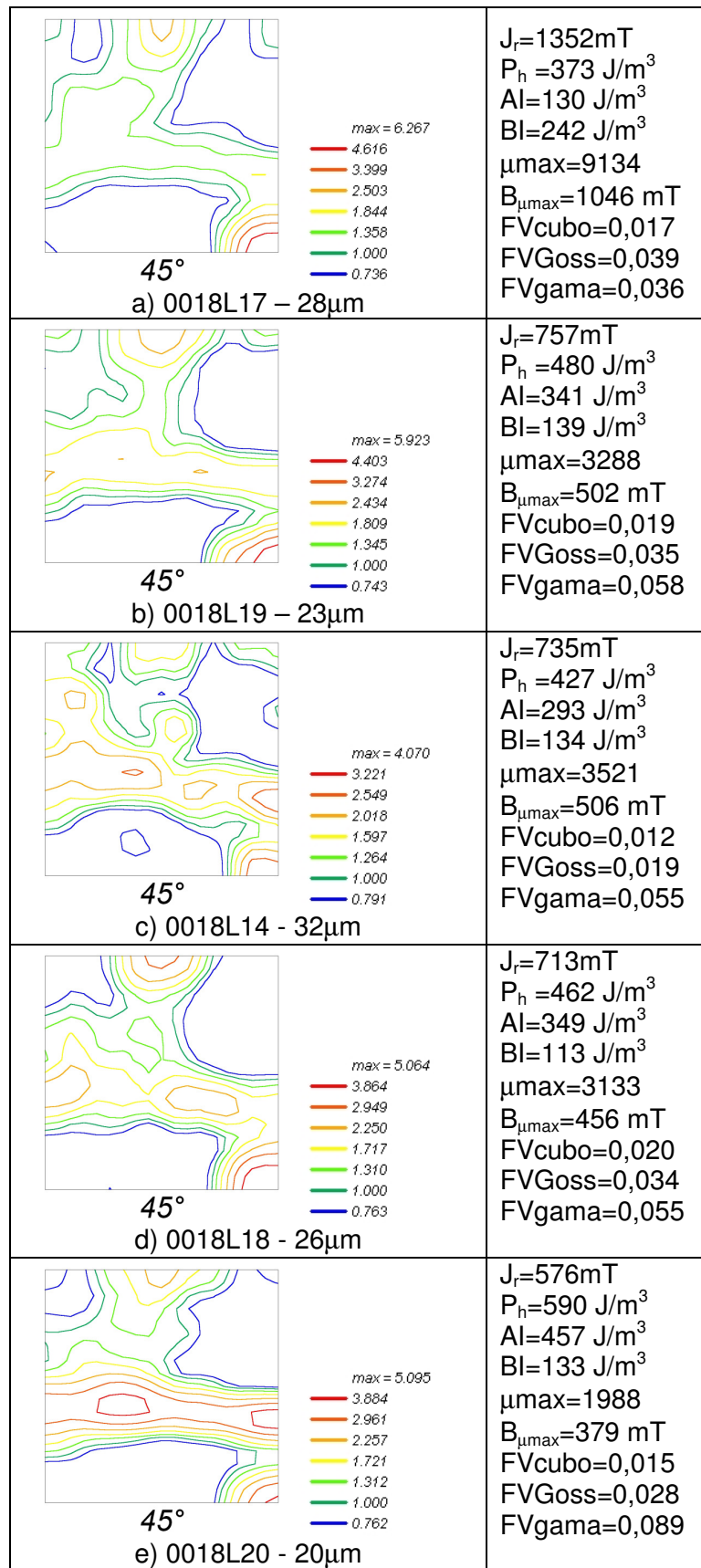


Figura 35. ODF, caracterização magnética e frações volumétricas das principais orientações.

Para a amostra seguinte, figura 35c, a inclinação maior correspondente à amostra TG=32 μm da figura 34, é relacionada à redução das intensidades cubo e Goss ($FV_{\text{cubo}}=0,012$, $FV_{\text{Goss}}=0,019$) em comparação à anterior. Na próxima amostra, figura 35d relacionada à amostra TG=26 μm , a textura melhora pois FV_{cubo} e FV_{Goss} aumentam, mas o TG diminui, aumentando H_c . E por último na figura 35e está a ODF da amostra cuja curva de histerese (TG=20 μm) que possui maior inclinação, maior H_c , menor TG, resultando na maior P_h . É a que possui maior FV_{gama} (=0,089) das quatro. Estas amostras em relação às demais apresentam os menores valores de μ_{max} e $B_{\mu_{\text{max}}}$, e os maiores valores de AI.

Na figura 36 estes quatro pontos, realçados por elipses, estão relacionados a altos valores de B_{50} , mas não melhores propriedades magnéticas [3, 4, 5, 25, 26, 27, 29, 34]. O efeito da melhora da textura não reduziu AI.

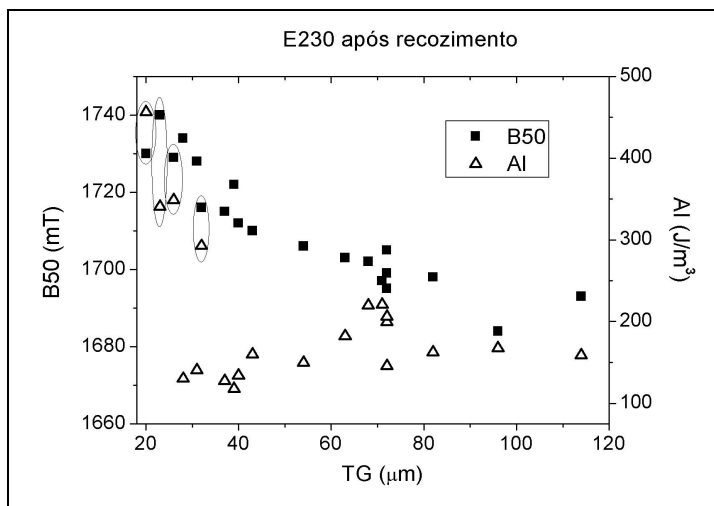


Figura 36. B_{50} e AI com o TG.

Comparando as curvas de histerese e as retas que subdividem AI e BI das amostras como recebidas cortadas na direção de laminação ou longitudinal, e na transversal, na figura 37, observa-se que a inclinação devido à diferença da textura não é muito pronunciada, existindo pequena redução em $B_{\mu_{\text{max}}}$ entre as duas

amostras. Desta maneira, somente a variação na textura não foi suficiente para explicar as inclinações observadas, indicando a existência de outro fator que está interferindo nas componentes AI e BI destes quatro pontos.

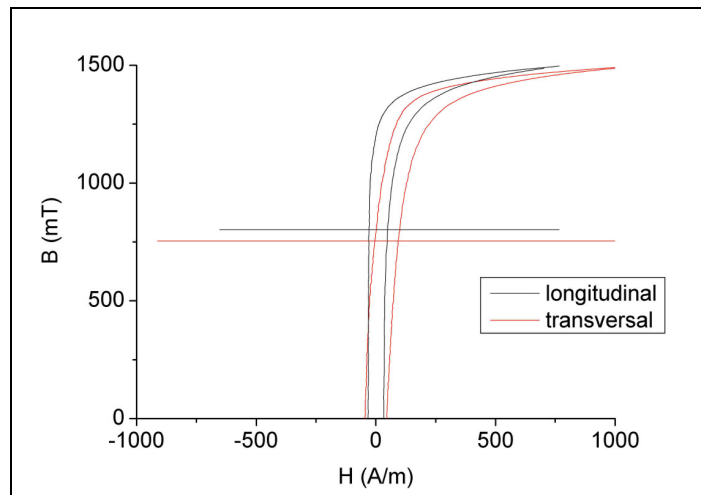


Figura 37. Comparação da inclinação das curvas de histerese de amostras cortadas na direção de laminação e transversal do material como-recebido.

A inclinação da curva de histerese no sentido horário indica a existência de deformação no material, reduzindo o B_{50} , aumentando H_c , reduzindo J_r e elevando as perdas [34], mas em amostras recristalizadas isto não pode ser considerado.

Na figura 38 estão as fotos destas lâminas recozidas onde pode ser visto o empenamento causado pela laminação.

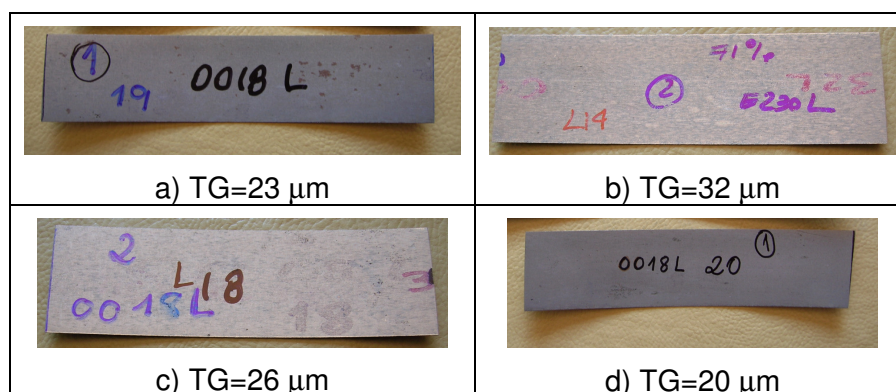


Figura 38. Lâminas empenadas.

Na medição das propriedades magnéticas utilizando o sensor de lâmina única SST, estas lâminas empenadas sofreram uma tensão devido à necessidade do fechamento do circuito magnético pelo “yoke”, afetando a medição e contribuindo na inclinação das curvas de histereses [43]. Assim, esta inclinação das curvas de histereses está relacionada à orientação cristalina e também à deformação elástica durante a medição. Por este motivo estes quatro pontos e também os que apresentaram somente recuperação sem mudança no TG não serão considerados na análise.

As análises a seguir foram realizadas sem considerar estes pontos que apresentaram outro fator que interferiu nos resultados e aqueles que tiveram baixa deformação que não alteraram o TG após o recozimento.

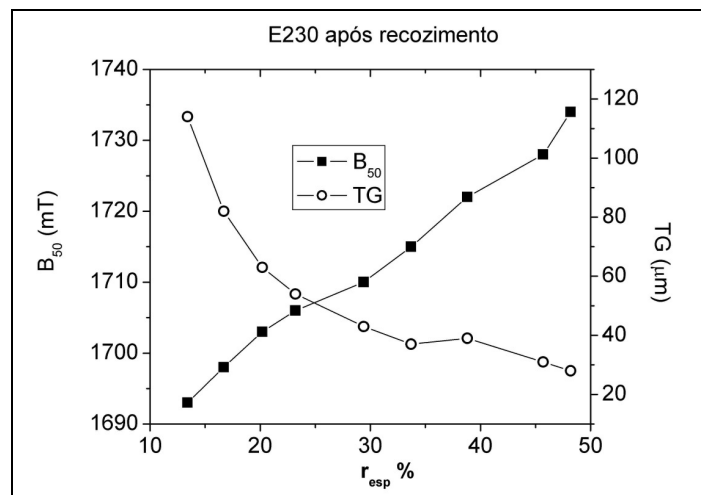


Figura 39. a) evolução de B_{50} , TG com o r_{esp} %

Na figura 39, B_{50} aumenta indicando que os novos grãos devem possuir orientações favoráveis à magnetização. A maior deformação implica em menor TG devido à maior nucleação de grãos na recristalização [39, 44, 45]. No material utilizado estes novos grãos com tamanho reduzido possuem orientações que favorecem o aumento de B_{50} . Na figura 40 o aumento das frações volumétricas das

orientações cubo e Goss estão diretamente relacionados ao crescimento de B_{50} . Pelo comportamento da variação de TG na mesma figura, comprova-se que os grãos que nuclearam possuem orientações favoráveis à magnetização.

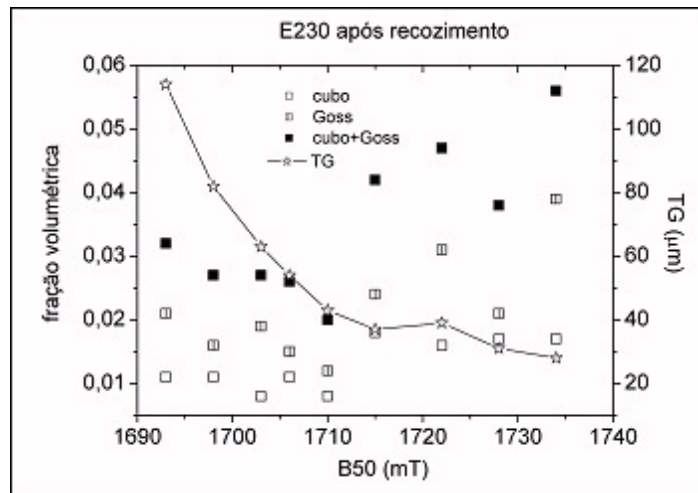


Figura 40. Relação de B_{50} , orientações favoráveis e TG.

O crescimento da orientação Goss é mais intenso, pois origina tanto da orientação gama e da própria Goss antes da recristalização, além de terem velocidade maior de nucleação [39, 45, 46, 47, 48, 49, 50]. Na tabela 5 estão as diferenças da cinética da recristalização conforme a orientação, observadas em um estudo com monocristais [39]. Analisando a cinética da recristalização de diferentes mono-cristais deformados submetidos à mesma temperatura de recozimento, HIBBARD e TULLEY verificaram que a velocidade para se obter a orientação tipo $\{110\}\langle 001 \rangle$ são maiores, e se originam tanto da orientação inicial $\{111\}\langle 112 \rangle$ como da $\{110\}\langle 001 \rangle$, em comparação para se obter $\{001\}\langle 210 \rangle$ ou $\{100\}\langle 011 \rangle$.

Tabela 5. Cinética de recristalização conforme a orientação.

Recrystallization of silicon-iron single crystals at 600°C (Hibbard and Tulley 1961).

Initial orientation	Final orientation	Time for 50% recrystallization (s)	Orientation after recrystallization
{111} <112>	{111} <112>	200	{110} <001>
{110} <001>	{111} <112>	1000	{110} <001>
{100} <001>	{001} <210>	7000	{001} <210>
{100} <011>	{100} <011>	No recrystallization	{100} <011>

Na figura 41a, H_c e P_h reduzem conforme TG aumenta, e BI também reduz de maneira semelhante, indicando que o efeito do TG predomina nesta componente. Na região de baixas induções o principal mecanismo de magnetização é a movimentação das paredes de domínios, e também é o principal mecanismo de dissipação de energia.

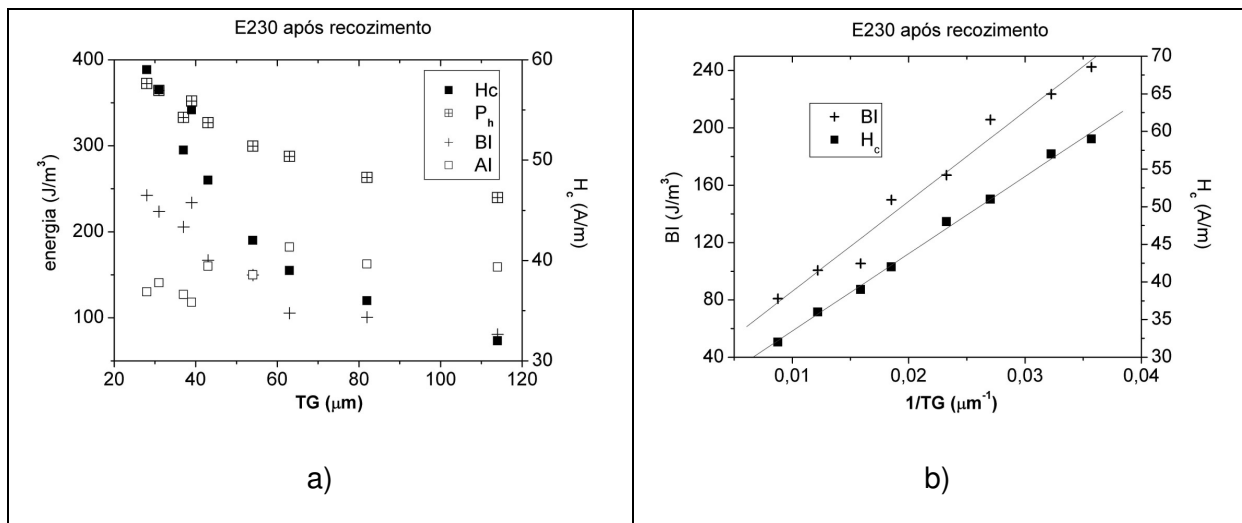


Figura 41. a) H_c , P_h e BI reduz com TG. AI não exibe correlação com TG. b) H_c e BI exibem grande correlação com 1/TG.

Como visto anteriormente [3, 4, 5, 25, 26, 27], quanto maior TG mais fácil será a movimentação das paredes de domínios, devido à densidade de contornos de grão que as aprisionam ser menor, explicando a redução de H_c com o aumento de TG. Na figura 41b observa-se que traçando o gráfico em função de 1/TG, BI e H_c exibem mais

claramente a dependência com TG. Foi excluído o ponto correspondente a TG=39 μm por estar muito fora do alinhamento. A análise mostra que a componente BI da P_h concorda com a proposta do método de subdivisão [3], onde o efeito do TG predomina em BI.

A análise do comportamento dos pontos de AI não exibiu correlação com a variação do TG. Observa-se pelo gráfico na figura 41a que para TG pequenos, até 43 μm , a parcela BI é maior que AI. Acima deste TG a componente AI passa a predominar [4], exibindo uma tendência de permanecer constante. Pelos resultados obtidos a 60 Hz, observou-se que quando a relação J_r/B_{50} é superior a 0,7 a parcela BI é maior que AI, servindo como um parâmetro que indica a inclinação da curva de histerese e de que forma as componentes AI e BI contribuem em P_h . Valores inferiores indicam que AI é maior que BI, e a curva de histerese possui maior inclinação. Na figura 42 e tabela 6 estão três exemplos onde são comparados os valores de J_r/B_{50} , a inclinação e contribuições de AI e BI.

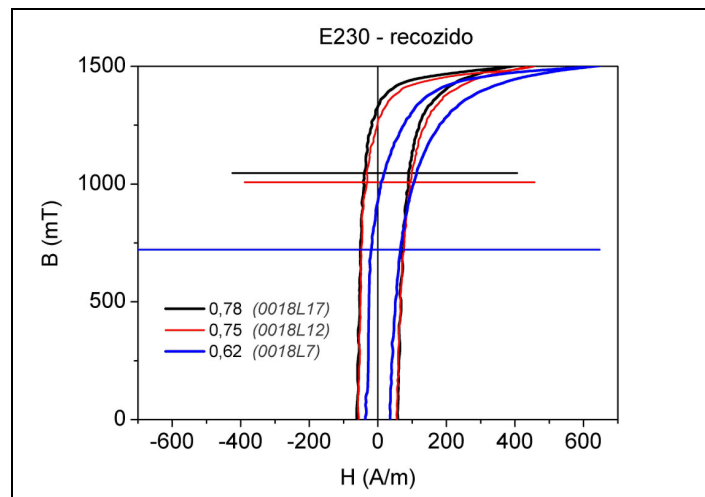


Figura 42. Comparação do valor J_r/B_{50} , inclinação da curva de histerese e contribuição de AI e BI.

A curva mais ereta possui o maior valor de J_r/B_{50} ($=0,78$) e a parcela AI ($=130 J/m^3$) é menor que BI ($=242 J/m^3$).

Tabela 6. Comparação da razão J_r/B_{50} e parcelas AI e BI.

Histerese	J_r/B_{50}	AI (J/m^3)	BI (J/m^3)
ereta	0,78	130	242
intermediária	0,75	141	224
inclinada	0,62	163	101

A curva intermediária possui $J_r/B_{50}=0,75 J/m^3$, alguma inclinação em comparação com a anterior, a parcela AI ($=141 J/m^3$) continua menor que BI ($224 J/m^3$). A última curva tem o menor valor de J_r/B_{50} ($=0,62$) inferior a 0,70, AI ($=163 J/m^3$) é maior que BI ($101 J/m^3$).

Os comportamentos de B_{50} e P_h (figura 43) com o aumento de $r_{esp}\%$ mostram a mesma tendência de crescimento. O aumento da P_h está relacionado ao aumento de H_c e BI devido à redução de TG, como visto anteriormente.

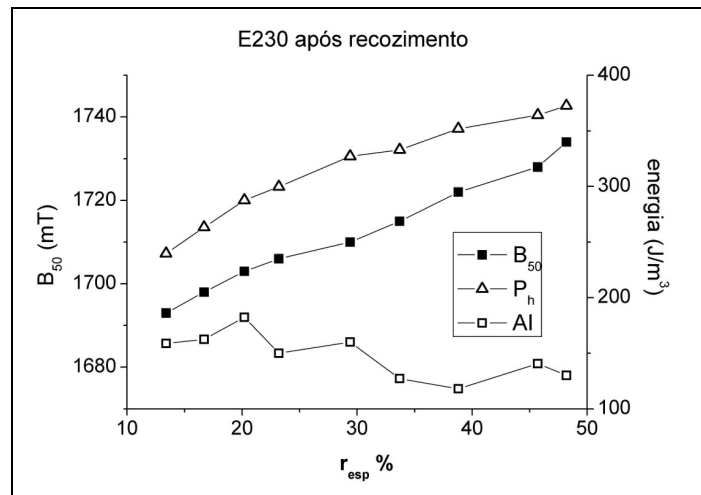


Figura 43. Evolução do B_{50} , P_h e AI com $r_{esp}\%$. Observa-se comportamento oposto de AI em comparação a B_{50} e P_h .

Comparando a evolução de B_{50} e da componente AI na figura 43, observa-se que AI apresenta uma tendência de reduzir conforme B_{50} aumenta, comprovando que B_{50} , que é sensível à textura, tem correlação com a componente AI, ao contrário do que foi observado em [3].

Na figura 44a são comparados os comportamentos de B_{50} e AI com o TG. Observa-se que B_{50} reduziu com o aumento de TG, concordando com a literatura [51], pois a textura cristalográfica das amostras com grãos maiores possui menos orientações favoráveis à magnetização.

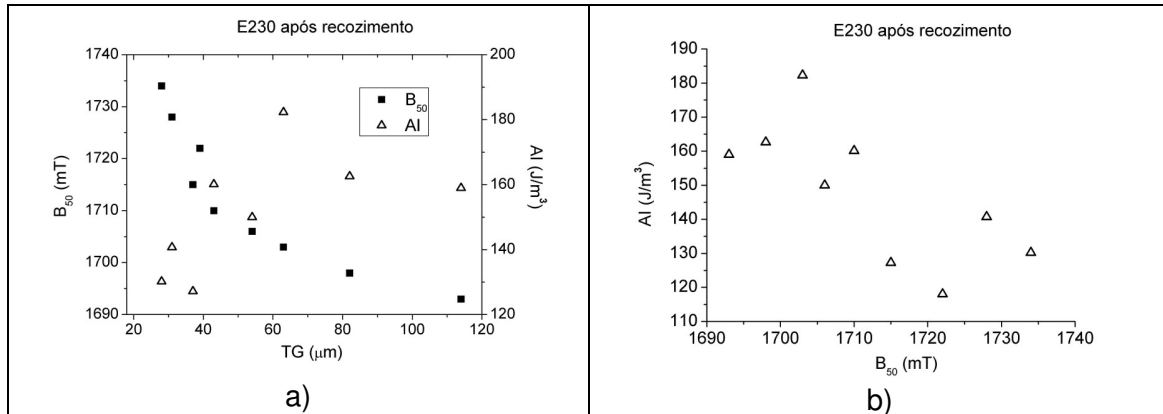


Figura 44. a) relação de B_{50} e AI com TG. AI não mostra correlação com TG b) AI reduz com o aumento de B_{50} .

Continuando na mesma figura, o espalhamento dos pontos de AI não indica correlação com TG, confirmando que o TG tem pouca influência em AI [3, 4, 5, 25, 26, 27, 29, 34]. Na figura 44b, a melhora da textura na direção de laminação relacionada ao aumento de B_{50} , mostra sua correlação através da redução de AI, concordando com a proposta do método de subdivisão de P_h .

4.3 Comparação dos métodos de quantificação da textura

Acima foi possível verificar que B_{50} possui correlação com a textura do material, e observado seu efeito na componente AI. A análise a seguir procura verificar se as duas maneiras de quantificar a textura na direção de referência propostas [19, 21] relacionam adequadamente à AI.

Pelas frações volumétricas determinadas utilizando os resultados obtidos por EBSD, foi calculado o fator de textura F_{tex} de cada amostra. Na figura 45a observamos a correlação entre a componente AI com o fator de textura F_{tex} . Quanto maiores os valores de F_{tex} , melhor a textura cristalográfica para as propriedades magnéticas na direção de referência, no caso longitudinal, causando a redução da componente AI. É observada a tendência de redução de AI com o aumento de F_{tex} , mostrando o comportamento esperado.

A partir das orientações obtidas por EBSD foram calculados os valores da energia de anisotropia média $\overline{E}_a$ para cada amostra na mesma direção de referência. Melhor textura cristalográfica nesta direção, menor será o valor de $\overline{E}_a$. Na figura 45b observa-se também o comportamento esperado, que neste caso é a aumento de AI com $\overline{E}_a$. Em ambos os casos o comportamento de AI demonstra que estas formas de quantificação reproduzem os efeitos esperados da textura na componente AI.

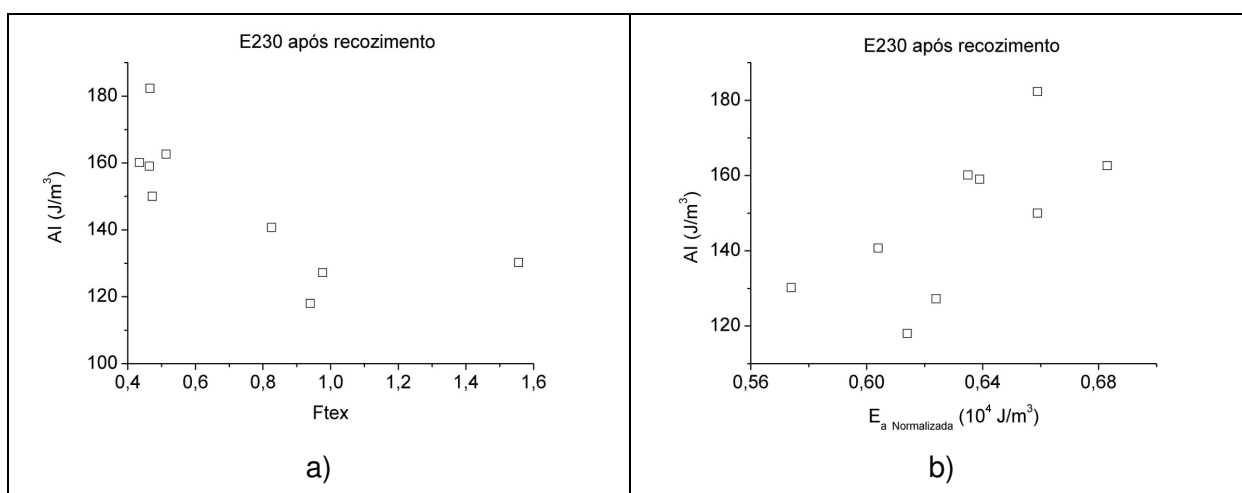


Figura 45. Comparação da correlação de AI com: a) F_{tex} b) E_a .

Comparando os comportamentos de F_{tex} e $\overline{E_a}$ com B_{50} , na figura 46 pode-se observar que, excluindo o primeiro ponto da esquerda, $\overline{E_a}$ relaciona-se de maneira mais regular com B_{50} , indicando que para as amostras analisadas, quantifica melhor a textura que F_{tex} .

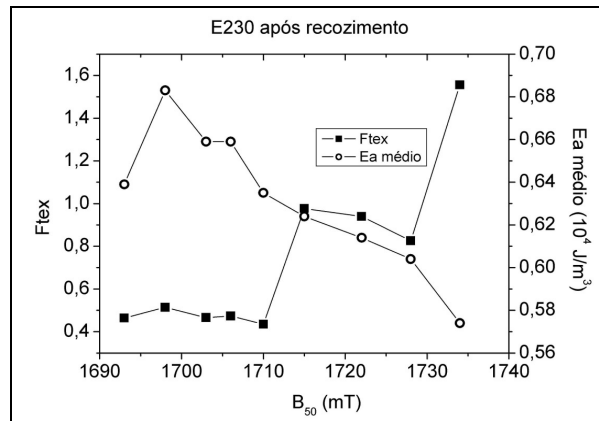


Figura 46. Comparação do comportamento de F_{tex} e $\overline{E_a}$ com B_{50} .

5. CONCLUSÕES

A meta principal deste trabalho foi a verificação da dependência das componentes de alta e baixa induções da perda histerética com as características microestruturais do material, conforme o método gráfico de subdivisão da perda histerética em componentes de alta e baixa indução.

Verificou-se que as amostras de aço E230 apresentaram recristalização mais homogênea, onde o efeito do aumento do tamanho de grão prevaleceu na redução da parcela de baixa indução. O efeito da melhora da textura prevaleceu sobre a redução da parcela de alta indução. Estas verificações mostram a robustez do método gráfico de subdivisão.

As amostras laminadas apresentaram dependência praticamente linear de H_c , perdas histeréticas e suas componentes, com a variação de $r_{esp}\%$ para os dois tipos de aço estudados.

A deformação com $r_{esp}\%=13\%$ no aço E230 funcionou como um passe de encruamento pois provocou o crescimento de grão, e os valores das propriedades magnéticas igualaram ao material como-recebido.

Foi comprovado que a maior deformação por laminação promove o aumento da nucleação de grãos com o recozimento aplicado, reduzindo o TG final, pois as amostras E230 completaram a recuperação e recristalizaram, mas ainda não iniciaram ou finalizaram a fase de crescimento de grão. Na maior parte das amostras recozidas, a parcela AI sempre foi maior que BI. Nos casos onde isto não ocorreu foram para os altos valores de J_r . Foi observado que a razão J_r/B_{50} relaciona-se com a inclinação da curva de histerese e participação das componentes AI e BI. Quando $J_r/B_{50}>0,7$ é uma indicação que a curva de histerese é ereta e $BI>AI$.

Os grãos que nuclearam possuem orientações favoráveis à magnetização, comprovado pelo aumento de B_{50} , e também pelas frações volumétricas das orientações cubo e Goss.

Com o recozimento a maioria das amostras apresentaram B_{50} superiores à como recebida, mas individualmente esta característica magnética não é suficiente para concluir que as perdas são menores, pois o efeito da redução do TG sobre a componente BI é maior que o da melhora da textura cristalográfica em AI.

Para o cálculo de $\overline{E}_a$ são consideradas todas as orientações identificadas na área analisada pelo EBSD, representando melhor a textura do material. O cálculo de F_{tex} considera somente as frações volumétricas das duas orientações mais favoráveis, cubo e Goss, e a menos favorável gama, não representando adequadamente a textura. Ambas não levam em conta os efeitos dos contornos de grão e encruamento, por exemplo, que provocam grandes alterações nas propriedades magnéticas. A comparação utilizando estes processos de quantificação da textura pode ser realizada, mas com cautela.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] FISCHER, O., SCHNEIDER, J., "Influence of deformation process on the improvement of non-oriented electrical steel", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 254–255, pp. 302–306. 2003.
- [2] BERTOTTI, G., "Hysteresis in Magnetism", Academic press, 1998
- [3] LANDGRAF, F. J. G., TEIXEIRA, J. C., EMURA, M., *et al.*, "Separating components of the hysteresis loss of non-oriented electrical steels", *Materials Science Forum* v. 302, pp. 440-445, 1999.
- [4] LANDGRAF F. G., *Microestrutura e histerese magnética em aços para fins eletromagnéticos*. Tese de livre docência, Escola Politécnica da USP, São Paulo, SP, Brasil, 2007.
- [5] CULLITY, B.D., *Introduction to Magnetic Materials*. 1 ed. New York, Addison-Wesley, 1972.
- [6] *NBR 5161: Produtos laminados planos de aço para fins elétricos – Verificação das propriedades*, Rio de Janeiro, ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, 1996.
- [7] LANDGRAF, F. J. G. . *Propriedades Magnéticas de aços para fins elétricos*. In: Ivani Bott; Paulo Rios; Ronaldo Paranhos. *Aços: perspectivas para os próximos 10 anos*, 1a ed., Rio de Janeiro, pp. 109-128. 2002.
- [8] BERTOTTI, G., "General properties of power losses in soft ferromagnetic materials", *IEEE Transactions on Magnetics* vol. 21, pp. 621-630, 1988.
- [9] FIORILLO, F., "DC and AC magnetization processes in soft magnetic materials", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 242–245, pp. 77–83. 2002.
- [10] BERTOTTI, G., "Connection between microstructure and magnetic properties of soft magnetic materials", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 320, pp. 2436–2442. 2008

- [11] DENMA, H., ISHIHARA, Y., TODAKA, T., et al., "Effect of grain diameter on iron loss properties of non-oriented silicon steel sheets", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 215-216, pp. 106-109, 2000.
- [12] DE CAMPOS, M.F., TEIXEIRA, J.C., LANDGRAF, F.J.G., "The optimum grain size for minimizing energy losses in iron", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 301, pp. 94–99. 2006.
- [13] PARK, J., SZPUNAR, J. A., "Evolution of recrystallization texture in nonoriented electrical steels", *Acta Materialia* vol. 51, pp. 3037-3051. 2003.
- [14] PREMKUMAR, R., SAMAJDAR, I., VISWANATHAN, N.N., et al., "Relative effect(s) of texture and grain size on magnetic properties in a low silicon non-grain oriented electrical steel", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* v. 264, pp. 75-85. 2003.
- [15] BUNGE, H. J., "Texture and magnetic properties", *Textures and Microstructures* Vol. 11, pp. 75-91. 1989.
- [16] BOZORTH, R. M., *Ferromagnetism*, Piscataway, IEEE Press, 1993.
- [17] KITTEL, C., *Introdução à Física do Estado Sólido*, Guanabara Dois, Rio de Janeiro.
- [18] F.J. HUMPHREYS, M. HATHERLY, *Recrystallization and related annealing phenomena*. 2 ed. Oxford, Elsevier, 2004.
- [19] CHANG, S. K., HUANG, W. Y., "Texture Effect on Magnetic Properties by Alloying Specific Elements in Non-grain Oriented Silicon Steels". *ISIJ International*, v. 45, pp. 918-922. 2005.
- [20] LANDGRAF, F. J. G., *XVII Curso sobre aços elétricos e aços siliciosos*, IPT, 2003.
- [21] YONAMINE, T., DE CAMPOS, M. F., CASTRO, N. A., LANDGRAF, F. J. G., "Modelling magnetic polarisation J50 by different methods", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* v. 304, pp. e589–e592. 2006.

- [22] DE WULF, M., MAKAVEEV, D., HOUBAERT, Y., MELKEBEEK, J., “Design and calibration aspects of small size single sheet testers”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 254–255, pp. 70–72. 2003.
- [23] DENMA, H., ISHIHARA, Y., TODAKA, T., *et al.*, “Effect of grain diameter on iron loss properties of non-oriented silicon steel sheets”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 215-216, pp. 106-109. 2000.
- [24] KÜPFERLING, M., FIORILLO, F., BASSO, V., BERTOTTI, G., MEILLAND, P., “Barkhausen noise in plastically deformed low-carbon steels”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 320, pp. e527–e530. 2008.
- [25] LANDGRAF F. G., EMURA, M., TEIXEIRA, J. C., *et al.*, “Effect of grain size, deformation, aging and anisotropy on hysteresis loss of electrical steels”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 215-216, pp. 97-99. 2000.
- [26] LANDGRAF, F.J.G., TEIXEIRA, J.C., EMURA, M., *et al.*, “Separating components of the hysteresis loss of non-oriented electrical steels”, *Materials Science Forum* vol. 302-303, pp. 440-445. 1999.
- [27] LANDGRAF, F.J.G., DE CAMPOS M.F., LEICHT, J., “Hysteresis loss subdivision”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 320, pp. 2494–2498. 2008.
- [28] BARROS, J., SCHNEIDER, J., VERBEKEN, K., HOUBAERT, Y., “On the correlation between microstructure and magnetic losses in electrical steel”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 320, pp. 2490–2493. 2008.
- [29] LANDGRAF F. G., EMURA, M., ITO, K., *et al.*, “Effect of plastic deformation on the magnetic properties of non-oriented electrical steels”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 215-216, pp. 94-96. 2000.

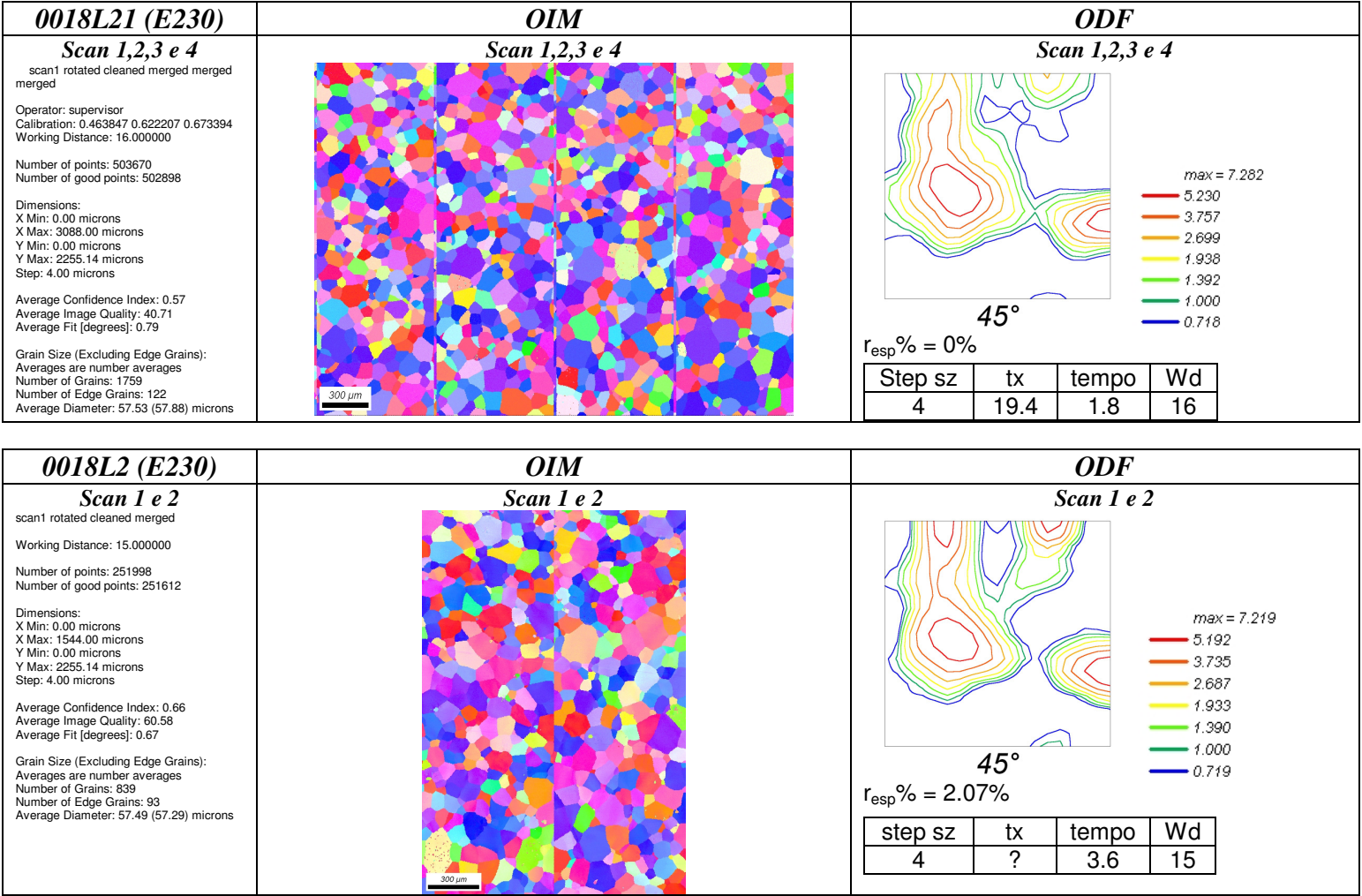
- [30] KÜPFERLING, M., APPINO, C., BASSO, V., *et al.*, “Magnetic hysteresis in plastically deformed low-carbon steel laminations”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 316, pp. e854–e857. 2007.
- [31] MATSUMURA, K., FUKUDA, R., “Recent developments of non-oriented electrical steel sheets”, *IEEE Transactions on Magnetics* vol. 5, pp. 1533-1538. 1984.
- [32] FIORILLO, F., FERRARA, E., FERRANDO, L., *et al.*, “Magnetic losses and mechanical properties of Fe-4 to 7.8 wt% Si rapidly quenched alloys”, *IEEE Transactions on Magnetics* vol. 33, no. 5, pp. 3802-3804. 1997.
- [33] BOLLING, F., GUNTHER, K., “Magnetic Properties of Low Loss Non-Oriented Electrical Steel Sheet of Thin Gauge and at High Frequencies”, *Physica Scripta* vol. 39, pp. 764-766. 1989.
- [34] LANDGRAF, F.J.G., EMURA, M., “Losses and permeability improvement by stress relieving fully processed electrical steels with previous small deformations”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 242–245, pp. 152–156. 2002.
- [35] HAIJI, H., OKADA, K., HIRATANI, T., ABE, M., NINOMIYA, M., “Magnetic properties and workability of 6.5% Si steel sheet”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 160, pp. 109-114. 1996.
- [36] LI, R., SHEN, Q., ZHANG, L., ZHANG, T., “Magnetic properties of high silicon iron sheet fabricated by direct powder rolling”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 281, pp. 135–139. 2004.
- [37] PADILHA, A. F., “*Materiais de engenharia – microestrutura e propriedades*”. Hemus, 2000.
- [38] *NBR 11568: Determinação do tamanho de grão em materiais metálicos*, Rio de Janeiro, ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, 1990.
- [39] HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M., *Recrystallization and related annealing phenomena*. 2 ed. Oxford, Elsevier, 2004.

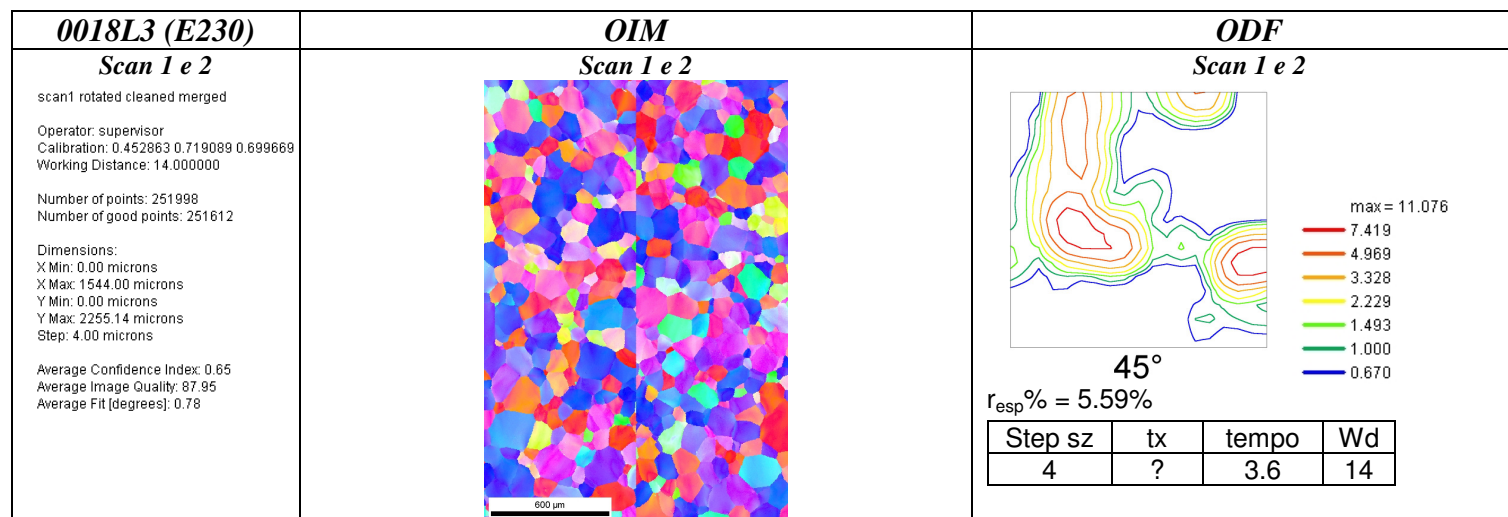
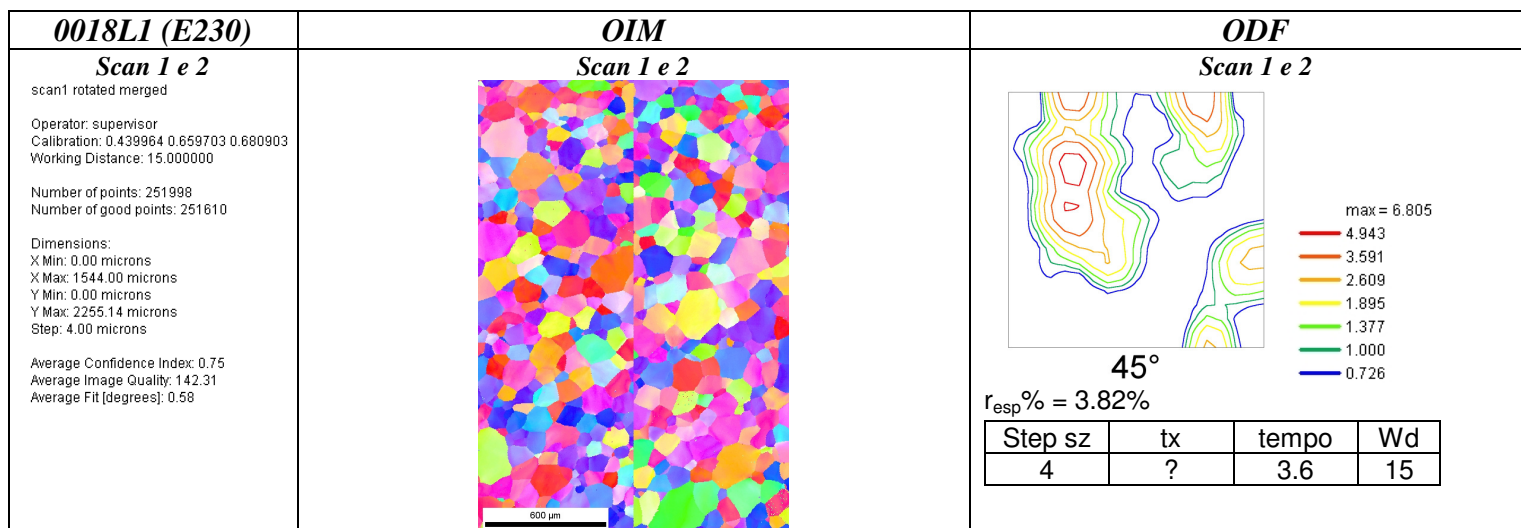
- [40] TAKASHIMA, M., KOMATSUBA, M., MORITO, N., "{001}<210> Texture Development by Two-stage cold rolling Method in Non-oriented Electrical Steel", *ISIJ International* vol. 37, No. 12, pp. 1263-1268. 1997.
- [41] DA CUNHA, M. A., PAOLINELLI, S. C., "Low core loss non-oriented silicon steels", *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 320, pp. 2485–2489. 2008.
- [42] KUROSAKI, Y., SHIMAZU, T., "Effect of Skin-Pass Rolling Direction on Magnetic Properties of Semiprocessed Nonoriented Electrical Steel Sheets", *IEEE Transactions on magnetics* vol. 35-9, pp. 3370-3372. 1999.
- [43] SABLİK, M. J., RIOS S., LANDGRAF, F. J. G., YONAMINE, T., DE CAMPOS, M. F., "Modeling of sharp change in magnetic hysteresis behavior of electrical steel at small plastic deformation", *Journal of Applied Physics* vol. 97, 10E518. 2005.
- [44] CHEONG, S. W., HILINSKI, E. J., ROLLETT, A. D., "Grain Growth in a Low-Loss Cold-Rolled Motor-Lamination Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34A, pp. 1321-1327. 2003.
- [45] MOSELEY, D., HU, Y., RANDLE, V., IRONS, T., "Role of silicon content and final annealing temperature on microtexture and microstructure development in non-oriented silicon steel", *Materials Science and Engineering A* vol. 392, pp. 282–291. 2005.
- [46] PARK, J., SZPUNAR, J. A., "Texture development during grain growth in nonoriented electrical steels", *ISIJ International* vol. 45, NO. 5, pp. 743-749. 2005.
- [47] DE LIMA, L. M. F. G., DE LIMA, N. B., PADILHA, A. F., "Evolução da microestrutura e da textura de recristalização, após baixos graus de deformação a frio, em dois aços ferríticos com baixo teor de carbono".

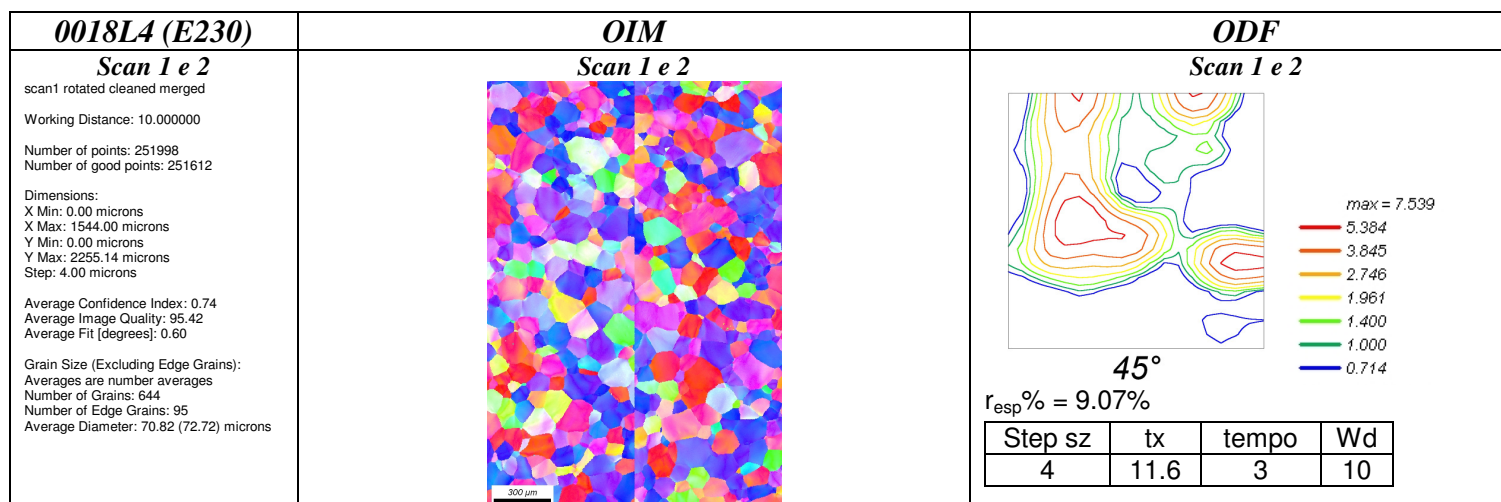
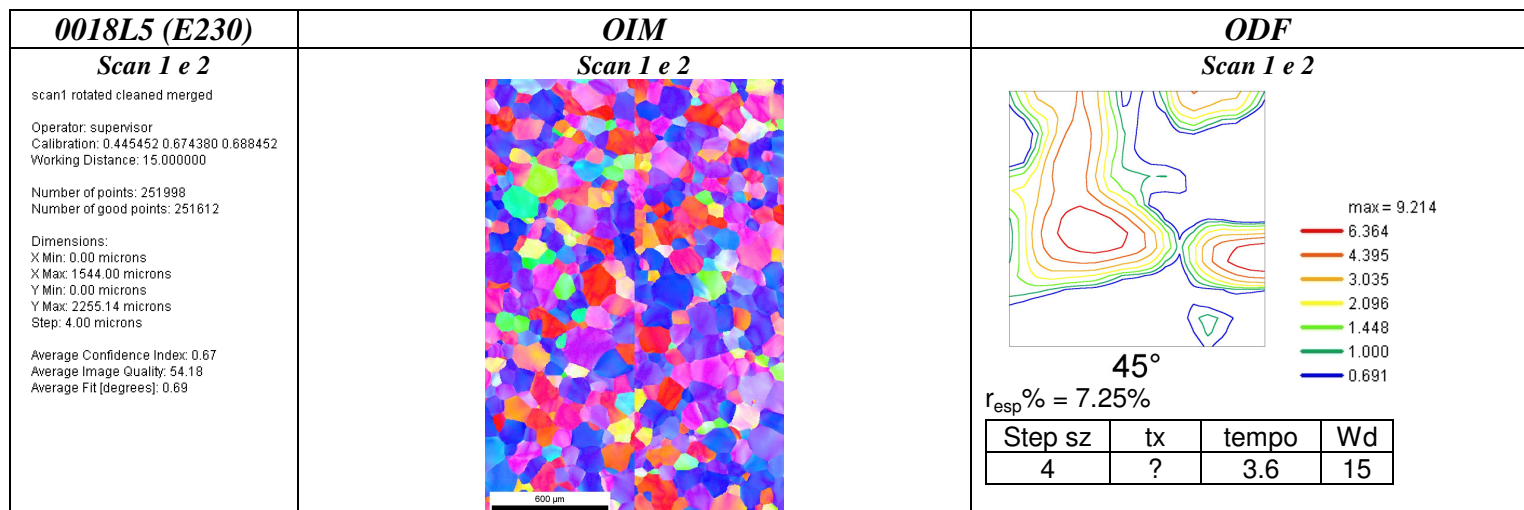
In 17^o CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, pp. 6729- 6742, Paraná, Brasil, Novembro. 2006.

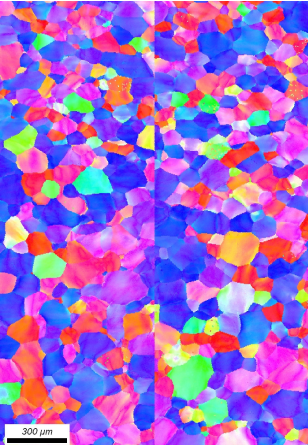
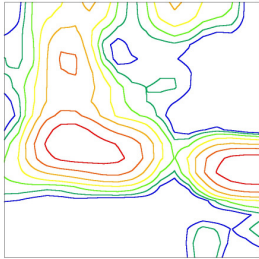
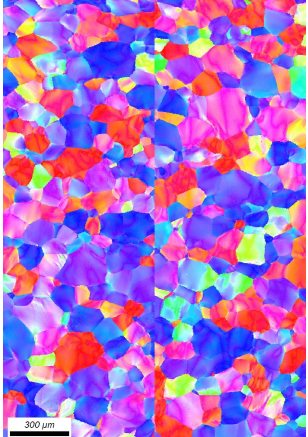
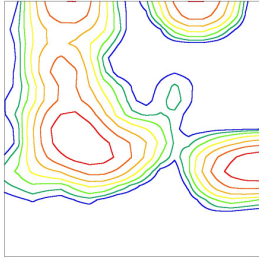
- [48] LEE, D. N., JEONG, H. T., “The evolution of the goss texture in silicon steel”, *Scripta Materialia* vol. 38, No. 8, pp. 1219–1223. 1998.
- [49] KESTENS, L., JACOBS, S., “Texture control during the manufacturing of non oriented electrical steels”, *Texture, Stress, and Microstructure* vol. 2008, Article ID 173083, 9 pages. 2008.
- [50] CHANG, S. K., “Texture effects on magnetic properties in high-alloyed non-oriented electrical steels”, *Metal Science and Heat Treatment* vol. 49, Nos. 11 – 12, 2007.
- [51] CHAUDHURYA, A., KHATIRKARA, R., VISWANATHAN, N.N., *et al.*, “Low silicon non-grain-oriented electrical steel: linking magnetic properties with metallurgical factors”, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* vol. 313, pp. 21–28. 2007.

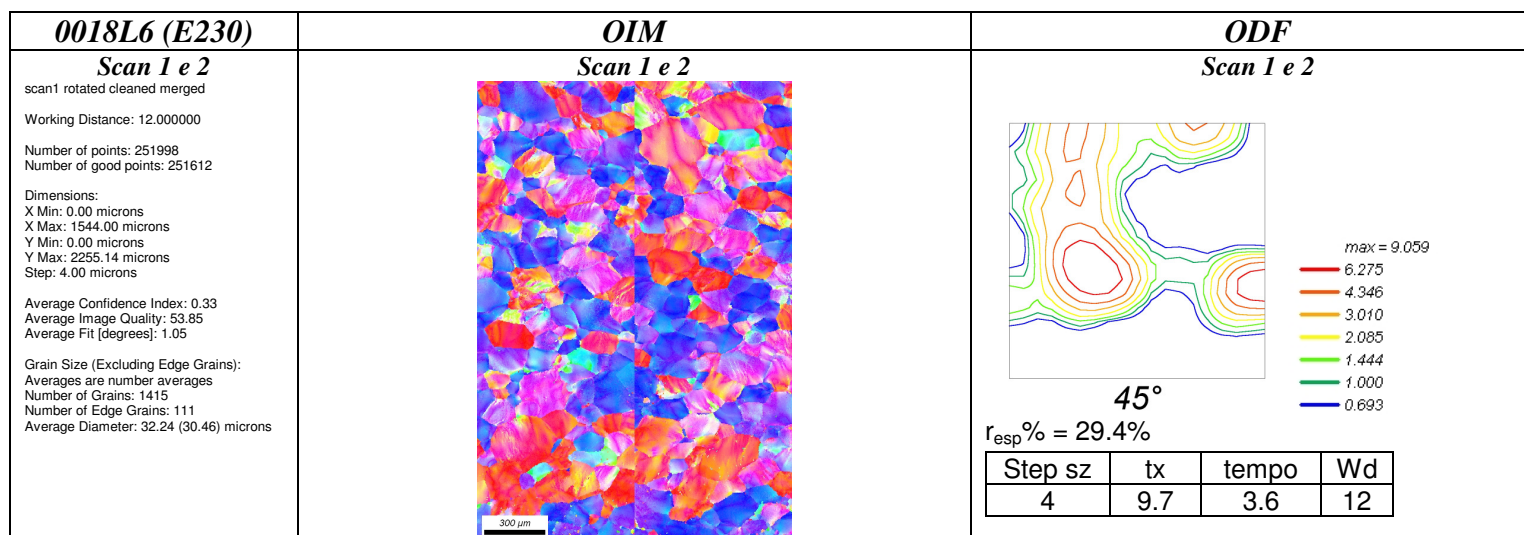
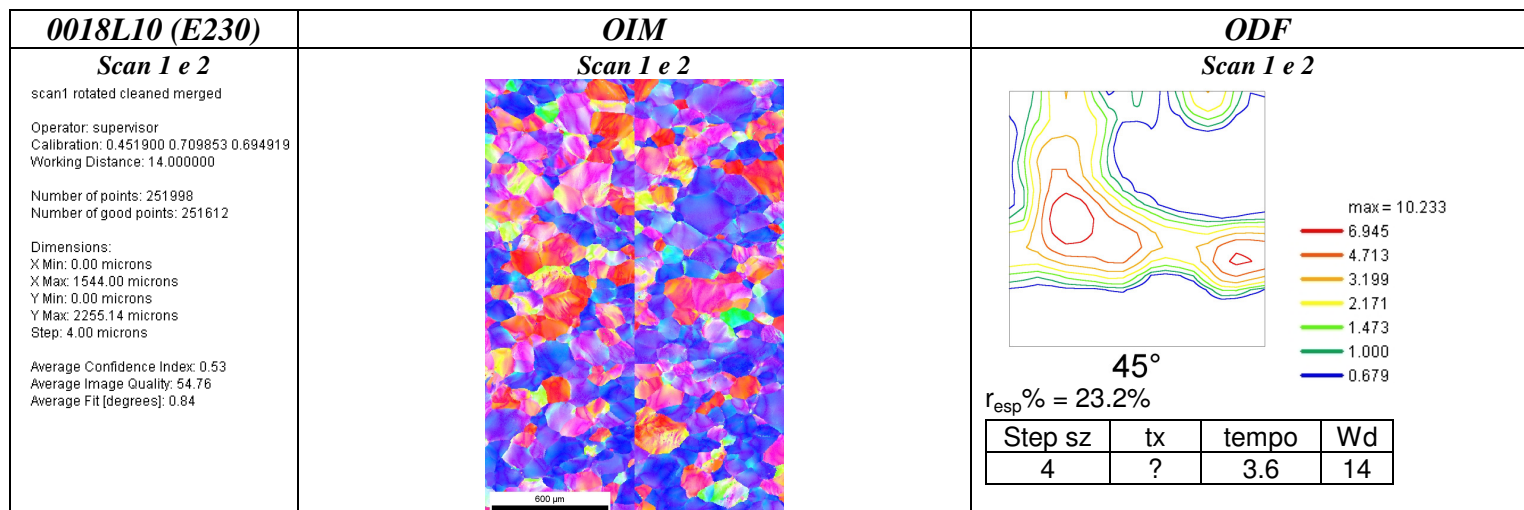
ANEXO Ia. OIM e ODF - aço E230 laminado

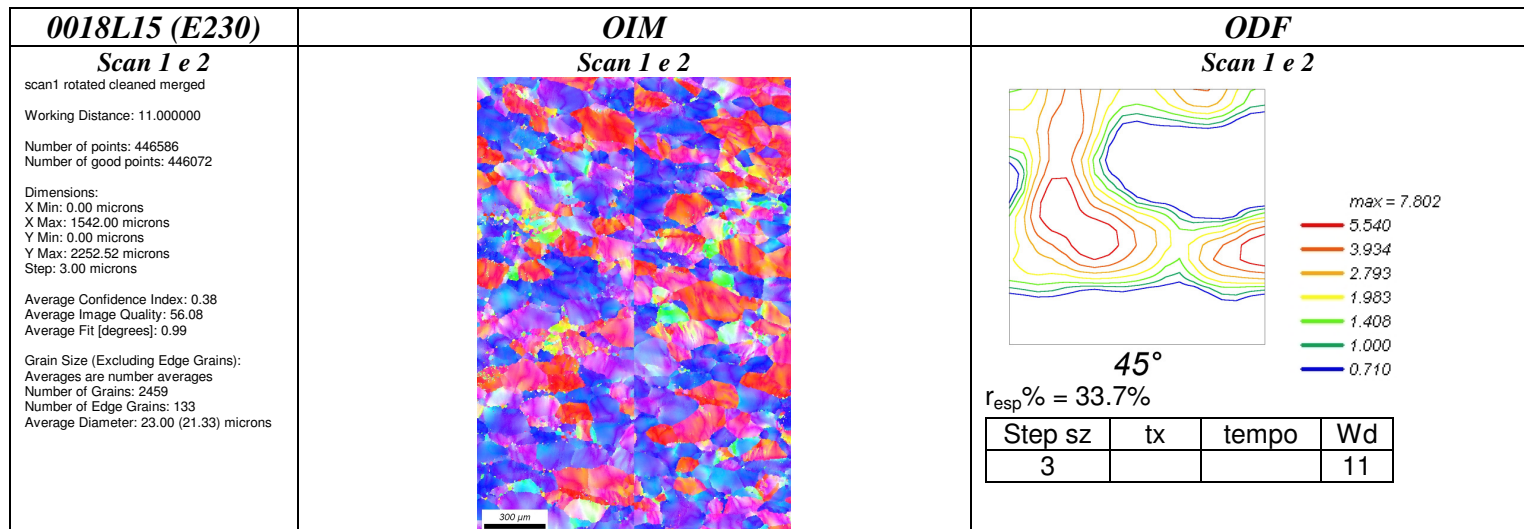
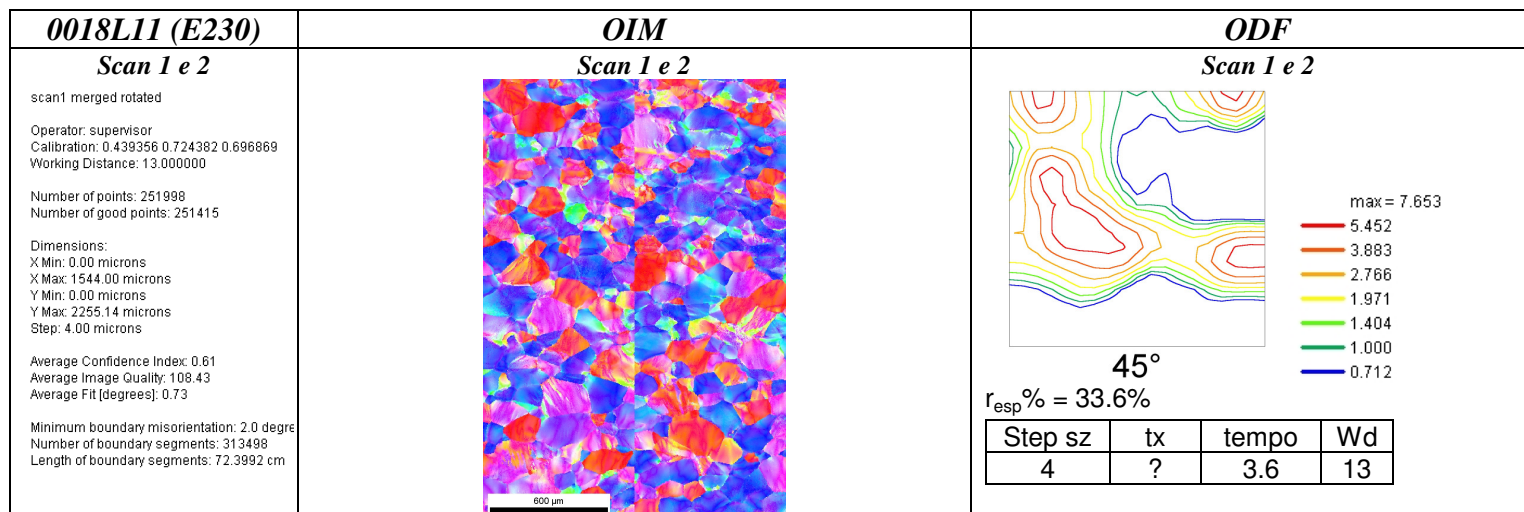


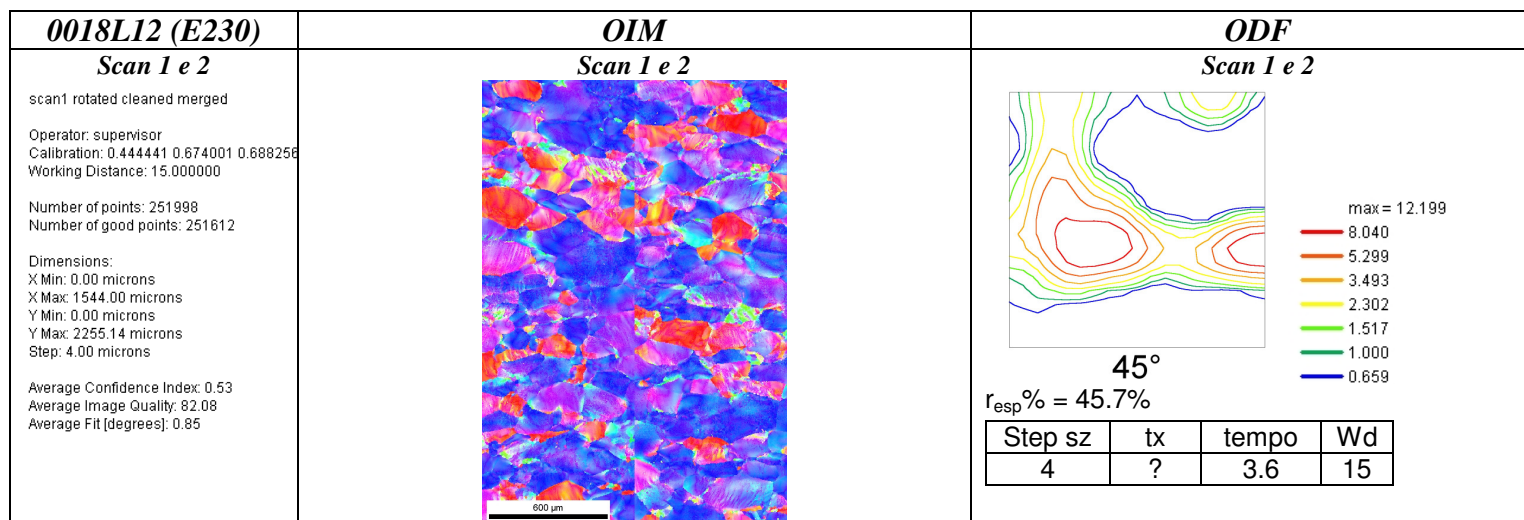
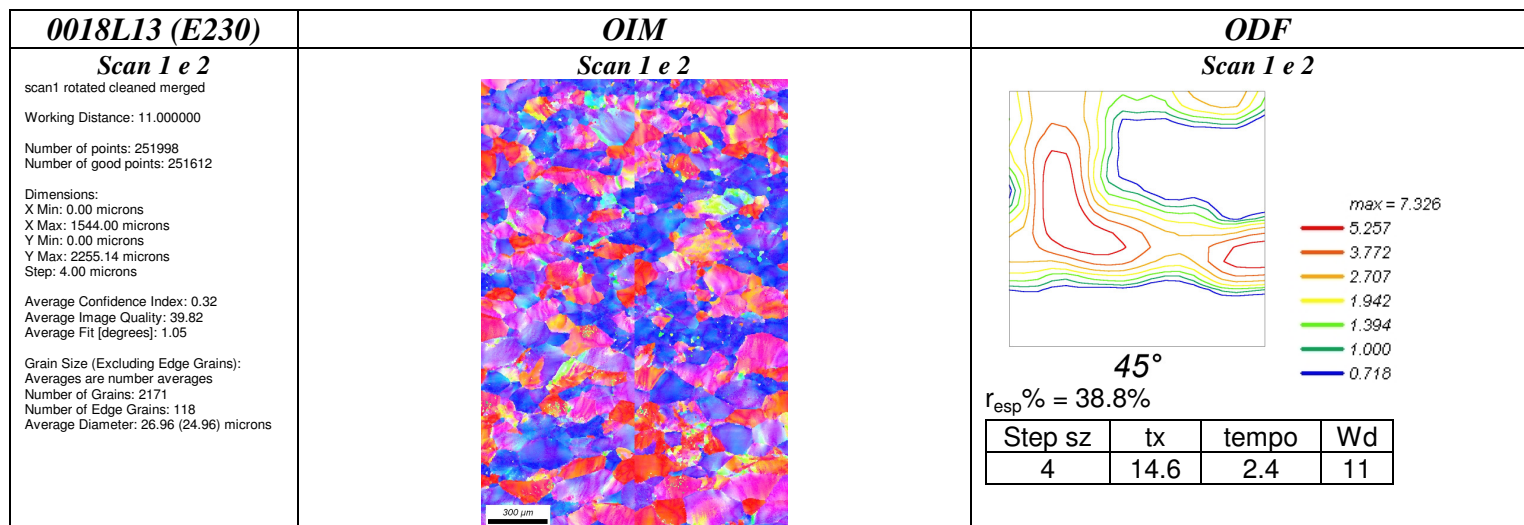


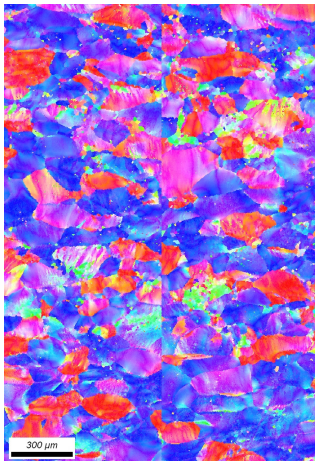
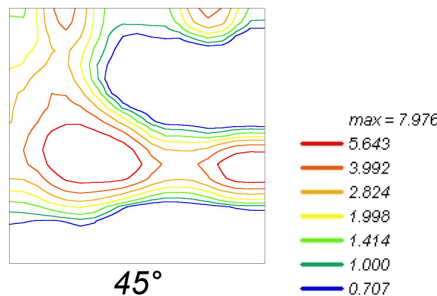
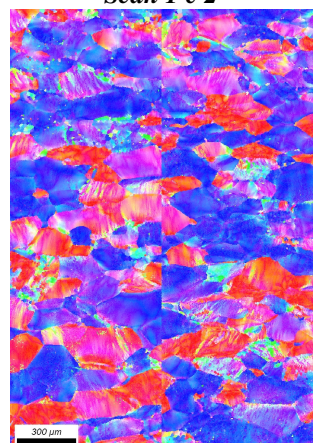
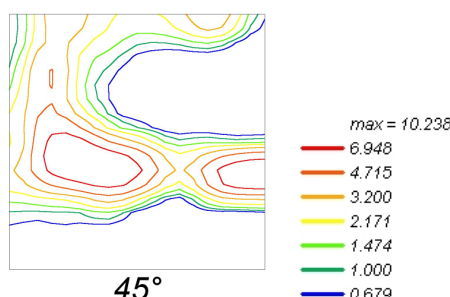


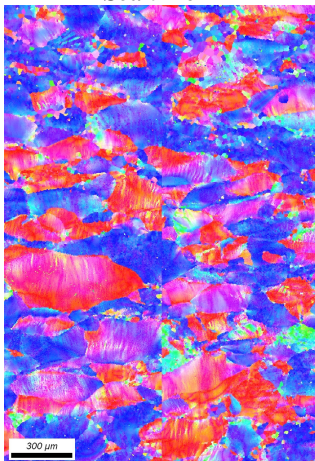
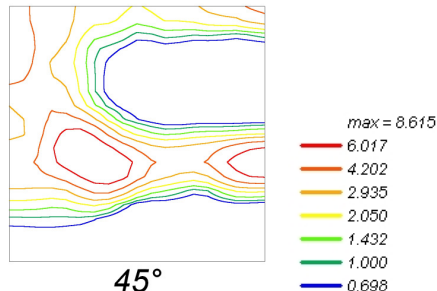
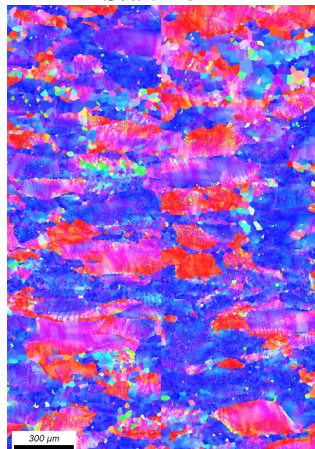
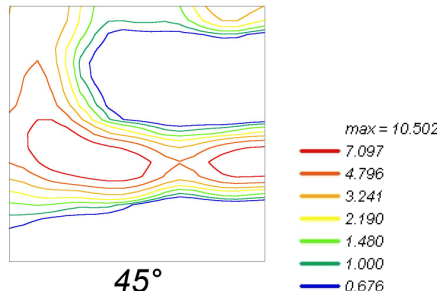
0018L8 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 20.000000 Number of points: 251998 Number of good points: 251612 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1544.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2255.14 microns Step: 4.00 microns Average Confidence Index: 0.67 Average Image Quality: 73.91 Average Fit [degrees]: 0.65 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 930 Number of Edge Grains: 95 Average Diameter: 54.50 (53.56) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° $r_{\text{esp}}\% = 13.4\%$ <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>4</td><td>9.7</td><td>3.6</td><td>20</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	4	9.7	3.6	20
Step sz	tx	tempo	Wd							
4	9.7	3.6	20							
0018L7 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 15.000000 Number of points: 446586 Number of good points: 446586 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1542.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2252.52 microns Step: 3.00 microns Average Confidence Index: 0.61 Average Image Quality: 84.17 Average Fit [degrees]: 0.75 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 677 Number of Edge Grains: 83 Average Diameter: 63.77 (62.86) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° $r_{\text{esp}}\% = 16.7\%$ <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>3</td><td>9.7</td><td>6.4</td><td>15</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	3	9.7	6.4	15
Step sz	tx	tempo	Wd							
3	9.7	6.4	15							



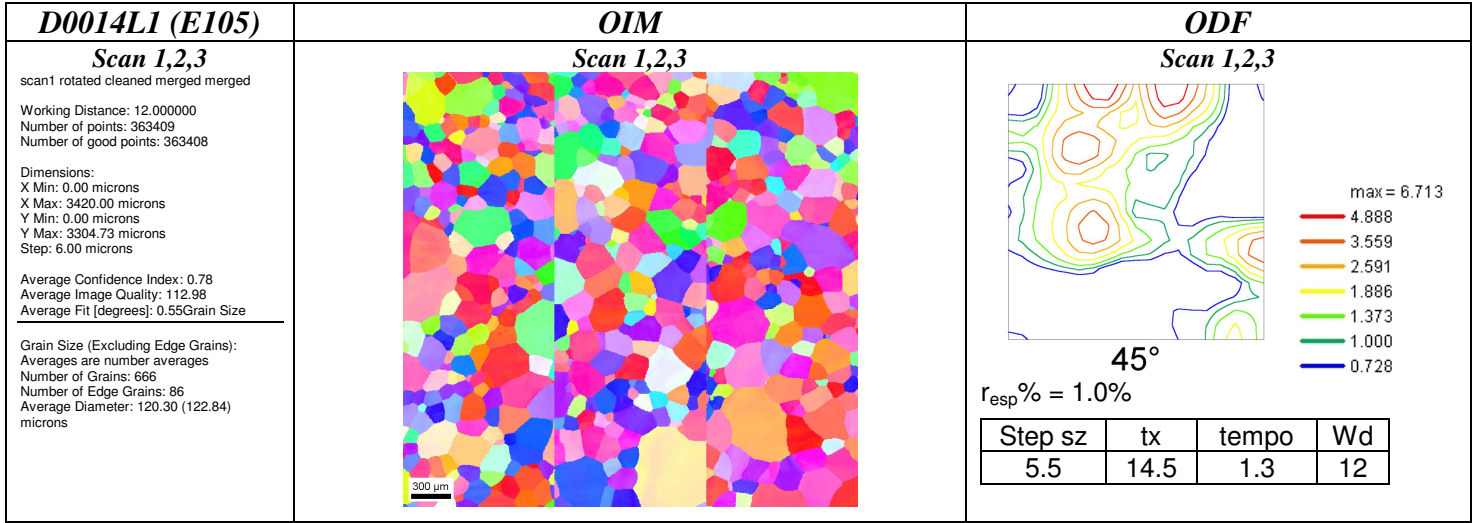
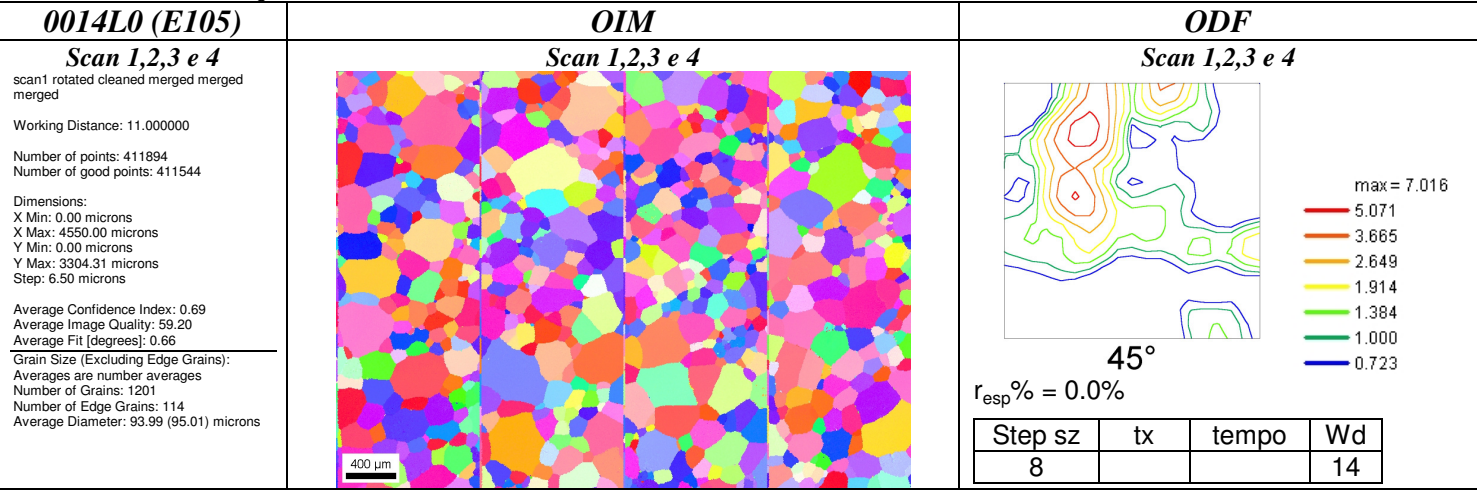


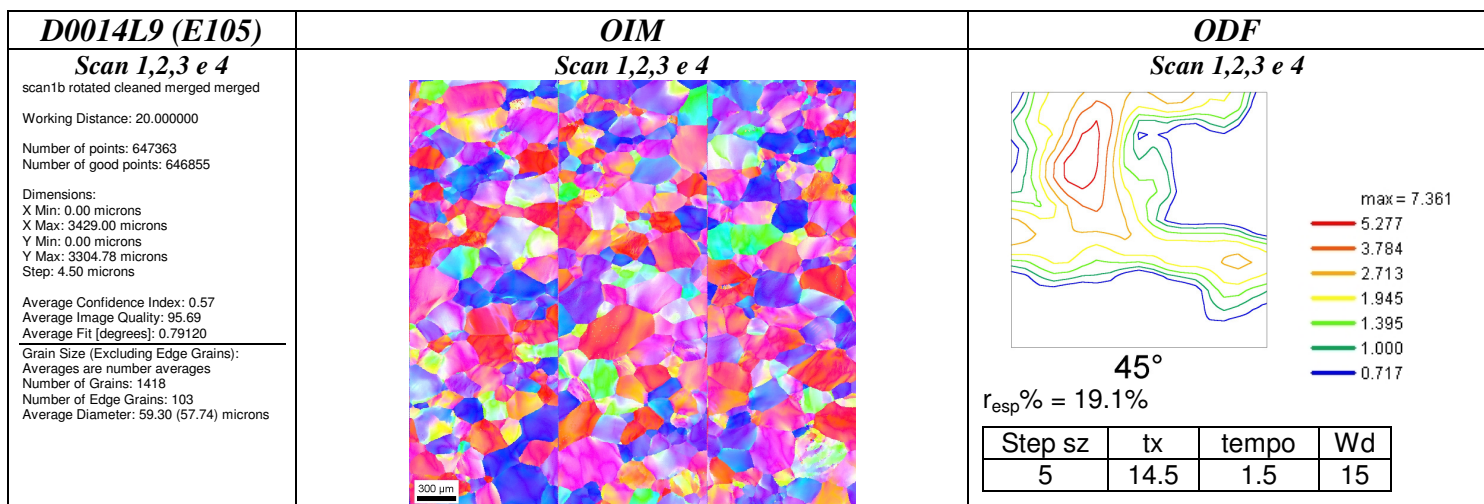
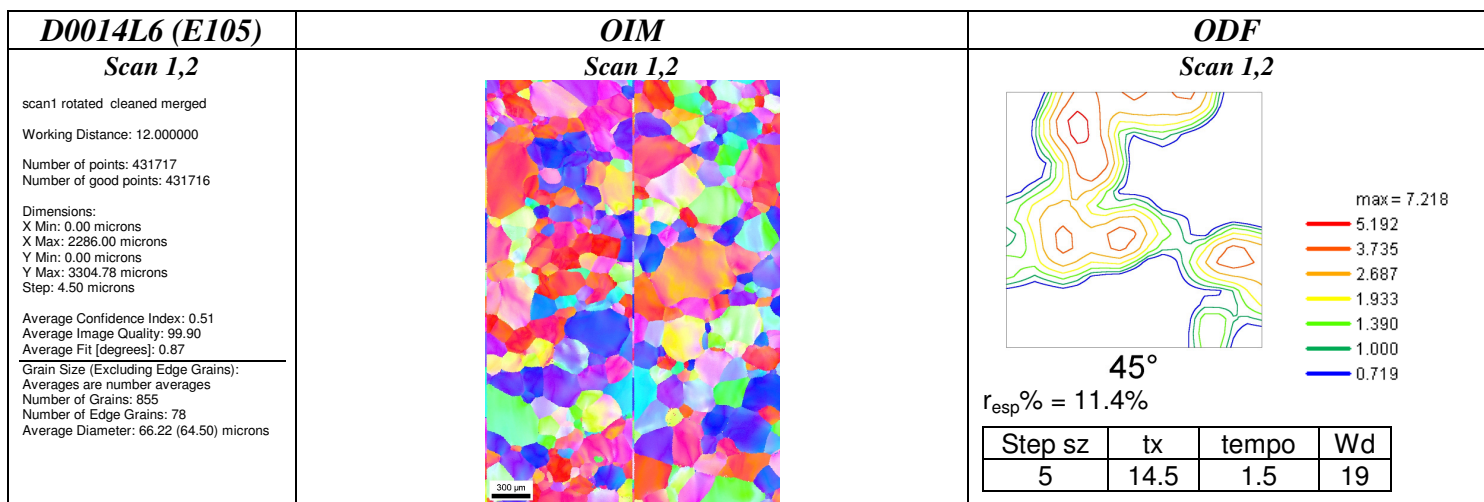


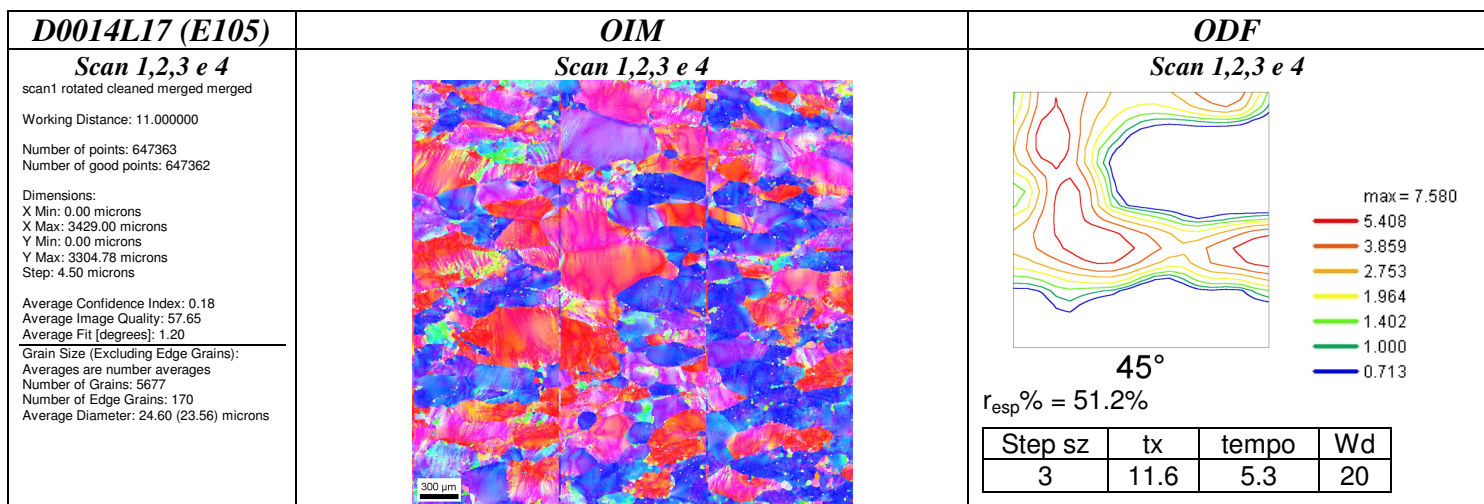
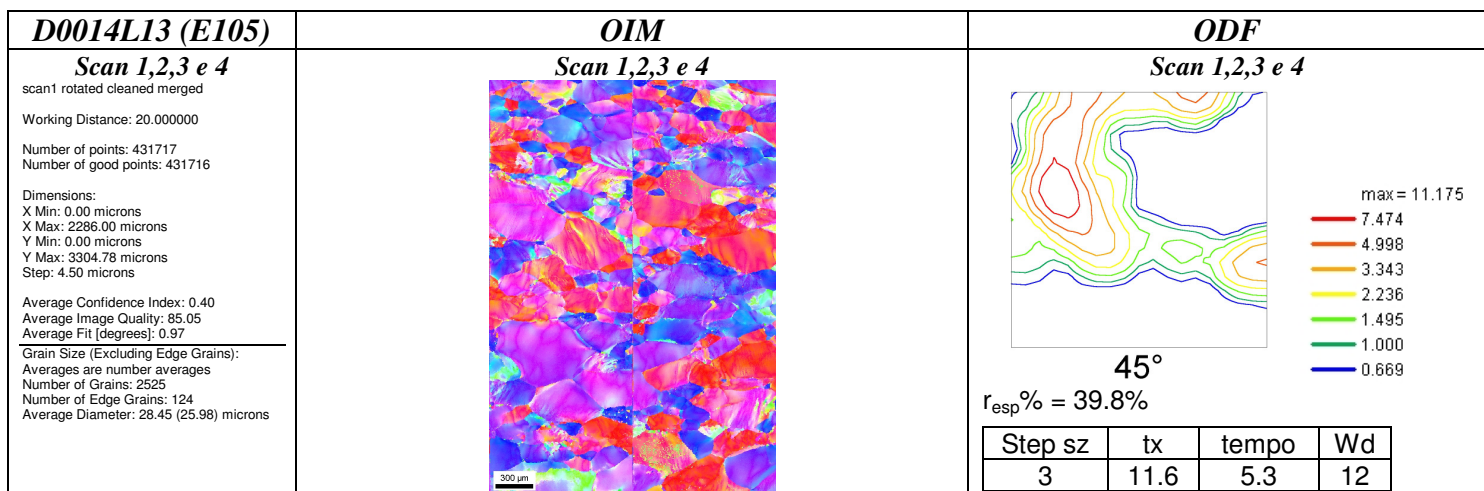
0018L17 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 19.000000 Number of points: 446586 Number of good points: 446586 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1542.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2252.52 microns Step: 3.00 microns Average Confidence Index: 0.31 Average Image Quality: 45.87 Average Fit [degrees]: 1.06 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 3194 Number of Edge Grains: 140 Average Diameter: 20.13 (18.73) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° $r_{\text{esp}}\% = 48.2\%$ <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>3</td><td>9.7</td><td>6.4</td><td>19</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	3	9.7	6.4	19
Step sz	tx	tempo	Wd							
3	9.7	6.4	19							
0018L18 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 11.000000 Number of points: 446586 Number of good points: 446586 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1542.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2252.52 microns Step: 3.00 microns Average Confidence Index: 0.38 Average Image Quality: 67.05 Average Fit [degrees]: 1.00 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 4352 Number of Edge Grains: 144 Average Diameter: 15.35 (14.15) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° $r_{\text{esp}}\% = 51.7\%$ <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>3</td><td>9.7</td><td>6.4</td><td>11</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	3	9.7	6.4	11
Step sz	tx	tempo	Wd							
3	9.7	6.4	11							

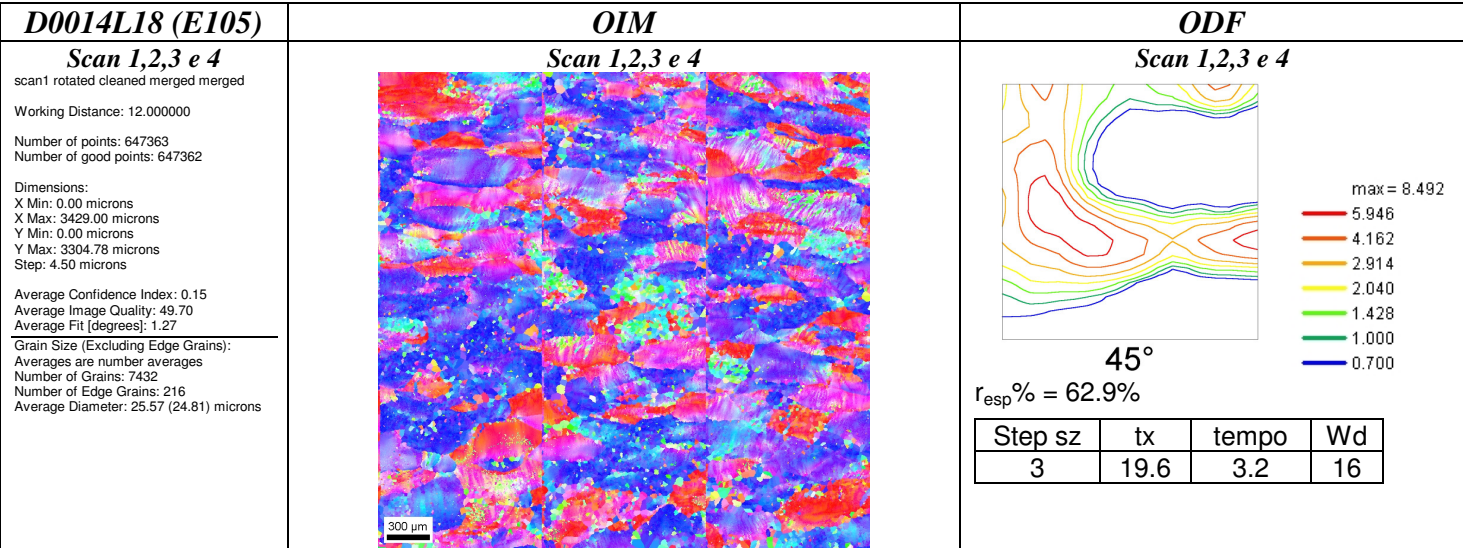
0018L19 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 16.000000 Number of points: 448485 Number of good points: 447971 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1545.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2257.72 microns Step: 3.00 microns Average Confidence Index: 0.32 Average Image Quality: 48.45 Average Fit [degrees]: 1.06 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 5012 Number of Edge Grains: 149 Average Diameter: 15.55 (14.52) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° $r_{\text{esp}}\% = 61\%$ <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>3</td><td>9.7</td><td>6.4</td><td>16</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	3	9.7	6.4	16
Step sz	tx	tempo	Wd							
3	9.7	6.4	16							
0018L20 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 15.000000 Number of points: 251998 Number of good points: 251612 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1544.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2255.14 microns Step: 4.00 microns Average Confidence Index: 0.23 Average Image Quality: 34.30 Average Fit [degrees]: 1.18 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 3770 Number of Edge Grains: 171 Average Diameter: 21.49 (20.37) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° $r_{\text{esp}}\% = 67.8\%$ <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>4</td><td>11.6</td><td>3</td><td>15</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	4	11.6	3	15
Step sz	tx	tempo	Wd							
4	11.6	3	15							

ANEXO Ib. OIM e ODF - aço E105 laminado

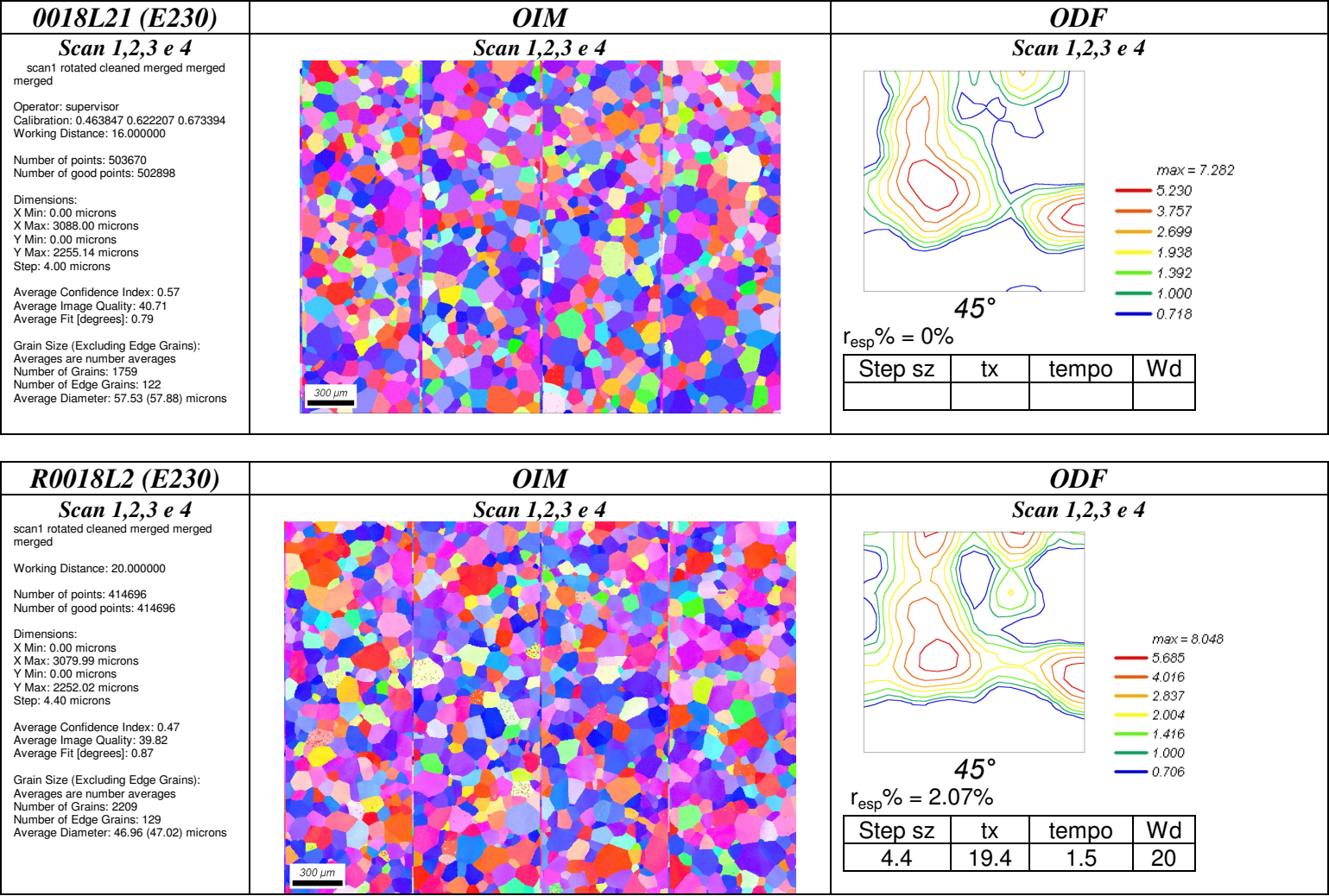


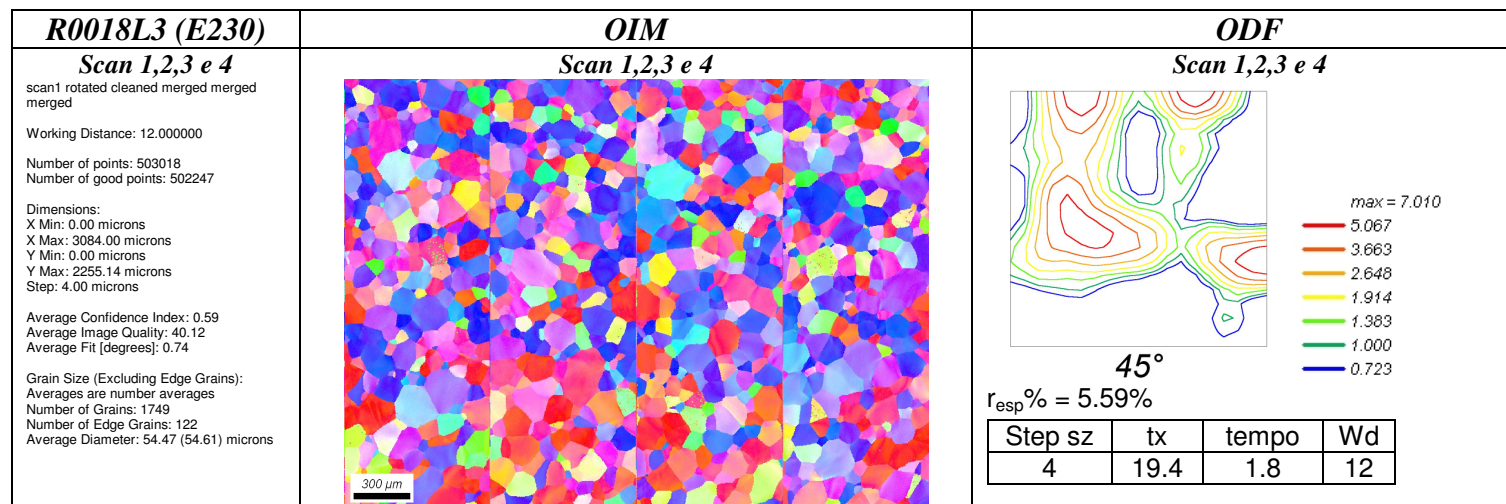
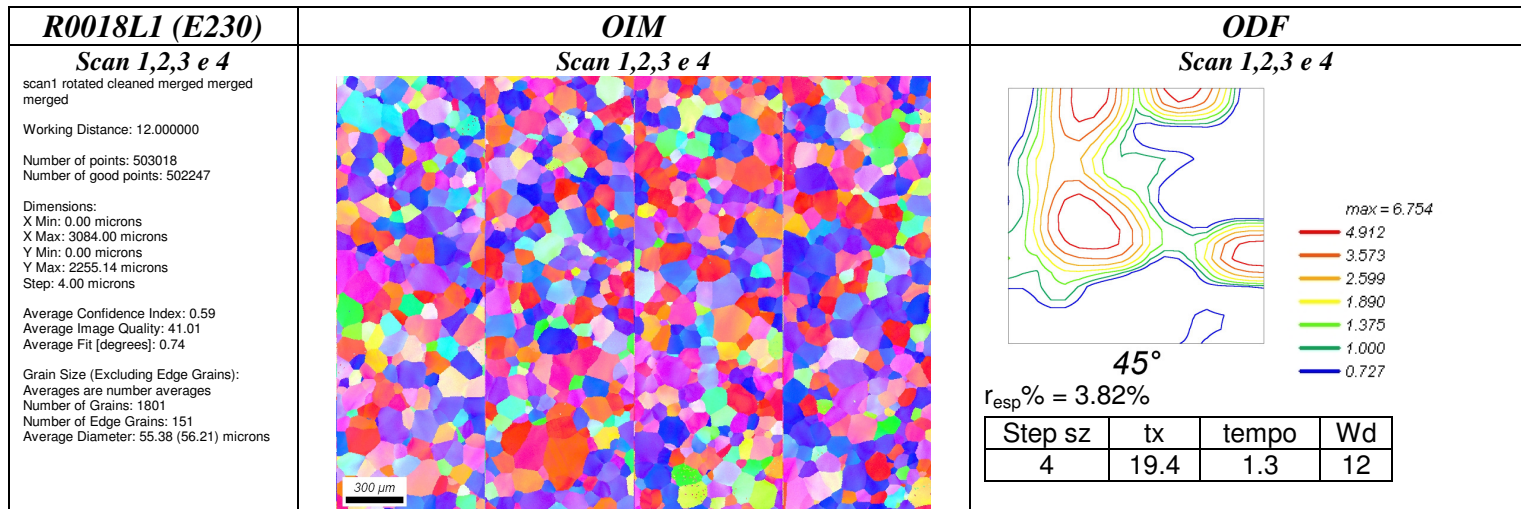


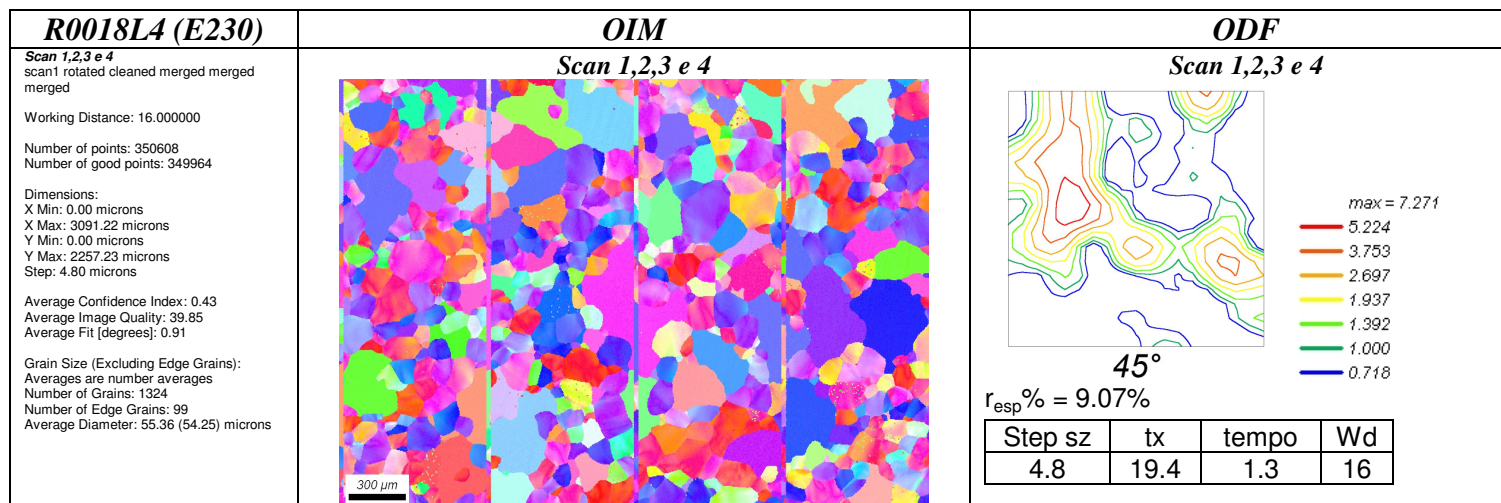
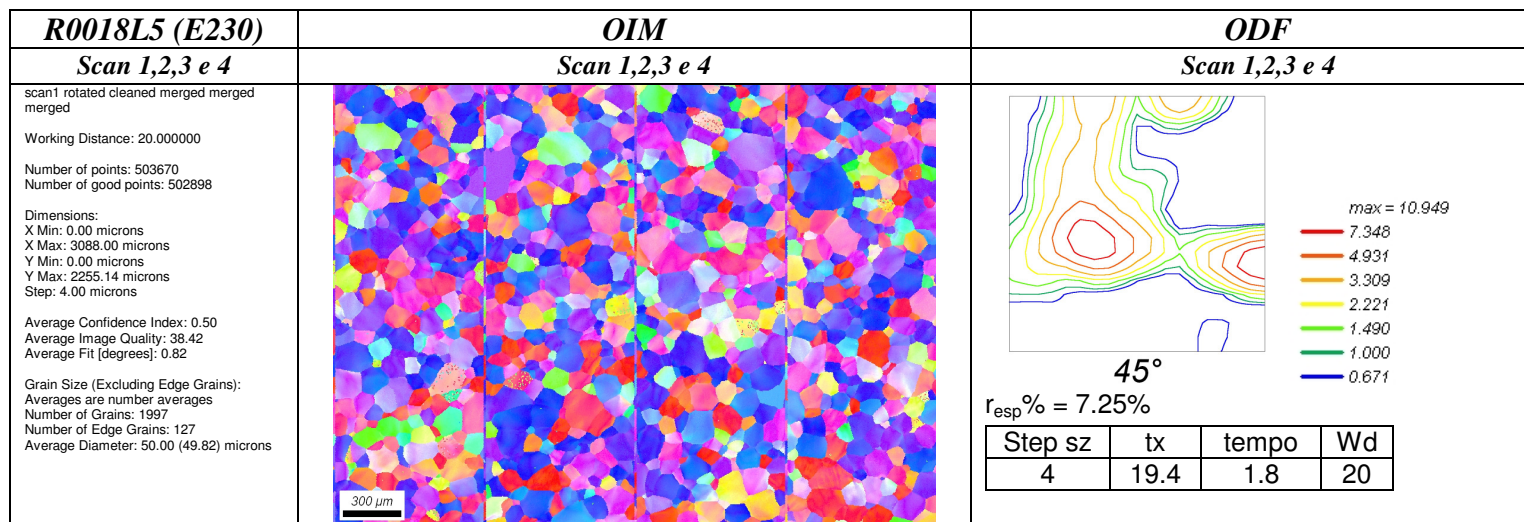


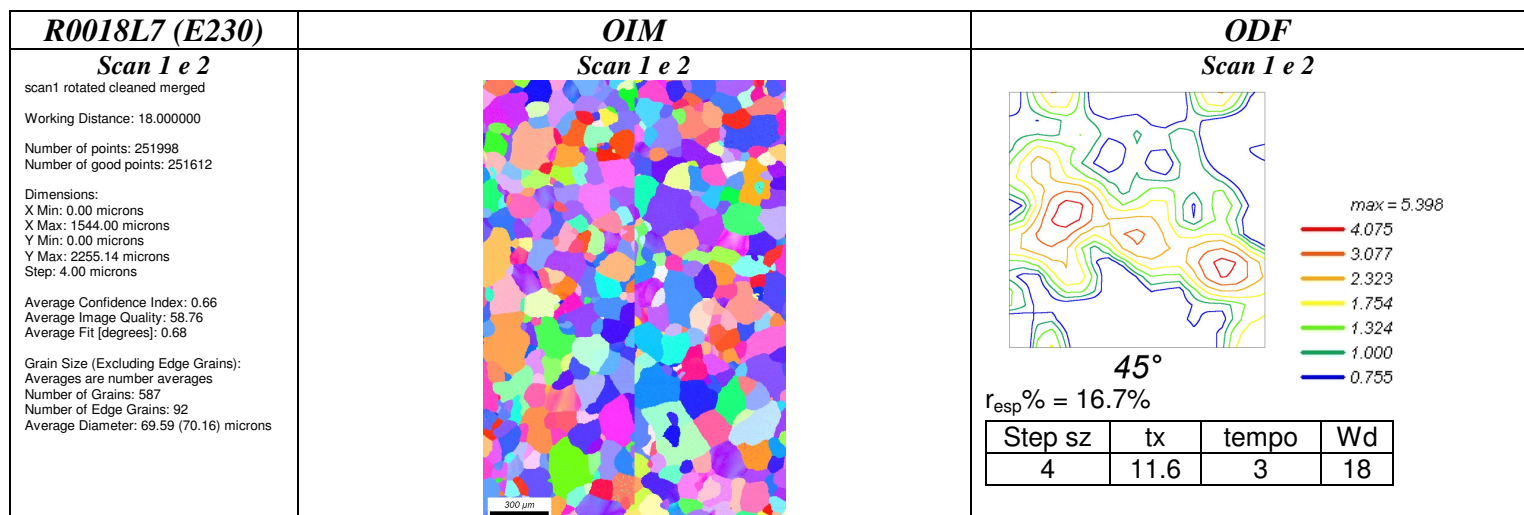
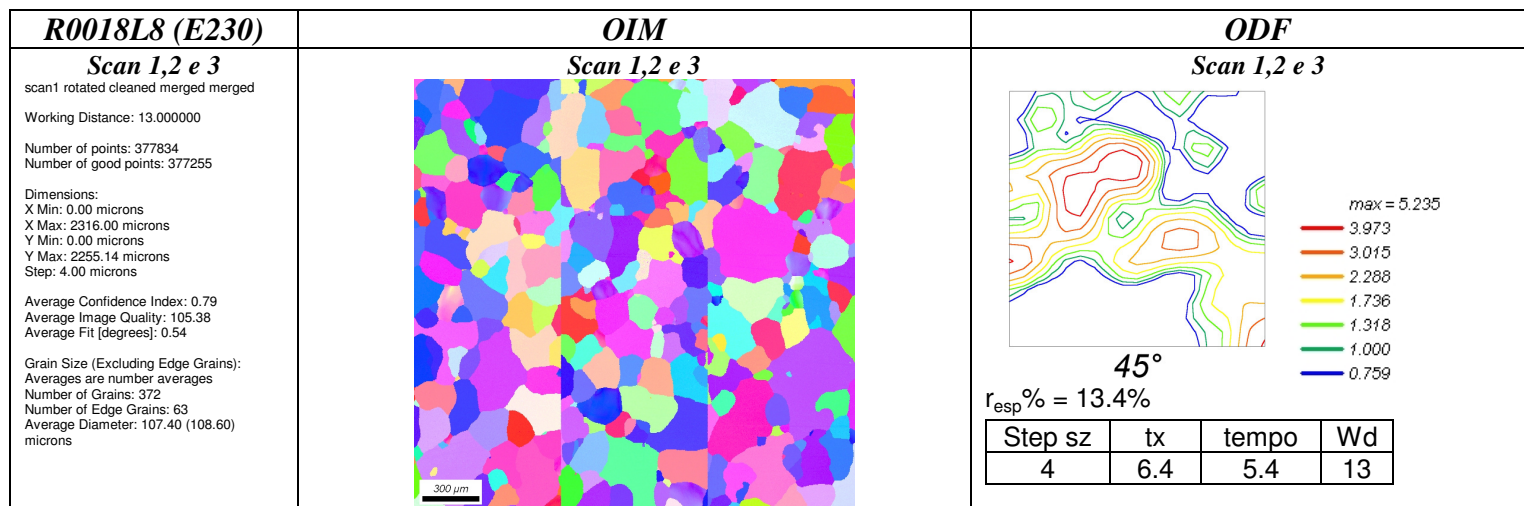


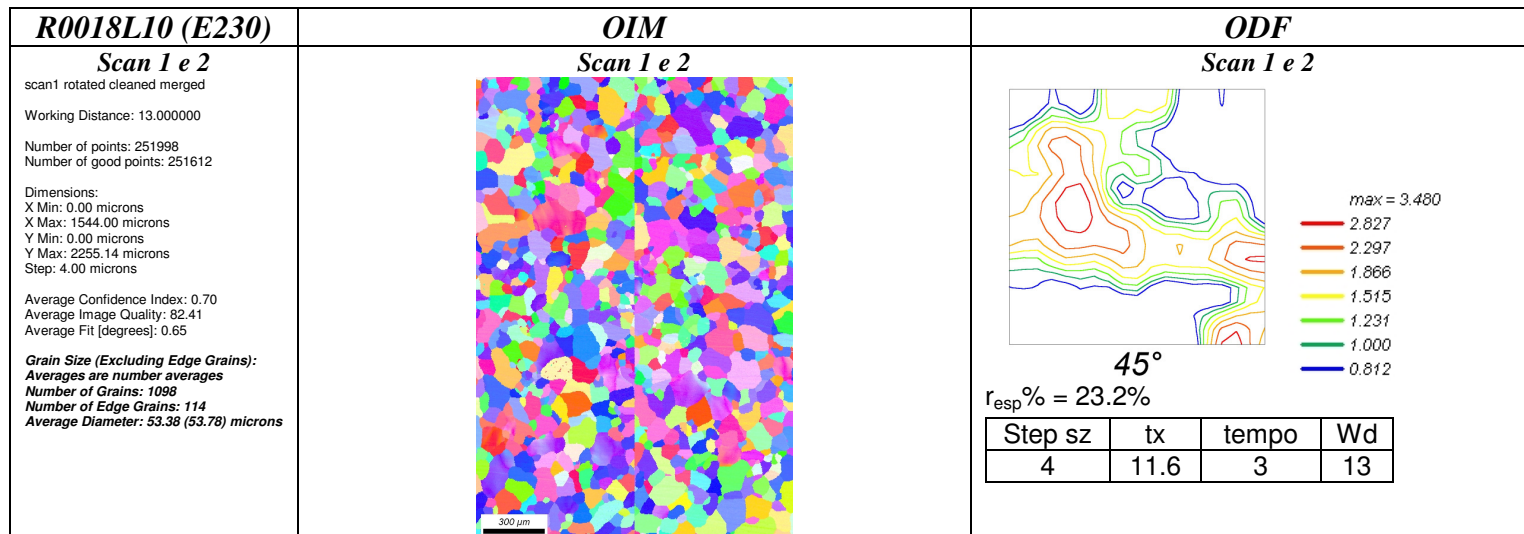
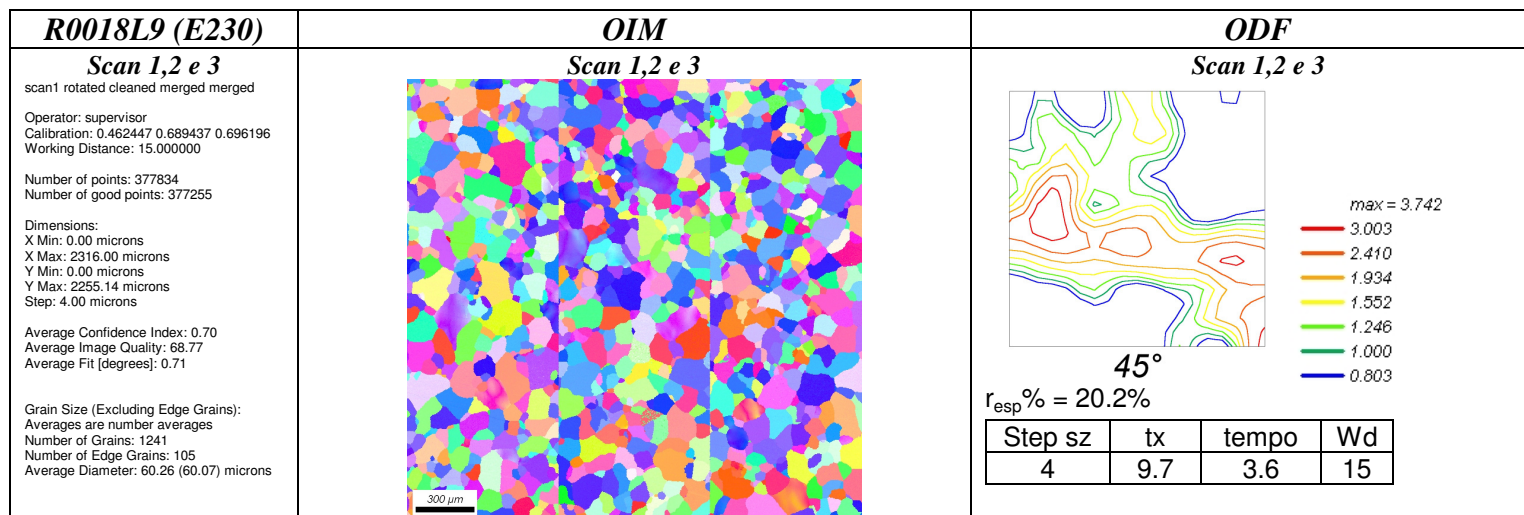
ANEXO Ic. OIM e ODF - aço E230 recozido

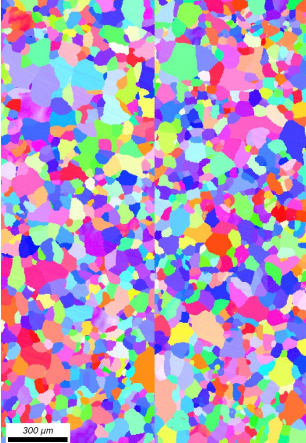
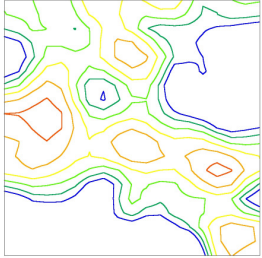
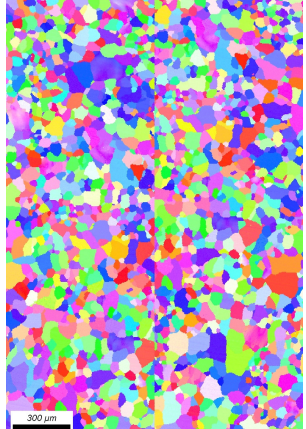
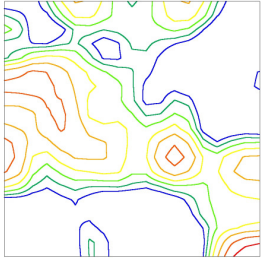


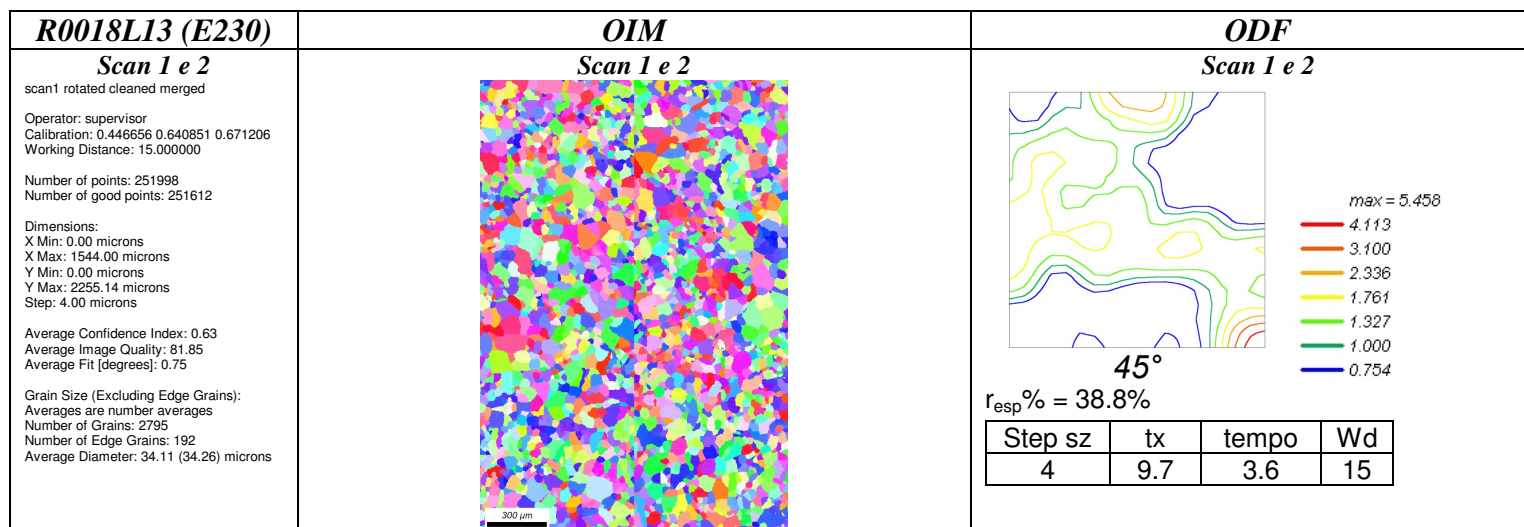
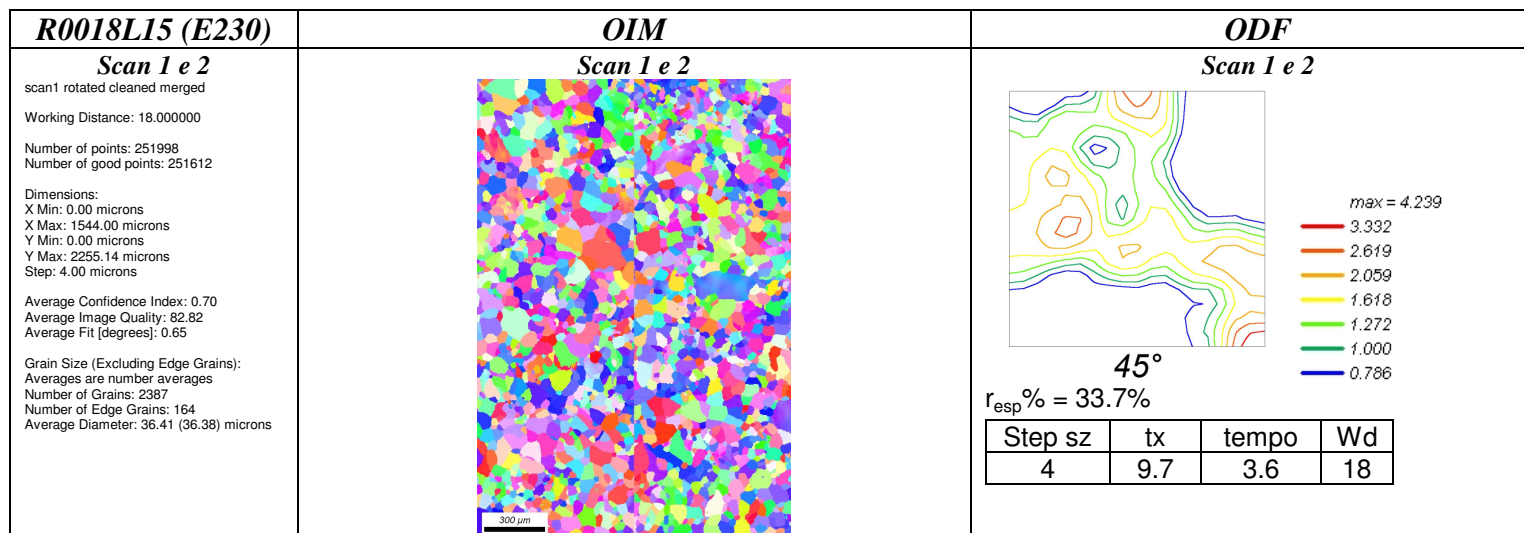


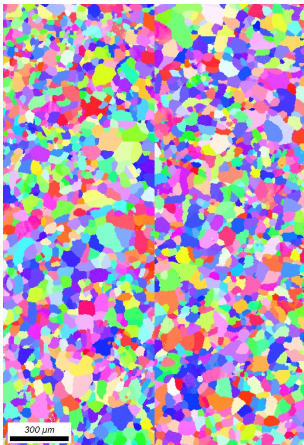
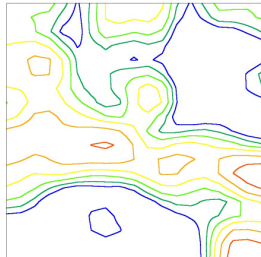
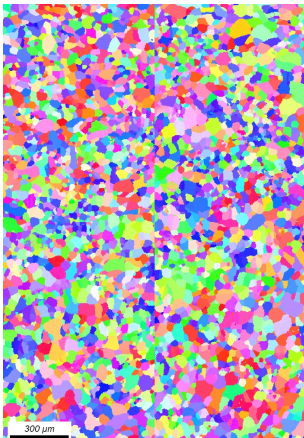
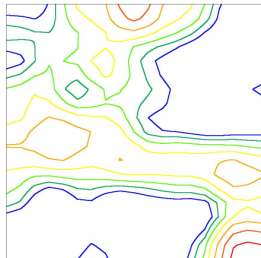


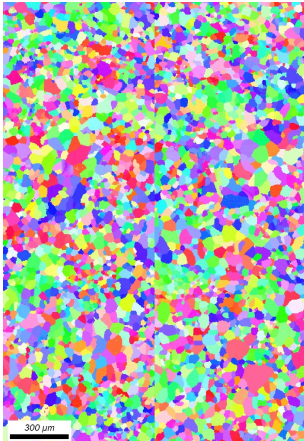
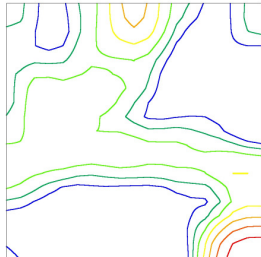
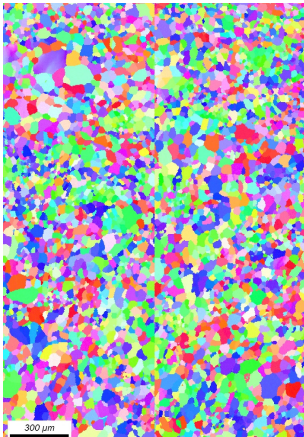
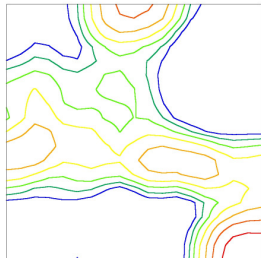


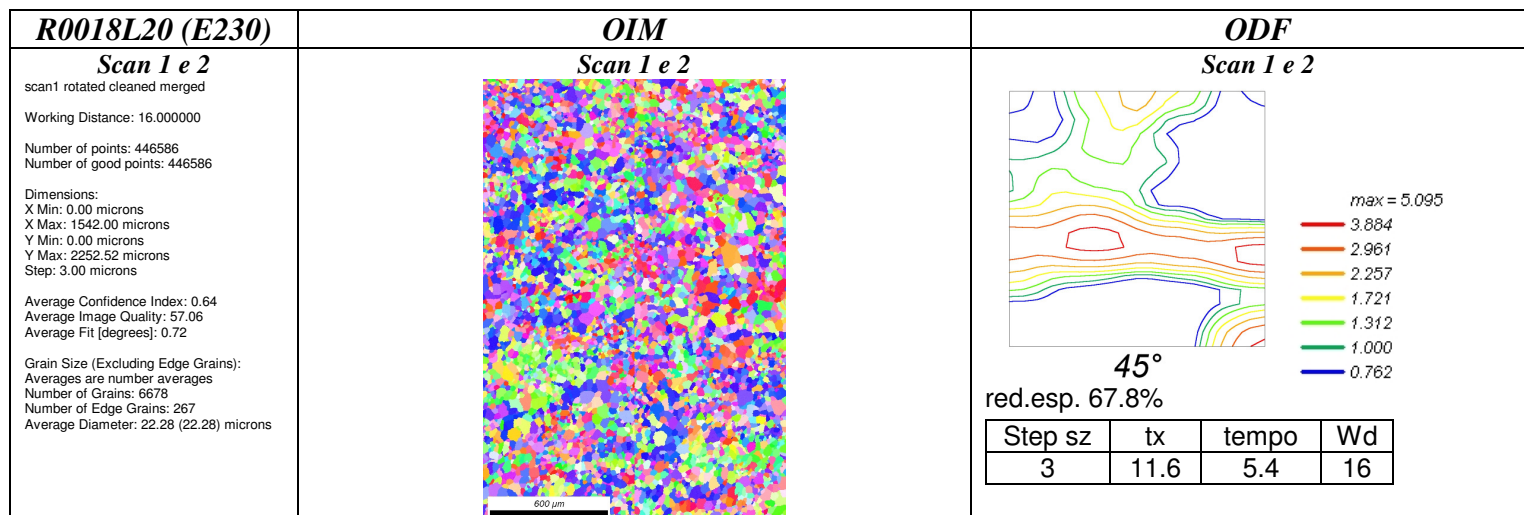
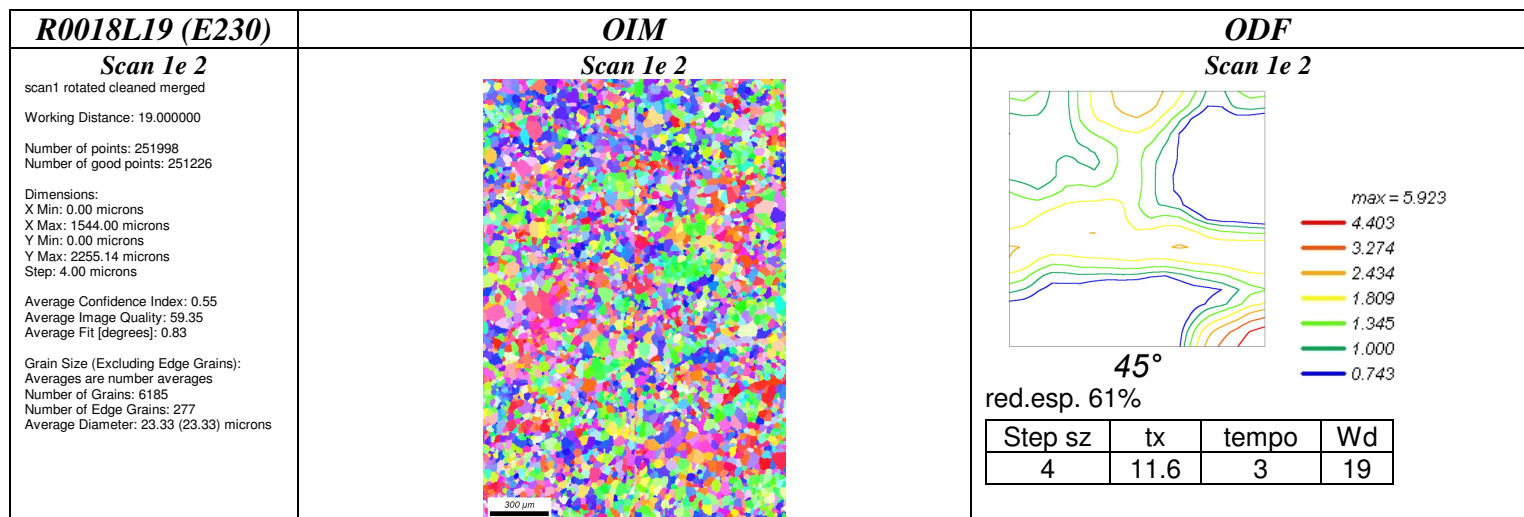


R0018L6 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 15.000000 Number of points: 251998 Number of good points: 251612 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1544.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2255.14 microns Step: 4.00 microns Average Confidence Index: 0.71 Average Image Quality: 61.71 Average Fit [degrees]: 0.63 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 1708 Number of Edge Grains: 156 Average Diameter: 42.55 (42.73) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° r_{esp}% = 29.4% <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>4</td><td>11.6</td><td>3</td><td>15</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	4	11.6	3	15
Step sz	tx	tempo	Wd							
4	11.6	3	15							
R0018L11 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned Operator: supervisor Calibration: 0.448889 0.747916 0.708973 Working Distance: 13.000000 Number of points: 125775 Number of good points: 125775 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 772.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2248.20 microns Step: 4.00 microns Average Confidence Index: 0.67 Average Image Quality: 83.25 Average Fit [degrees]: 0.74 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 1101 Number of Edge Grains: 162 Average Diameter: 38.42 (38.59) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° r_{esp}% = 33.6% <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>4</td><td>9.7/11.6</td><td>3.6/3</td><td>13</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	4	9.7/11.6	3.6/3	13
Step sz	tx	tempo	Wd							
4	9.7/11.6	3.6/3	13							



R0018L14 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 13.000000 Number of points: 251998 Number of good points: 251612 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1544.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2255.14 microns Step: 4.00 microns Average Confidence Index: 0.69 Average Image Quality: 68.65 Average Fit [degrees]: 0.65 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 2998 Number of Edge Grains: 221 Average Diameter: 32.38 (32.67) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° r_{esp} % = 42.2% <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>4</td><td>11.6</td><td>3</td><td>13</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	4	11.6	3	13
Step sz	tx	tempo	Wd							
4	11.6	3	13							
R0018L12 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 19.000000 Number of points: 251998 Number of good points: 251612 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1544.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2255.14 microns Step: 4.00 microns Average Confidence Index: 0.64 Average Image Quality: 74.57 Average Fit [degrees]: 0.73 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 4401 Number of Edge Grains: 207 Average Diameter: 27.40 (27.33) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  45° red.esp. 45.7% <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>4</td><td>9.7</td><td>3.6</td><td>19</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	4	9.7	3.6	19
Step sz	tx	tempo	Wd							
4	9.7	3.6	19							

R0018L17 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Working Distance: 15.000000 Number of points: 251998 Number of good points: 251612 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1544.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2255.14 microns Step: 4.00 microns Average Confidence Index: 0.70 Average Image Quality: 61.63 Average Fit [degrees]: 0.64 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 4673 Number of Edge Grains: 240 Average Diameter: 26.77 (26.82) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  max = 6.267 4.616 3.399 2.503 1.844 1.358 1.000 0.736 45° red.esp. 48.2% <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>4</td><td>11.6</td><td>3</td><td>15</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	4	11.6	3	15
Step sz	tx	tempo	Wd							
4	11.6	3	15							
R0018L18 (E230) Scan 1 e 2 scan1 rotated cleaned merged Operator: supervisor Calibration: 0.445300 0.748400 0.703700 Working Distance: 12.000000 Number of points: 251998 Number of good points: 251612 Dimensions: X Min: 0.00 microns X Max: 1544.00 microns Y Min: 0.00 microns Y Max: 2255.14 microns Step: 4.00 microns Average Confidence Index: 0.67 Average Image Quality: 59.64 Average Fit [degrees]: 0.67 Grain Size (Excluding Edge Grains): Averages are number averages Number of Grains: 5328 Number of Edge Grains: 254 Average Diameter: 24.99 (25.11) microns	OIM Scan 1 e 2 	ODF Scan 1 e 2  max = 5.064 3.864 2.949 2.250 1.717 1.310 1.000 0.763 45° red.esp. 51.7% <table><tr><td>Step sz</td><td>tx</td><td>tempo</td><td>Wd</td></tr><tr><td>4</td><td>11.6</td><td>3</td><td>12</td></tr></table>	Step sz	tx	tempo	Wd	4	11.6	3	12
Step sz	tx	tempo	Wd							
4	11.6	3	12							



ANEXO Id. OIM e ODF - aço E105 recozido

