

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ**  
**CENTRO DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE**  
**MATERIAIS**

**FRANCISCO NÉLIO COSTA FREITAS**

**INFLUÊNCIA DA RECRISTALIZAÇÃO NO COMPORTAMENTO DA TEXTURA**  
**CRISTALOGRÁFICA E NAS PERDAS MAGNÉTICAS POR HISTERESE DE UM**  
**AÇO ELÉTRICO DE GRÃO NÃO ORIENTADO (GNO)**

**FORTALEZA**

**2011**

**FRANCISCO NÉLIO COSTA FREITAS**

**INFLUÊNCIA DA RECRISTALIZAÇÃO NO COMPORTAMENTO DA TEXTURA  
CRISTALOGRÁFICA E NAS PERDAS MAGNÉTICAS POR HISTERESE DE UM  
AÇO ELÉTRICO DE GRÃO NÃO ORIENTADO (GNO)**

Tese Submetida à Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial para obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência de Materiais.

**Área de Concentração:**

Processos de Transformação e Degradação dos Materiais.

**Orientador:**

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

**FORTALEZA**

**2011**

F936i Freitas, Francisco Nélio Costa  
Influência da recristalização no comportamento da textura cristalográfica e nas perdas magnéticas por histerese de um aço elétrico de grão não orientado (GNO) / Francisco Nélio Costa Freitas, 2011.  
169 f. ; Il.; enc.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu  
Área de concentração: Processos de Transformação e Degradação dos Materiais.

Tese (doutorado) - Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Fortaleza, 2011.

1. Engenharia metalúrgica. 2. Metalurgia física - Engenharia. I. Abreu, Hamilton Ferreira Gomes de (orient.) . II. Universidade Federal do Ceará – Programa de Pós- Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais. III. Título.

CDD 669



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

PARECER DA COMISSÃO DE TESE DE DOUTORADO

FRANCISCO NÉLIO COSTA FREITAS

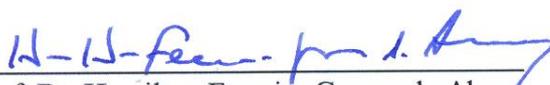
INFLUÊNCIA DA RECRISTALIZAÇÃO NO COMPORTAMENTO DA TEXTURA  
CRISTALOGRÁFICA E NAS PERDAS MAGNÉTICAS POR HISTERESE DE UM  
AÇO ELÉTRICO DE GRÃO NÃO ORIENTADO (GNO)

A Comissão de Tese composta pelos professores Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Marcelo José Gomes da Silva, da Universidade Federal do Ceará; Carlos Marley de Souza Júnior, da Universidade Federal do Ceará; Fernando José Gomes Landgraf, da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo e Manoel Ribeiro da Silva da Universidade Federal de Itajubá, considera o candidato:

Aprovado

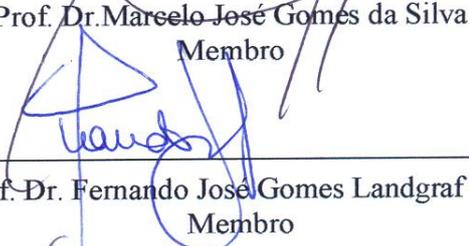
Não Aprovado

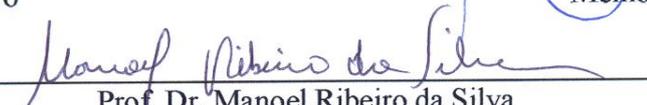
Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da  
Universidade Federal do Ceará, em 29 de julho de 2011.

  
Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu  
Presidente e Orientador

  
Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva  
Membro

  
Prof. Dr. Carlos Marley de Souza Júnior  
Membro

  
Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf  
Membro

  
Prof. Dr. Manoel Ribeiro da Silva  
Membro

*A DEUS por ser o grande responsável pela realização deste trabalho, pois me concedeu vida e saúde para a execução do mesmo. No momento mais crítico de minha vida ele me sustentou e sempre estará à frente de meus caminhos, de minhas decisões e da minha família. “Senhor faça-se em minha vida a sua vontade sempre em primeiro lugar”.*

*A meus pais Basílio Gomes de Freitas (In memorian) e Olívia Costa de Freitas pela incansável luta na busca de uma educação de qualidade para seus filhos.*

*A minha querida e amada esposa Elizabeth Pereira Alves Freitas por ser uma companheira presente e indiscutivelmente maravilhosa. “Eu te amo meu amor”.*

*A meu querido e amado filho Francisco Arthur Pereira Costa Freitas, pois a exemplo de meus pais lutarei incansavelmente por sua educação e suas práticas de respeito aos princípios de DEUS e ao próximo. “Eu te amo meu filho”.*

*A meus irmãos Francisco José Costa Freitas e Francisco Sávio Costa Freitas, pois na falta de meu pai dedicaram-se à minha educação e ao meu bem estar como se eu fosse um de seus próprios filhos.*

*A meu sogro Francisco Assis de Souza e a minha sogra Sandra Maria Pereira, pois tenho sido tratado por eles como um verdadeiro filho.*

## AGRADECIMENTOS

A DEUS pelo dom da vida e pela incondicional presença em minha vida.

Ao meu orientador Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pela constante orientação, pelos inúmeros ensinamentos e pela amizade tanto no decorrer deste trabalho como para todos os momentos de minha vida.

Ao Prof. Dr. Lindberg Lima Gonçalves pelo incentivo, pelo apoio, pela grande seriedade e dedicação em seus ensinamentos e pela constante busca ao sucesso do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais.

Ao Prof. Dr. Ricardo Emílio Quevedo Nogueira pelo incentivo, pelo apoio e pela seriedade em seu trabalho a frente da Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais.

Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda pelo incentivo, pelo constante apoio, pela amizade e por seus ricos ensinamentos técnicos e profissionais.

Ao Prof. Dr. Manoel Ribeiro da Silva (Universidade Federal de Itajubá) pelo apoio e pronta disponibilidade na realização das medidas magnéticas

Ao Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva pelo incentivo, pela constante valorização demonstrada à realização deste trabalho e pela amizade construída

Ao Prof. Dr. Carlos Marley de Souza Júnior pela grande e leal amizade construída ao longo desses anos, pelo incentivo e pelas grandes contribuições na realização deste trabalho

A todos os professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais pelos inúmeros ensinamentos, pela amizade e pela incondicional atenção quando solicitados.

Ao estimado amigo Luiz Flávio Gaspar Herculano pelo companheirismo e incondicional amizade na convivência estudantil e pessoal.

Aos colegas de turma Rodrigo Freitas, Francisco Estênio, Luiz Flávio, Silvio José, Cleiton Carvalho (atualmente professor deste departamento) e Willys Machado pela constante amizade na convivência estudantil e pessoal.

À Empresa USIMINAS pela doação do material.

Ao LABORATÓRIO DE CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS (LACAM) da UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ (UFC) pela infraestrutura disponibilizada para a realização deste trabalho.

Ao INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO CEARÁ – CAMPUS MARACANAÚ pelo incentivo, pelo apoio e pela valorização na realização deste trabalho.

Aos companheiros de trabalho Daniel Alencar, Venceslau Xavier, Rodrigo Freitas, Samuel Dias, Geraldo Ramalho, Adriano Holanda, Frederico dos Santos, José Ciro, Francisco Oliveira, Pedro Pedrosa, Luiz Daniel, Fábio Timbó e Celso Rogério pela constante amizade e pelo apoio na realização deste trabalho.

Ao SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL (SENAI) – UNIDADE MARACANAÚ, nas pessoas do Sr. Tarcísio José Cavalcante Bastos e da Sra. Rosane Andrade Damasceno pelo grande incentivo e apoio na realização deste trabalho.

À minha mãe, Olívia Costa de Freitas, pelo incondicional apoio e grande valorização na realização deste trabalho.

À minha esposa, Elizabeth Pereira Alves Freitas, pelo incondicional apoio, pela tolerância, pelo constante companheirismo e pela grande valorização na realização deste trabalho.

Aos meus irmãos, Francisco José Costa Freitas e Francisco Sávio Costa Freitas, pelo incondicional apoio e pela grande valorização na realização deste trabalho.

A meu sogro e minha sogra, Francisco Assis de Souza e Sandra Maria Pereira, pelo incondicional apoio e pela grande valorização na realização deste trabalho.

*Vós, portanto, orai assim:*

*Pai nosso que estás no céu, santificado seja o teu nome;*

*Venha o teu reino;*

*Seja feita a tua vontade, como no céu, assim também na terra;*

*O pão nosso de cada dia dá-nos hoje;*

*Perdoa as nossas dívidas, assim como nós perdoamos aos que nos devem;*

*E não nos introduzas em tentação, mas livra-nos do maligno.*

*Amém.*

*Mateus 6, 9-13.*

## RESUMO

Aços elétricos de grão não orientado são amplamente utilizados na fabricação de núcleos para motores elétricos, sendo o desempenho destes equipamentos afetado pela textura cristalográfica presente nesses materiais. Já o tamanho de grão interfere consideravelmente nas perdas magnéticas. A textura cristalográfica e o tamanho de grão são extremamente influenciados pelo tratamento térmico de recozimento realizado após o processo de laminação a frio para obtenção de tiras metálicas desses aços. O recozimento promove estados de recristalização na microestrutura do material e esses estados estão intimamente relacionados com a textura cristalográfica. O objetivo deste trabalho é avaliar a influência da recristalização no comportamento da textura cristalográfica e das perdas magnéticas por histerese de um aço elétrico de grão não orientado com 1,28% Si que foi laminado a frio industrialmente com reduções de 50 e 70%. Amostras do material nas condições laminado a frio, parcialmente recristalizadas a 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C e recozidas a 730°C por 12 horas (recozimento em caixa) foram analisadas quanto à microestrutura, textura cristalográfica e perdas magnéticas por histerese. O material também foi submetido a tratamentos térmicos para crescimento de grão e estes também foram avaliados com respeito à microestrutura e a textura cristalográfica. Os resultados mostraram o início da recristalização primária nas condições parcialmente recristalizadas e os tratamentos térmicos para crescimento de grão provocaram a ocorrência de recristalização secundária. A textura cristalográfica foi modificada pelas condições parcialmente recristalizadas, pelo recozimento em caixa e pela recristalização secundária. Quanto às perdas magnéticas por histerese, o recozimento em caixa promoveu uma diminuição destas.

**Palavras-chave:** Aço elétrico de grão não orientado, recristalização, textura cristalográfica e perdas magnéticas por histerese.

## ABSTRACT

Non-oriented electrical steels are widely used in the manufacture of cores for electric motors being the performance of this equipment affected by the presence of crystallographic texture in these materials. In other hand, the grain size considerably affects the magnetic losses. The crystallographic texture and grain size are greatly influenced by the annealing process performed after cold rolling of these steels. Annealing promotes recrystallization in the microstructure of the material which is closely related with the crystallographic texture. The objective of this study is to evaluate the influence of recrystallization on the evolution of crystallographic texture and hysteresis magnetic losses by in non-oriented grain electrical steel with 1.28% Si that was cold rolled with reductions of 50 and 70% in an industrial plant. Samples of the material in the conditions cold rolled and partially recrystallized at 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 and 620°C and annealed at 730°C for 12 hours (box annealing) were analyzed in the aspects of microstructure, crystallographic texture and magnetic hysteresis losses. The material was also subjected to heat treatment for grain growth and they were also evaluated with respect to the microstructure and crystallographic texture. The results showed the evolution of primary recrystallization and also the microstructure and texture when the material is subjected to final heat treatment that promotes grain growth and secondary recrystallization. The crystallographic texture has changed in the process of primary recrystallization occurred during box annealing and also in the process of secondary recrystallization after heat treatment simulating the final processing of the material. The evaluation of hysteresis magnetic losses showed that the box annealing promoted a reduction of these.

**Keywords:** Non-oriented electrical steel, recrystallization, crystallographic texture and hysteresis magnetic losses.

## SUMÁRIO

RESUMO .....	v
ABSTRACT .....	vi
1. INTRODUÇÃO .....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	4
2.1. Textura Cristalográfica .....	4
2.2. Recristalização .....	14
2.3. Propriedades Magnéticas .....	20
2.4. Textura Cristalográfica, Recristalização e Propriedades Magnéticas em Aços Elétricos de Grão Não Orientado (GNO) .....	26
3. MATERIAL E MÉTODOS .....	38
3.1. Material .....	38
3.2. Tratamento Térmico Adicional para Crescimento de Grão .....	39
3.3. Preparação Metalográfica .....	40
3.4. Microscopia Ótica .....	41
3.5. Difração de Raios-X .....	42
3.6. EBSD ( <i>Electron Backscatter Diffraction</i> ) .....	43
3.7. Medidas de Microdureza .....	44
3.8. Obtenção das Curvas de Histerese Magnética .....	45
3.9. Medição do Tamanho de Grão .....	46
3.10. Identificação das Amostras .....	46
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	48
4.1. Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 50% (AE-50) .....	48
4.2. Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 70% (AE-70) .....	56

4.3. Comparação entre a Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 50% (AE-50) e do Aço Elétrico GNO Laminado 70% (AE-70) .....	64
4.4. Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 50% Submetido a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão .....	67
4.5. Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 70% Submetido a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão .....	73
4.6. Comparação entre a Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 50% e do Aço Elétrico GNO Laminado 70% Submetidos a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão .....	79
4.7. Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 50% (AE-50) .....	82
4.8. Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 70% (AE-70) .....	91
4.9. Comparação entre a Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 50% (AE-50) e a Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 70% (AE-70) .....	100
4.10. Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 50% Submetido a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão .....	109
4.11. Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 70% Submetido a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão .....	115
4.12. Comparação entre a Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 50% e do Aço Elétrico GNO Laminado 70% Submetidos a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão .....	121
4.13. Avaliação das Perdas Magnéticas por Histerese do Aço Elétrico GNO Laminado 50% e do Aço Elétrico GNO Laminado 70% .....	134

5. CONCLUSÕES .....	141
6. RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	148
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	149
ANEXO 1 .....	153
ANEXO 2 .....	154
ANEXO 3 .....	155
ANEXO 4 .....	156
ANEXO 5 .....	157
ANEXO 6 .....	158

## 1. INTRODUÇÃO

Os aços elétricos fazem parte de uma classe especial dos aços conhecida por suas excelentes propriedades magnéticas alcançadas por um maior teor de silício na sua composição química em relação aos aços comuns. O aumento do silício contribui para uma maior resistividade elétrica e baixas perdas magnéticas, o que torna o material extremamente atraente para dispositivos elétricos tais como transformadores, motores e geradores. Os aços elétricos são produzidos normalmente em tiras, em geral com espessura inferior a 2,0mm, obtidas por processos de laminação a frio e posterior tratamento térmico de recozimento.

O crescimento constante no consumo de energia elétrica faz com que a necessidade pelo desenvolvimento de materiais mais eficientes para máquinas elétricas aumente de forma apreciável, pois isso diminui a dissipação e conseqüente desperdício de energia que tem impacto direto no meio ambiente (STOJAKOVIC, 2008).

Os futuros esforços no sentido de melhorar esta eficiência serão direcionados para controlar os elementos residuais no material, aperfeiçoar os processos de laminação a quente e a frio e buscar o desenvolvimento da textura cristalográfica próxima à ideal, objetivando aumentar o desempenho do produto acabado (PETROVIC, 2010).

No tocante ao mercado mundial, os aços elétricos recebem grande destaque por possuírem alto valor agregado e apresentarem elevada lucratividade em tempos mais recentes. Apesar de não ser o principal produto de siderúrgicas instaladas no Brasil, como ACESITA, CSN e USIMINAS, a comercialização do material representa uma boa parcela de seus lucros. Diante do exposto, é natural que o interesse tecnológico nessa classe de aços tenha considerável aumento, sendo necessária uma maior atuação científica para responder a esses interesses de maior eficiência por parte do material (CASTRO, 2008).

Os aços elétricos foram desenvolvidos no início do século 20 e logo passaram a ser os materiais preferidos para núcleos de grandes transformadores, motores e geradores. O montante total desses materiais é de 1% da produção mundial de aço. O Comitê de Estudos Econômicos de Bruxelas (WSA) informa que a produção mundial de chapas do material em 2008 foi de 10.291.000 toneladas e na União Européia foi de 1.498.000 toneladas, o que contribuiu para fazer a produção quase dobrar nos últimos 10 anos (PETROVIC, 2010).

Os aços para aplicações elétricas são divididos basicamente em duas grandes famílias: os aços de grão orientado (GO) e os de grão não orientado (GNO). O principal uso dos aços elétricos GO é em núcleos de transformadores elétricos. São materiais com percentual de

silício a partir de 3%, produzidos de maneira a induzir a formação de uma textura cristalográfica do tipo (110)[001], denominada de orientação Goss (SILVA, 2007).

As chapas do aço elétrico GO apresentam tipicamente uma espessura menor do que 0,35mm, tamanho de grão médio maior que 0,5mm, ou seja, apenas um grão na direção da espessura da chapa. Já que nessa textura existe apenas uma direção [100] paralela à direção de laminação, as propriedades magnéticas são boas na direção de laminação e ruins nas outras direções e com isso, o corte e a montagem das chapas nos núcleos dos transformadores devem ser feitos de maneira que o fluxo magnético seja conduzido paralelamente à direção de laminação das chapas.

Os motores elétricos, por outro lado, são máquinas em que o campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa, mas muda constantemente de direção. Para esse tipo de aplicação, utilizam-se os aços elétricos GNO. A nomenclatura é errônea, pois o fato é que nesses aços também há uma textura cristalográfica evidenciada. Conforme a anisotropia de propriedades magnéticas em função das diferentes direções cristalográficas, a textura teórica ideal para esta aplicação seria do tipo (100)[0vw], ou seja, todos os grãos com planos (100) paralelos à superfície da chapa e direções [100] presentes em todas as direções no plano da chapa. Essa orientação também é conhecida como fibra [100] paralela à direção normal da chapa. Contudo, os aços disponíveis hoje não apresentam essa textura, pois ainda não foi descoberto um processo comercial que produza essa textura ideal (LANDGRAF & TAKANOHASHI, 2003). Muitas vezes observam-se aços elétricos GNO com uma componente Goss pronunciada, pois essa orientação tem pelo menos uma orientação de fácil magnetização paralela à superfície da lâmina (CAMPOS *et al*, 1997).

Os aços elétricos GNO são divididos em duas classes: os semiprocessados e os totalmente processados. Os totalmente processados têm sua textura final desenvolvida na própria usina siderúrgica, que entrega o material totalmente recozido. Já os semiprocessados são fornecidos com um pequeno grau de encruamento, suficiente para que o recozimento final produza um grão da ordem de 100 a 150 $\mu$ m. A textura final é produzida pelo tratamento térmico de recozimento (CAMPOS, 2000).

A motivação do presente trabalho é baseada na íntima relação que o fenômeno metalúrgico da recristalização tem com o comportamento da textura cristalográfica de um determinado aço, já que o processamento final, ou intermediário, dos aços elétricos é feito através de um tratamento térmico de recozimento fazendo com que a microestrutura do material tome determinadas formas e disposições através da recristalização primária ou

recristalização secundária (crescimento anormal de grão). Essas formas e disposições determinam a textura final que estará presente no aço para aplicações elétricas.

O objetivo deste estudo é avaliar a influência da recristalização parcial e da recristalização secundária na textura cristalográfica de um aço elétrico de grão não orientado (GNO) com reduções de 50 e 70% na espessura, obtidas por laminação industrial (laminação a frio). Também faz parte do objetivo, observar o comportamento das perdas magnéticas por histerese em função do nível de recristalização presente na microestrutura do material.

A textura cristalográfica foi analisada por meio das técnicas de Difração de Raios-X e EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*). A observação da microestrutura das amostras foi realizada através da Microscopia Ótica. Para avaliar os níveis de recristalização, também foram realizadas medidas de Microdureza Vickers. Lembrando que as análises por EBSD também fornecem uma excelente apreciação dos níveis de recristalização em uma determinada microestrutura metálica. Quanto às análises das perdas magnéticas por histerese, foram levantadas curvas de histerese (B x H) por meio da técnica de VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*).

As análises por difração de raios-X, EBSD, Microscopia Ótica, Microdureza e VSM foram realizadas em amostras parcialmente recristalizadas às temperaturas de 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C. Os mesmos procedimentos também foram realizados nas amostras laminadas a frio e recozidas a 730°C por 12 horas (recozimento em caixa). Esses procedimentos foram realizados para as duas condições de laminação (50 e 70%) já citadas.

Com o objetivo de promover o crescimento de grão foram realizados tratamentos térmicos para as temperaturas de 620, 730, 840 e 900°C. Cada temperatura foi administrada durante os tempos de 1, 10, 100 e 1000 minutos. Esses tratamentos também foram realizados para as duas condições de laminação (50 e 70%). No caso das amostras submetidas a esses tratamentos térmicos para crescimento de grão, foram realizadas as análises por Difração de Raios-X, EBSD, Microscopia Ótica e Microdureza Vickers.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Textura Cristalográfica

A forma de distribuição das orientações dos cristais constituintes de um material metálico, em particular o aço, é denominada textura. Considera-se um metal com ausência de textura quando a distribuição das orientações dos cristais no agregado policristalino é totalmente aleatória. Algumas diferentes etapas de processamento dos metais como solidificação, deformação plástica e recristalização, conduzem à formação de uma distribuição de orientação preferencial, onde determinados eixos cristalográficos posicionam-se de forma geométrica definida em relação às direções macroscópicas do corpo metálico.

A presença de textura num agregado policristalino confere propriedades físicas e propriedades mecânicas, diferentes para as diversas direções macroscópicas do metal, ou seja, conduz o material metálico a um comportamento anisotrópico (FREITAS, 2003).

Assim a textura pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um material policristalino não é aleatória. Algumas vezes utiliza-se a expressão textura aleatória para dar definição à ausência de orientação preferencial (VIANA, 2001). A figura 2.1 mostra de forma mais clara a distribuição que o agregado cristalino pode assumir.

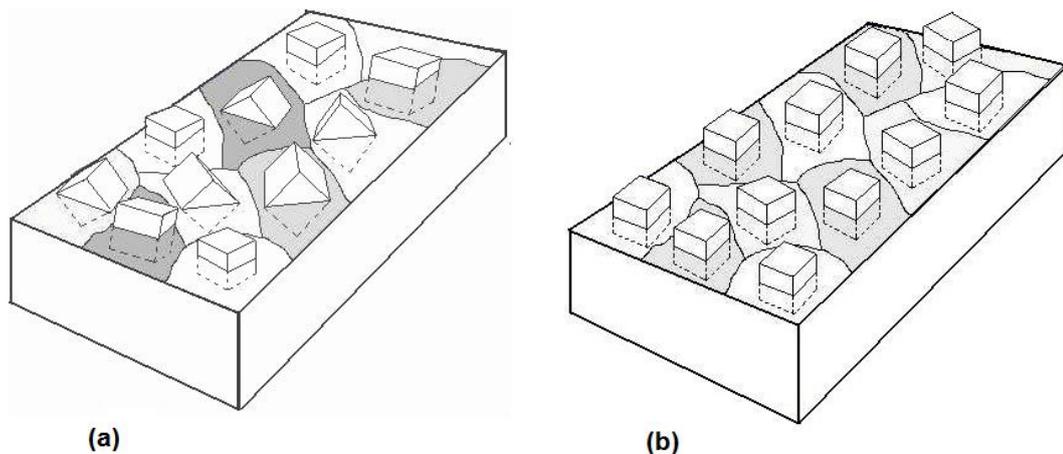


Figura 2.1. Distribuição dos cristais de forma (a) aleatória (sem textura) e (b) preferencial (com textura) (FREITAS, 2003).

Em geral, diz-se que a textura é formada por componentes. Uma componente é representada por uma orientação cristalina ideal próxima da qual as orientações de um razoável volume do material (número de grãos) se agrupam. Em se tratando de uma chapa laminada, a componente é representada por um plano cristalino (hkl), que é paralelo ao plano da chapa, e pela direção [uvw] pertencente ao plano (hkl), que é paralela a direção de laminação (DL). Daí estabelece-se a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal à direção de laminação) e DN (direção normal à direção de laminação) da chapa. Na figura 2.2, a componente ali representada é a de um cubo girado, (100)[110].

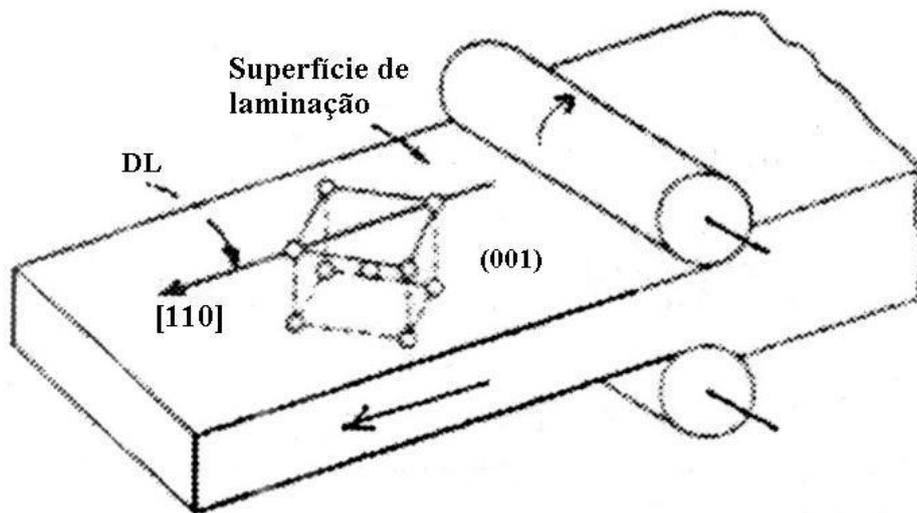


Figura 2.2. Componente (001)[110] em uma chapa laminada (VIANA, 2001).

Existe uma função, denominada Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC), que caracteriza a densidade de probabilidades de se encontrar determinadas orientações, ou componentes, (hkl)[uvw] em uma amostra do material. Esta probabilidade, num material sem textura é igual a 1. Na FDOC, a orientação de um cristal é definida segundo três ângulos, denominados ângulos de Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ), os quais constituem três rotações consecutivas, vistas na figura 2.3, que aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] dos cristais ( $x^c, y^c$  e  $z^c$ ), tornam os mesmos coincidentes com as direções DL, DT e DN ( $x^s, y^s$  e  $z^s$ ). As figuras 2.4 e 2.5 ilustram os cristais antes e após as rotações segundo os ângulos de Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ) mostrados na figura logo abaixo.

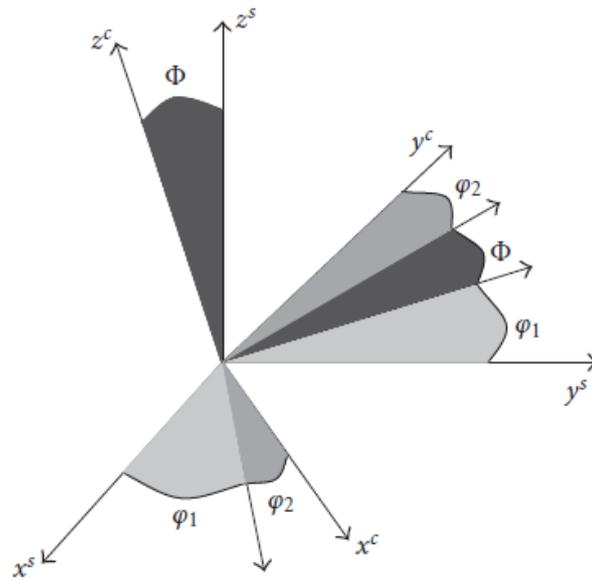


Figura 2.3. Definição dos ângulos de Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ) de acordo com a notação de Bunge (KESTENS & JACOBS, 2008).

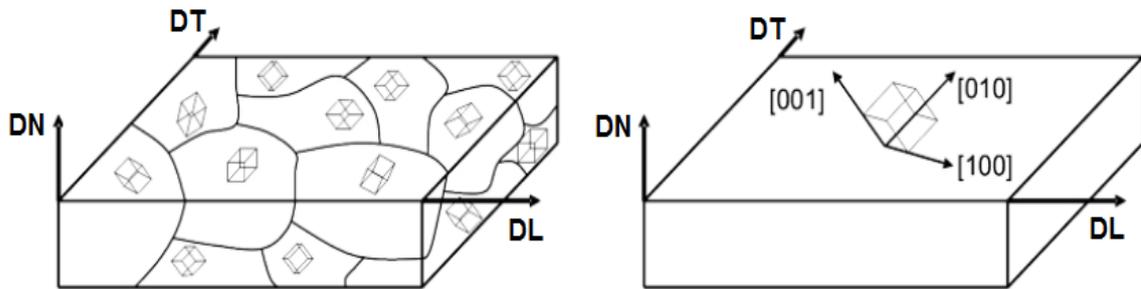


Figura 2.4. Representação dos cristais antes das rotações por meio dos ângulos de Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ) (STOJAKOVIC, 2008).

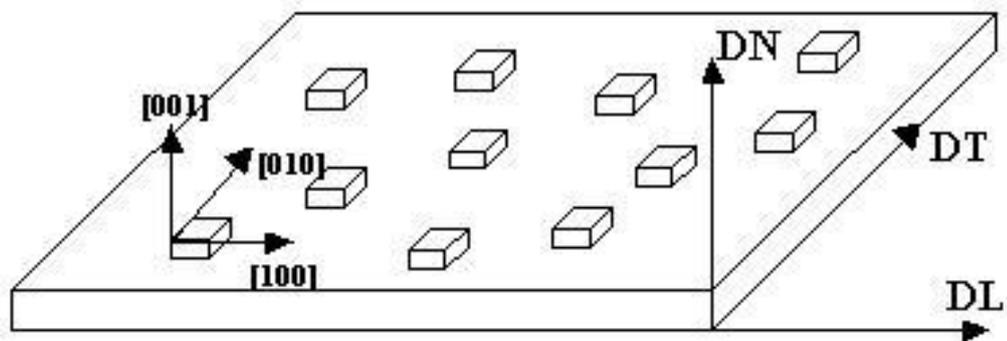


Figura 2.5. Representação dos cristais após as rotações por meio dos ângulos de Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ) (ABREU, 1998).

Conforme mostrado na figura 2.6, a FDOC é representada em seções de  $\varphi_2 = \text{constante}$  e cada seção possui curvas de nível de isovalor que serão interpretadas por ábacos anteriormente descritos, semelhantes ao da figura 2.7.

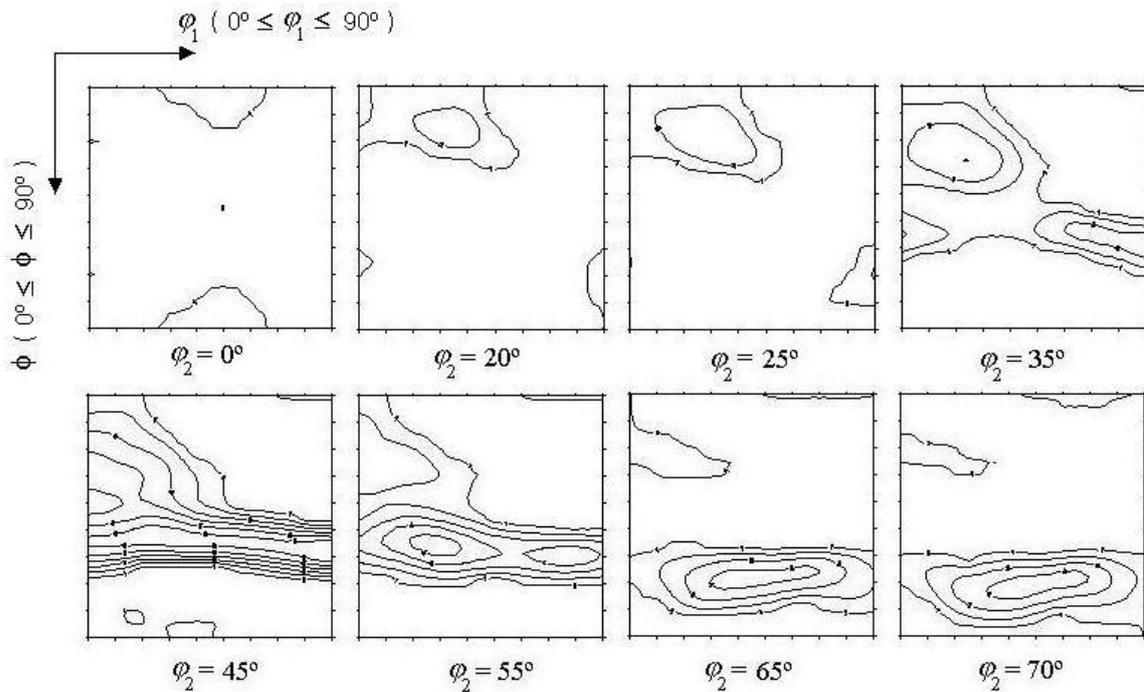


Figura 2.6. FDOC's para um aço carbono laminado a frio (FREITAS, 2003).

Comumente se apresenta a textura de aços usando apenas a seção de  $\varphi_2 = 45^\circ$  (conforme notação de Bunge), pois ela contém os principais planos e direções para análise desses materiais no que diz respeito à textura cristalográfica. Esses planos e direções podem ser interpretados através do ábaco mostrado na figura 2.7, possuindo este três fibras características  $\alpha$  (DL),  $\gamma$  (DN) e  $\theta$  (DT):

- Fibra  $\alpha$  - família de direções  $\langle 110 \rangle$  paralelas à direção de laminação (DL);
- Fibra  $\gamma$  - família de direções  $\langle 111 \rangle$  paralelas à direção normal (DN) à direção de laminação;
- Fibra  $\theta$  - família de direções  $\langle 001 \rangle$  paralelas à direção normal (DN) à direção de laminação.

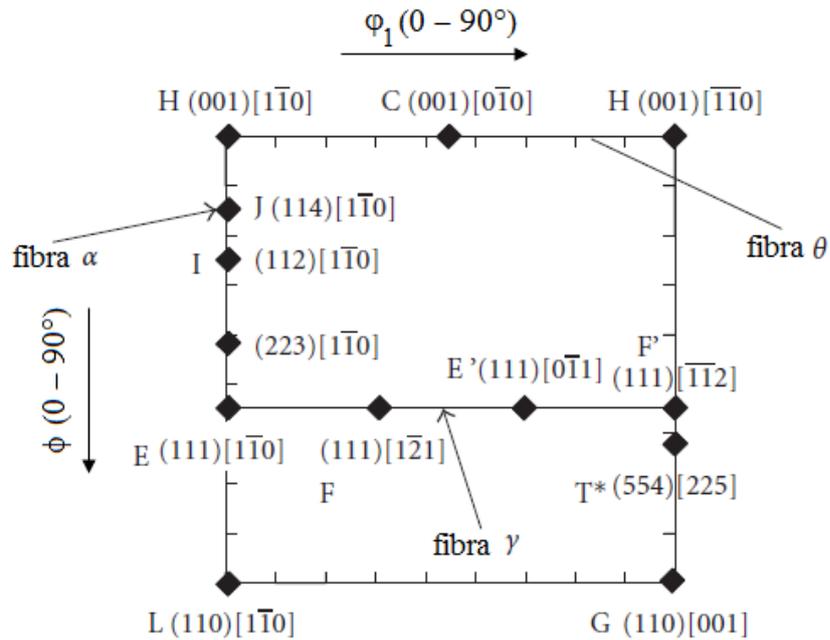


Figura 2.7. Ábaco mostrando os principais planos e direções para a seção de  $\phi_2 = 45^\circ$  juntamente com as fibras  $\alpha$ ,  $\gamma$  e  $\theta$  (KESTENS & JACOBS, 2008).

Uma das técnicas experimentais mais comuns para determinação da FDOC é a difração de raios-X. Esse método consiste em obter figuras de pólos, baseadas em projeções estereográficas, conforme a configuração de um goniômetro que é ilustrado na figura 2.8. Um feixe de raios-X é incidido sobre a amostra e a parte da radiação refletida é coletada por um sistema de detecção que processa o sinal e fornece as figuras de pólos que vão dar origem à FDOC. A incidência da radiação sobre a amostra se dá ao mesmo tempo em que o ângulo de difração  $2\theta$  aumenta.

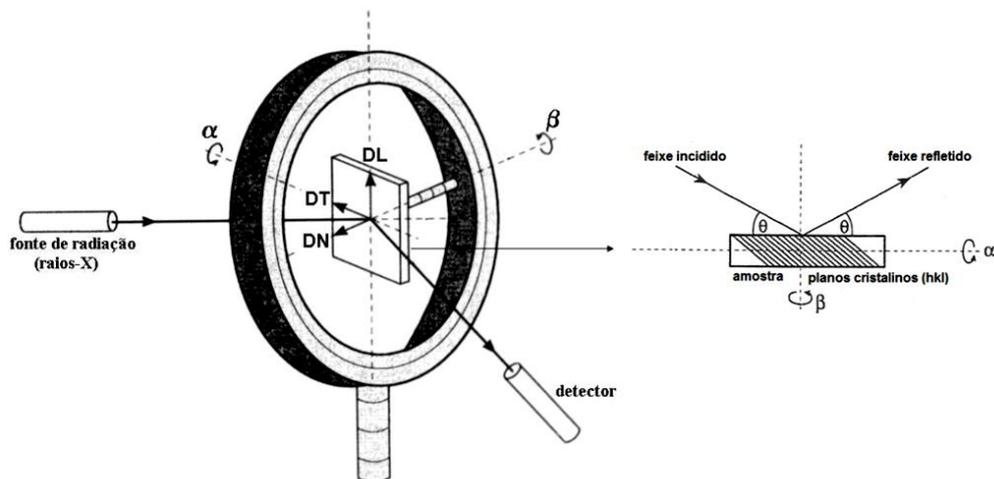


Figura 2.8. Configuração da técnica de difração de raios-X (RANDLE & ENGLER, 2000).

A técnica de difração de raios-X avalia a textura cristalográfica de maneira macro, ou seja, leva em conta um volume considerável de cristais do material. Se for considerada a textura de poucos cristais ou até mesmo de um único cristal (caracterizando a microtextura), é conveniente o uso de uma técnica experimental conhecida por EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*).

O método experimental por EBSD é baseado na aquisição de imagens através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e é muito utilizado no estudo de microestruturas e textura cristalográfica de metais (HUMPHREYS, 1999).

Através de padrões de difração, conhecidos por padrões de Kikuchi de alto ângulo, é que a técnica de EBSD pode ser utilizada para realizar análises tais como metalografia quantitativa, detalhes em grãos e subgrãos e recristalização em materiais metálicos. Recentes desenvolvimentos na instrumentação e em softwares permitem que estruturas de grão maiores que 0,1  $\mu\text{m}$  podem ser analisadas de forma qualitativa e quantitativa por meio da técnica de EBSD (HUMPHREYS, 2004).

Por meio da figura 2.9, pode-se observar um interessante resultado obtido por EBSD em uma liga metálica Al-Fe-Mn que foi deformada por laminação a frio e em seguida submetida a um tratamento térmico de recozimento nas temperaturas de 250°C, 300°C e 350°C. Os grãos deformados são característicos por possuírem pequenos grãos (subgrãos) em seu interior, representados pelas linhas claras dos contornos. Na figura 2.9d há uma separação dos grãos deformados da figura 2.9b, que estão na cor cinza, dos grãos recristalizados da mesma figura, que estão coloridos. Cada cor sobre os grãos coloridos na figura 2.9d representa uma orientação cristalográfica (microtextura).

Outro resultado obtido por EBSD em uma liga Al-Mg que foi deformada por compressão plana a 350°C é visto na figura 2.10. A seção vista é a do plano formado pelas direções de laminação (DL) e normal a direção de laminação (DN). A figura 2.10a mostra os grãos deformados que são delimitados pelos contornos de alto ângulo, representados por linhas escuras, e no interior desses estão os subgrãos delimitados por contornos de baixo ângulo, representados pelas linhas claras. Na figura 2.10b tem-se uma microestrutura com destaque para os grãos coloridos. Semelhante ao que já foi mostrado na figura 2.9d, cada cor está relacionada com uma direção cristalográfica particular (HUMPHREYS, 2001).

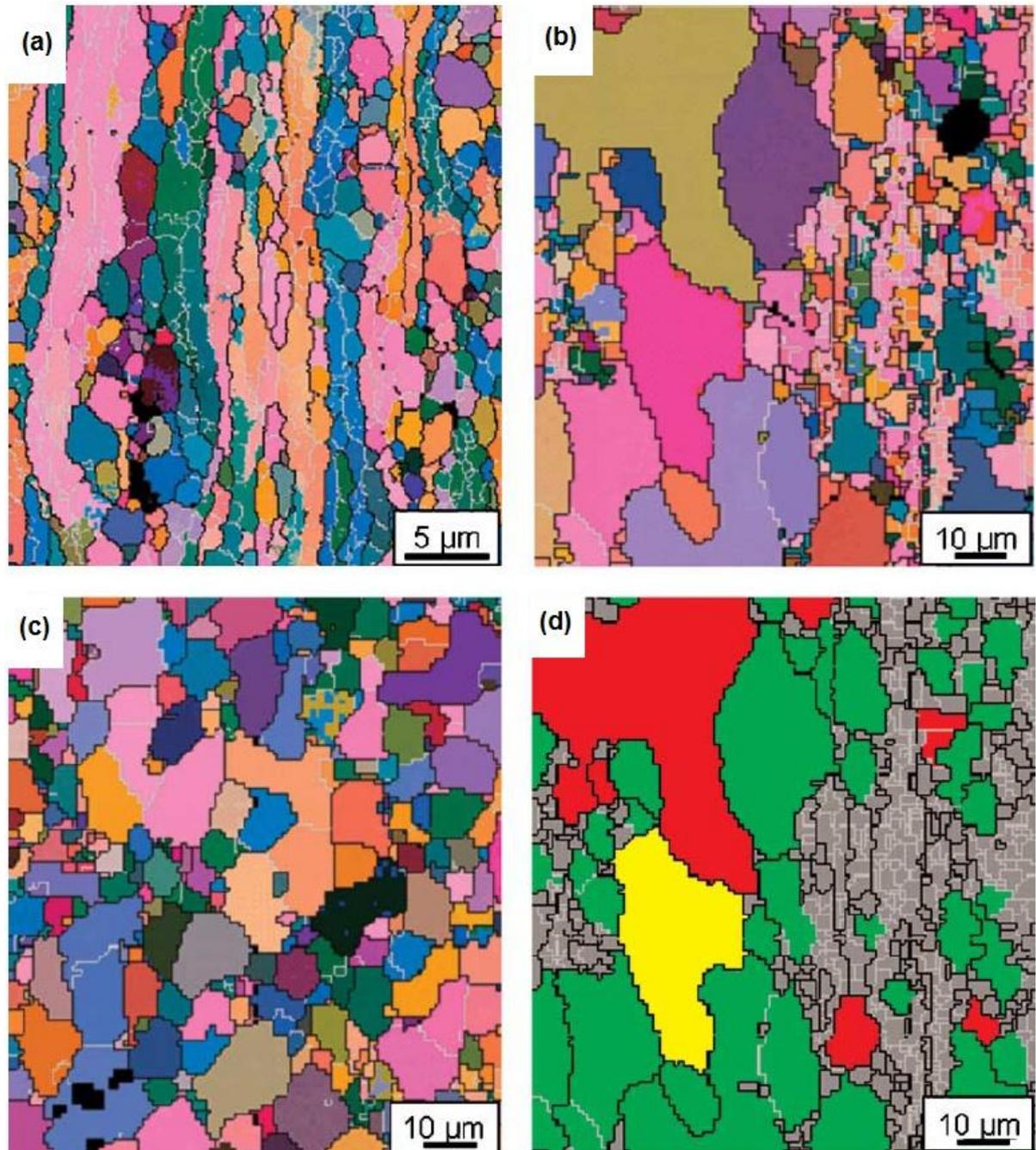


Figura 2.9. Mapa de EBSD mostrando as mudanças microestruturais durante o recozimento de uma liga metálica Al-Fe-Mn deformada por laminação a frio e recozida a (a) 250°C, (b) 300°C, (c) 350°C e (d) mesmo mapa de (b) separando os grãos deformados (cor cinza) dos grãos recristalizados (coloridos) (JAZAERI & HUMPHREYS, 2004).

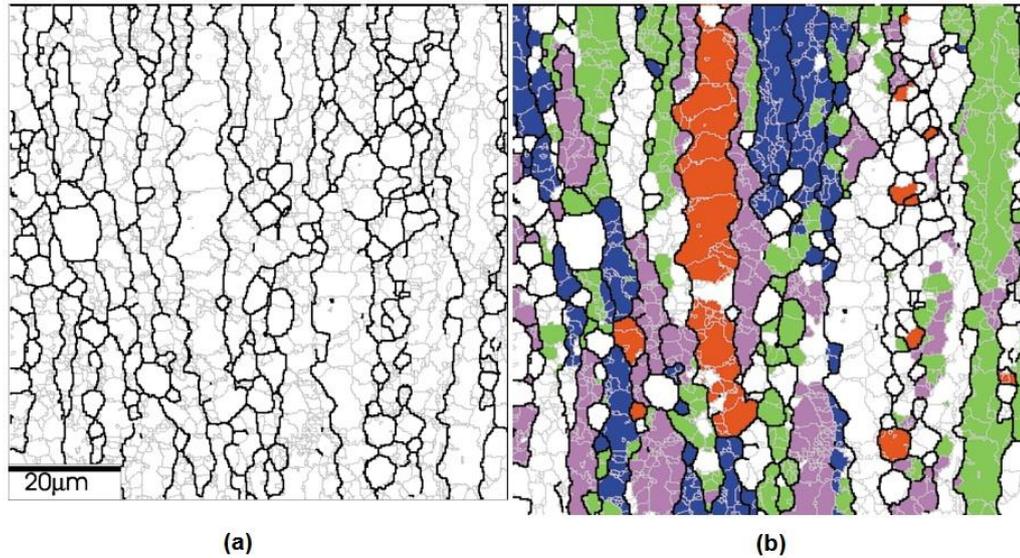


Figura 2.10. Mapa de orientações obtido por EBSD para uma liga comercial Al-Mg (AA5182) deformada por compressão plana a 350°C (HUMPHREYS, 2001).

Além da FDOC, a textura cristalográfica de um material metálico também pode ser avaliada através das figuras de pólo inversas. Na maioria dos casos, estas são calculadas através da FDOC que foi obtida convencionalmente, mas também podem ser calculadas diretamente pelos métodos de difração já mencionados. A figura 2.11 mostra a figura de pólo inversa de uma chapa de aço laminada com 8 reflexões representadas pelas direções  $[uvw]$  e pelos valores numéricos sobre as curvas de nível (curvas de isovalor) que estabelecem a intensidade de ocorrência da direção (RANDLE & ENGLER, 2000). Da mesma forma que as figuras 2.9d e 2.10b usam mapas de cores para representar as orientações cristalográficas, as figuras de pólo inversas podem quantificar a textura de um determinado material através dessas cores conforme exemplo mostrado na figura 2.12.

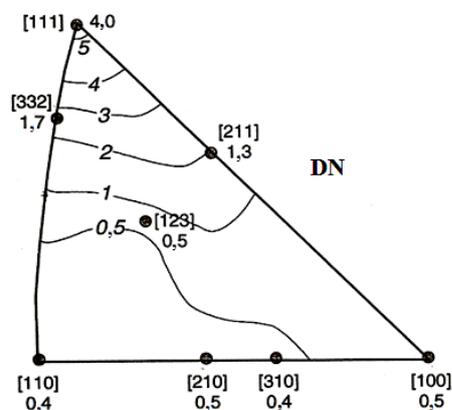


Figura 2.11. Figura de pólos inversa da direção DN de uma chapa de aço laminada (RANDLE & ENGLER, 2000).

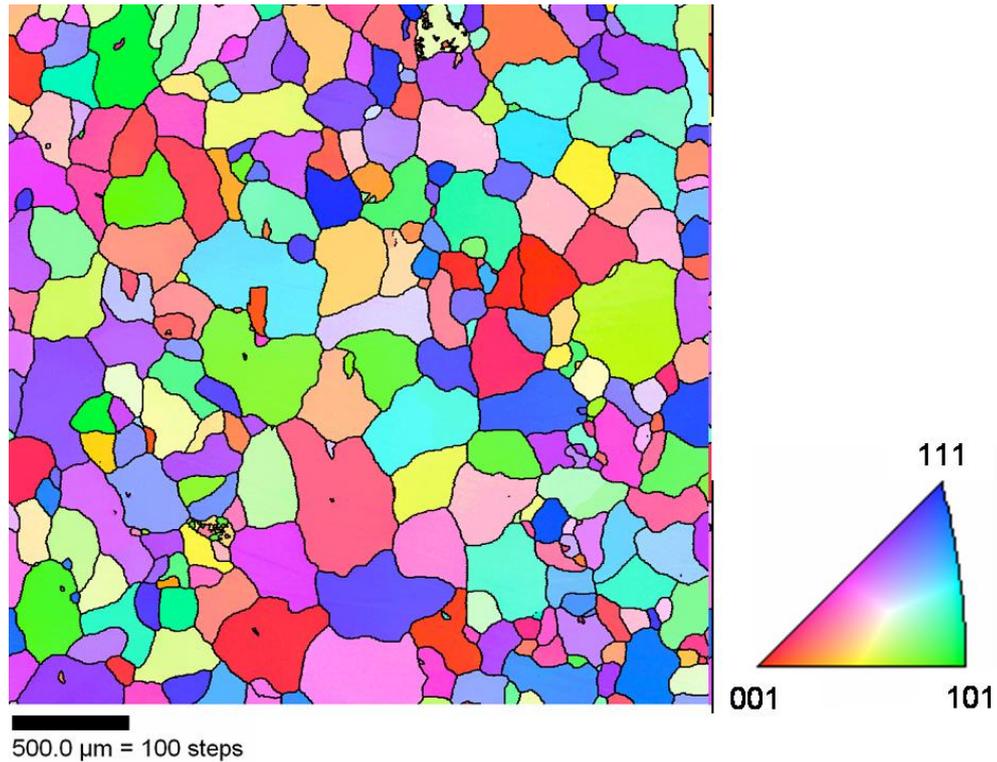


Figura 2.12. Mapa de orientações obtido por EBSD de um aço elétrico GNO com 1,12% Si encruado 8% por laminação a frio e recozido a 787°C por 60 minutos (BENNETT & ROLLETT, 2006).

A textura cristalográfica em materiais metálicos pode ser decorrente de vários fatores e entre os mais importantes tem-se a textura resultante da deformação plástica e a textura resultante da recristalização do metal.

Os cristais, ou grãos, de agregados policristalinos como os materiais metálicos se orientam com a deformação plástica de maneira que determinadas direções cristalográficas posicionam-se segundo as direções principais da estrutura cristalina do metal. Essa distribuição de orientação caracteriza a textura de deformação.

Quando um metal deformado é submetido ao tratamento térmico de recozimento pode ocorrer recuperação e/ou recristalização (dependendo do grau de deformação, do tempo e principalmente da temperatura de recozimento). A ocorrência de recristalização pode gerar orientações cristalográficas preferenciais completamente diferentes daquelas geradas pela deformação. Na realidade, a recristalização pode tanto levar à ausência de textura, como desenvolver componentes de textura extremamente intensas ou simplesmente não alterar a textura de deformação (FREITAS, 2003). A figura 2.13 ilustra a textura cristalográfica obtida para um aço IF (*Interstitial Free*) que tem estrutura CCC, semelhante à estrutura dos aços elétricos de grão não orientado.

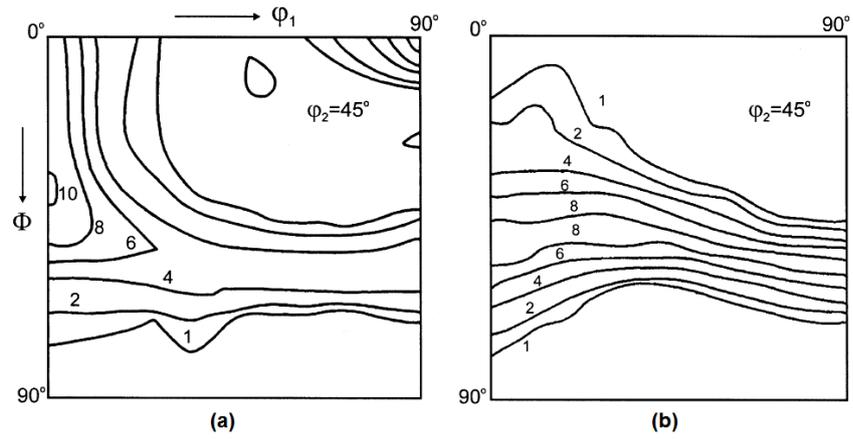


Figura 2.13. FDOC para um aço IF (a) laminado (textura de deformação) e (b) recristalizado (textura de recristalização) (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004).

## 2.2. Recristalização

A deformação plástica de um metal devido implica na movimentação e geração de discordâncias. Essas discordâncias são defeitos da rede cristalina que não ocorrem no equilíbrio termodinâmico e, portanto, o sólido deformado tende a remover esses defeitos da rede. Por outro lado, embora sejam termodinamicamente instáveis, o arranjo de discordâncias no cristal deformado é mecanicamente estável. Por meio de um tratamento térmico que promova energia térmica suficiente no interior do cristal deformado, ocorrerá a desestabilização do arranjo de discordâncias (GOTTSTEIN & SHVINDLERMAN, 1999).

Se o material é aquecido a uma temperatura elevada (recozimento), processos termicamente ativados, como a difusão em estado sólido, oferecem mecanismos pelos quais os defeitos podem ser removidos ou, alternativamente, arranjados em configurações de mais baixa energia.

No recozimento, a temperaturas elevadas, de um metal deformado a frio a microestrutura e as propriedades podem ser parcialmente restauradas aos seus valores originais como consequência da aniquilação e rearranjo das discordâncias. As mudanças microestruturais durante a recuperação são relativamente homogêneas e geralmente não afetam os limites entre os grãos deformados conforme mostrado na figura 2.14b. Essa recuperação envolve apenas uma restauração parcial das propriedades porque a estrutura de discordâncias não é completamente removida (figura 2.14b).

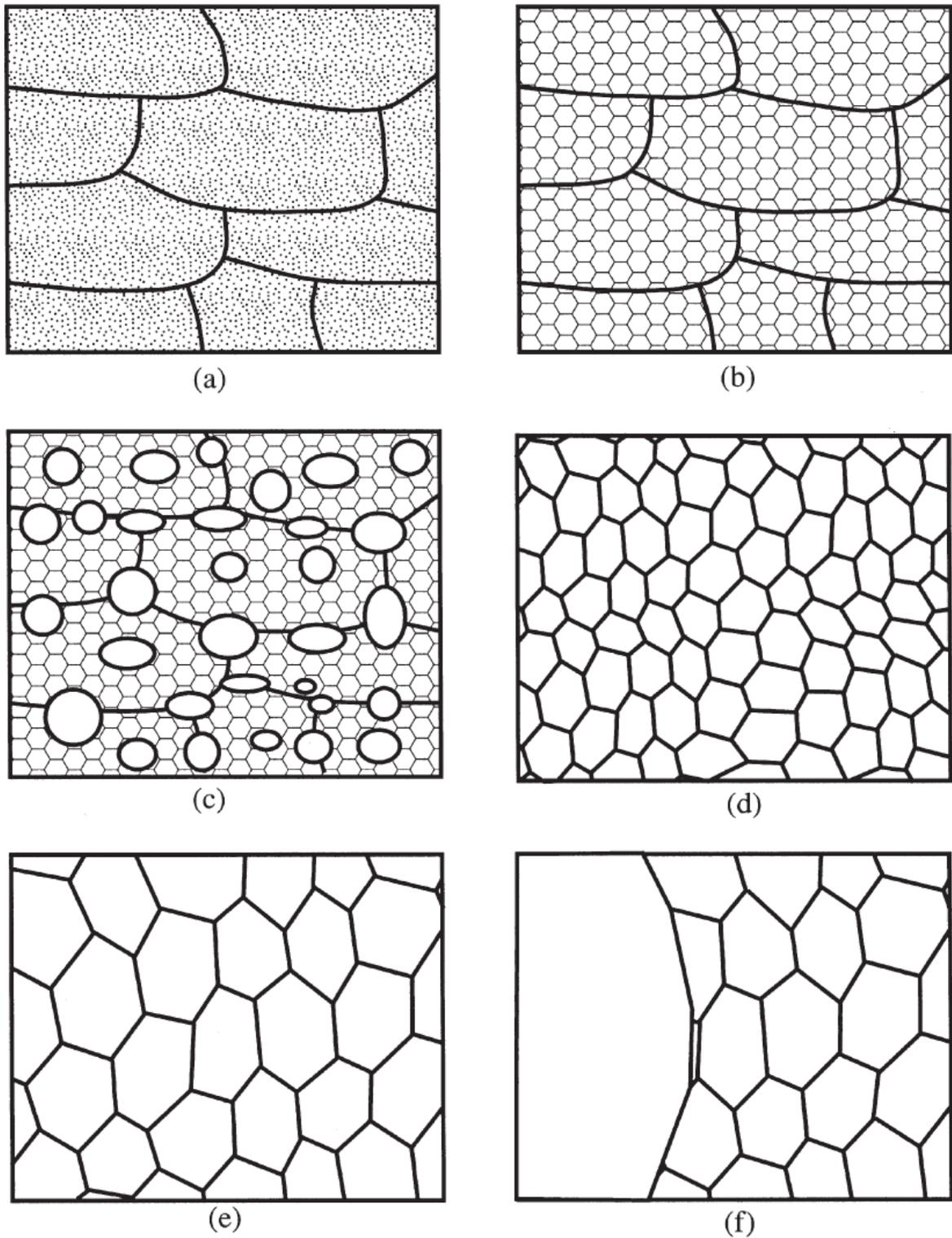


Figura 2.14. Ilustração esquemática do processo de recozimento. Microestrutura (a) deformada, (b) recuperada, (c) recristalizada parcialmente, (d) completamente recristalizada, (e) com crescimento de grão e (f) com crescimento anormal de grão (recristalização secundária) (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004).

Um processo de restauração chamado de recristalização ocorre e nele novos grãos livres das discordâncias são formados dentro da estrutura deformada como mostra a figura 2.14c. Estes novos grãos crescem e consomem os grãos menores, resultando em uma nova estrutura de grãos com uma baixa densidade de discordâncias conforme visto na figura 2.14d. Esse fenômeno é também conhecido por recristalização primária. A recristalização também pode ocorrer durante a deformação em temperaturas elevadas e neste caso é denominada recristalização dinâmica.

Embora a recristalização remova as discordâncias, o material ainda contém contornos de grão que são termodinamicamente instáveis. Recozimentos adicionais podem resultar em crescimento de grãos em que os grãos menores são eliminados pelo crescimento dos grãos maiores e os contornos de grão assumem uma configuração de baixa energia que é ilustrada na figura 2.14e. Em certas circunstâncias esse crescimento normal de grãos pode dar lugar a um crescimento seletivo de alguns grãos grandes, o que é mostrado na figura 2.14f. Esse processo é conhecido como o crescimento anormal de grãos ou recristalização secundária (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004).

O tamanho de grão após a recristalização primária pode ser representado pelo diagrama de recristalização mostrado na figura 2.15 como função do grau de deformação prévia no material e da temperatura de recristalização adotada. No diagrama é mostrado que uma deformação mínima é necessária para iniciar a recristalização e que quanto maior for a deformação menor é a temperatura de início da recristalização (HAASEN, 1996).

A cinética de recristalização, isto é, as mudanças na fração de volume recristalizado (X) em função do tempo de recozimento (t), ilustrada na figura 2.16, é determinada pela ativação térmica dos mecanismos de nucleação da recristalização e do crescimento desses núcleos (GOTTSTEIN & SHVINDLERMAN, 1999). Essa fração X pode ser quantificada pela equação 2.1 (AVRAMI, 1939, KOLMOGOROV, 1937, JOHNSON & MEHL, 1939).

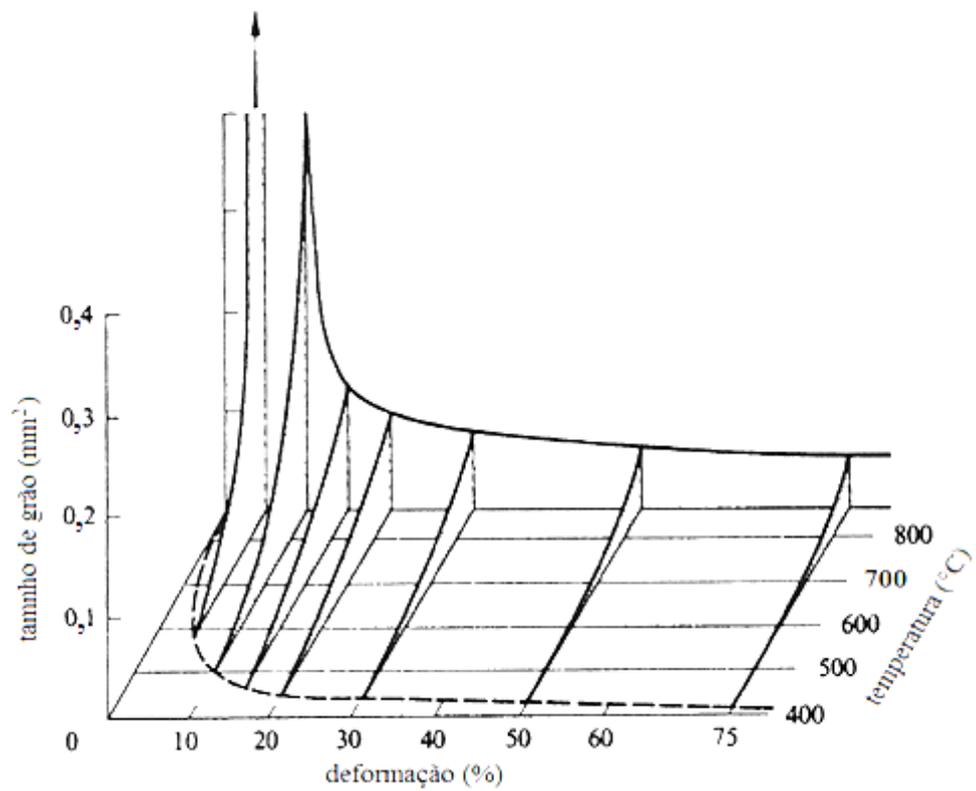


Figura 2.15. Diagrama de recristalização para o ferro eletrolítico após o tratamento térmico de recozimento por 1 hora (BURGERS, 1963).

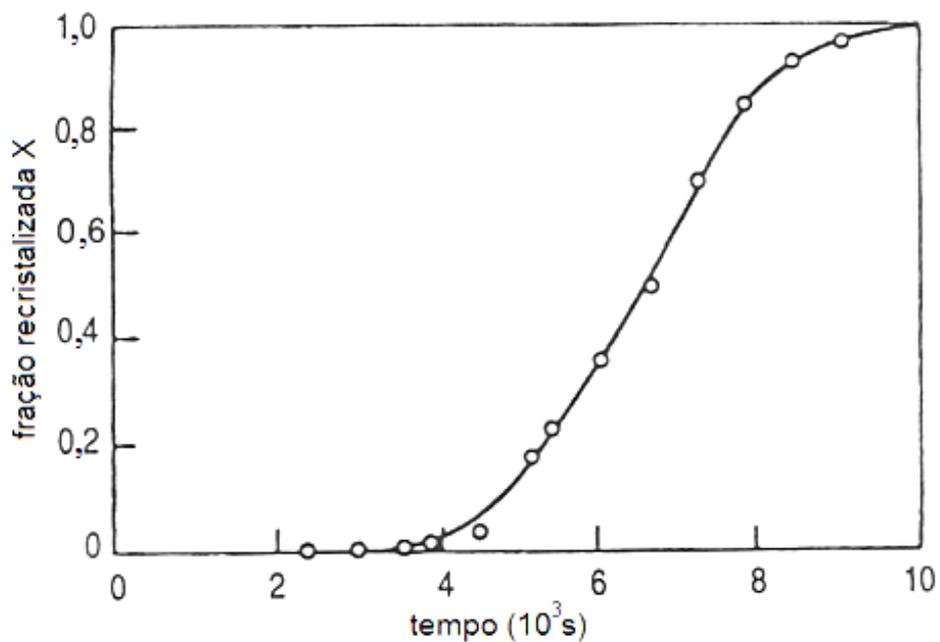


Figura 2.16. Fração de volume recristalizada como função do tempo de recozimento a 350°C para uma deformação de 5,1% (ANDERSON & MEHL, 1945).

$$X=1-\exp\left\{-\left(\frac{t}{t_R}\right)^q\right\} \quad (2.1)$$

Onde:

- $q$  é expoente de AVRAMI;
- $t_R$  é o tempo característico para um volume recristalizado de 63,5%.

No caso da recristalização secundária, a fração transformada ( $X$ ), ou seja, a fração volumétrica de grãos com crescimento anormal (grãos secundários) cresce em detrimento da fração de grãos normais, como ilustrado na figura 2.17. A equação 2.2 é quem rege a cinética de recristalização secundária.

$$X=1-\exp(-At^K) \quad (2.2)$$

Onde:

- $A$  e  $K$  são constantes dependentes da temperatura e do material;
- $t$  é o tempo após o início da recristalização secundária.

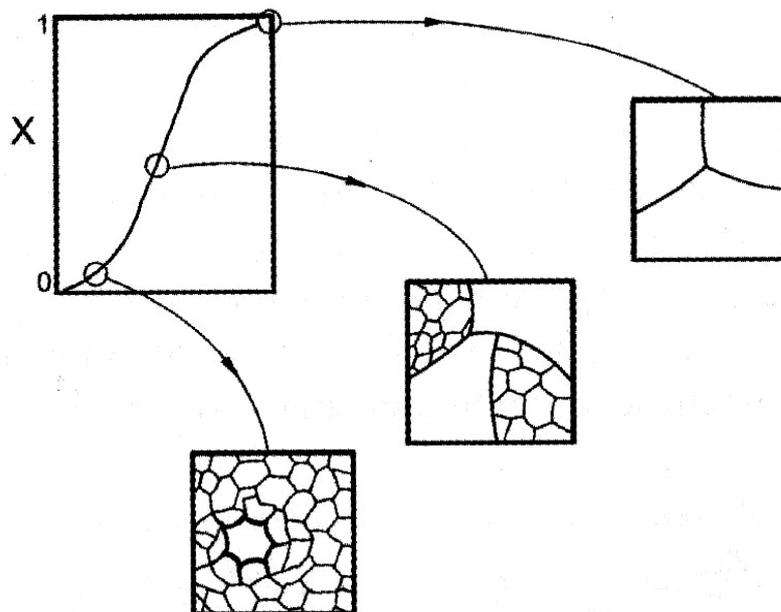


Figura 2.17. Representação esquemática da cinética de recristalização secundária (PADILHA & SICILIANO JR, 2005).

A figura 2.18 mostra um exemplo do fenômeno de recristalização desde o estágio primário até o crescimento anormal dos grãos para um aço elétrico de grão não orientado com

0,24% Si. O crescimento dos grãos se dá de forma colunar e é função do tempo de recozimento. Primeiramente o material foi submetido a um recozimento a 750°C por 6 minutos em ar atmosférico com o objetivo de provocar a recristalização primária. Após a recristalização primária o material foi submetido a outro recozimento a 880°C, em atmosfera descarboxetada, nos tempos 30, 60, 90, 120 e 150 segundos. Os tempos de 30, 60 e 90 segundos (figuras 2.18b, 2.18c e 2.18d) causaram crescimento de grão em relação ao estado de recristalização primária (figura 2.18a), mas os tempos de 120 e 150 segundos praticamente não alteraram a microestrutura em relação ao tempo de 90 segundos (figura 2.18d).

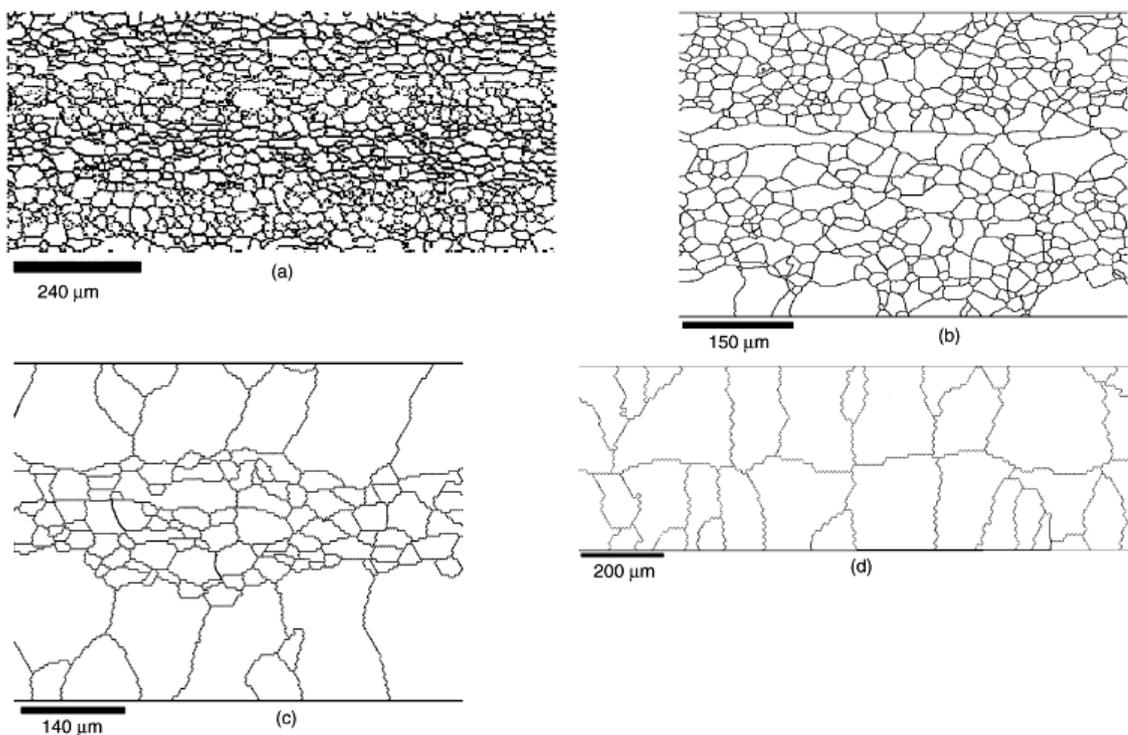


Figura 2.18. Microestruturas obtidas por EBSD mostrando os estados (a) após recristalização primária, (b) 880°C por 30 segundos, (c) 880°C por 60 segundos e (d) 880°C por 90, 120 e 150 segundos (D'ZUBINSK'Y *et al*, 2004).

### 2.3. Propriedades Magnéticas

Os aços elétricos são materiais magneticamente moles utilizados em inúmeras aplicações, tais como equipamentos para geração e utilização de energia elétrica. Estes aços não conduzem corrente elétrica e sim fluxo magnético, que circula no interior do material. Os aços elétricos de grão não orientado (GNO) são utilizados em aplicações que exigem isotropia das propriedades magnéticas ao longo do plano da chapa. O emprego destes aços é muito amplo, se destacando o uso em motores elétricos de pequeno e grande porte.

A adição do silício ao ferro altera as propriedades elétricas, magnéticas e mecânicas do aço, aumentando sua resistividade elétrica e diminuindo sua anisotropia. Isto é de grande interesse no caso dos aços elétricos, pois estes materiais são utilizados em equipamentos em que um campo magnético variável é aplicado em várias direções e com o aumento da resistividade elétrica as correntes de Foucault geradas pela variação com campo magnético no tempo diminuem e com a diminuição da anisotropia o campo magnético pode ser aplicado em qualquer direção sem que ocorram grandes diferenças entre as direções. No entanto, a adição do silício diminui a indução do material, fazendo este saturar em um menor valor de fluxo magnético (BOHN, 2004).

Quando um campo magnético  $H$  é aplicado em um material os domínios mudam de forma e de tamanho mediante o movimento dos contornos. Na figura 2.19a observa-se estruturas esquemáticas do domínio em vários pontos ao longo da curva  $B$  (fluxo magnético) em função de  $H$  (campo magnético). A partir da saturação no ponto  $S$ , conforme a figura 2.19b, à medida que o campo magnético  $H$  é reduzido pela reversão de sua direção a curva não retorna pelo mesmo caminho. Produz-se assim um efeito de histerese, onde o fluxo de campo  $B$  se defasa em relação ao campo  $H$ , pois quando  $H = 0$  existe um fluxo de campo  $B_r$  ( $-B_r$  e  $+B_r$ ) conhecido como remanente. Isso significa que o material permanece magnetizado mesmo na ausência de um campo externo. O comportamento de histerese e a magnetização permanente podem ser explicados através dos movimentos dos contornos dos domínios. Com a reversão da direção do campo na saturação, o processo segundo o qual a estrutura do domínio se altera é invertido. Com a redução do fluxo de campo  $B$  até o valor zero um campo  $H_c$  ( $-H_c$  e  $+H_c$ ), conhecido como coercibilidade, é aplicado. A figura 2.19b representa um ciclo de histerese para um material ferromagnético.

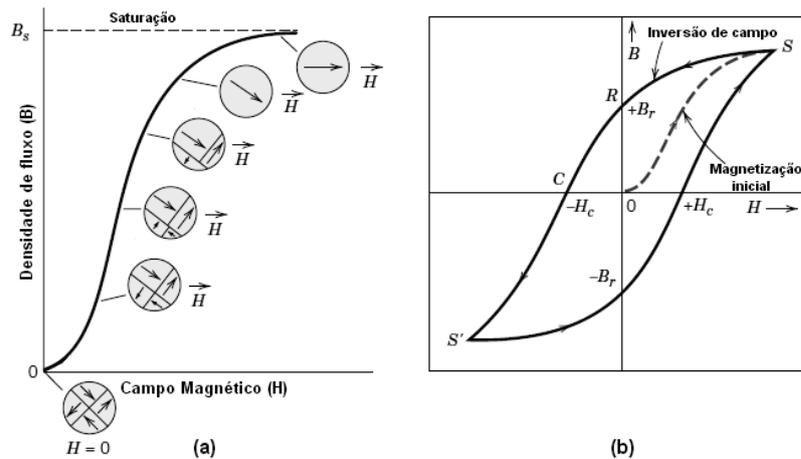


Figura 2.19. (a) Comportamento de  $B$  (T ou  $\text{Wb/m}^2$ ) em função de  $H$  (A/m) para um material ferromagnético. (b) Ciclo de histerese para um material ferromagnético, onde a curva de histerese é representada pela linha contínua (CALLISTER, 2007).

As perdas por histerese ( $Ph$ ) podem ser apreciadas pela quantificação da área interna à curva de histerese dos materiais ferromagnéticos, já que o tamanho e a forma da curva são de considerável importância prática. A área no interior da curva de histerese representa uma perda de energia magnética por unidade de volume do material. Os materiais ferromagnéticos são classificados como moles e duros. Os materiais magnéticos moles são utilizados em dispositivos que são submetidos a campos magnéticos alternados e onde as perdas de energia têm que ser baixas. Por isso a área no interior das curvas de histerese deve ser pequena, conforme ilustrado na figura 2.20, e assim possuem uma elevada permeabilidade  $\mu$  ( $\text{Wb/mA}$ ) magnética e uma baixa coercibilidade (CALLISTER, 2007). Para mostrar que um aço elétrico deve possuir uma curva de histerese semelhante à de um material magnético mole, a figura 2.21 mostra essa curva obtida para um aço elétrico de grão não orientado com 1,28%.

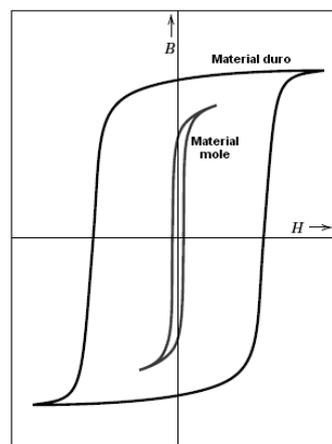


Figura 2.20. Curvas esquemáticas de histerese para um material magnético mole e um material magnético duro (CALLISTER, 2007).

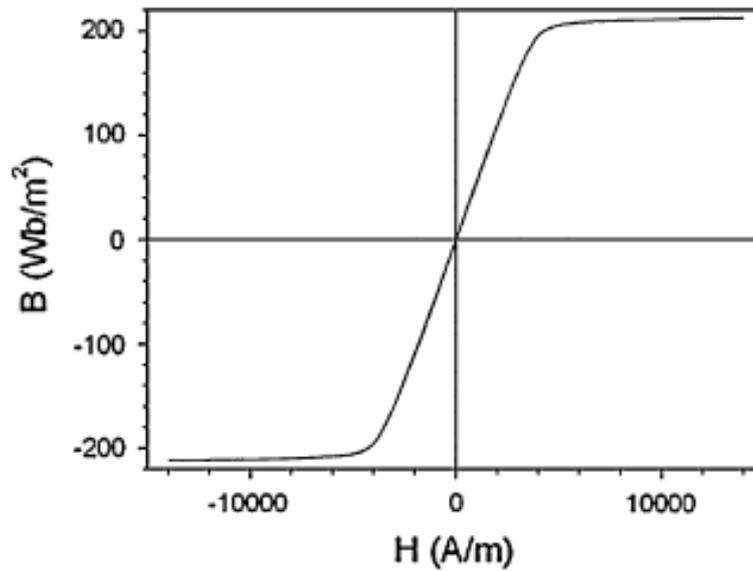


Figura 2.21. Curva de histerese magnética para um aço elétrico de grão não orientado com 1,28% Si (SILVA *et al*, 2011).

A textura cristalográfica também afeta o desempenho dos aços elétricos em suas aplicações devido à forte anisotropia das propriedades magnéticas. É muito mais fácil magnetizar o ferro na direção [100] do que em qualquer outra direção, pois o eixo de magnetização espontâneo nos cristais de Ferro  $\alpha$  é o [001]. A pior direção para a magnetização é a [111]. A figura 2.22 mostra curvas de magnetização para as direções [100], [110] e [111] (LANDGRAF & TAKANOHASHI, 2003).

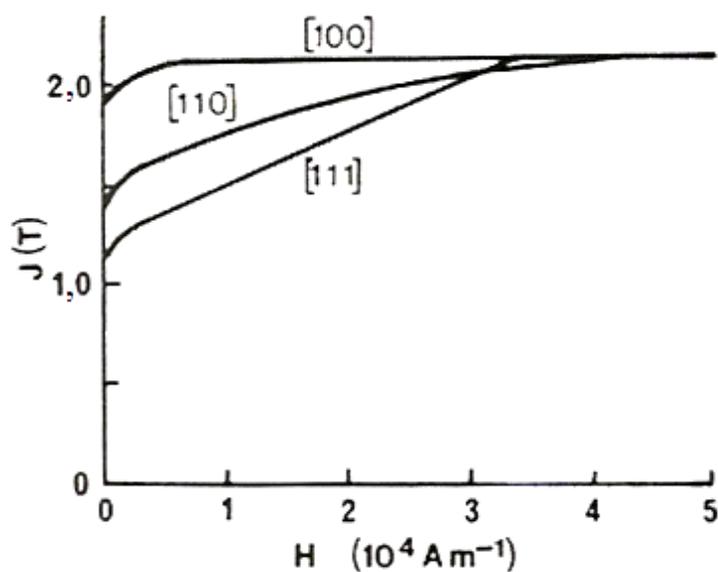


Figura 2.22. Curvas de magnetização em 3 direções distintas de um monocristal de ferro (MCCURRIE, 1994).

As perdas por histerese, por sua vez, são muito sensíveis a microestrutura dos aços, beneficiando-se do aumento do tamanho de grão, redução dos teores de elementos formadores de inclusões não metálicas tais como os sulfetos, nitretos e óxidos e da melhoria da orientação dos cristais dentro da chapa. A perda magnética é o critério mais importante dos aços elétricos. Seu valor pode ser determinado através do cálculo da área do interior da curva de histerese, com  $H$  em A/m e  $B$  em T, resultando na energia dissipada por ciclo em unidades de  $J/m^3$  (BOHN, 2004).

O tamanho de grão tem um efeito muito forte nas perdas magnéticas. Quanto maior tamanho de grão, menor a parcela de perdas por histerese, mas cresce a parcela conhecida como anômala, fazendo com que exista um tamanho de grão ótimo entre 100 e 150 $\mu m$ . A figura 2.23 mostra o comportamento das perdas magnéticas, medidas a 1,5T e 60Hz, com o tamanho de grão (LANDGRAF *et al*, 2003).

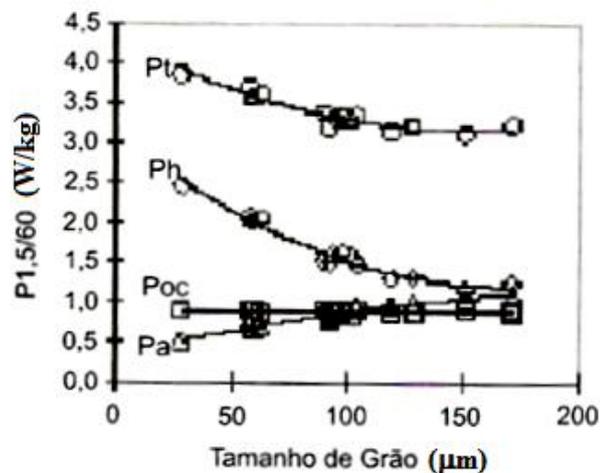


Figura 2.23. Efeito do tamanho de grão nas perdas magnéticas totais (Pt), perdas histeréticas (Ph), perdas clássicas (Poc) e perdas anômalas de um aço elétrico GNO com 2% Si (CUNHA & PAOLINELLI, 2001).

Uma das técnicas utilizadas para determinar a curva de histerese em materiais é a de VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*). Desenvolvido em 1955, o VSM é provavelmente a técnica de magnetometria mais usado nos laboratórios de pesquisa e caracteriza-se pelo seu bom desempenho, baixo custo e simplicidade de funcionamento. A figura 2.24 ilustra uma configuração do VSM. Uma amostra é colocada a vibra com frequência  $f$  para induzir uma tensão alternada nas bobinas de detecção. Esta tensão ( $E$ ) é dada pela equação 2.3 (SAMPAIO *et al*, 2000).

$$E = \sigma GA 2\pi f \cos(2\pi ft) \quad (2.3)$$

Onde:

- $\sigma$  é o momento magnético da amostra;
- $G$  é função da geometria das bobinas de detecção;
- $A$  é a amplitude de vibração.

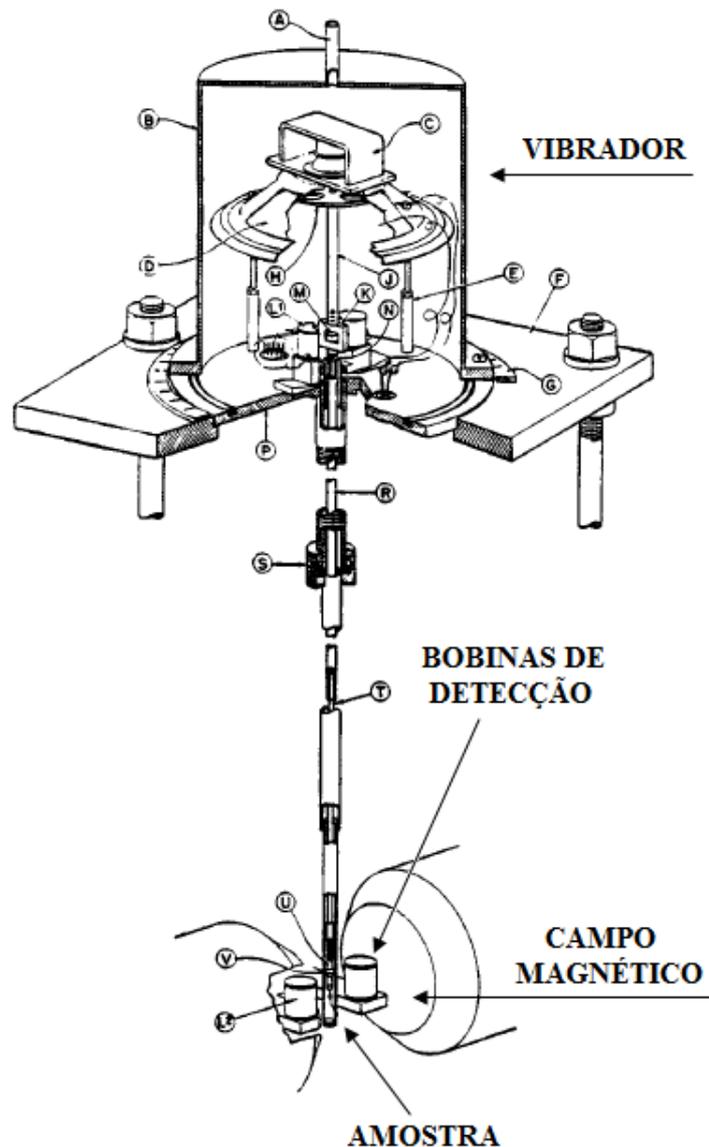


Figura 2.24. Configuração do VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*) (FONER, 1996).

A amostra é fixada na extremidade de uma haste rígida e o campo pode ser aplicado tanto na direção transversal à direção de vibração. Usualmente a simetria axial é usada quando a fonte de campo magnético é uma bobina supercondutora.

Dentre os vários arranjos das bobinas de detecção, na figura 2.25 pode ser visto alguns exemplos desses. Tais arranjos devem maximizar o sinal induzido, sendo este pouco sensível à posição da amostra. Além disso, se forem utilizadas bobinas de detecção a baixas temperaturas (hélio líquido) há uma melhoria da relação sinal/ruído, principalmente quando são enroladas com fio supercondutor. Outros sistemas de detecção como sonda Hall e dispositivos magneto-resistivos podem ser usados no lugar destas bobinas.

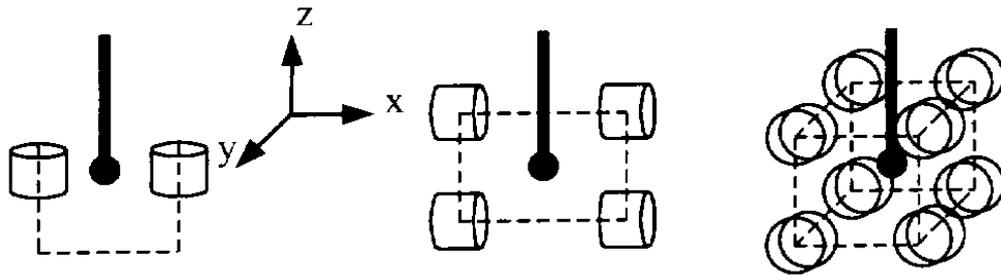


Figura 2.25. Arranjos de bobinas de detecção usadas no VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*) (SAMPAIO *et al*, 2000).

## 2.4. Textura Cristalográfica, Recristalização e Propriedades Magnéticas em Aços Elétricos de Grão Não Orientado (GNO)

KESTENS & JACOBS (2008) estudaram o controle da textura cristalográfica durante a fabricação de um aço elétrico de grão não orientado com 2,153% Si (máximo). Na figura 2.26 pode-se observar o comportamento da textura cristalográfica após cada etapa da produção de tiras do aço por meio do processo de laminação. Na etapa de recozimento foram adotadas temperaturas entre 700 e 800°C. A FDOC após a laminação a quente mostra a formação das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  ao longo da fibra  $\theta$  ( $\langle 001 \rangle // DN$ ). A laminação a frio produz, além das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  ao longo da fibra  $\theta$  ( $\langle 001 \rangle // DN$ ) originadas na laminação a quente, a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) que permanecem após o passe de acabamento, onde o material sofre uma redução de 4 a 8%. O tratamento térmico de recozimento adicional, em atmosfera descarbonetante, após o passe de acabamento ilustrado na figura 2.26, é representado pela curva mostrada na figura 2.27. A textura cristalográfica desenvolvida após esse recozimento é formada pelas componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  e por uma componente desviada de 10 a 15° em relação à componente  $(110)[001]$  (componente Goss). Todas as componentes e fibras já citadas foram identificadas a partir do ábaco na figura 2.7.

Comparando-se a textura cristalográfica da FDOC após a laminação a frio na figura 2.26 com a textura cristalográfica da FDOC após o tratamento térmico de recozimento na figura 2.27, vê-se que a textura de recristalização (após o recozimento) modificou de maneira considerável a textura de deformação (após a laminação a frio) com o enfraquecimento da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) e o aparecimento da nova componente desviada de 10 a 15° em relação à orientação Goss.

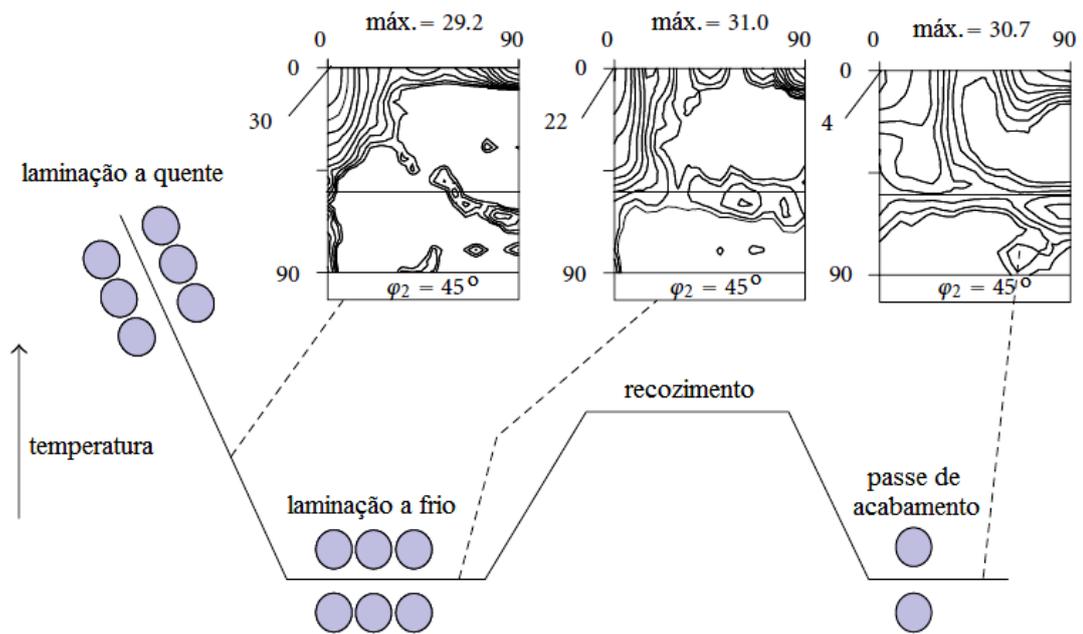


Figura 2.26. Evolução da textura cristalográfica durante o processo de fabricação das tiras do aço elétrico GNO (KESTENS & JACOBS, 2008).

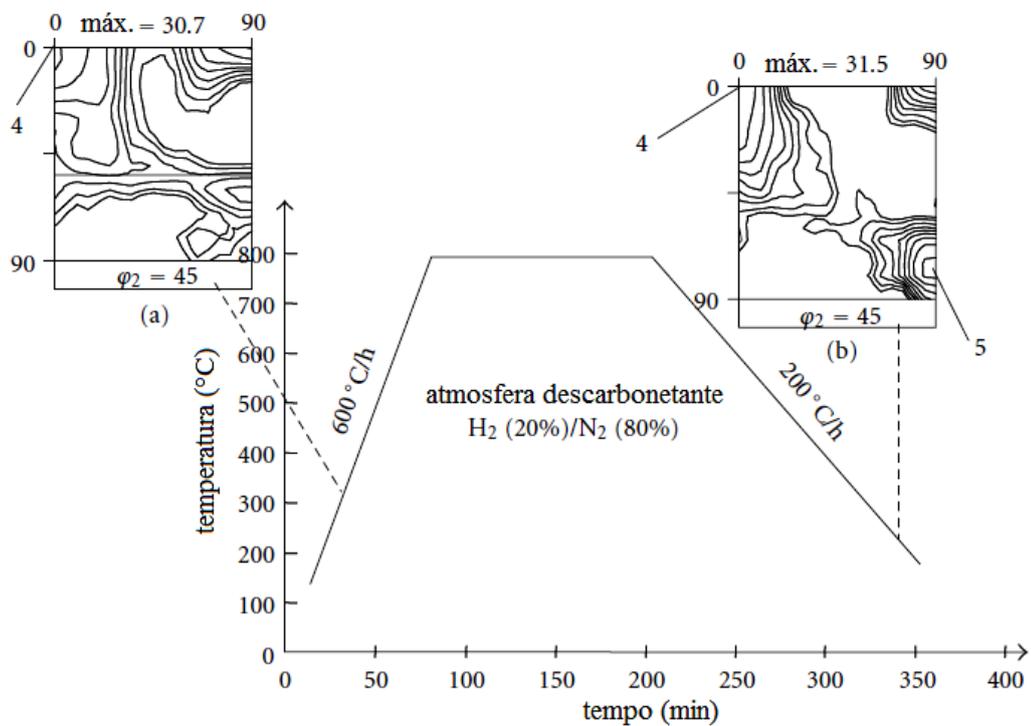


Figura 2.27. Evolução da textura cristalográfica (a) antes e (b) depois do recozimento realizado posteriormente ao passe de acabamento (KESTENS & JACOBS, 2008).

CAMPOS *et al* (2004) observaram a evolução da textura cristalográfica durante o processamento de aços elétricos GNO com 0,5 e 1,25% Si laminados a frio com redução de 80% na espessura e submetidos a um tratamento térmico de recozimento a 720°C por 5 minutos no vácuo. Após o tratamento térmico os dois materiais apresentaram um tamanho de grão em torno de  $(12 \pm 2)\mu\text{m}$ . As figuras 2.28 e 2.29 mostram as FDOC's para  $\phi = 45^\circ$ . Segundo FREITAS (2003),  $\phi$  é um dos ângulos de Euler segundo a notação de Roe para análise de FDOC para materiais policristalinos.

Na condição de laminado a frio, a textura apresentada pelo aço com 1,25% Si é semelhante à textura observada no aço com 0,5% Si. Após o tratamento térmico de recozimento ocorreu a formação de novas componentes ao longo da fibra  $\gamma$  e a diminuição na intensidade da componente  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ , ou seja, há uma diferença entre a textura de deformação e a de recristalização.

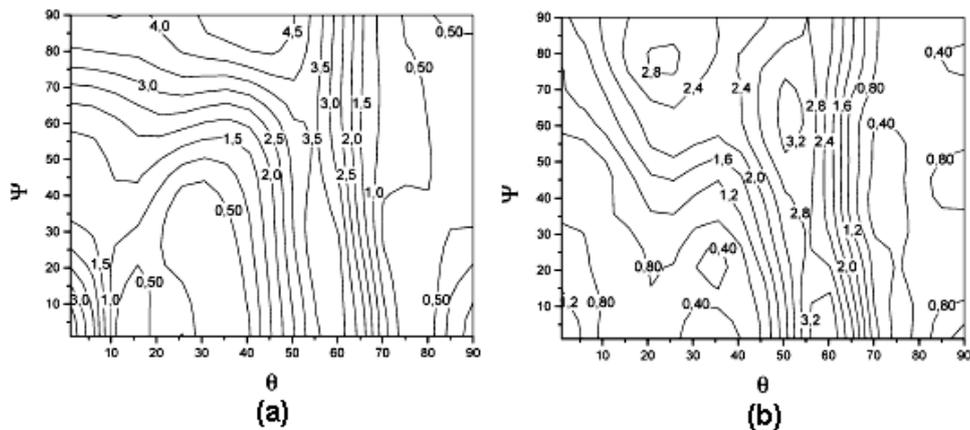


Figura 2.28. Seções de  $\phi_2 = 45^\circ$  (notação de Bunge) do aço com 0,5% Si. (a) Laminado a frio e (b) após o tratamento térmico (CAMPOS *et al*, 2004).

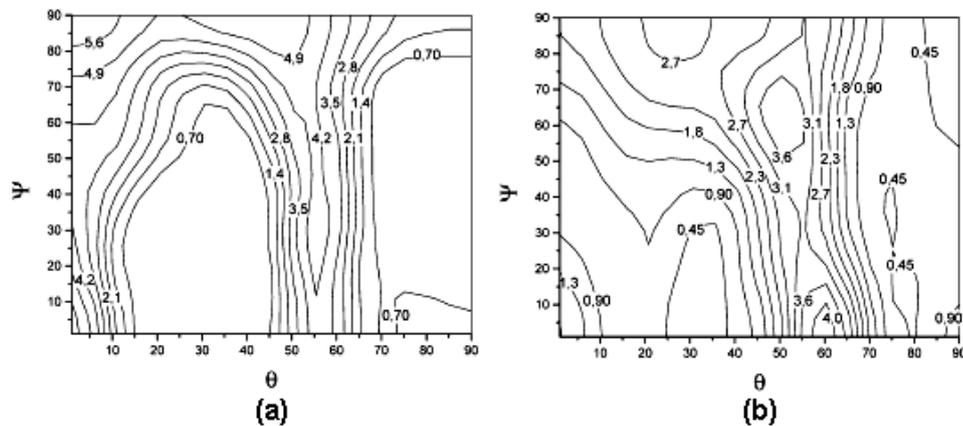


Figura 2.29. Seções de  $\phi_2 = 45^\circ$  (notação de Bunge) do aço com 1,25% Si. (a) Laminado a frio e (b) após o tratamento térmico (CAMPOS *et al*, 2004).

PARK & SZPUNAR (2005) apresentaram um estudo interessante sobre o desenvolvimento da textura cristalográfica durante o crescimento de grão em aços elétricos de grão não orientado com 1 e 2% Si. Os dois materiais foram laminados a frio com redução de 75% na espessura. O aço com 1% Si foi submetido a tratamentos térmicos de recozimento a 740, 790, 850 e 900°C por 5 minutos. Já o aço com 2% Si foi tratado a 790, 850, 900 e 950°C pelo mesmo tempo. Os tratamentos térmicos foram realizados sem contato com o ar atmosférico para evitar oxidação.

A figura a seguir (2.30) mostra as microestruturas dos dois materiais conforme o tratamento térmico a que foram submetidos. O aumento da temperatura de recozimento causa um aumento do tamanho de grão nos dois materiais, porém no aço com 2% Si esse aumento é bem mais agressivo, fazendo com o tamanho de grão após o tratamento a 950°C seja bem superior em relação ao tamanho de grão após os tratamentos a 790 e 850°C. Nos dois materiais há uma distribuição uniforme dos grãos após os tratamentos a 900°C (1% Si) e 950°C (2% Si).

No tocante à textura cristalográfica, observa-se na figura 2.31 que o material com 2% Si apresenta uma componente Goss (110)[001] bem intensa, o que não é visto no material com 1% Si, e ao longo da fibra  $\gamma$  os dois materiais apresentaram as mesmas componentes, porém com intensidades diferentes.

De acordo com a figura 2.30 houve um aumento no tamanho de grão, tanto para o material com 1% Si como para o material com 2% Si, a medida que se aumenta a temperatura de recozimento e esse fenômeno se relaciona com as componentes de textura conforme as curvas mostradas na figura 2.32. No caso do aço com 1% Si os grãos das componentes de textura apresentadas cresceram de maneira uniforme, independente da orientação, à medida que a temperatura de recozimento foi aumentando. Já no aço com 2% Si, os grãos com orientação Goss apresentaram uma notável diferença de tamanho de grão em relação aos outros grãos e suas respectivas orientações, pois no tratamento a 950°C pode-se notar, através da figura 2.32, um tamanho de grão menor.

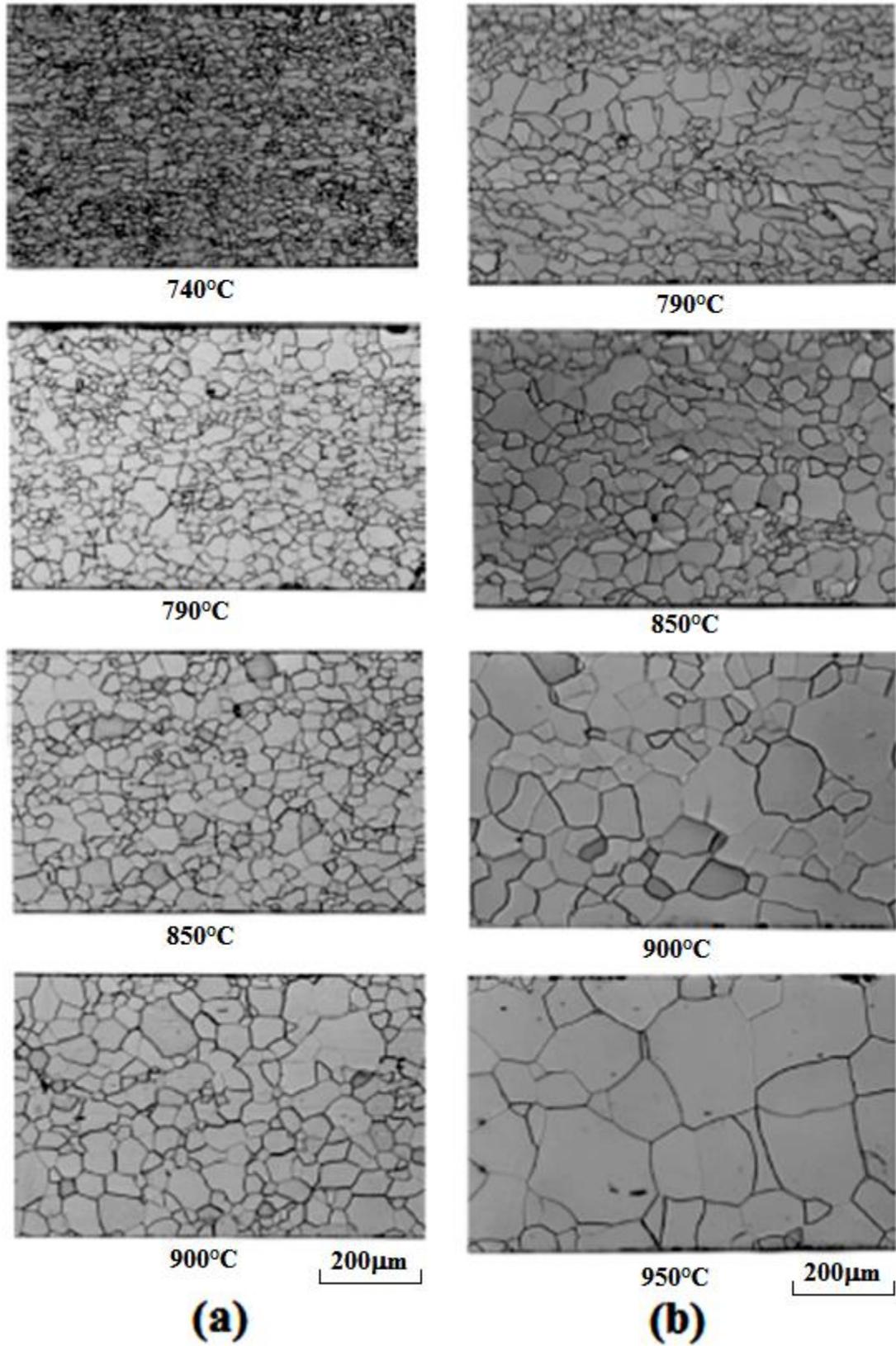


Figura 2.30. Evolução microestrutural, obtida por microscopia ótica, do aço com (a) 1% Si e (b) 2% Si. Ataque metalográfico: nital 2% (PARK & SZPUNAR, 2005).

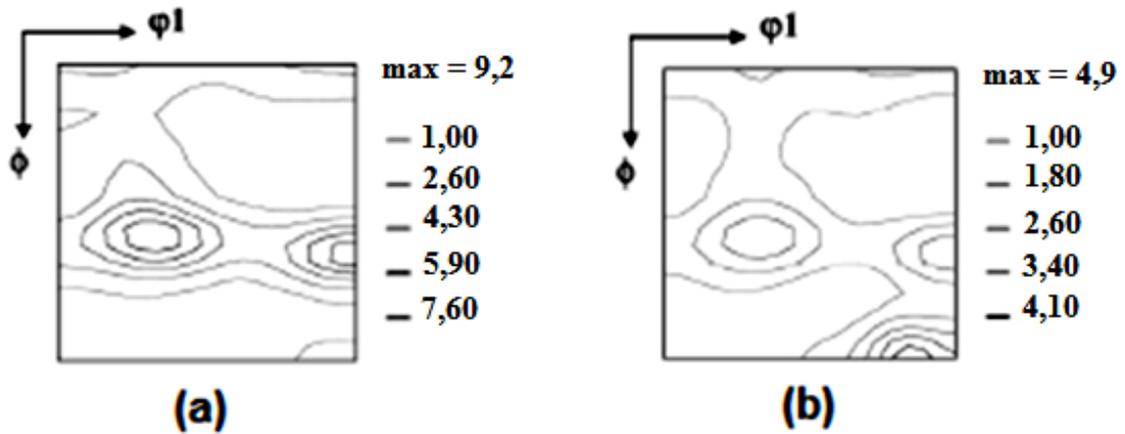


Figura 2.31. Seções de  $\phi_2 = 45^\circ$  (notação de Bunge) do aço com (a) 1% Si, recozido a  $740^\circ\text{C}$ , e (b) 2% Si, recozido a  $790^\circ\text{C}$  (PARK & SZPUNAR, 2005).

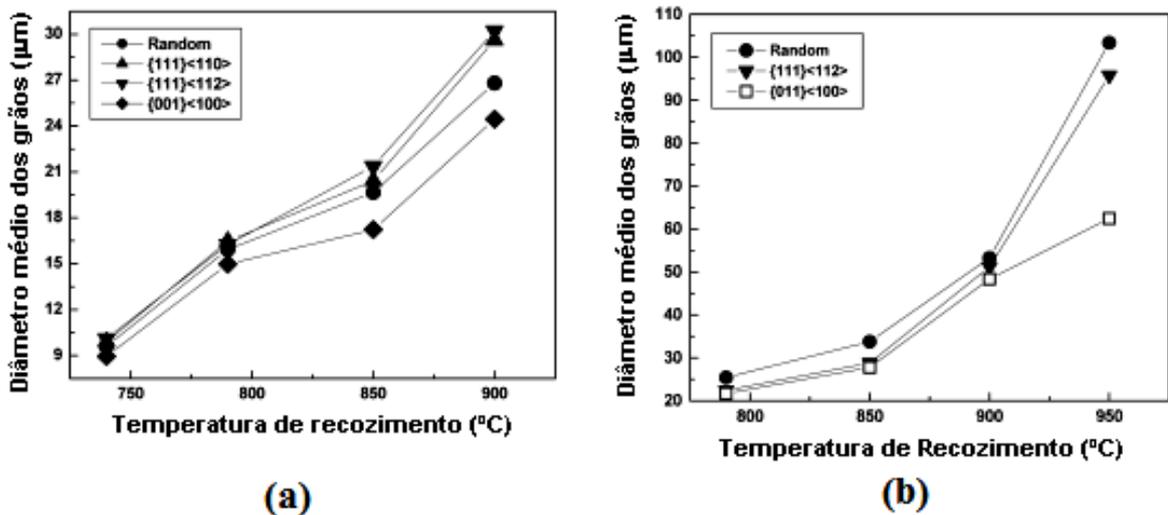


Figura 2.32. Diâmetro médio dos grãos com orientações  $\{hkl\}\langle uvw \rangle$  em função das temperaturas adotadas para o recozimento do aço com (a) 1% Si e (b) 2% Si (PARK & SZPUNAR, 2005).

PARK & SZPUNAR (2003) também avaliaram em outro estudo a evolução da textura de recristalização em um aço elétrico de grão não orientado com 2% Si. Neste caso o material foi laminado a frio com redução de 75% e submetido a um tratamento térmico de recozimento nas temperaturas entre  $610$  e  $790^\circ\text{C}$  por um tempo 5 minutos em ar atmosférico. A figura 2.33 mostra a evolução da microestrutura do material de acordo com a temperatura de recozimento. Nota-se que nos tratamentos realizados a  $650$  e  $660^\circ\text{C}$  há a presença maciça de grãos grandes e alongados (grãos deformados) segundo uma determinada direção. No tratamento a  $690^\circ\text{C}$  já se observa a presença considerável de grãos menores e distribuídos de maneira uniforme (grãos recristalizados), apesar de ainda se notar a presença de grãos deformados na microestrutura. Por fim, a microestrutura apresentada no tratamento a  $740^\circ\text{C}$  é

composta, em sua maioria, de grãos menores e distribuídos uniformemente fazendo com que se tenha um nível de recristalização em torno de 90%.

Quanto à textura cristalográfica, na figura 2.34 é mostrado o perfil de textura para as condições de laminado a frio e recozido a 790°C, onde a textura de deformação é completamente diferente da textura de recristalização.

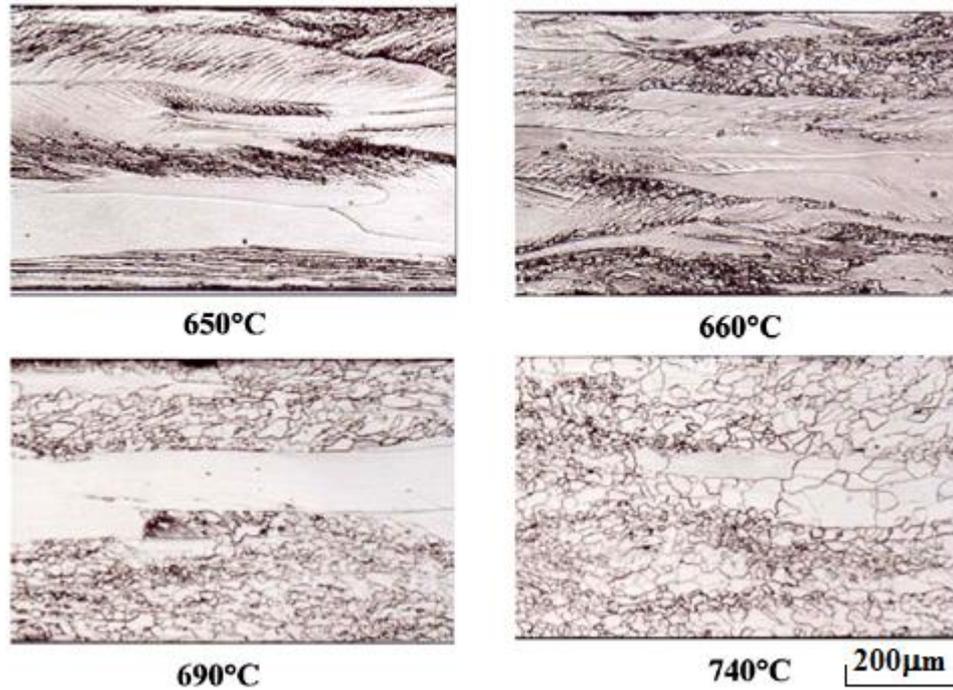


Figura 2.33. Evolução microestrutural, obtida por microscopia ótica, de um aço GNO com 2% Si. Ataque metalográfico: nital 2% (PARK & SZPUNAR, 2003).

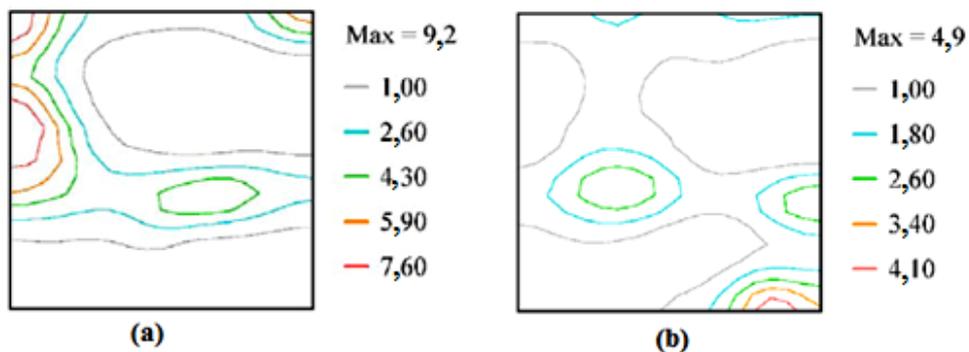


Figura 2.34. Seções de  $\varphi_2 = 45^\circ$  (notação de Bunge) de um aço elétrico GNO com 2% Si na condição (a) laminado a frio e (b) recozido a 790°C (PARK & SZPUNAR, 2003).

A notável diferença entre a textura de deformação e a textura de recristalização pode levar a uma análise mais criteriosa da influência dos grãos deformados e dos grãos recristalizados na formação das componentes de textura. Na figura 2.35 são mostrados dois

mapas, obtidos pela técnica de EBSD, da microestrutura do material dando um destaque para os grãos deformados e os grãos recristalizados se formando no interior dos grãos deformados. Os mapas mostram a origem e a orientação dos grãos recristalizados, e também dos grãos deformados, com orientação  $\{111\}$  ao longo da fibra  $\gamma$ , conforme o ábaco da figura 2.7. Os grãos recristalizados de cor azul (figura 2.31a) têm orientação  $\{111\}\langle 112\rangle$  no interior do grão deformado de cor verde com orientação  $\{111\}\langle 110\rangle$ . Na figura 2.31b os grãos recristalizados de cor verde têm orientação  $\{111\}\langle 110\rangle$  no interior do grão deformado de cor azul com orientação  $\{111\}\langle 112\rangle$ .

PARK & KIM (2007) no estudo de recristalização, crescimento de grão e evolução da textura em aços elétricos de grão não orientado basearam seu trabalho em parte dos resultados mostrados por PARK & SZPUNAR (2003).

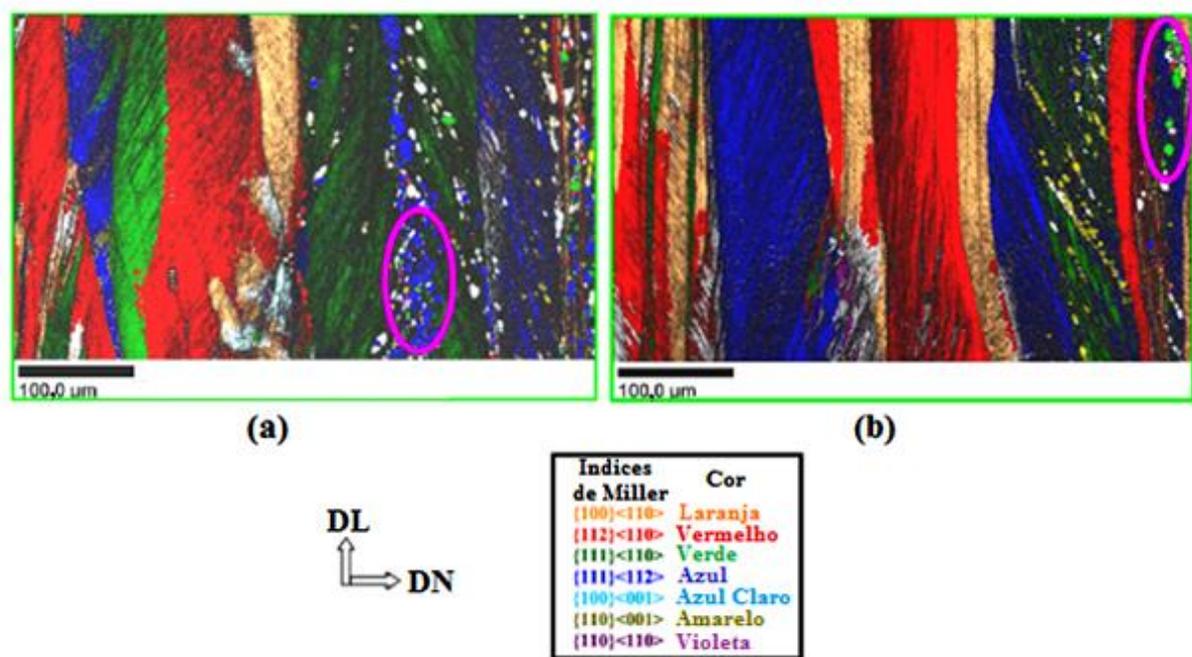


Figura 2.35. Origem dos grãos recristalizados  $\{111\}$  (PARK & SZPUNAR, 2003).

MIN *et al* (2007) realizaram um importante estudo sobre os efeitos dos parâmetros de recozimento na microestrutura e propriedades magnéticas de um aço elétrico de grão não orientado com teor de silício variando entre 0,29 e 0,35% que foi submetido a tratamentos térmicos de recozimento à temperaturas entre 200 e 950°C, em tempos entre 4 e 240 minutos e taxas de aquecimento entre 30 e 100°C/minuto. Os tratamentos térmicos foram realizados em atmosfera protegida com 65% H<sub>2</sub> e 35% N<sub>2</sub>. A influência da temperatura de recozimento na microestrutura e nas propriedades magnéticas é descrita através das figuras 2.36 e 2.37.

Nota-se, pela figura 2.36, que há um aumento considerável no tamanho de grão e esse fenômeno fez com que as perdas magnéticas por histerese ( $P_{15/50}$ ) apresentem uma queda a medida que a temperatura de recozimento aumenta, conforme visto na figura 2.37. A influência do tempo de recozimento nas propriedades magnéticas e na microestrutura pode ser vista através das figuras 2.38 e 2.39.

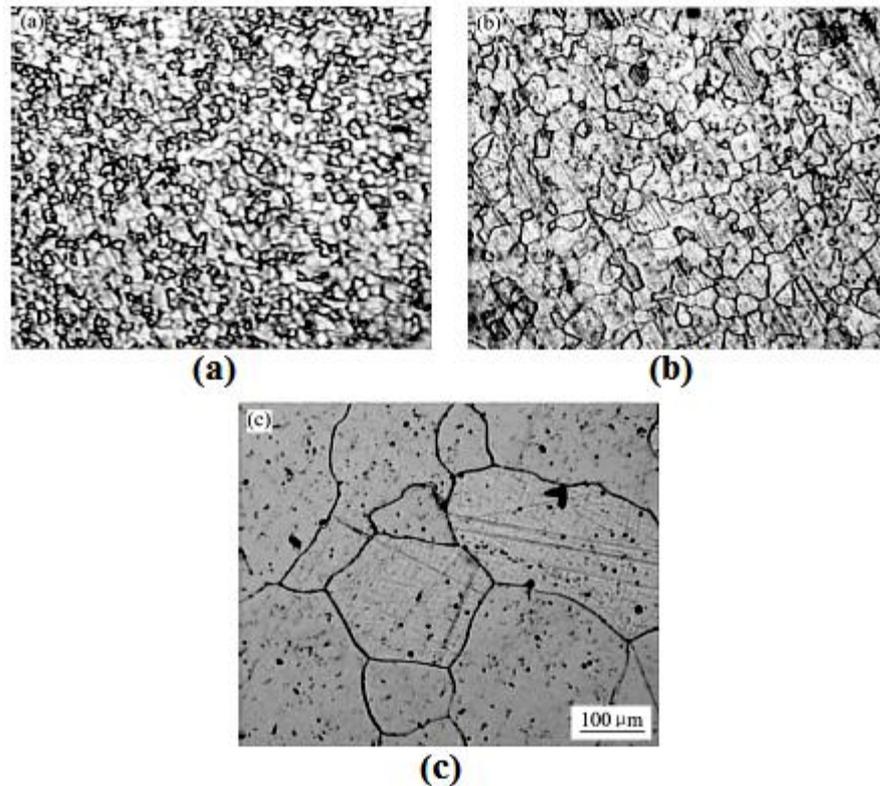


Figura 2.36. Microestruturas de um aço GNO com 0,29 – 0,35% Si recozido durante o tempo de 60 minutos a temperatura de (a) 200°C, (b) 500°C e (c) 800°C (MIN *et al*, 2007).

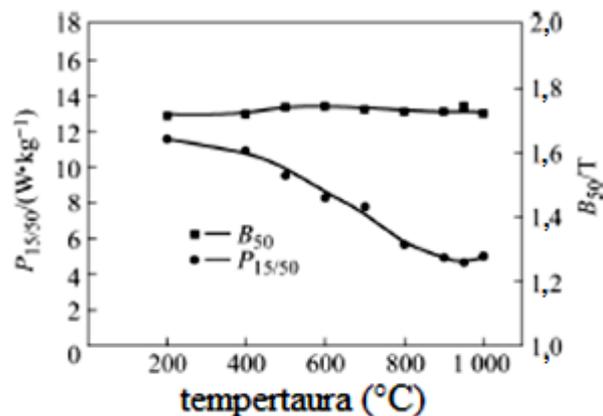


Figura 2.37. Influência da temperatura de recozimento nas propriedades magnéticas de um aço GNO com 0,29 – 0,35% Si recozido durante o tempo de 60 minutos (MIN *et al*, 2007).

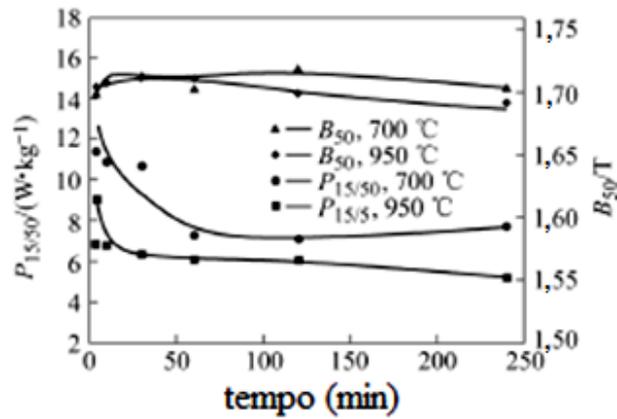


Figura 2.38. Influência do tempo de recozimento nas propriedades magnéticas de um aço GNO com 0,29 – 0,35% Si recozido a temperaturas de 700 e 950°C (MIN *et al*, 2007).

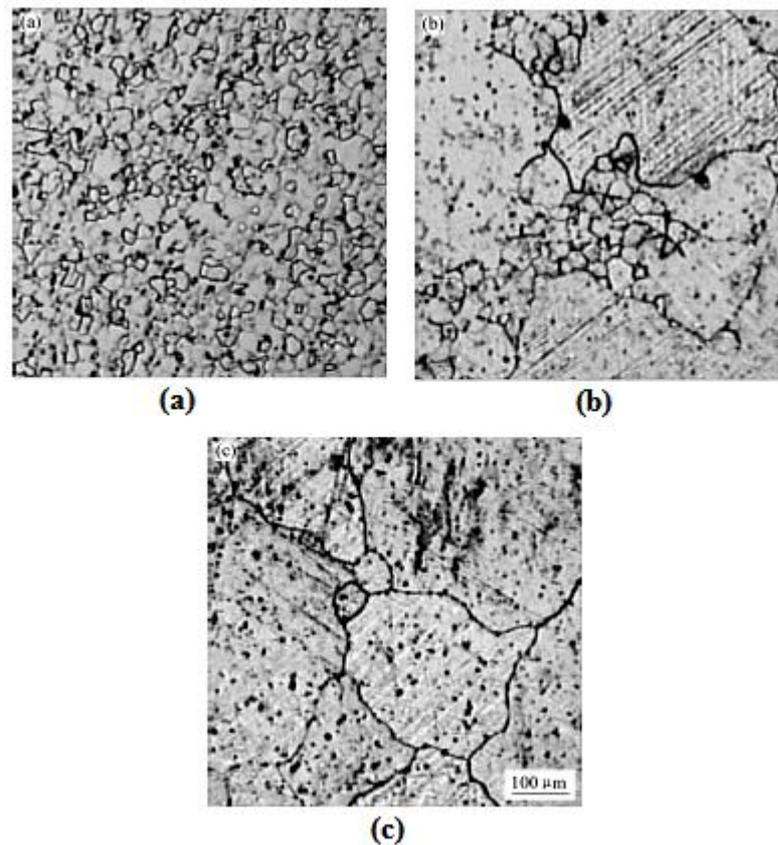


Figura 2.39. Microestruturas de um aço GNO com 0,29 – 0,35% Si recozido na condição (a) 700°C / 240min, (b) 950°C / 4min e (c) 950°C / 240min (MIN *et al*, 2007).

Novamente observa-se, através da figura 2.39, um aumento considerável no tamanho de grão fazendo com que as perdas magnéticas por histerese ( $P_{15/50}$ ) apresentem uma queda acentuada em tempos menores tendendo a ficar constante para tempos mais prolongados, o que é mostrado na figura 2.38.

A taxa de aquecimento também foi avaliada e sua influência sobre as perdas magnéticas por histerese ( $P_{15/50}$ ) e sobre a microestrutura do material pode ser apreciada por meio da tabela 2.1 e da figura 2.40. A medida que a taxa de aquecimento aumenta há uma queda no valor de  $P_{15/50}$ , conforme a tabela 2.1, e o aumento no tamanho de grão só é mais considerável para a taxa de  $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , o que pode ser visto na figura 2.40.

Tabela 2.1. Influência da taxa de aquecimento nas propriedades magnéticas de um aço GNO com 0,29 – 0,35% Si (MIN *et al*, 2007).

taxa de aquecimento ( $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )	$P_{15}/(\text{W}\cdot\text{kg}^{-1})$	$B_{50}/\text{T}$
30	5,24	1,74
73	4,91	1,75
100	4,79	1,75

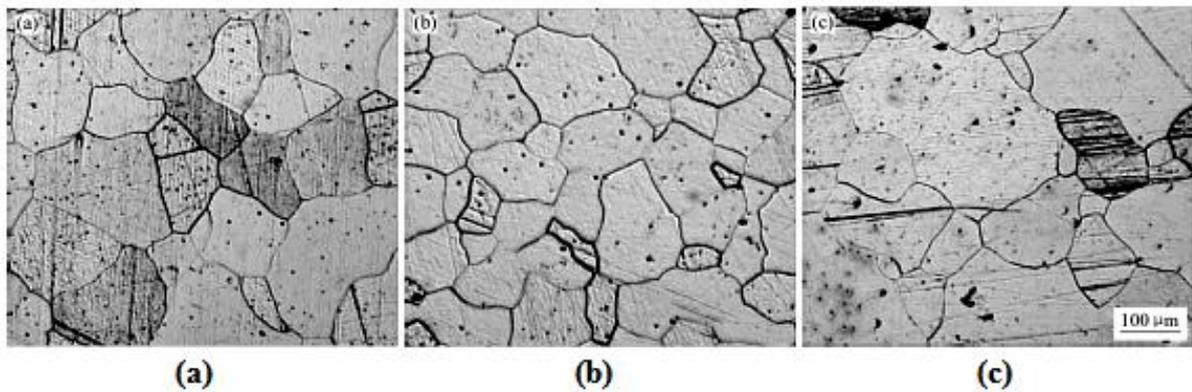


Figura 2.40. Microestruturas de um aço GNO com 0,29 – 0,35% Si recozido a  $950^{\circ}\text{C}/60\text{min}$  com taxa de (a)  $30^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , (b)  $73^{\circ}\text{C}/\text{min}$  e (c)  $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$  (MIN *et al*, 2007).

CHANG & HUANG (2005) estudaram a influência da adição de outros elementos de liga específicos na textura cristalográfica e nas propriedades magnéticas, pois essas não são influenciadas somente pelo teor de silício nos aços elétricos de grão não orientado. Foram selecionados quatro tipos de aço elétrico de grão não orientado com 2% Si conforme a tabela 2.2 de composição química. Os aços foram laminados a frio com redução em torno de 87% e recozidos a  $1000^{\circ}\text{C}$  por um tempo de 3 minutos em atmosfera com 30% de  $\text{H}_2$  e 70% de  $\text{N}_2$ . A figura 2.41 mostra comportamento da textura cristalográfica por meio das FDOC's para seções de  $\varphi_2=45^{\circ}$  (notação de Bunge) para cada um dos aços mostrados na tabela 2.2.

A adição de estanho (Sn) no aço B, boro (B) no aço C e antimônio (Sb) no aço D não provocou nenhuma alteração visual na forma da textura cristalográfica dos aços, pois todos eles apresentaram as mesmas fibras e componentes, mas em termos de intensidade a tabela 2.3 mostra que há uma notável diferença entre as componentes e fibras. Nessa tabela também

pode ser vista a relação entre o tamanho de grão médio e as perdas magnéticas com as principais componentes e fibras de textura cristalográfica.

Tabela 2.2. Composição química dos aços elétricos de grão não orientado com 2% Si (CHANG & HUANG, 2005).

Aço	Si	C	Mn	Al	S	N	Sn	Sb	B
A	2,01	0,0025	0,30	1,00	0,0007	<0,001			
B	2,00	0,0033	0,30	0,98	0,0008	<0,001	0,10		
C	2,01	0,003	0,30	0,98	0,0008	<0,001			0,0043
D	1,99	0,0027	0,30	0,98	0,0008	<0,001		0,076	

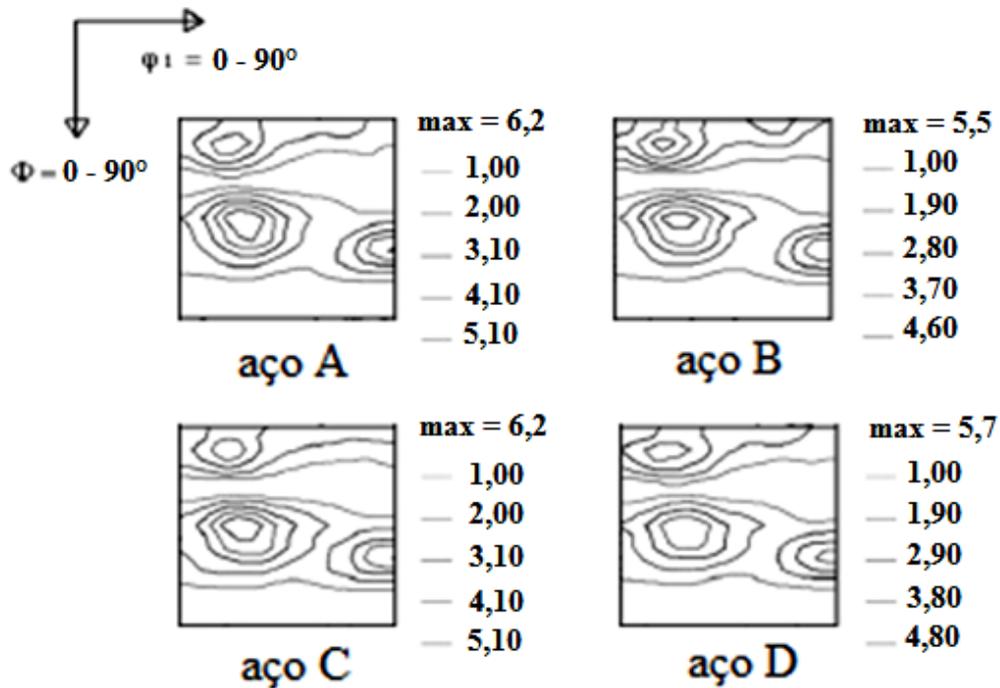


Figura 2.41. Seções de  $\phi_2 = 45^\circ$  (notação de Bunge) dos aços elétricos GNO com 2% Si (CHANG & HUANG, 2005).

Tabela 2.3. Relação entre tamanho médio de grão, perdas magnéticas e textura cristalográfica nos aços elétricos de grão não orientado com 2% Si (CHANG & HUANG, 2005).

Aço	Recozido	Perda magnética média a meia espessura (W/Kg)	Volume de textura (%)		
	Tamanho médio de grão ( $\mu\text{m}$ )		Cubo	Goss	Fibra $\gamma$
A	141,7	2,330	4,86	0,81	45,03
B	130,6	2,391	5,14	0,90	40,39
C	111,8	2,683	4,94	0,68	48,42
D	126,2	2,370	4,96	1,37	39,59

### 3. MATERIAL E MÉTODOS

#### 3.1. Material

O material utilizado no presente trabalho é um aço elétrico de grão não-orientado (GNO) com composição química mostrada na tabela 3.1.

Tabela 3.1. Composição química do aço elétrico GNO em estudo.

Concentração dos Elementos (% em peso)									
C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	B
0,050	0,290	1,280	0,025	0,014	0,036	-	-	-	-

Esse material foi doado pela empresa USIMINAS em pedaços de chapas retangulares com dimensões 60 x 40mm nas seguintes condições:

- Laminadas a frio com reduções de 50% (1,2mm de espessura) e 70% (0,6mm de espessura) obtidas por laminação industrial;
- Parcialmente recristalizadas nas temperaturas de 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C através do tratamento térmico de recozimento para as reduções de 50% (1,2mm de espessura) e 70% (0,6mm de espessura);
- Recozidas (recozimento em caixa) a 730°C por 12 horas, conforme figura 3.1, para as reduções de 50% (1,2mm de espessura) e 70% (0,6mm de espessura).

As amostras parcialmente recristalizadas foram obtidas por meio de tratamento térmico de recozimento em um forno laboratorial (Fabricante: LINDBERG) numa faixa de 575 a 620°C, com incrementos de 5°C, para produzir estágios microestruturais com fração recristalizada entre 0 e 100%. A taxa de aquecimento utilizada no tratamento foi de 60°C por

minuto devido à pequena massa das amostras parcialmente recristalizadas em comparação com a bobina no recozimento industrial em caixa representado pela curva da figura 3.1.

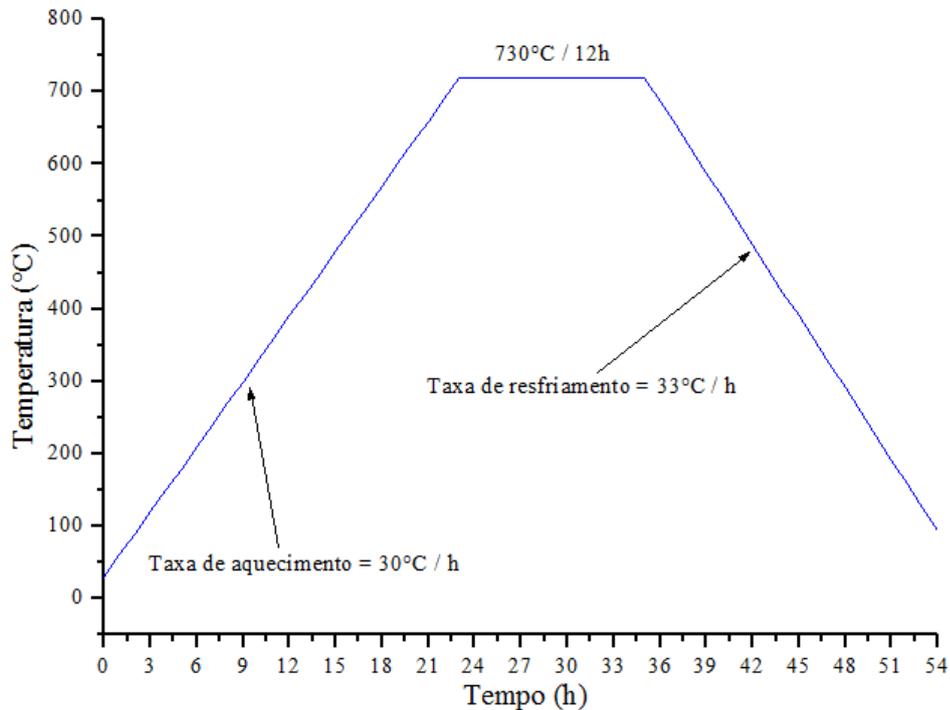


Figura 3.1. Ciclo de recozimento em caixa do material laminado a frio com reduções de 50 e 70% obtidas a partir de laminação industrial.

### 3.2. Tratamento Térmico Adicional para Crescimento de Grão

Além do tratamento térmico de recozimento em caixa feito industrialmente pela empresa USIMINAS, foi realizado um tratamento térmico com o objetivo de provocar o crescimento de grão do material, nas duas condições de laminação industrial (50 e 70%), em laboratório. Nesse tratamento utilizou-se um forno mufla (Fabricante: EDG Equipamentos / Modelo: 1800 – EDGCON 1P) com capacidade de temperatura até 1200°C.

Amostras retangulares com dimensões 25 x 20mm laminadas a frio (laminação industrial), com reduções de 50% (1,2mm de espessura) e 70% (0,6mm de espessura), foram submetidas aos tratamentos térmicos nas temperaturas de 620, 730, 840 e 900°C. O material foi exposto a cada uma dessas temperaturas nos tempos de 1, 10, 100 e 1000 minutos. Considerando-se quatro temperaturas diferentes, quatro tempos distintos e duas reduções (50 e 70%), tem-se um total de trinta e duas amostras tratadas.

### 3.3. Preparação Metalográfica

A preparação metalográfica das amostras para posterior avaliação microestrutural foi realizada de acordo com os procedimentos e sequência descritos abaixo.

- Obtenção da Amostra: Através de corte, com guilhotina manual, de amostras retangulares com dimensões 5 x 20mm, sendo a direção de laminação (DL) ao longo da maior dimensão;
- Embutimento das Amostras: Obtidas as amostras, foi realizado o embutimento das mesmas com baquelite, na cor preta, através de máquina de embutimento a quente (Fabricante: AROTEC / Modelo: PRE 30 Mi);
- Lixamento: Após o processo de embutimento as amostras foram lixadas com lixas nas granulometrias 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 em movimento de rotação provocado por prolitriz elétrica (Fabricante: AROTEC / Modelo: AROPOL 2V) até a meia espessura, conforme ilustrado na figura 3.2. O tempo em cada lixa foi de aproximadamente 3 minutos;

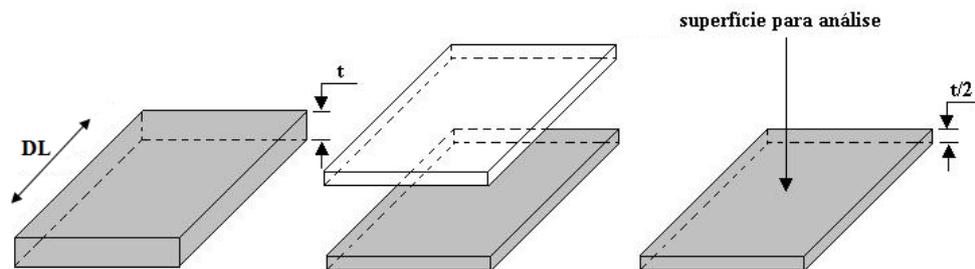


Figura 3.2. Processo de lixamento das amostras.

- Polimento: As amostras provenientes do lixamento foram submetidas ao polimento mecânico (manual) com pasta de diamante nas granulometrias de 6, 3 e 1 $\mu$ m. Foram utilizados panos de polimento em baixa rotação provocado por politriz elétrica (Fabricante: AROTEC / Modelo: AROPOL 2V) e lubrificante azul. O tempo em cada pasta foi de aproximadamente 3 minutos;

- Ataque Químico: Após a etapa de polimento as amostras foram imersas, durante um tempo entre 3 e 5 segundos, em uma solução química composta por 95% de álcool etílico PA e 5% de ácido nítrico. Essa solução é um reagente metalográfico denominado de nital 5%.

### 3.4. Microscopia Ótica

A etapa do ataque químico no processo de preparação metalográfica tem por objetivo revelar os grãos e seus contornos na microestrutura do aço em estudo. Para analisar essa microestrutura e fazer os registros da mesma através de fotomicrografias, utilizou-se uma técnica conhecida por microscopia ótica por meio da utilização de um microscópio ótico com aquisição digital de imagens (Fabricante: OLYMPUS / Modelo: BX51M) com capacidade máxima de ampliação em torno de 1000X. A configuração desse procedimento pode ser apreciada através figura 3.3. A análise das microestruturas e os registros fotográficos foram realizados com a utilização do Software IMAGE PRO PLUS.

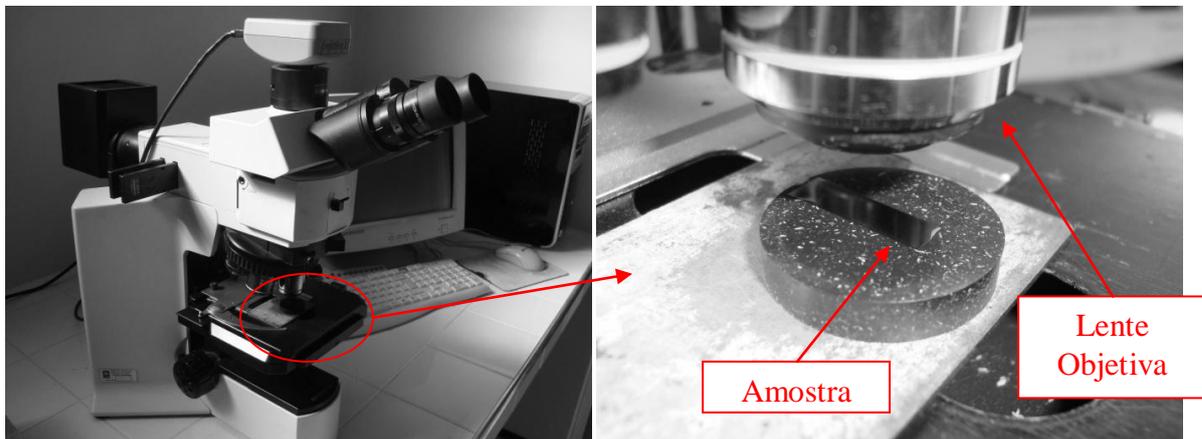


Figura 3.3. Configuração do procedimento de microscopia ótica para análise da microestrutura do material estudado.

### 3.5. Difração de Raios-X

A difração de raios-X é uma técnica muito utilizada para determinação de textura cristalográfica (macrot textura). O procedimento é baseado na obtenção de três figuras de pólo, no caso dos aços elétricos (GNO), e essas por sua vez são processadas por métodos matemáticos para dar origem à Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC). As figuras de pólo foram medidas através de um equipamento conhecido por difratômetro (Fabricante: PHILIPS / Modelo: X'PERT PRO) na configuração operacional apresentada pela figura 3.4.

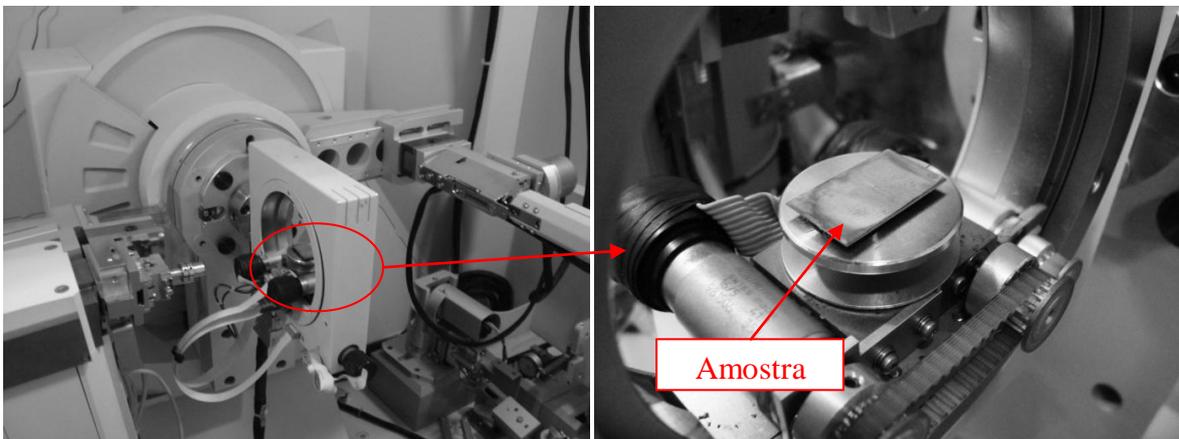


Figura 3.4. Configuração do procedimento de difração de raios-X para análise da textura cristalográfica no material estudado.

Amostras retangulares com dimensões 20 x 25mm, sendo a direção de laminação (DL) ao longo da maior dimensão, para difração de raios-X foram preparadas por meio do procedimento descrito no item 3.3 até a etapa do lixamento. Após essa etapa as amostras foram imersas em uma solução de 5% de ácido fluorídrico e 95% de peróxido de hidrogênio por um tempo de aproximadamente 5 segundos e em seguida colocadas em água corrente para retirado do excesso de solução. Esse ataque teve por objetivo aliviar as tensões superficiais da região a ser analisada (figura 3.2).

As radiações utilizadas foram de Cobalto ( $\lambda = 1,7890\text{\AA}$ ), para as amostras do material laminado industrialmente com redução de 50%, e Molibdênio ( $\lambda = 0,7093\text{\AA}$ ), no caso das amostras do material laminado industrialmente com redução de 70% e as amostras submetidas ao tratamento térmico para crescimento de grão.

A aquisição dos dados para obtenção das figuras de pólo foi realizada por meio do Software DATA COLLECTOR e o processamento dessas para originar a FDOC se deu através do Software POPLA desenvolvido por KALLEND (1988). A plotagem da FDOC foi realizada com o uso do Software SURFER.

### **3.6. EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*)**

A técnica de EBSD foi utilizada para determinar a textura cristalográfica a nível microestrutural (microtextura) com o objetivo de justificar particularidades da macrotextura determinada pela técnica de difração de raios-X e também de avaliar o estado de recristalização dos grãos na microestrutura do material.

Foram submetidas a esta técnica amostras retangulares com dimensões 5 x 20mm, sendo a direção de laminação (DL) ao longo da maior dimensão. A execução das medidas por EBSD foi realizada por meio de um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) (Fabricante: PHILIPS / Modelo: XL 30) equipado com sistema para EBSD (Fabricante: HKL / Modelo: NORD LYS), no caso das amostras do material laminado industrialmente com redução de 70% e as amostras submetidas ao tratamento térmico para crescimento de grão. As amostras do material laminado industrialmente com redução de 50% foram submetidas a esta técnica através de um sistema para EBSD de outro fabricante (OXFORD), utilizando o mesmo MEV. Para o sistema da HKL utilizou-se o software CHANNEL 5 e no caso do sistema da OXFORD o software utilizado foi o INCA, que permite exportar arquivos para serem analisados no CHANNEL 5.

A configuração do sistema de análise por EBSD pode ser vista através da figura 3.5. As mostras submetidas ao procedimento seguem a mesma preparação descrita no item 3.3 adicionando-se um polimento automático com uma sílica especial (Fabricante: STRUERS / Modelo: OP-S SUSPENSION) com o objetivo de fazer uma preparação mais refinada da superfície da amostra a ser analisada. O equipamento utilizado para executar este polimento foi uma politriz automática (Fabricante: BUEHLER / Modelo: MINIMET 1000), que pode ser visto na figura 3.6. Após o polimento automático com sílica as amostras foram expostas a água corrente para retirada do excesso de sílica. O tempo de polimento automático oscilou entre 2 e 4 horas para cada amostra.

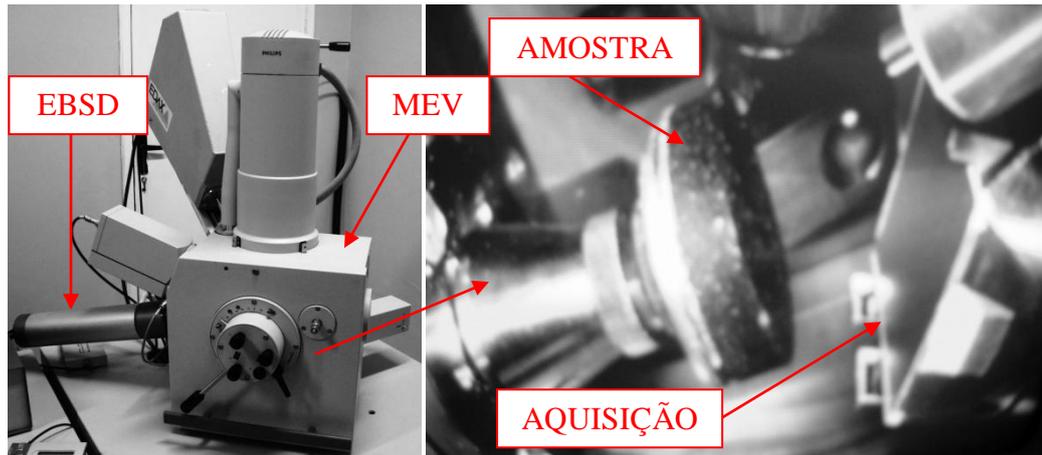


Figura 3.5. Configuração do procedimento na técnica de EBSD.

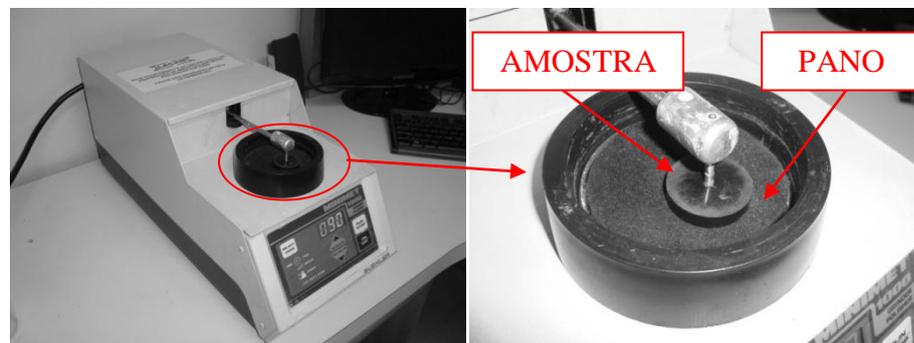


Figura 3.6. Configuração do polimento automático na preparação das amostras para EBSD.

### 3.7. Medidas de Microdureza

Além de avaliar o grau de recristalização nas amostras através da microscopia ótica e EBSD, foram realizadas medições de microdureza em amostras retangulares 5 x 20mm, sendo a direção de laminação (DL) ao longo da maior dimensão. Essas amostras foram preparadas de acordo com o descrito no item 3.3. Foram realizadas em cada amostra uma seqüência de dez medidas dispostas de acordo com a figura 3.7, que também mostra a configuração do procedimento. A média aritmética das medidas será realizada entre 8 valores de dureza, excluindo-se o maior e o menor valor de dureza entre os 10 medidos. Esse procedimento foi realizado em todas as amostras do material laminado industrialmente com reduções de 50% e 70% e também em algumas amostras do material submetido ao tratamento térmico para crescimento de grão.

O equipamento utilizado para medição da microdureza foi um Microdurômetro (Fabricante: SHIMADZU / Modelo: HMV). Os parâmetros adotados em cada medida foram: carga = 980mN e tempo = 15 segundos.

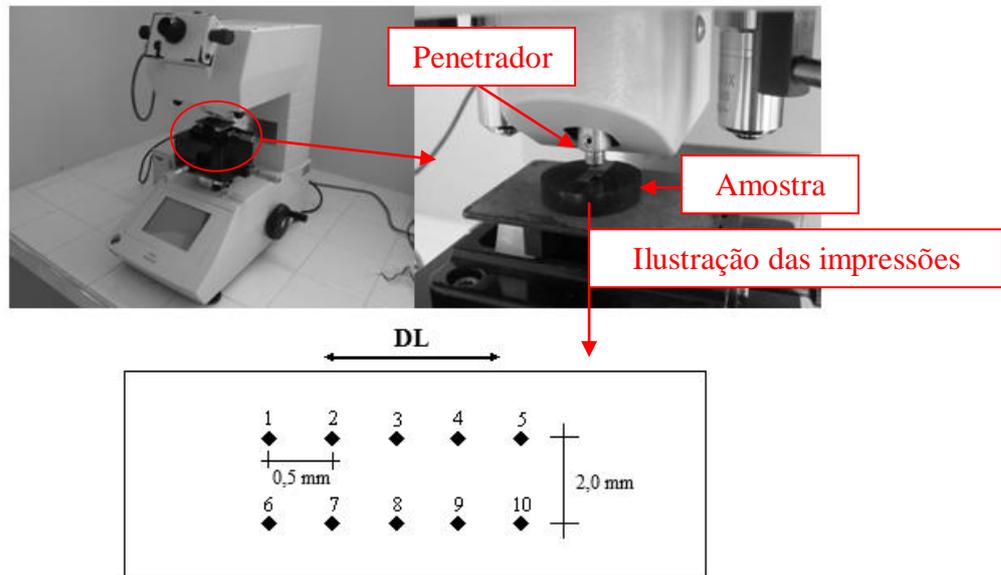


Figura 3.7. Configuração do procedimento de medição da microdureza.

### 3.8. Obtenção das Curvas de Histerese Magnética

Objetivando avaliar as perdas magnéticas por histerese, amostras circulares, com diâmetro de 3 mm, do material laminado industrialmente com reduções de 50 e 70% foram submetidas a um procedimento experimental para obtenção das curvas de histerese magnética por meio da técnica VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*). Essas amostras foram fabricadas através do processo de eletroerosão.

Nas curvas de histerese foi determinado um valor numérico da área no interior dessas que representa a parcela de perda magnética por histerese no material estudado. O valor numérico da área foi obtido por meio do cálculo de área entre curvas do software ORIGIN (Versão 6.0). A figura 3.8 mostra uma das curvas de histerese determinada pela técnica VSM e o detalhe da área interna à curva.

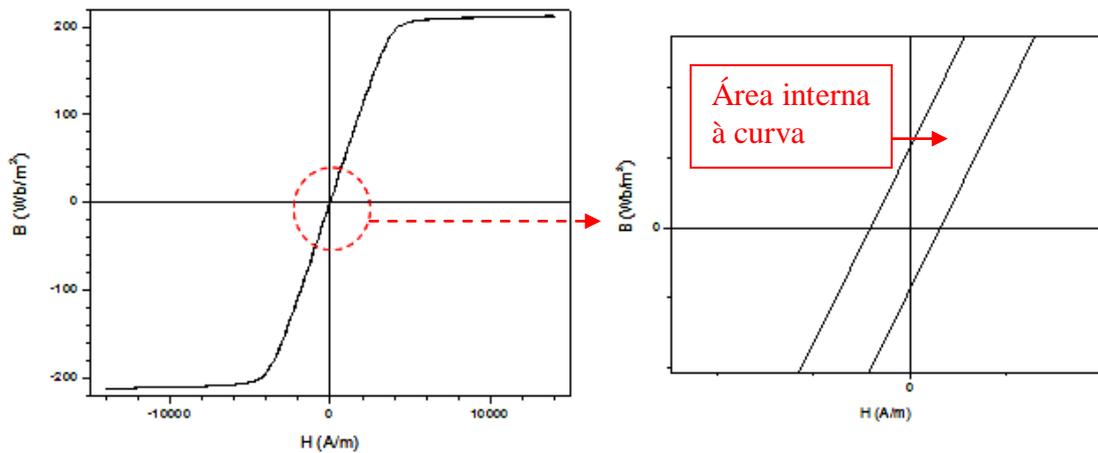


Figura 3.8. Curva de histerese obtida pela técnica VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*).

### 3.9. Medição do Tamanho de Grão

A medição do tamanho de grão nas amostras do material laminado industrialmente com redução de 50% foi realizada conforme o método dos interceptos sugerido pela norma ABNT / NBR 11568. Esse procedimento foi realizado por meio das fotomicrografias obtidas de acordo com o item 3.4.

### 3.10. Identificação das Amostras

- AE-R-X
  - AE: aço elétrico GNO com 1,28% Si
  - R: redução (%) a frio na laminação industrial (só pode ser 50 ou 70%)
  - X: condição do material, podendo ser LF (laminado a frio), RC (recozido em caixa a 730°C por 12 horas) ou 580, 585, 590, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C (temperaturas de recristalização parcial)

- AE-R-X-Y
  - AE: aço elétrico GNO com 1,28% Si
  - R: redução (%) a frio na laminação industrial (só pode ser 50 ou 70%)
  - X: temperatura (°C) do tratamento térmico para crescimento de grão
  - Y: tempo (minutos) do tratamento do térmico para crescimento de grão
  
- Exemplos
  - AE-50-LF: aço elétrico GNO com 1,28% Si reduzido 50% em laminação industrial na condição de laminado a frio
  - AE-70-590: aço elétrico GNO com 1,28% Si reduzido 70% em laminação industrial na condição parcialmente recristalizado a 590°C
  - AE-50-840-100: aço elétrico GNO com 1,28% Si reduzido 50% em laminação industrial tratado termicamente, para crescimento de grão, a 840°C por 100 minutos

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1. Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 50% (AE-50)

A evolução microestrutural do aço elétrico GNO em estudo, desde o estado laminado a frio (laminação industrial) até o estado recozido a 730°C por 12 horas, pode ser vista através das fotomicrografias mostradas nas figuras de 4.1 a 4.11. A microestrutura observada no estado de laminado a frio, com redução de 50% (figuras 4.1), apresenta grãos alongados em uma determinada direção, caracterizando uma microestrutura composta de grãos deformados. Nos estados de parcialmente recristalizados às temperaturas de 580, 585, 590 e 595°C (figuras de 4.2 a 4.5, respectivamente) permanece a característica de grãos alongados em uma determinada direção, ou seja, as temperaturas já citadas não causaram mudanças microestruturais consideráveis em relação ao estado de laminado a frio 50% (figura 4.1) e há uma presença majoritária de grãos deformados nessas microestruturas. A partir do estado de parcialmente recristalizado à temperatura de 600°C (figura 4.6) pode ser observado uma mudança drástica no aspecto da microestrutura, pois os grãos passaram de uma forma alongada para distribuição mais uniforme, de menor tamanho e de formato equiaxial, o que também persiste nos estados de parcialmente recristalizados às temperaturas de 605, 610, 615 e 620°C (figuras de 4.7 a 4.10, respectivamente). Para o estado de recozido (figura 4.11) é mostrado um aspecto microestrutural de grãos distribuídos uniformemente e maneira equiaxial. Do aspecto microestrutural mostrados nas figuras de 4.1 a 4.11, pode-se propor que a recristalização primária do material tem início a partir da temperatura de recristalização parcial igual 600°C, o que visualmente pode ser comparado ao fenômeno da figura 2.14 proposta por HUMPHREYS & HATHERLY (2004).

De acordo com GOTTSTEIN & SHVINDLERMAN (1999), durante a deformação plástica de um metal devido a trabalhos a frio, são geradas discordâncias e essas são armazenadas no cristal. Com isso pode-se admitir que grãos deformados apresentam maior resistência mecânica em relação aos grãos recristalizados ou com níveis de deformação menos expressivos. A dureza de uma microestrutura expressa a resistência mecânica da mesma e é com essa intenção que foi levantada uma curva de microdureza (HV), mostrada na figura 4.12, para reforçar o comportamento da recristalização em relação à evolução microestrutural. A curva da figura 4.12 mostra que os estados de laminado a frio 50% e de parcialmente

recristalizados às temperaturas de 580, 585, 590 e 595°C apresentam os maiores níveis de dureza e aproximadamente os mesmos valores entre eles, o que comprova a evolução microestrutural das figuras de 4.1 a 4.5, compostas em grande maioria de grãos deformados. A partir da condição de parcialmente recristalizado a 600°C há uma considerável queda no valor da dureza, também permanecendo neste nível para os estados de parcialmente recristalizados a 605, 610, 615 e 620°C e apresentando uma nova diminuição no valor da dureza para o estado de recozido a 730°C por 12 horas.

Conforme o perfil de microdureza observado na figura 4.12 e o que foi observado no aspecto da evolução microestrutural através das fotomicrografias vistas nas figuras de 4.1 a 4.11, é prudente admitir que para o aço elétrico de grão não orientado com 1,28% Si laminado industrialmente com redução de 50% e submetido ao tratamento térmico de recozimento em caixa, conforme o item 3.1, a recristalização primária tem início a partir da temperatura de recristalização parcial igual a 600°C, chegando ao seu maior nível de recristalização na condição de recozido a 730°C por 12 horas, pois nesse apresentou o menor valor de dureza.

O tamanho de grão médio, medido conforme o procedimento do item 3.9, para a condição de recozido a 730°C por 12 horas foi de aproximadamente 15 $\mu$ m. Conforme LANDGRAF *et al* (2003) quanto maior o tamanho de grão, menor a parcela de perdas por histerese, mas cresce a parcela conhecida como anômala, fazendo com que exista um tamanho de grão ótimo entre 100 e 150 $\mu$ m. O valor de 15 $\mu$ m está bem distante desse intervalo considerado como ideal.

É importante informar que as fotomicrografias mostradas nas figuras 4.1 a 4.11 foram obtidas no plano das amostras formado pela direção de laminação (DL) e pela direção transversal à direção de laminação (DT). A direção de laminação é caracterizada pela direção segundo a qual os grãos deformados apresentam aspecto alongado.

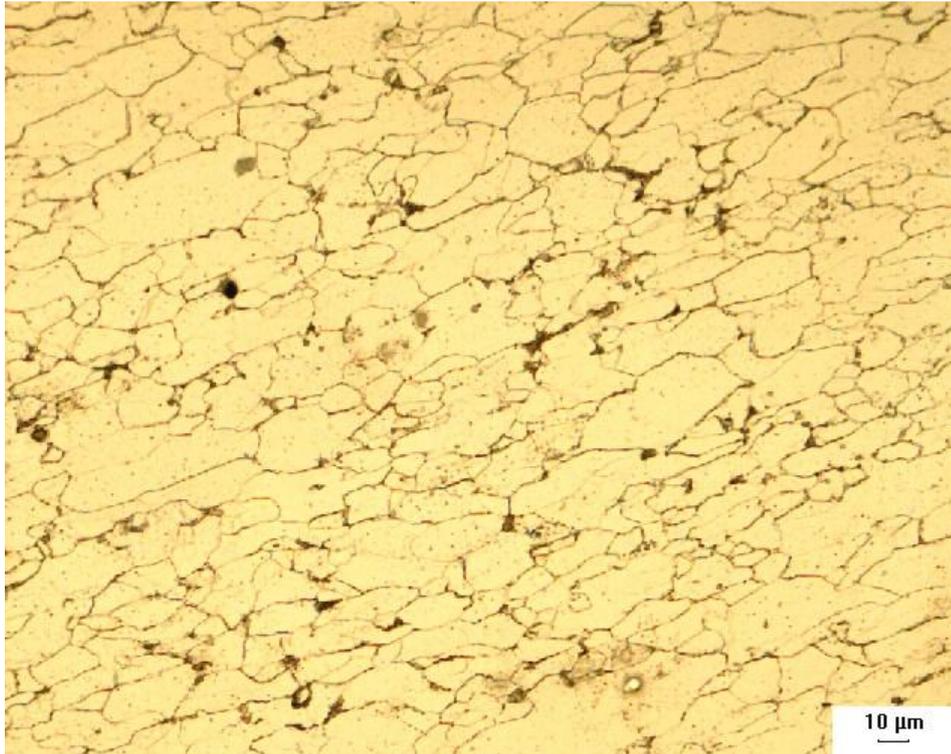


Figura 4.1. Fotomicrografia da amostra AE-50-LF (Ataque: nital 5%).

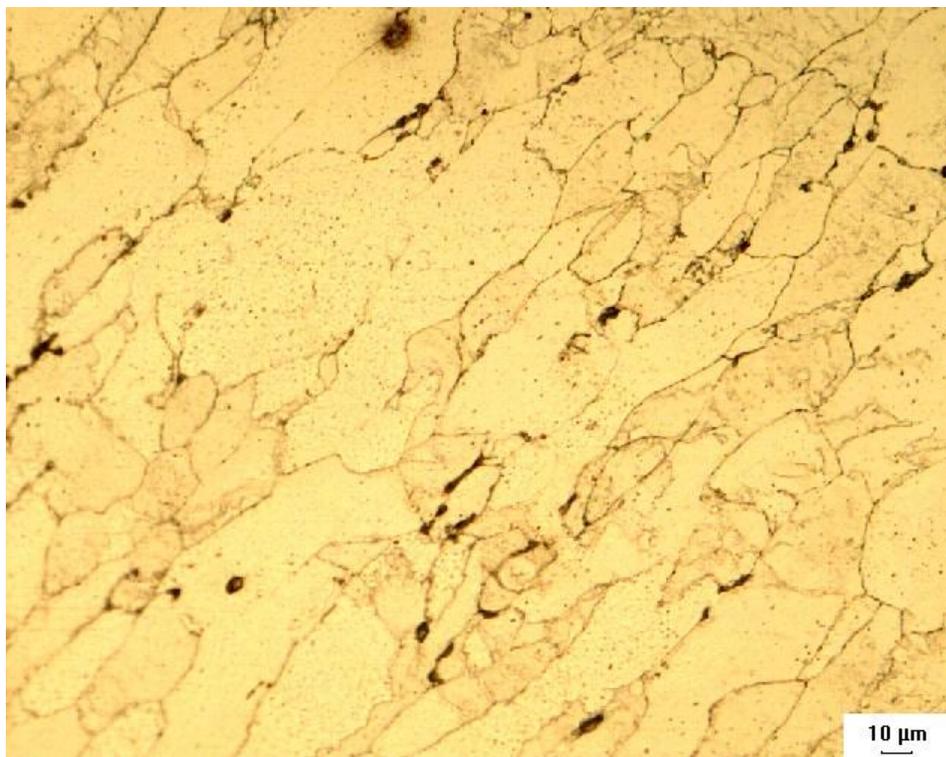


Figura 4.2. Fotomicrografia da amostra AE-50-580 (Ataque: nital 5%).

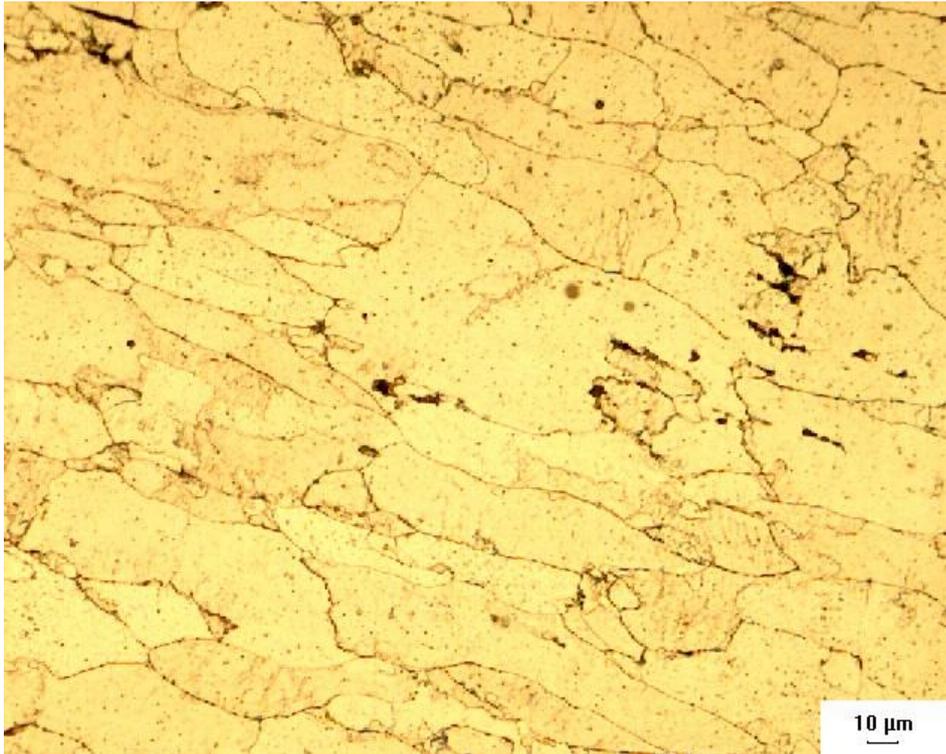


Figura 4.3. Fotomicrografia da amostra AE-50-585 (Ataque: nital 5%).

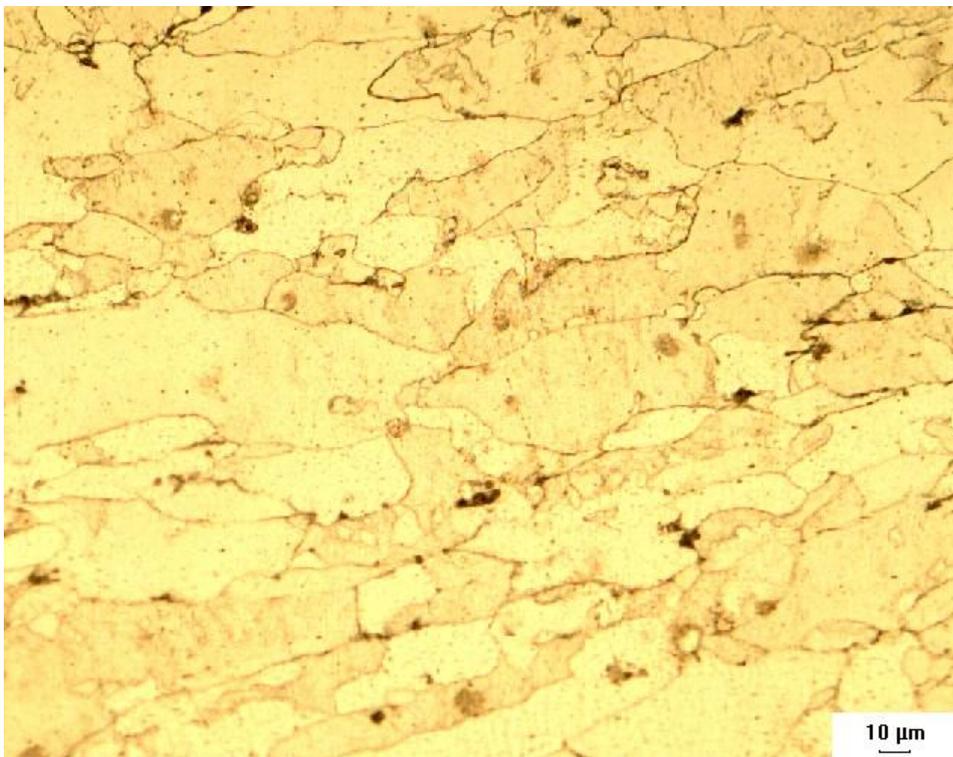


Figura 4.4. Fotomicrografia da amostra AE-50-590 (Ataque: nital 5%).

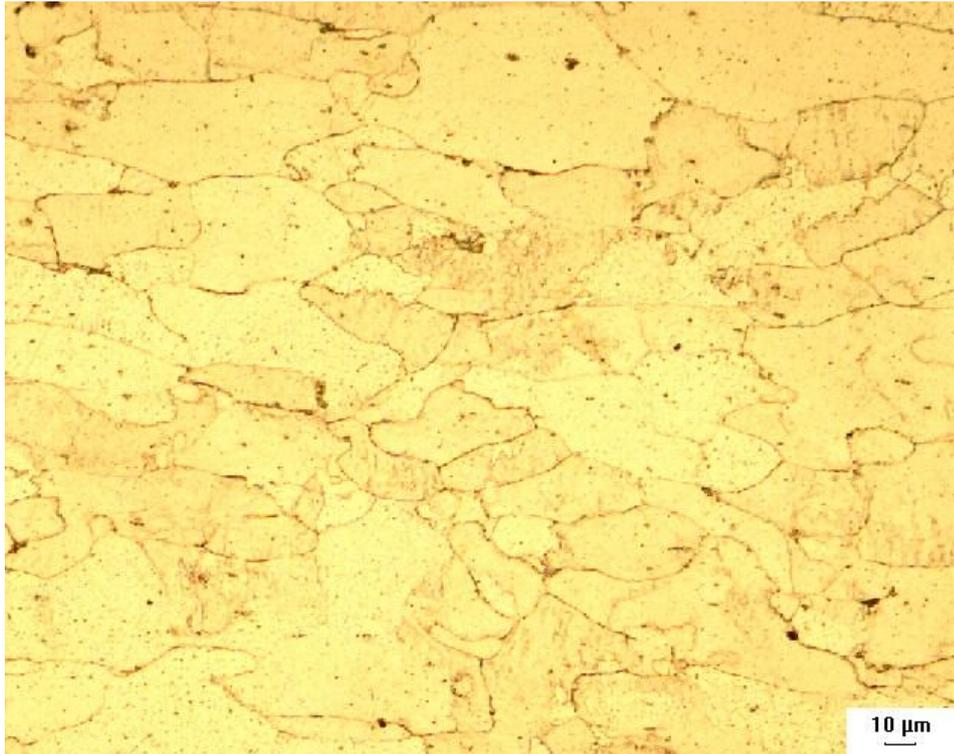


Figura 4.5. Fotomicrografia da amostra AE-50-595 (Ataque: nital 5%).

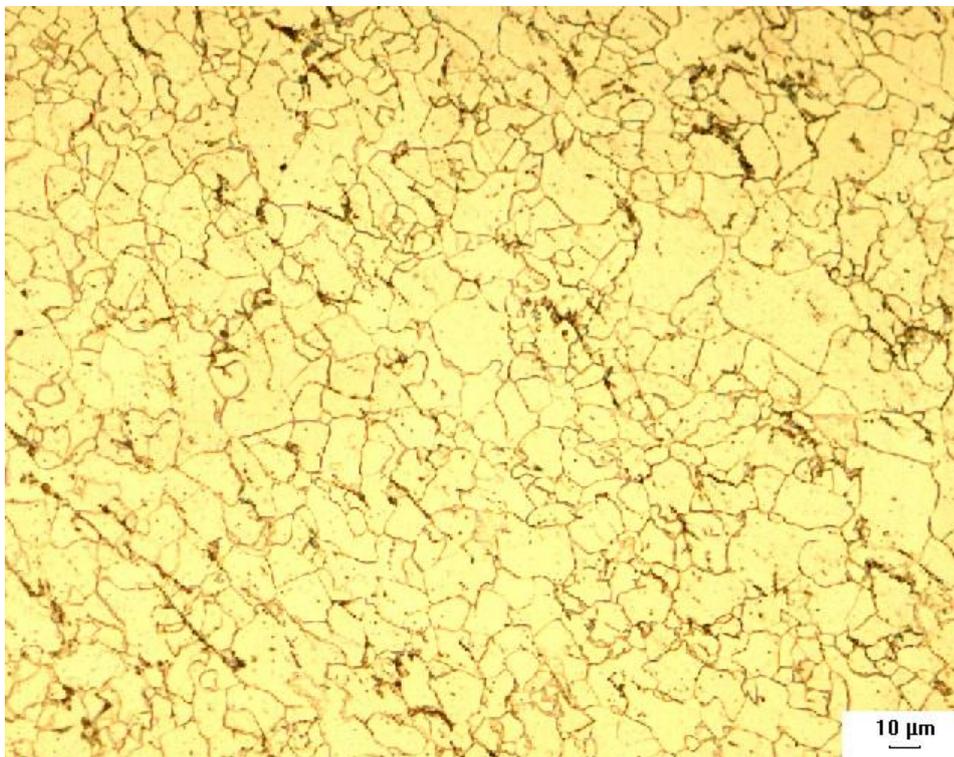


Figura 4.6. Fotomicrografia da amostra AE-50-600 (Ataque: nital 5%).

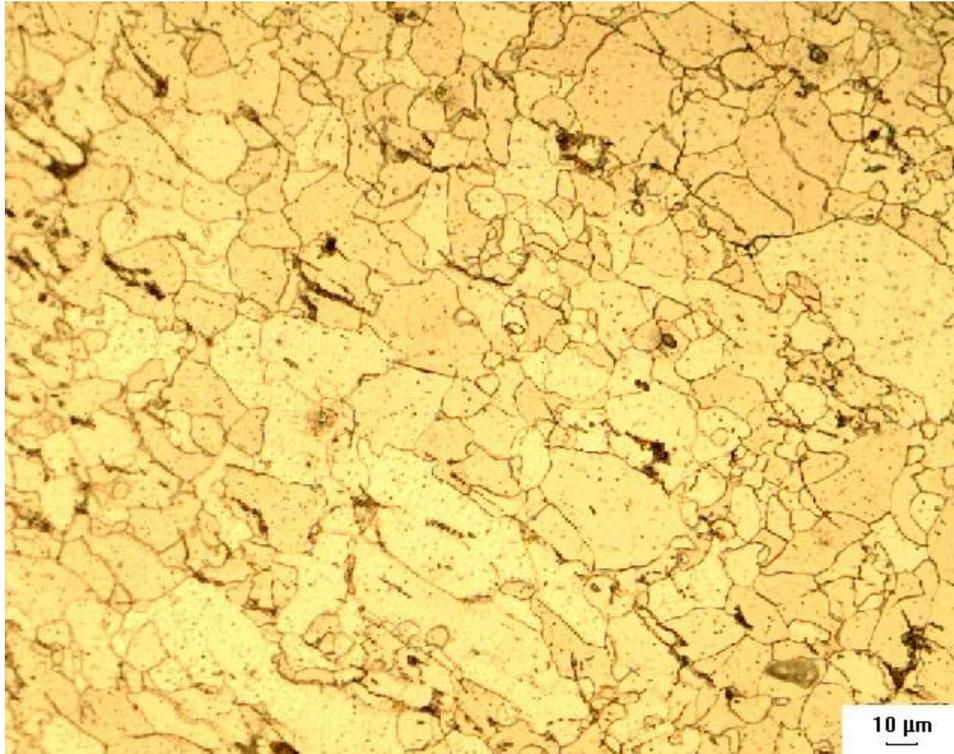


Figura 4.7. Fotomicrografia da amostra AE-50-605 (Ataque: nital 5%).

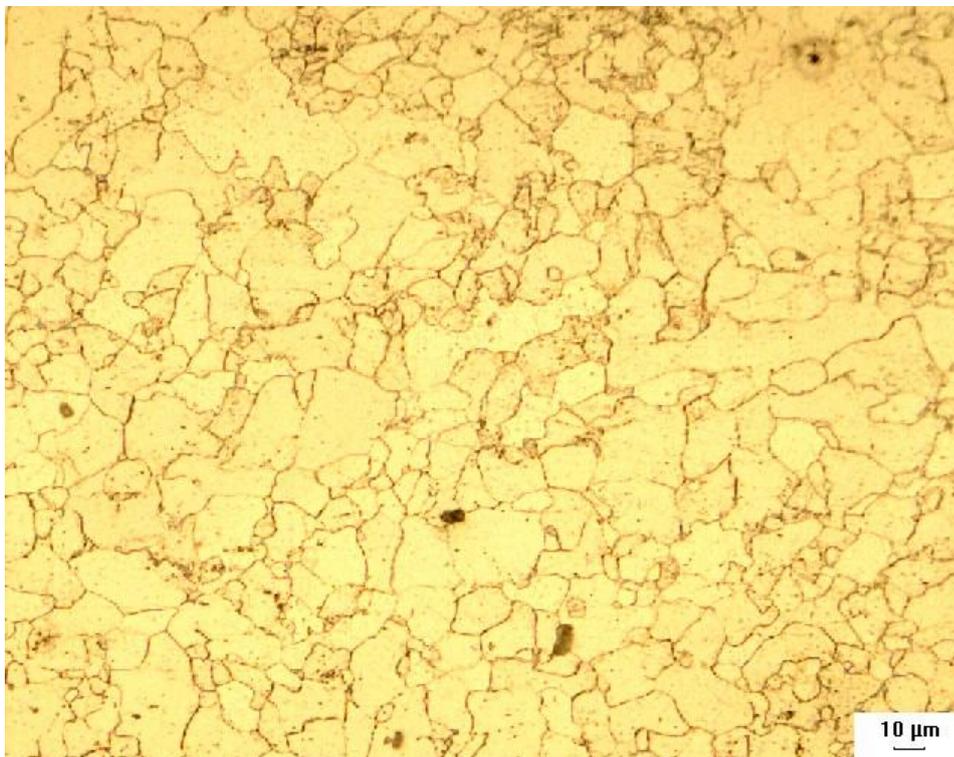


Figura 4.8. Fotomicrografia da amostra AE-50-610 (Ataque: nital 5%).

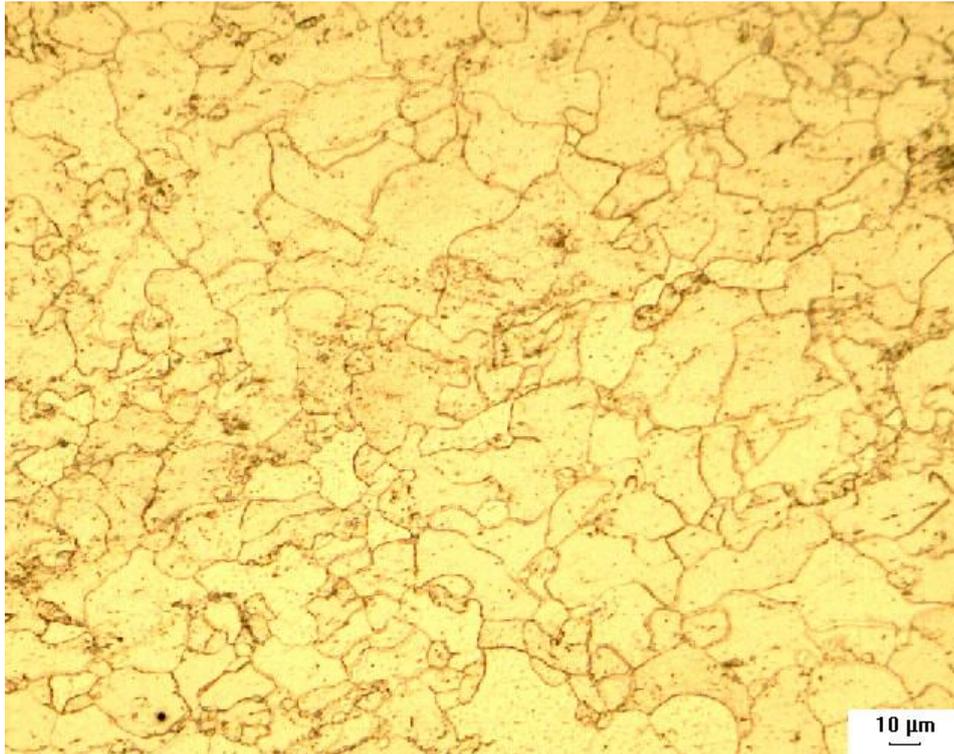


Figura 4.9. Fotomicrografia da amostra AE-50-615 (Ataque: nital 5%).

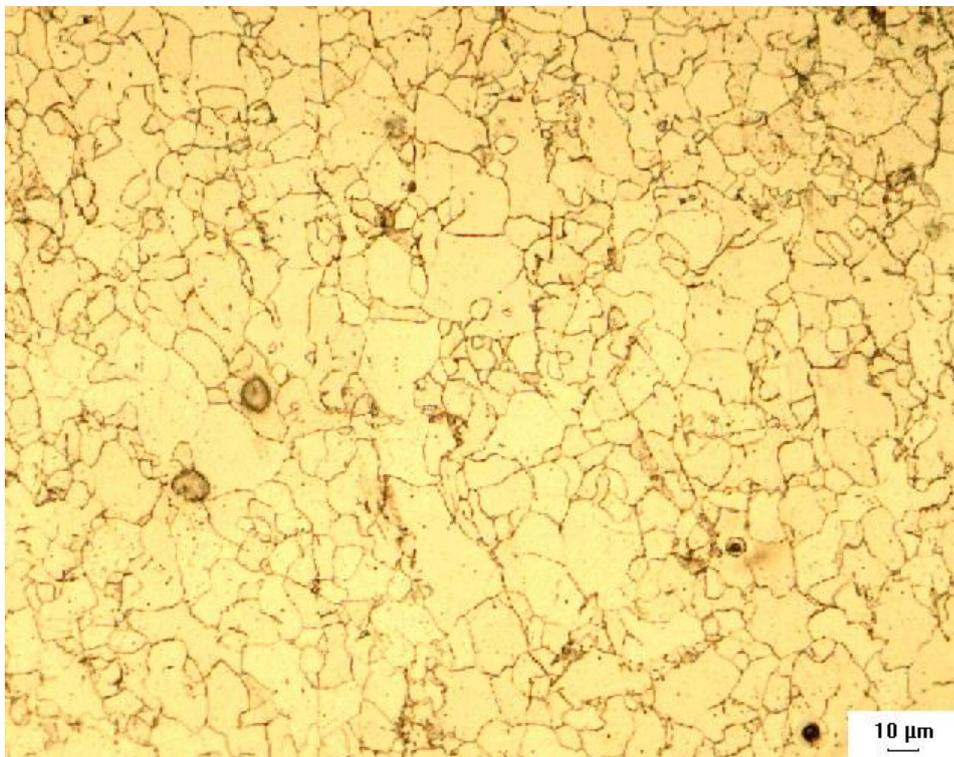


Figura 4.10. Fotomicrografia da amostra AE-50-620 (Ataque: nital 5%).

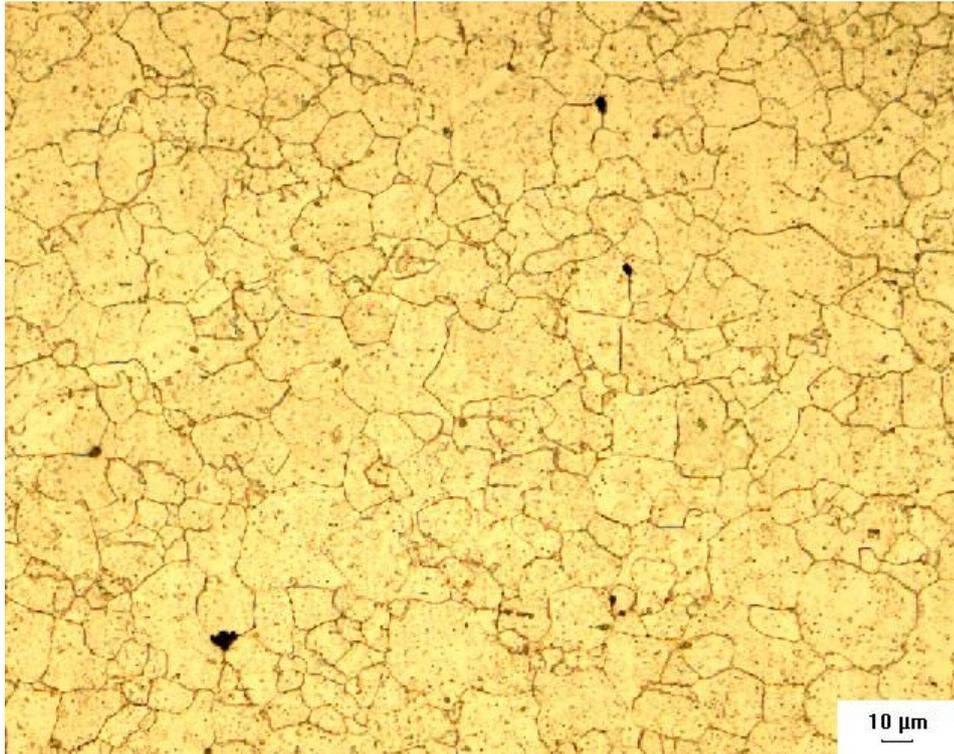


Figura 4.11. Fotomicrografia da amostra AE-50-RC (Ataque: nital 5%).

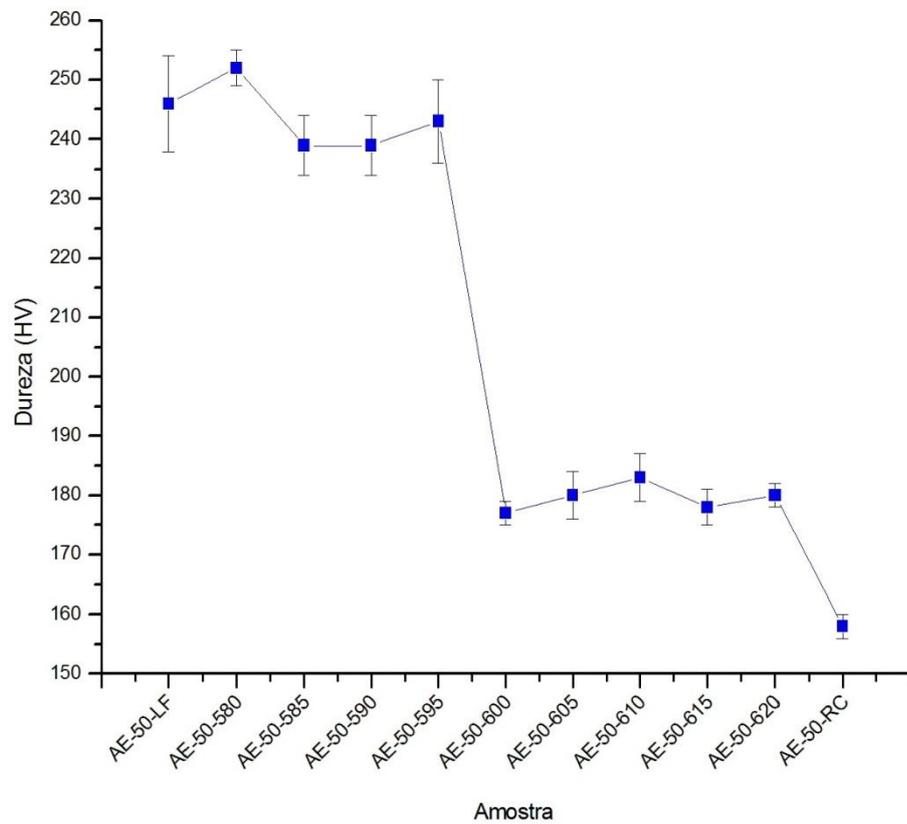


Figura 4.12. Perfil de microdureza em função da recristalização do material AE-50.

## 4.2. Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 70% (AE-70)

Enquanto que as figuras de 4.1 a 4.11 mostraram a evolução microestrutural para o material laminado 50% (laminação industrial), as figuras de 4.13 a 4.23 apresentam essa evolução para o material laminado 70% (laminação industrial) nas mesmas condições de estado, ou seja, desde o estado laminado a frio (laminação industrial) até o estado recozido a 730°C por 12 horas. A microestrutura observada no estado de laminado a frio, com redução de 70% (figuras 4.13), apresenta grãos alongados em uma determinada direção, caracterizando uma microestrutura composta de grãos deformados. Nos estados de parcialmente recristalizados às temperaturas de 580 e 585°C (figuras 4.14 a 4.15, respectivamente) permanece uma microestrutura de grãos alongados em uma determinada direção, ou seja, a essas temperaturas não ocorreram mudanças microestruturais consideráveis em relação ao estado de laminado a frio 70% (figura 4.13), observando-se a presença majoritária de grãos deformados nessas microestruturas. A partir do estado de parcialmente recristalizado à temperatura de 590°C (figura 4.16) pode ser visto a presença de grãos menores (grãos recristalizando) se formando entre os grãos deformados, o que é sugestivo do início da recristalização primária. Nas temperaturas de recristalização parcial 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C (figuras de 4.17 a 4.22, respectivamente) há uma mudança completa da microestrutura, que passa a ser formada por grãos de menor tamanho com distribuição mais uniforme. Para o estado de recozido (figura 4.23) é mostrado um aspecto microestrutural de grãos distribuídos uniformemente e de formato equiaxial. Quanto aos aspectos microestruturais mostrados nas figuras de 4.13 a 4.23, pode-se propor que a recristalização primária do material tem início a partir da temperatura de recristalização parcial igual a 590°C, o que visualmente também pode ser comparado ao fenômeno da figura 2.14 proposta por HUMPHREYS & HATHERLY (2004), semelhante ao material laminado 50% (AE-50).

Também baseando-se na definição proposta por GOTTSTEIN & SHVINDLERMAN (1999), de que durante a deformação plástica de um metal devido a trabalhos a frio, são geradas discordâncias e essas são armazenadas no cristal, os grãos deformados apresentam maior resistência mecânica em relação aos grãos recristalizados ou com níveis de deformação menos expressivos. Como a dureza de uma microestrutura expressa a resistência mecânica da mesma, foi levantada uma curva de microdureza (HV), mostrada na figura 4.24, para reforçar o comportamento da recristalização em relação à evolução microestrutural. A curva da figura 4.24 mostra que os estados de laminado a frio 70% e de parcialmente recristalizados às

temperaturas de 580 e 585°C apresentam os maiores níveis de dureza e aproximadamente os mesmos valores entre eles, o que comprova a evolução microestrutural das figuras de 4.13 a 4.15, compostas em grande maioria de grãos deformados. A partir da condição de parcialmente recristalizado a 590°C há uma considerável queda no valor da dureza, continuando a cair até o estado de parcialmente recristalizado a 595°C. A partir daí os valores de dureza permanecem aproximadamente os mesmos para os estados de parcialmente recristalizados a 600, 605, 610, 615 e 620°C e apresenta uma nova diminuição para o estado de recozido a 730°C por 12 horas, onde atingiu o menor valor.

De acordo com perfil de microdureza observado na figura 4.24 e a evolução microestrutural mostrada pelas fotomicrografias nas figuras de 4.13 a 4.23, pode-se propor que para o aço elétrico de grão não orientado com 1,28% Si laminado industrialmente com redução de 70% e submetido ao tratamento térmico de recozimento em caixa, conforme o item 3.1, a recristalização primária tem início a partir da temperatura de recristalização parcial igual a 590°C, chegando ao seu maior nível de recristalização na condição de recozido a 730°C por 12 horas, pois nesse também apresentou o menor valor de dureza.

Outro ponto importante a ser observado quanto ao perfil de microdureza é que os valores de dureza apresentados na figura 4.24 para os estados de laminado a frio 70% (AE-70-LF) e de parcialmente recristalizados a 580 e 585°C (AE-70-580 e AE-70-585) são consideravelmente maiores em relação aos mesmos estados para o material laminado 50% (AE-50), cujo perfil de microdureza é mostrado na figura 4.12. Esse comportamento antes do início da recristalização primária nos dois materiais (AE-50 e AE-70) pode ser justificado pelo maior nível de deformação do material AE-70 em relação ao AE-50.

Se comparadas as fotomicrografias das figuras 4.11 e 4.23, o tamanho de grão médio após o tratamento térmico de recozimento a 730°C por 12 horas não provocou grandes diferenças entre o material laminado 50% e o material laminado 70%, tendo o primeiro (laminado 50%) um tamanho de grão levemente superior em relação ao segundo (laminado 70%). Com isso o tamanho médio de grão do material laminado 70% (AE-70), na condição de recozido a 730°C por 12 horas, também está distante do valor ideal de tamanho de grão proposto por LANDGRAF *et al* (2003), que seria entre 100 e 150µm.



Figura 4.13. Fotomicrografia da amostra AE-70-LF (Ataque: nital 5%).



Figura 4.14. Fotomicrografia da amostra AE-70-580 (Ataque: nital 5%).



Figura 4.15. Fotomicrografia da amostra AE-70-585 (Ataque: nital 5%).

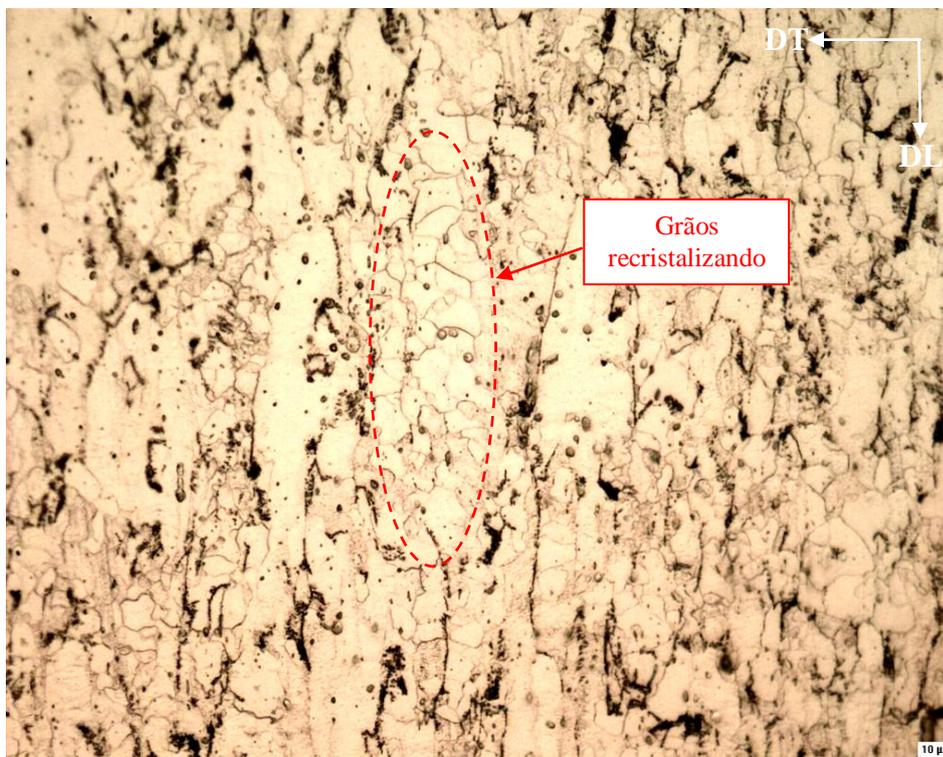


Figura 4.16. Fotomicrografia da amostra AE-70-590 (Ataque: nital 5%).

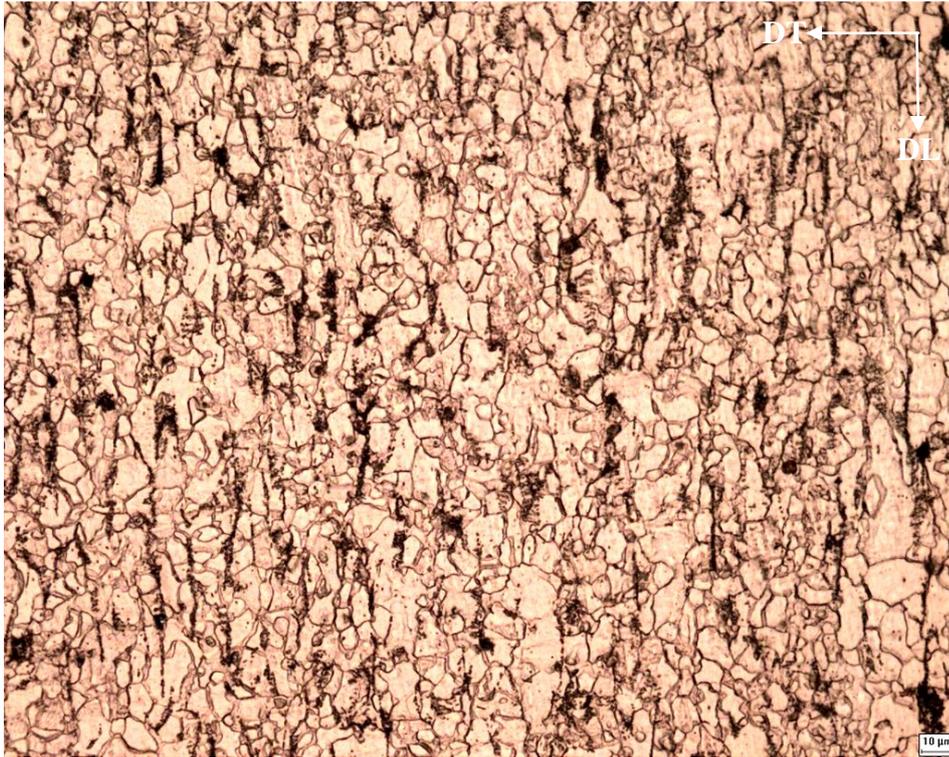


Figura 4.17. Fotomicrografia da amostra AE-70-595 (Ataque: nital 5%).

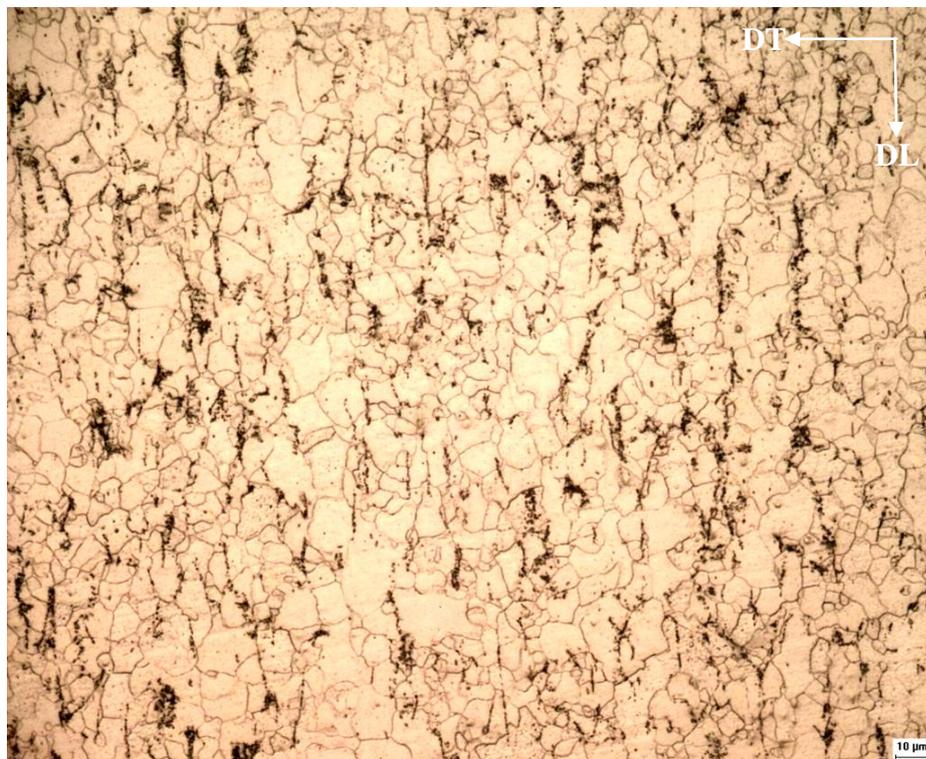


Figura 4.18. Fotomicrografia da amostra AE-70-600 (Ataque: nital 5%).

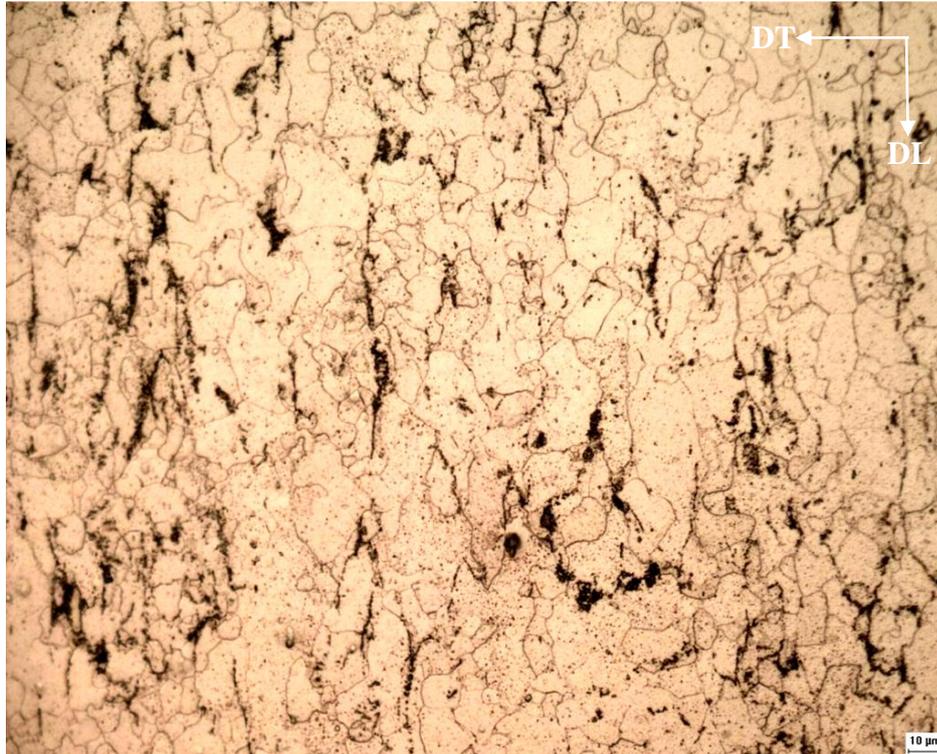


Figura 4.19. Fotomicrografia da amostra AE-70-605 (Ataque: nital 5%).



Figura 4.20. Fotomicrografia da amostra AE-70-610 (Ataque: nital 5%).

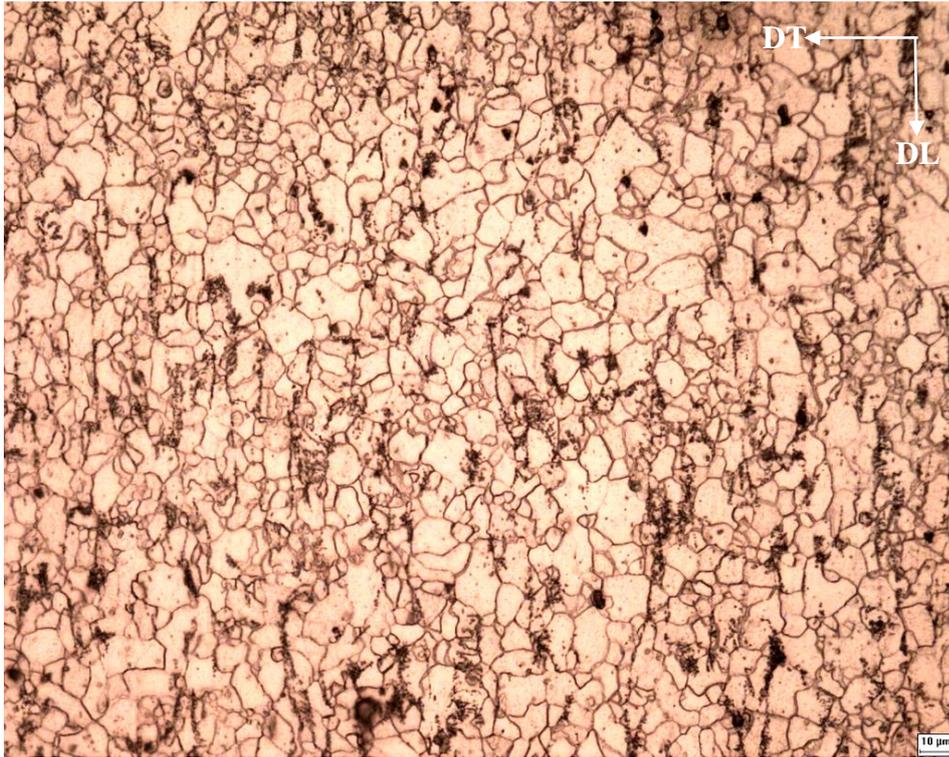


Figura 4.21. Fotomicrografia da amostra AE-70-615 (Ataque: nital 5%).

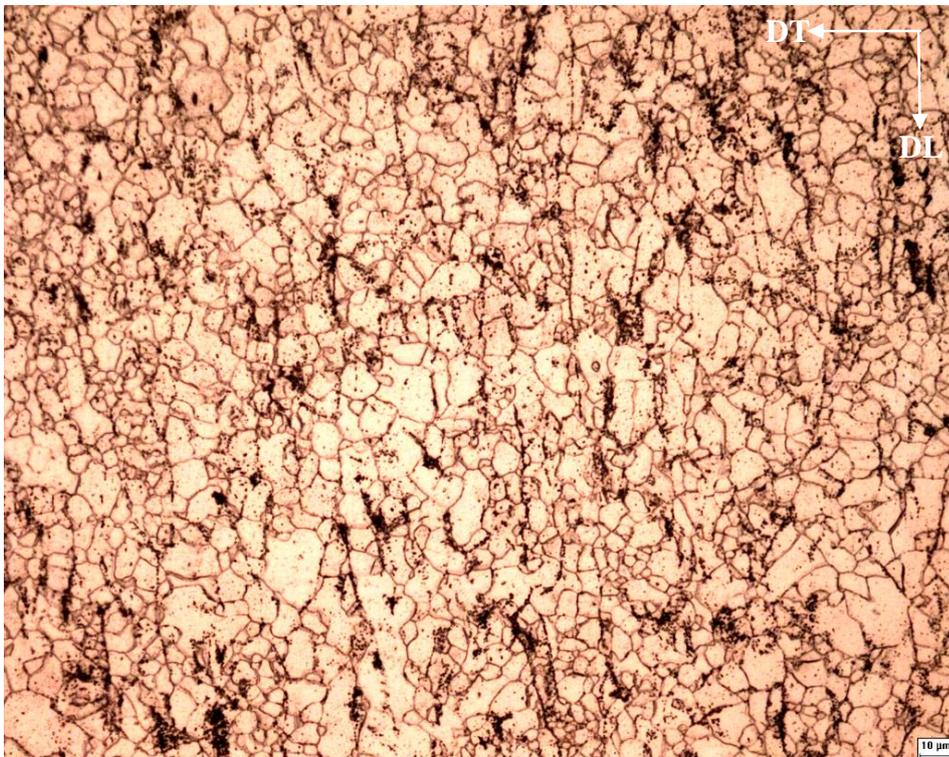


Figura 4.22. Fotomicrografia da amostra AE-70-620 (Ataque: nital 5%).

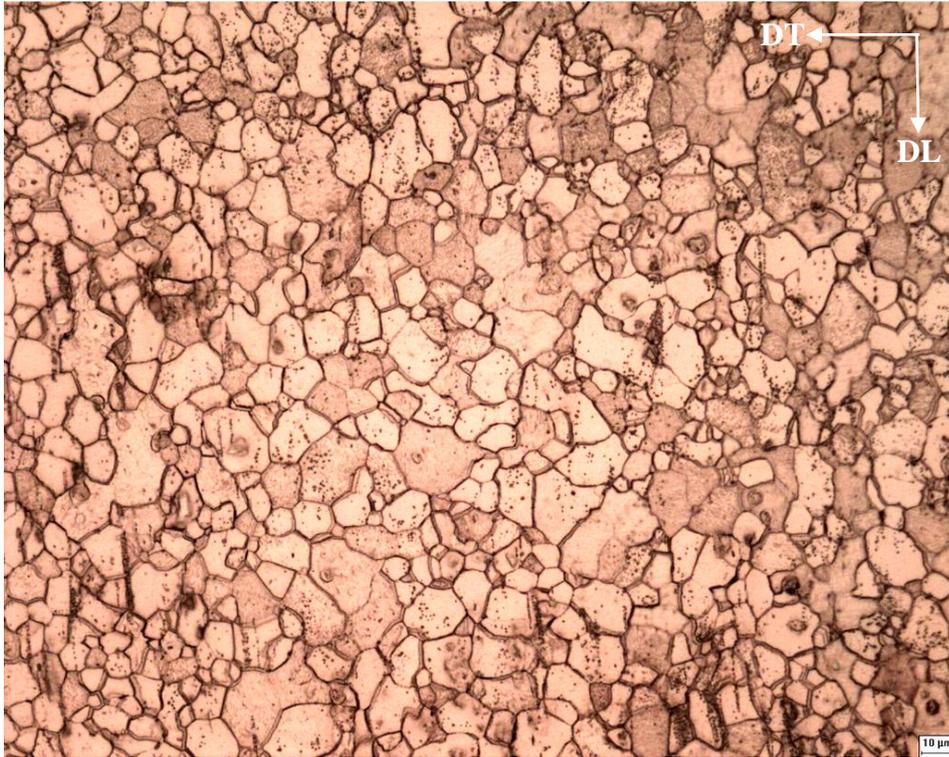


Figura 4.23. Fotomicrografia da amostra AE-70-RC (Ataque: nital 5%).

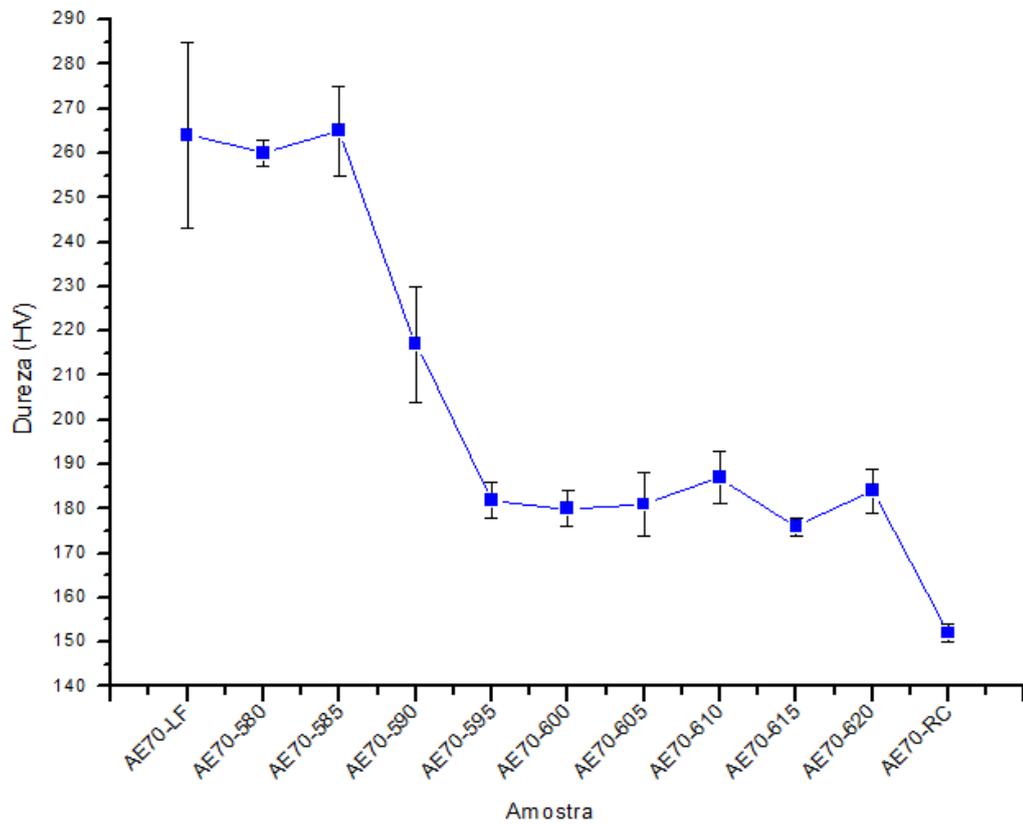


Figura 4.24. Perfil de microdureza em função da recristalização do material AE-70.

### 4.3. Comparação entre a Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 50% (AE-50) e do Aço Elétrico GNO Laminado 70% (AE-70)

SILVA (2007) apresentou resultados experimentais sobre o comportamento da microestrutura de um aço elétrico GNO com 1,25% Si em função do grau de deformação a frio a que o material foi submetido. As figuras 4.25 e 4.26 mostram o aspecto microestrutural desse material através de fotomicrografias para as deformações de 50 e 70%. Os materiais AE-50 e AE-70 possuem 1,28% Si que é um valor muito próximo ao teor de 1,25% Si e as fotomicrografias mostradas nas figuras 4.1 e 4.13 para os estados AE-50-LF e AE-70-LF apresentam o mesmo aspecto de grãos alongados em uma determinada direção, se comparadas com as figuras 4.25 e 4.26, e possuem também a mesma ordem de tamanho de grão. No mesmo estudo também foi mostrada a influência do grau de deformação a frio na dureza do material, apresentado através das curvas na figura 4.27, reforçando a afirmação de que quanto maior o grau de deformação a frio, maior é o valor de dureza no material. Com isso a justificativa de que o material AE-70 apresenta um maior valor de dureza em relação ao material AE-50, nos estados de microestrutura deformada, é devido ao maior grau de deformação pode ser consideravelmente aceita.

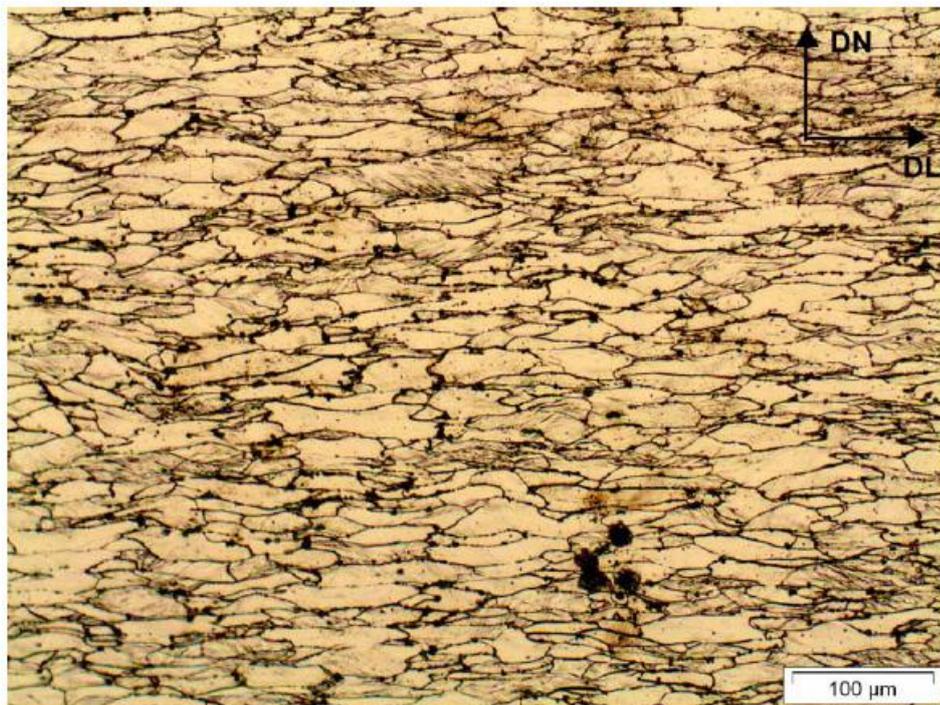


Figura 4.25. Fotomicrografia para um aço elétrico GNO com 1,25% Si laminado a frio com redução de 50% (SILVA, 2007).



Figura 4.26. Fotomicrografia para um aço elétrico GNO com 1,25% Si laminado a frio com redução de 70% (SILVA, 2007).

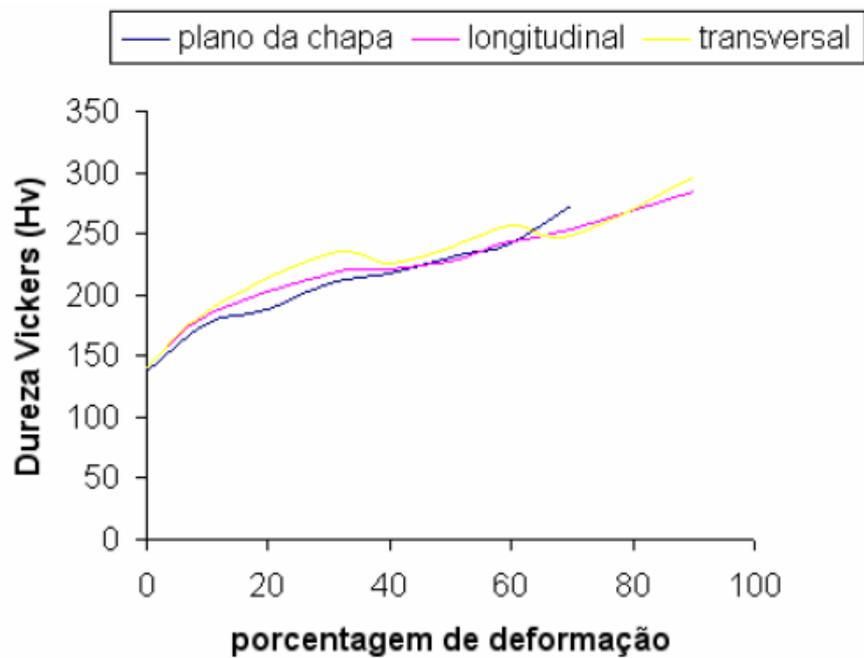


Figura 4.27. Perfil de microdureza de um aço elétrico GNO com 1,25% Si em função do grau de redução na laminação a frio (SILVA, 2007).

HAASEN (1996) afirma que quanto maior o grau de deformação menor é a temperatura para início da recristalização e o diagrama de recristalização proposto por BURGERS (1963), mostrado na figura 2.15, expressa graficamente esse conceito. Tal diagrama também mostra que para a mesma temperatura e dois graus distintos de deformação, a maior deformação apresenta um menor tamanho de grão.

O material AE-70 tem um maior grau de deformação do que o material AE-50 e pelas análises microestruturais e de dureza realizadas apresenta uma temperatura para início da recristalização igual a 590°C, que é inferior a do material AE-50, admitida como sendo igual a 600°C. Quanto ao tamanho de grão, o material AE-70 apresentou um valor discretamente menor em relação ao material AE-50 após o tratamento térmico de recozimento a 730°C por 12 horas.

A partir dessas considerações pode-se admitir que a análise da evolução microestrutural para os materiais AE-50 e AE-70, em seus respectivos estados de recristalização, está de acordo com a teoria proposta por HAASEN (1996) e BURGERS (1963).

#### 4.4. Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 50% Submetido a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão

A fotomicrografia mostrada na figura 4.11 apresentou um valor médio de tamanho de grão para o material laminado 50% (AE-50) muito inferior ao valor desejável de 100 a 150 $\mu$ m, conforme LANDGRAF *et al* (2003), por se tratar de um material semi-processado que deverá atingir o tamanho de grão final somente após o tratamento térmico para tal. Com o objetivo de provocar o crescimento do grão foi realizado um tratamento térmico de recozimento, conforme o item 3.2, nas temperaturas de 840 e 900°C, com cada temperatura sendo administrada nos tempos de 1, 10, 100 e 1000 minutos. A evolução microestrutural para esses tratamentos pode ser vista nas figuras 4.28 a 4.35.

Para os tratamentos a 840°C nos tempos de 1, 10 e 100 minutos observa-se, por meio das fotomicrografias nas figuras de 4.28 a 4.30, um considerável aumento no tamanho de grão em relação à fotomicrografia da figura 4.11. Já no tratamento a 900°C esse aumento também é visto para os tempos de 1 e 10 minutos, conforme as figuras 4.32 e 4.33. É bastante aceitável admitir que o aumento no valor da temperatura de recozimento para o material laminado 50% (AE-50) provoca um aumento no tamanho de grão e o aumento do tempo de recozimento em cada temperatura contribui para que o grão continue aumentando. É importante salientar que embora os grãos tenham aumentado o seu tamanho para os tratamentos a 840°C (por 1, 10 e 100 minutos) e 900°C (por 1 e 10 minutos) ainda permanece uma distribuição uniforme dos mesmos, ou seja, microestruturas com grãos equiaxiais.

Um fenômeno interessante é observado nas fotomicrografias das figuras 4.31, 4.34 e 4.35, onde foram realizados os tratamentos a 840°C (por 1000 minutos) e 900°C (por 100 e 1000 minutos). Há um diferenciado crescimento de um grão, ou de alguns grãos, em relação aos demais grãos dessas microestruturas. De acordo com a figura 2.14f, proposta por HUMPHREYS & HATHERLY (2004) o fenômeno mostrado nas figuras 4.31, 4.34 e 4.35 se trata do crescimento anormal de grão que caracteriza a recristalização secundária na microestrutura do material laminado 50% (AE-50). É importante observar que para o tratamento a 900°C por 1000 minutos, conforme fotomicrografia da figura 4.35, a maioria dos grãos já tomaram forma anormal de crescimento e somente alguns grãos menores, sobre os contornos dos grãos maiores, são remanescentes da recristalização primária. Conforme a discussão sobre as microestruturas com recristalização secundária pode-se admitir que o

aumento da temperatura de recozimento e dos tempos de recozimento a essas temperaturas foram os responsáveis pelo surgimento do fenômeno no material laminado 50% (AE-50).

Quanto às medições de microdureza, as condições mostradas através das fotomicrografias das figuras de 4.28 a 4.35 apresentaram valor de microdureza variando entre 130 e 150HV, conforme procedimento do item 3.7, que são valores abaixo do valor mínimo apresentado pelo perfil de microdureza mostrado no gráfico da figura 4.12, o que já era de se esperar, pois nos tratamentos para crescimento de grão, adotados para o material laminado 50% (AE-50), o nível de recristalização só tende a aumentar e isso faz com que valor de microdureza diminua. Essa afirmação é baseada na teoria proposta por GOTTSTEIN & SHVINDLERMAN (1999), já utilizada nos itens 4.1 e 4.2.

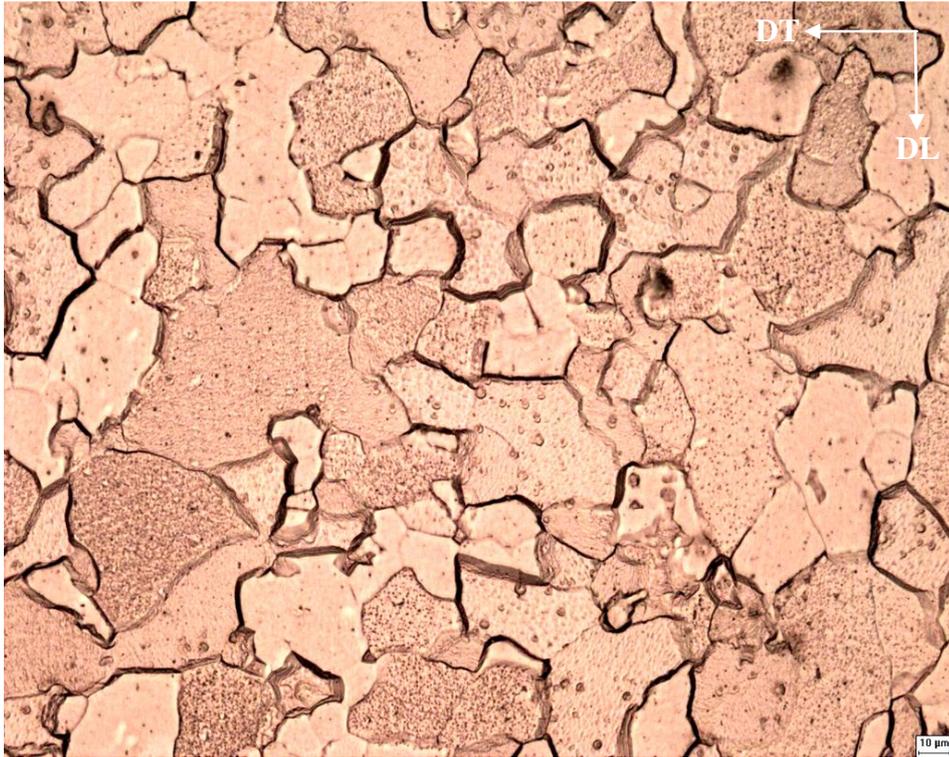


Figura 4.28. Fotomicrografia da amostra AE-50-840-1 (Ataque: nital 5%).



Figura 4.29. Fotomicrografia da amostra AE-50-840-10 (Ataque: nital 5%).



Figura 4.30. Fotomicrografia da amostra AE-50-840-100 (Ataque: nital 5%).

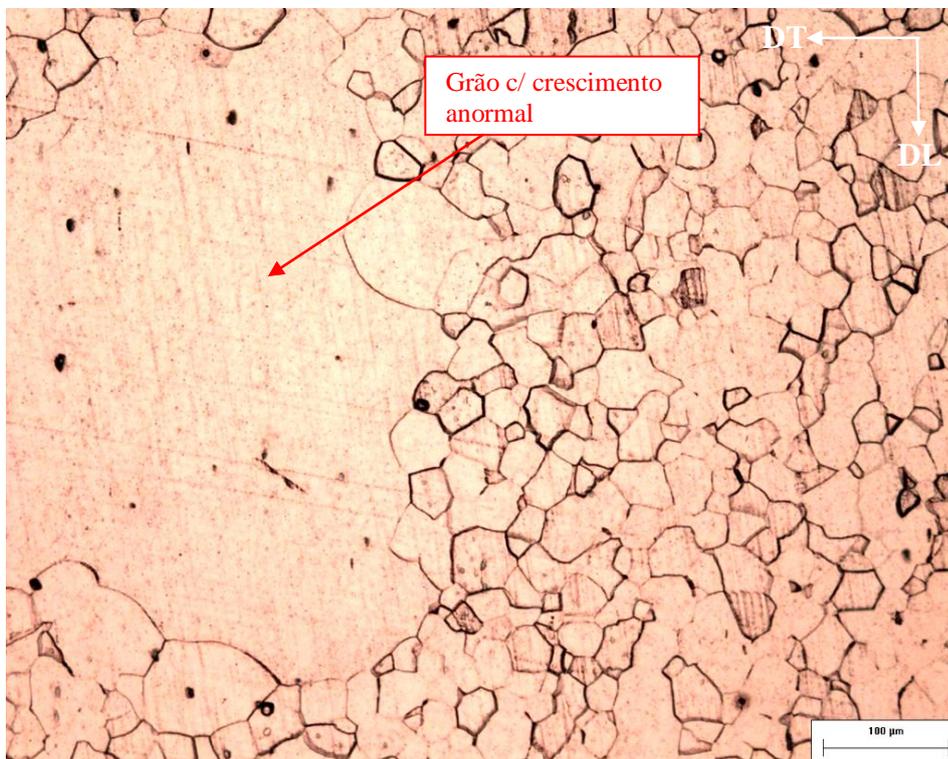


Figura 4.31. Fotomicrografia da amostra AE-50-840-1000 (Ataque: nital 5%).



Figura 4.32. Fotomicrografia da amostra AE-50-900-1 (Ataque: nital 5%).

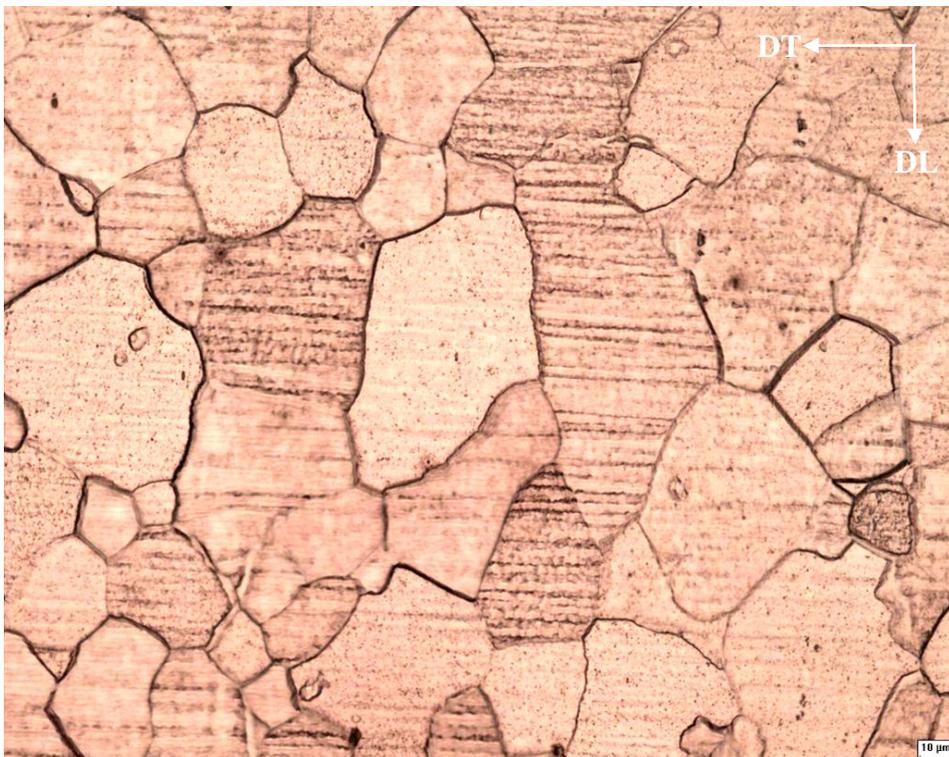


Figura 4.33. Fotomicrografia da amostra AE-50-900-10 (Ataque: nital 5%).

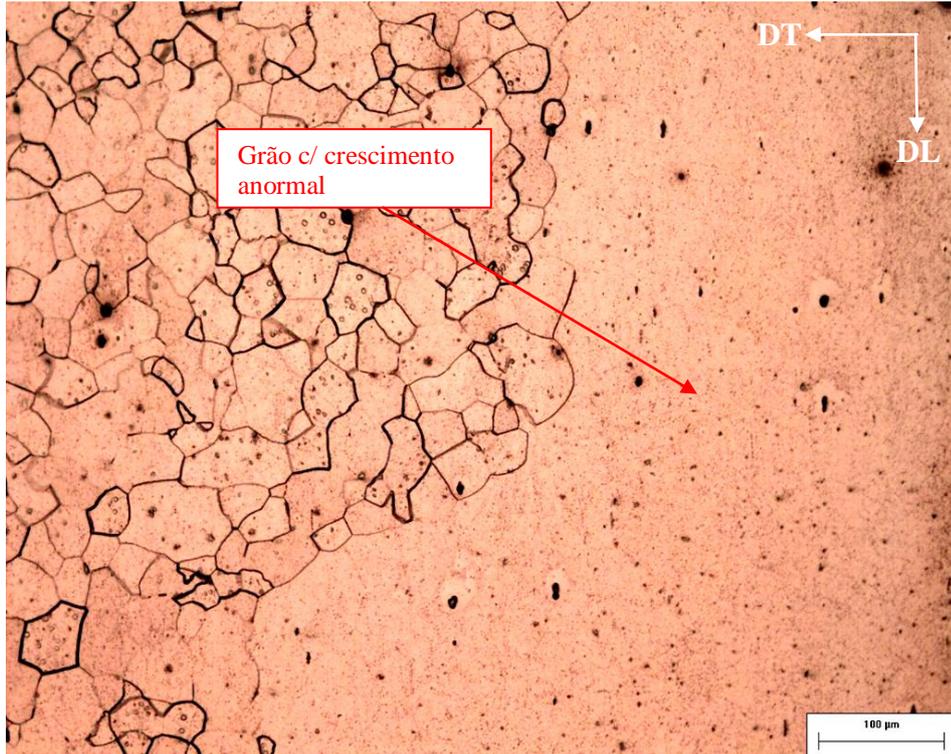


Figura 4.34. Fotomicrografia da amostra AE-50-900-100 (Ataque: nital 5%).

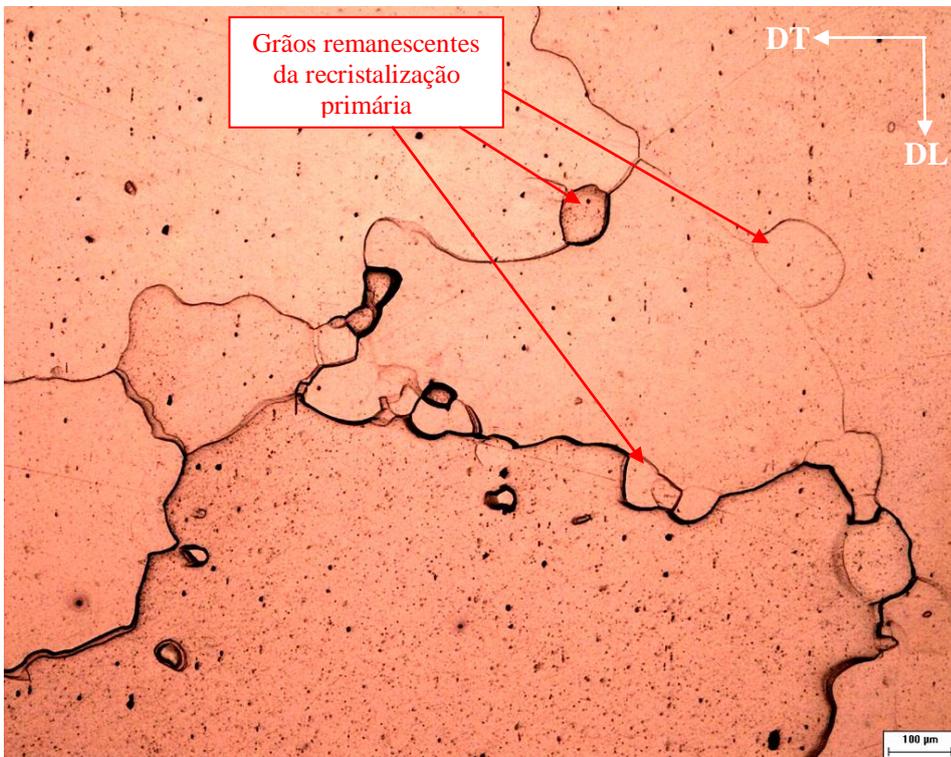


Figura 4.35. Fotomicrografia da amostra AE-50-900-1000 (Ataque: nital 5%).

#### **4.5. Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 70% Submetido a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão**

Semelhante ao que aconteceu com o material laminado 50% (AE-50) a fotomicrografia mostrada na figura 4.23 também apresentou um valor médio de tamanho de grão para o material laminado 70% (AE-70) bem inferior ao valor considerado como ideal, que de acordo com LANDGRAF *et al* (2003) seria entre 100 e 150 $\mu$ m. Com o objetivo de provocar o crescimento do grão nesse material foi realizado um tratamento térmico de recozimento, conforme o item 3.2, nas temperaturas de 840 e 900°C, onde cada uma dessas temperaturas foi administrada com os tempos de 1, 10, 100 e 1000 minutos. As fotomicrografias das figuras de 4.36 a 4.43 mostram a evolução microestrutural de acordo com os tratamentos térmicos realizados.

Nos tratamentos a 840°C para os tempos de 1 e 10 minutos observa-se, por meio das fotomicrografias nas figuras 4.36 e 4.37, um considerável aumento no tamanho de grão em relação à fotomicrografia da figura 4.23. É então razoável admitir que o aumento no valor da temperatura de recozimento para o material laminado 70% (AE-70) provoca um aumento no tamanho de grão e o aumento do tempo de recozimento nessa temperatura contribui para que o grão continue aumentando. É importante observar que embora os grãos tenham aumentado o seu tamanho para os tratamentos a 840°C (por 1 e 10 minutos) ainda permanece uma distribuição uniforme dos mesmos, ou seja, microestruturas com grãos equiaxiais.

Para os tratamentos a 840°C (por 100 e 1000 minutos) e a 900°C (por 1, 10, 100 e 1000 minutos) novamente é observado nas fotomicrografias das figuras de 4.38 a 4.43 um diferenciado crescimento de um grão, ou de alguns grãos, em relação aos demais grãos dessas microestruturas. Tomando-se por base a figura 2.14f, proposta por HUMPHREYS & HATHERLY (2004) esse fenômeno se trata do crescimento anormal de grão que caracteriza a recristalização secundária na microestrutura do material laminado 70% (AE-70). É importante observar que em todas as condições de tratamento com recristalização secundária, há sempre a presença de grãos com crescimento anormal e grãos da recristalização primária, ou seja, não foi apresentada a situação em que a maioria dos grãos tivesse o crescimento anormal e apenas alguns poucos fossem remanescentes da recristalização primária, o que aconteceu para o material laminado 50% (AE-50) tratado termicamente a 900°C por 1000 minutos (figura 4.35). Observando as fotomicrografias das figuras de 4.38 a 4.43 pode-se admitir que o

aumento da temperatura de recozimento e dos tempos de recozimento a essas temperaturas foram os responsáveis pelo surgimento do fenômeno no material laminado 70% (AE-70).

Quanto às medições de microdureza, as condições mostradas através das fotomicrografias das figuras de 4.36 a 4.43 apresentaram valor de microdureza variando entre 130 e 150 HV, conforme procedimento do item 3.7, que são valores abaixo do valor mínimo apresentado pelo perfil de microdureza mostrado no gráfico da figura 4.24, o que também já era de se esperar, pois nos tratamentos para crescimento de grão, adotados para o material laminado 70% (AE-70), o nível de recristalização só tende a aumentar e isso faz com que valor de microdureza diminua. Essa afirmação é baseada na teoria proposta por GOTTSTEIN & SHVINDLERMAN (1999), semelhante à teoria adotada para explicar o material laminado 50% (AE-50) submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão.

As amostras submetidas aos tratamentos térmicos para crescimento de grão apresentaram valores de microdureza entre 130 e 150 HV medidos conforme o item 3.7. Essa faixa de dureza está abaixo dos valores mínimos, mostrados através dos gráficos nas figuras 4.12 e 4.24, que foram atingidos após o tratamento térmico de recozimento a 730°C por 12 horas (curva de recozimento da figura 3.1).

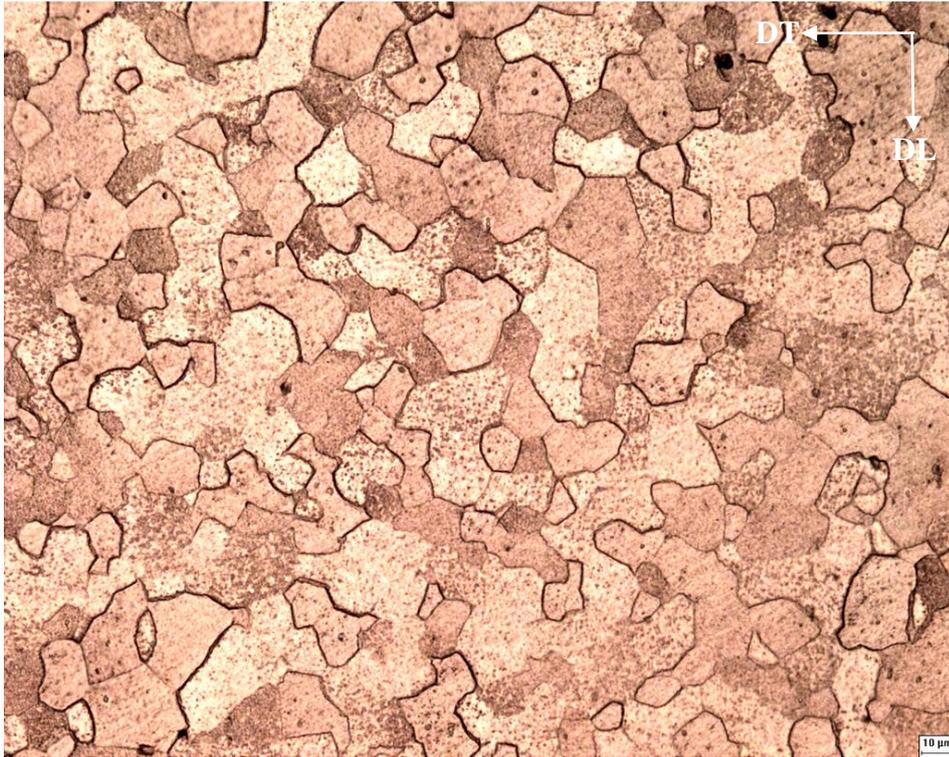


Figura 4.36. Fotomicrografia da amostra AE-70-840-1 (Ataque: nital 5%).



Figura 4.37. Fotomicrografia da amostra AE-70-840-10 (Ataque: nital 5%).

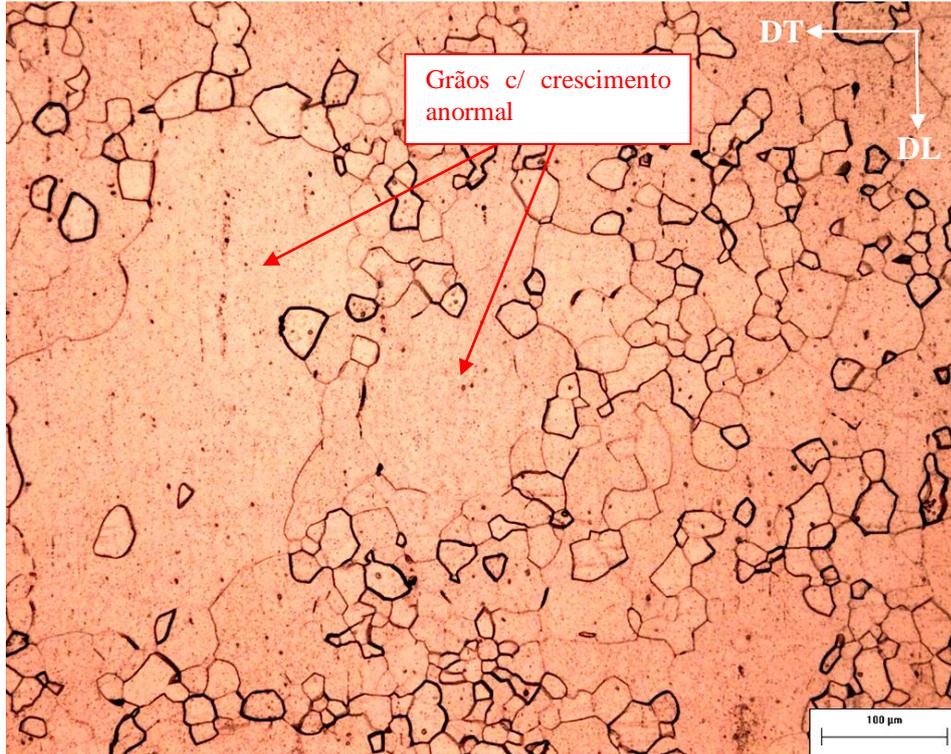


Figura 4.38. Fotomicrografia da amostra AE-70-840-100 (Ataque: nital 5%).

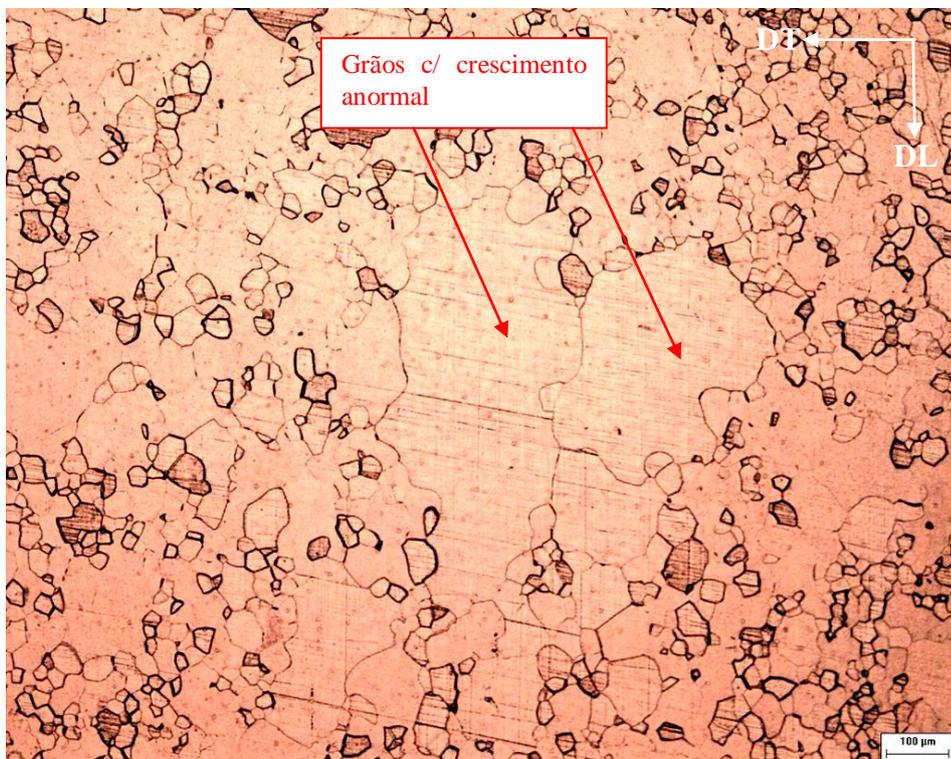


Figura 4.39. Fotomicrografia da amostra AE-70-840-1000 (Ataque: nital 5%).

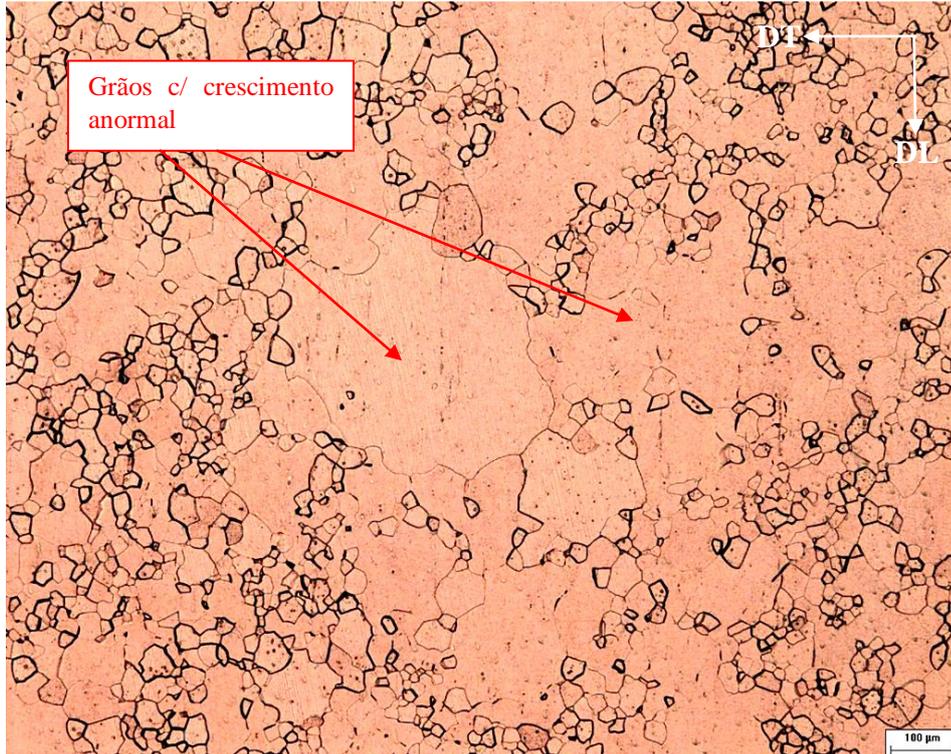


Figura 4.40. Fotomicrografia da amostra AE-70-900-1 (Ataque: nital 5%).

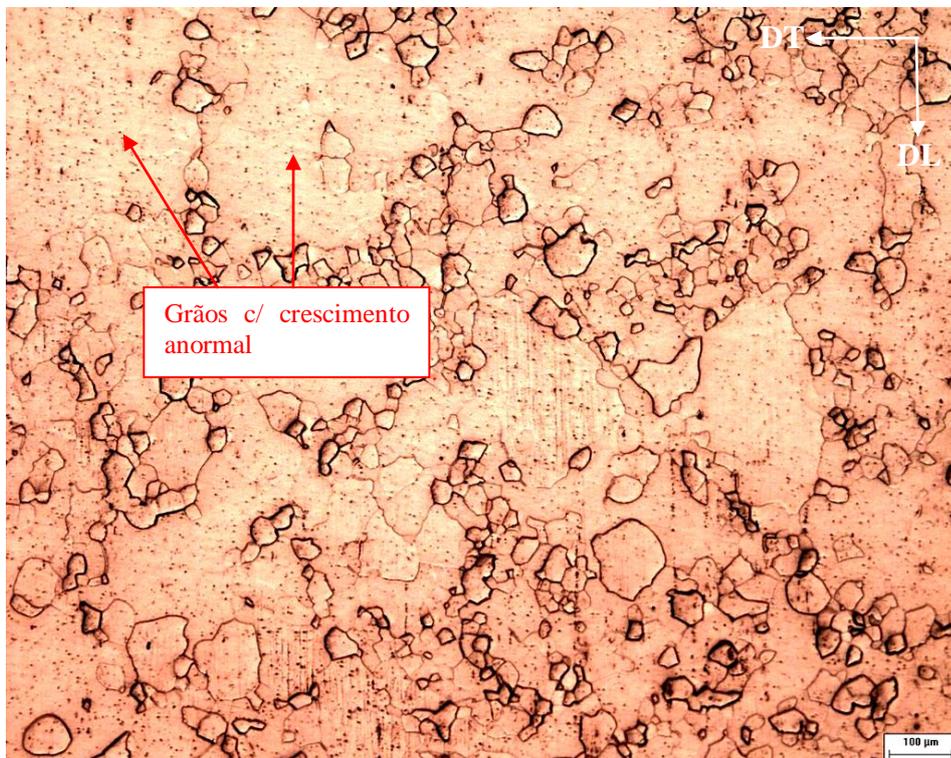


Figura 4.41. Fotomicrografia da amostra AE-70-900-10 (Ataque: nital 5%).

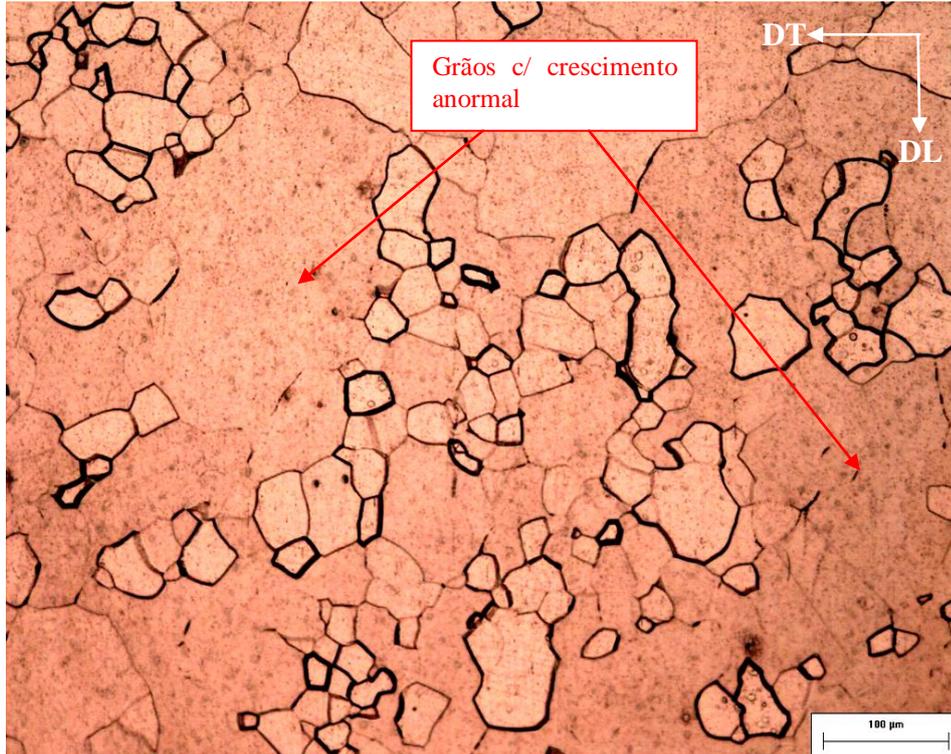


Figura 4.42. Fotomicrografia da amostra AE-70-900-100 (Ataque: nital 5%).

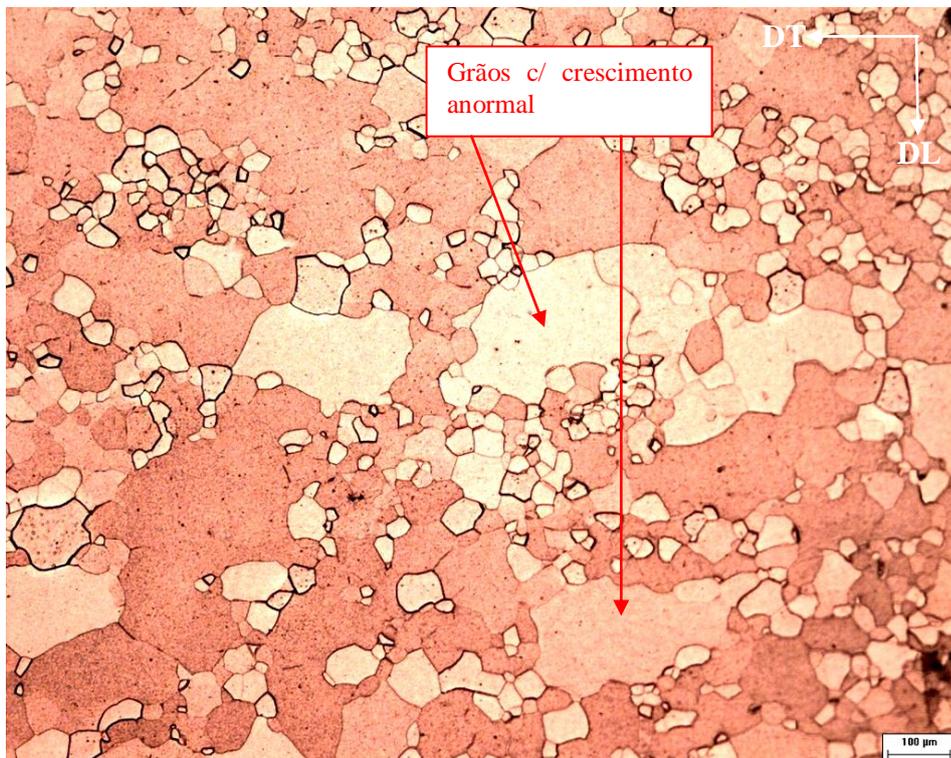


Figura 4.43. Fotomicrografia da amostra AE-70-900-1000 (Ataque: nital 5%).

#### **4.6. Comparação entre a Evolução Microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 50% e do Aço Elétrico GNO Laminado 70% Submetidos a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão**

As fotomicrografias (figuras 4.28 a 4.35 e figuras 4.36 a 4.43) que mostraram a evolução microestrutural dos materiais laminado 50% (AE-50) e laminado 70% (AE-70), com relação aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, apresentaram algumas particularidades que merecem ser observadas.

Quanto ao crescimento normal dos grãos, o material laminado 50% (AE-50) apresentou um tamanho de grão consideravelmente maior em relação ao material laminado 70% (AE-70), o que pode ser visto se for feita uma comparação entre as fotomicrografias das figuras 4.28 e 4.29 (para o material AE-50) e nas figuras 4.36 e 4.37 (para o material AE-70) por se tratar das mesmas condições de tratamento térmico para crescimento de grão nos dois materiais. Com isso, o maior responsável pelo crescimento normal dos grãos é tempo de recozimento, pois quanto maior o tempo, maior o tamanho de grão em cada material. O maior tamanho de grão no material laminado 50% (AE-50) em relação ao material laminado 70% (AE-70) para o crescimento normal é perfeitamente explicado pelo diagrama de recristalização da figura 2.15 proposto por BURGERS (1963). Esse diagrama mostra que para a mesma condição de recozimento (temperatura) e dois graus distintos de deformação, a maior deformação apresenta um menor tamanho de grão.

Outra curiosidade interessante diz respeito ao fato de que o material laminado 70% (AE-70) apresentou o fenômeno do crescimento anormal de grão (recristalização secundária) em um tempo menor de recozimento a 840°C, conforme figura 4.38, e essa característica permanece para o restante das condições até o tratamento a 900°C por 1000 minutos, podendo isso ser observado através das figuras 4.38 a 4.43. O material laminado 50% (AE-50) só apresenta crescimento anormal de grão (recristalização secundária) para o tempo de 1000 minutos na temperatura de 840°C (figura 4.31) e para os tempos de 100 e 1000 minutos na temperatura de 900°C (figuras 4.34 e 4.35). Isso leva a consideração de que para a mesma temperatura de crescimento anormal dos grãos nos dois materiais, o que tem maior deformação (AE-70) apresenta o fenômeno em um tempo menor em relação ao de menor deformação (AE-50). Contudo, o tamanho do grão com crescimento anormal (recristalização secundária) no material laminado 50% (AE-50) é consideravelmente maior em relação ao grão com crescimento anormal (recristalização secundária) do material laminado 70% (AE-

70). Se o diagrama de recristalização proposto por BURGERS (1963) for levado em consideração, o fenômeno da recristalização secundária também concorda com a afirmação de que o maior grau de deformação produz um menor tamanho de grão, ou seja, o grão com crescimento anormal apresenta um maior tamanho para o grau menor de deformação (AE-50), o que pode ser visto se forem comparadas as fotomicrografias, nas mesmas condições de tratamento que provocam o crescimento anormal do grão, para o material AE-50 (figuras 4.31, 4.34 e 4.35) e para o material AE-70 (figuras 4.39, 4.42 e 4.43).

O perfil microestrutural das fotomicrografias que apresentaram recristalização secundária nos materiais AE-50 e AE-70 são bem coerentes com os resultados obtidos por D'ZUBINSK'Y *et al* (2004), que mostraram o crescimento anormal de grão para um aço elétrico de grão não orientado com 0,24% Si (tiras com espessura nominal de 0,45mm) através das figuras 2.18c e 2.18d. O tratamento térmico, que provocou o crescimento anormal de grão, ao qual o material foi submetido utilizou temperatura de 880°C nos tempos de 60, 90, 120 e 150 segundos.

CASTRO (2008) realizou um estudo sobre a evolução microestrutural de um aço elétrico de grão não orientado com 0,3% Si. O material foi submetido a um tratamento térmico de recozimento a 760°C por 2 horas, após o mesmo ter sofrido uma deformação real ( $\epsilon$ ) igual a 1,6 por laminação a frio. A fotomicrografia da figura 4.44 mostra a microestrutura do material que apresenta um crescimento anormal de grão semelhante ao apresentado pelo material laminado 50% (AE-50) quando tratado termicamente a 900°C por 1000 minutos (figura 4.35).

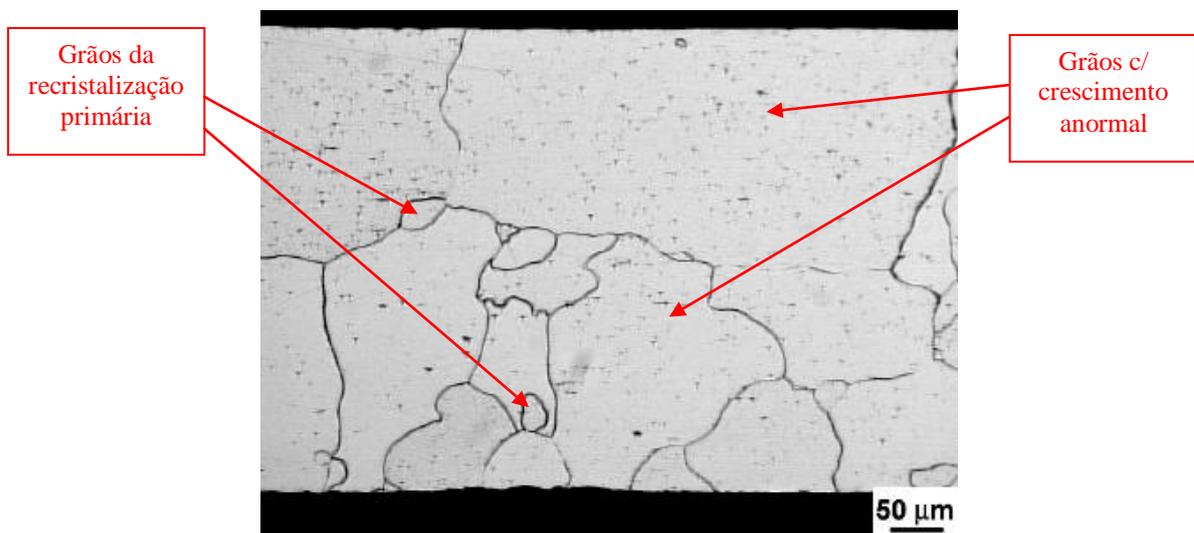


Figura 4.44. Fotomicrografia de um aço elétrico GNO com 0,3% Si recozido a 760°C por 2 horas após deformação real ( $\epsilon$ ) de 1,6 por laminação a frio (CASTRO, 2008).

BENNETT & ROLLETT (2006) no estudo sobre energia estocada no crescimento anormal de grãos em um aço elétrico de grão não orientado com 1,12% Si (tiras com espessura nominal de 0,49mm) mostraram o crescimento anormal dos grãos após um tratamento térmico de recozimento a 787°C por 15 minutos que foi encruado 8% por laminação a frio, o que pode ser visto na figura 4.45. Há uma grande semelhança entre a microestrutura da figura 4.45 e a da figura 4.43.

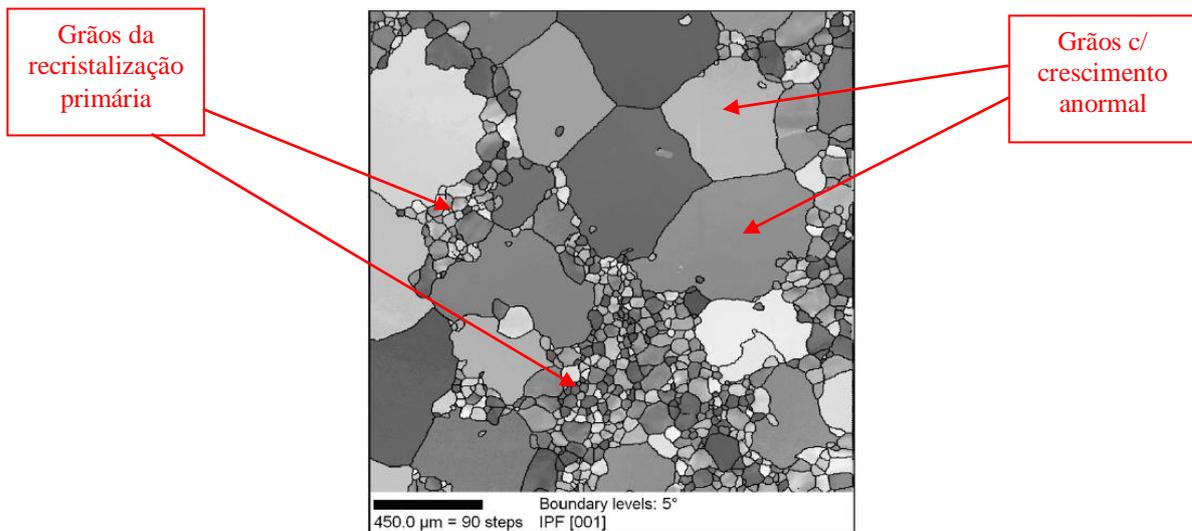


Figura 4.45. Microestrutura obtida por EBSD de um aço elétrico GNO com 1,12% Si recozido a 787°C por 15 minutos após encruamento de 8% por deformação a frio (BENNETT & ROLLETT, 2006).

O objetivo de mostrar resultados, relativos à recristalização secundária em aços elétricos de grão não orientado, de outros trabalhos é apenas avaliar a influência do teor de silício e das condições de tratamentos termomecânicos na ocorrência de crescimento anormal de grãos nesses materiais.

As fotomicrografias dos materiais laminados 50 e 70% (AE-50 e AE-70) submetidos aos tratamentos térmicos para crescimento de grão a 620 e 730°C, conforme citado no item 3.2, não foram apresentadas porque esses tratamentos não provocaram nenhuma mudança no tamanho de grão em relação às microestruturas mostradas para a condição recozido industrialmente em caixa a 730°C por 12 horas para os dois materiais.

#### 4.7. Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 50% (AE-50)

Da mesma maneira que foi feita uma análise da evolução microestrutural para o material laminado 50% (AE-50) também foi realizada uma análise da evolução da textura cristalográfica nesse material obedecendo a mesma sequência de estados (laminado a frio, parcialmente recristalizado e recozido) que foi seguida no 4.1.

As figuras 4.46 a 4.56 mostram o comportamento da textura cristalográfica do material laminado 50% (AE-50) desde o estado laminado a frio até o estado recozido a 730°C por 12 horas através das FDOC's em seções de  $\varphi_2=45^\circ$ , conforme notação de Bunge.

Primeiramente observa-se o aspecto da textura cristalográfica para o estado laminado a frio (figura 4.46) e recozido a 730°C por 12 horas (figura 4.56). No caso do estado laminado a frio há a formação das componentes (001)[1 $\bar{1}$ 0] e (001)[ $\bar{1}$ 10] (ambas com intensidade 8), da componente (223)[1 $\bar{1}$ 0] (com intensidade 9), da componente (111)[0 $\bar{1}$ 1] (com intensidade 6) e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) com intensidade 5. O estado de recozido a 730°C por 12 horas apresenta apenas a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) com intensidade 6. Essas componentes e fibras de textura foram determinadas através da comparação entre as FDOC's (figuras 4.46 e 4.56) e o ábaco da figura 2.7. As intensidades são números sobre as curvas de isovalor nas FDOC's. O aspecto da textura apresentada após o recozimento a 730°C por 12 horas (textura de recristalização) é consideravelmente diferente em relação à textura vista no estado laminado a frio (textura de deformação), ou seja, a textura de recristalização alterou de maneira notável a textura de deformação. As figuras 4.46 e 4.56 apresentam uma semelhança muito grande com a figura 2.13 (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004), que mostra a textura de deformação e a textura de recristalização para um aço IF (*Interstitial Free*) que tem estrutura cristalina CCC, semelhante ao aço elétrico estudado.

KESTENS & JACOBS (2008) também mostraram o comportamento da textura cristalográfica durante o processamento de aços elétricos de grão não orientado com 2,153% Si e a figura 2.26 apresenta a textura cristalográfica, após laminação a frio, formada pelas componentes (001)[1 $\bar{1}$ 0], (001)[ $\bar{1}$ 10] e (111)[0 $\bar{1}$ 1] e pela fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ), muito semelhante à textura do material laminado 50% (AE-50) na condição laminado a frio (FDOC da figura 4.46).

A figura 2.29 apresenta um resultado de textura de um aço elétrico de grão não orientado com 1,25% Si nas condições laminado a frio (figura 2.29a) e recozido a 720°C por 5 minutos em vácuo (figura 2.29b) que foram estudados por CAMPOS *et al* (2004). Se forem comparadas as

FDOC's das figuras 4.46 e 4.56, do material laminado 50% (AE-50), com a figura 2.29 observa-se que a textura nas duas condições (laminado a frio e recozido) são visivelmente semelhantes.

PARK & SZPUNAR (2005) também mostraram o comportamento da textura cristalográfica para um aço elétrico de grão não orientado com 1% Si, laminado a frio 75% e posteriormente recozido a 740°C por 5 minutos, através da FDOC na figura 2.31a, que se compara com a FDOC na figura 4.56 observa-se certa coerência pela formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) após o tratamento térmico de recozimento.

Outro estudo sobre textura cristalográfica em aços elétricos de grão não orientado também foi proposto por PARK & SZPUNAR (2003), no qual foi mostrado o comportamento da textura de deformação e da textura de recristalização, vistas através da figura 2.34. O aço do estudo tinha 2% Si e foi laminado a frio 75% e recozido a 790°C por 5 minutos em ar atmosférico. Novamente a textura de deformação apresentada pelo material laminado 50% (AE-50), através da FDOC na figura 4.46, é praticamente igual à textura de deformação do material com 2% Si. Já na comparação das texturas de recristalização (figuras 2.34b e 4.56), o material com 2% Si apresenta a formação de uma componente (110)[001], denominada textura Goss, que não aparece no caso do material laminado 50% (AE-50) recozido a 730°C por 12 horas, mas a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) está presente nos dois casos.

A comparação dos resultados da textura de deformação e da textura de recristalização do material laminado 50% (AE-50) com outros estudos fez com que se pudesse avaliar a influência do teor de silício e das condições de tratamentos termomecânicos no comportamento desses dois tipos de textura nos aços elétricos de grão não orientado.

O comportamento da textura cristalográfica nos estados de parcialmente recristalizado do material laminado 50% (AE-50) nas temperaturas de 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C pode ser observado através das FDOC's nas figuras 4.47 a 4.55. A textura cristalográfica apresentada para as condições de parcialmente recristalizado nas temperaturas 580, 585, 590 e 595°C, conforme FDOC's das figuras 4.47 a 4.50, é muito semelhante à apresentada na condição de laminado a frio mostrada na FDOC da figura 4.46, ou seja, a formação das componentes (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ], (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ], (223)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] e (111)[ $0\bar{1}1$ ] e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ), variando discretamente apenas em intensidade. A partir da condição de parcialmente recristalizado na temperatura de 600°C (FDOC da figura 4.51) há uma considerável mudança no comportamento da textura cristalográfica, fazendo com que as componentes (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ], (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ], (223)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] e (111)[ $0\bar{1}1$ ] desapareçam, permanecendo apenas a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) com intensidade 6. Esse mesmo comportamento se repete para a condição de parcialmente recristalizado a temperatura de 605°C (FDOC da figura 4.52). Na

condição de parcialmente recristalizado a 610°C (FDOC da figura 4.53) as componentes (001)[1 $\bar{1}$ 0] e (001)[ $\bar{1}\bar{1}$ 0] voltam a se formar com intensidade 3 que se intensificam mais ainda (intensidades 5 e 6, respectivamente) na condição de parcialmente recristalizado a 615°C (FDOC da figura 4.54), onde há a formação das componentes (111)[1 $\bar{1}$ 0], (111)[0 $\bar{1}$ 1], (111)[ $\bar{1}\bar{1}$ 2] e (223)[1 $\bar{1}$ 0] (com intensidades entre 5 e 6). A condição de parcialmente recristalizado a 620°C (FDOC da figura 4.55) apresenta apenas a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) com intensidade 6, praticamente igual à textura apresenta na FDOC da figura 4.56 para a condição de recozido a 730°C por 12 horas. É importante destacar que a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) esteve sempre presente em todas as condições de parcialmente recristalizado do material laminado 50% (AE-50), variando sua intensidade entre 4 e 6. A mudança no comportamento da textura cristalográfica a partir da condição de parcialmente recristalizado a 600°C (FDOC da figura 4.51) coincide justamente com o início da recristalização primária para o material laminado 50% (AE-50), conforme discutido através da evolução microestrutural do item 4.1 e do perfil de dureza mostrado na figura 4.12.

Considera-se uma das grandes contribuições desse trabalho a avaliação do comportamento da textura cristalográfica ao longo das condições de parcialmente recristalizado nas temperaturas de 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C, pois foi mostrado que incrementos de 5°C nas condições de tratamento podem influenciar no comportamento da textura cristalográfica, visto que outros trabalhos foram utilizados neste item para justificar as texturas de deformação (FDOC da figura 4.46) e de recristalização (FDOC da figura 4.56), o que não aconteceu com as condições de parcialmente recristalizado. Detalhes da influência dos grãos deformados e dos grãos recristalizados na textura cristalográfica foram avaliados por EBSD e serão apresentados adiante.

A evolução da textura cristalográfica mostrada de maneira mais compacta em relação ao ábaco da figura 2.7 para o material laminado 50% (AE-50) pode ser apreciada através do anexo 1.

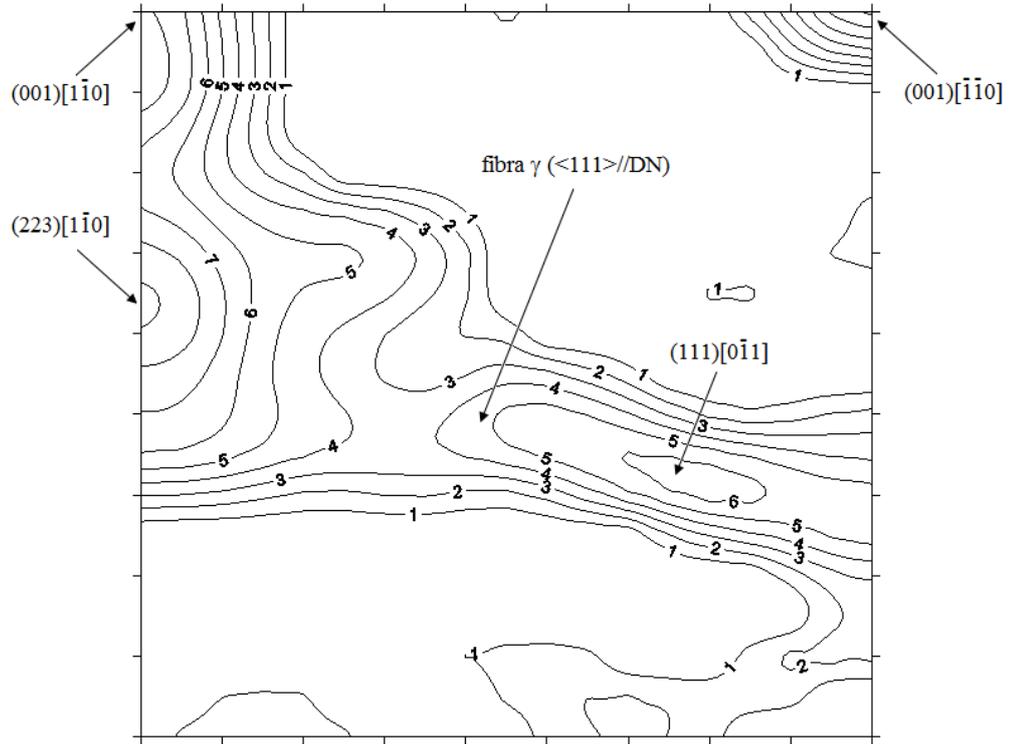


Figura 4.46. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-LF.

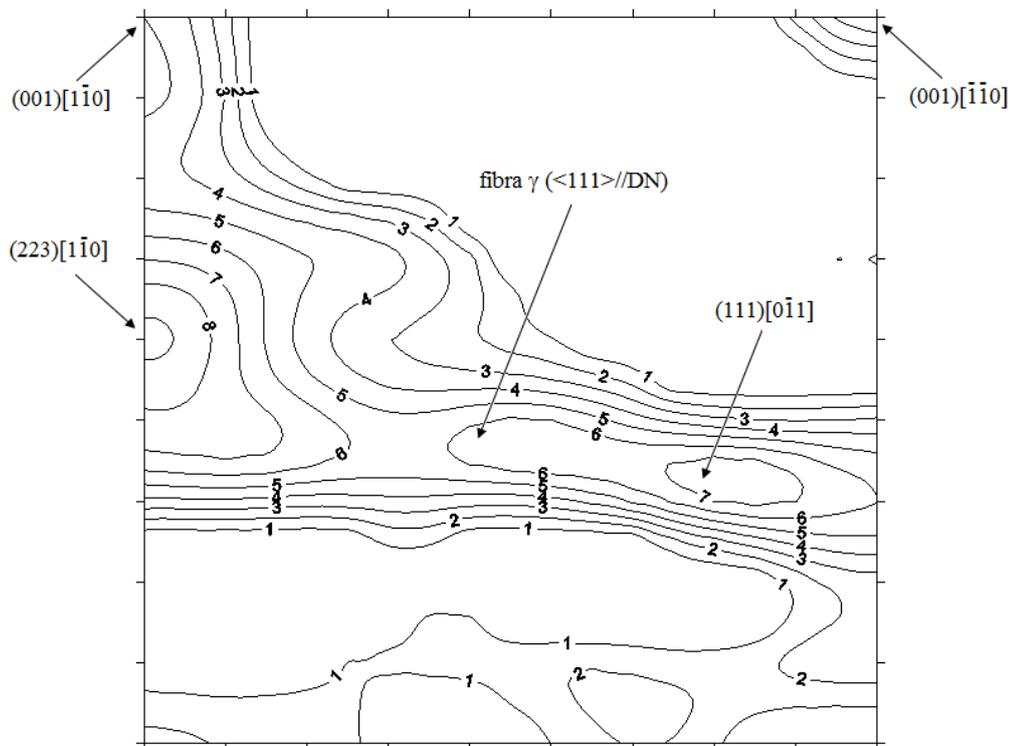


Figura 4.47. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-580.

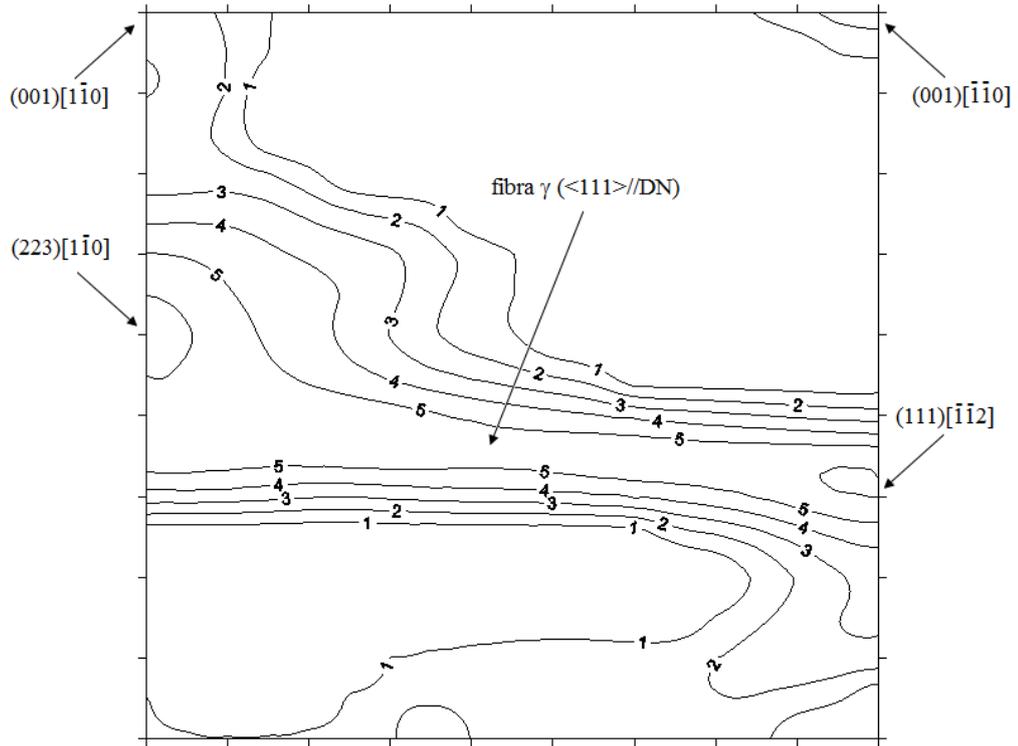


Figura 4.48. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-585.

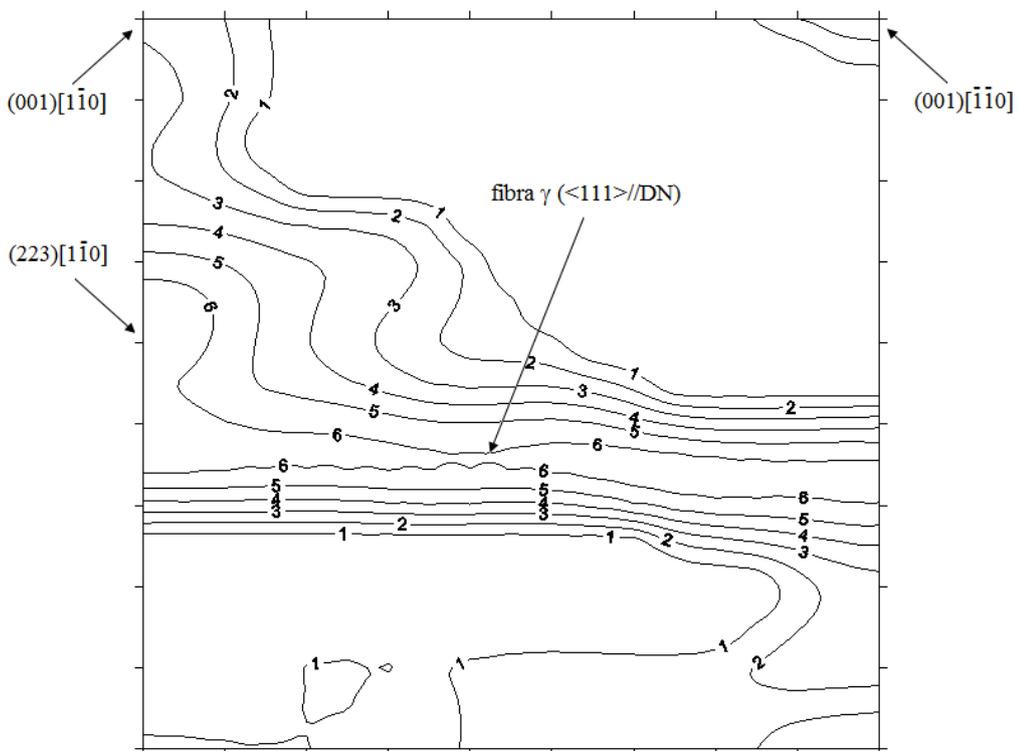


Figura 4.49. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-590.

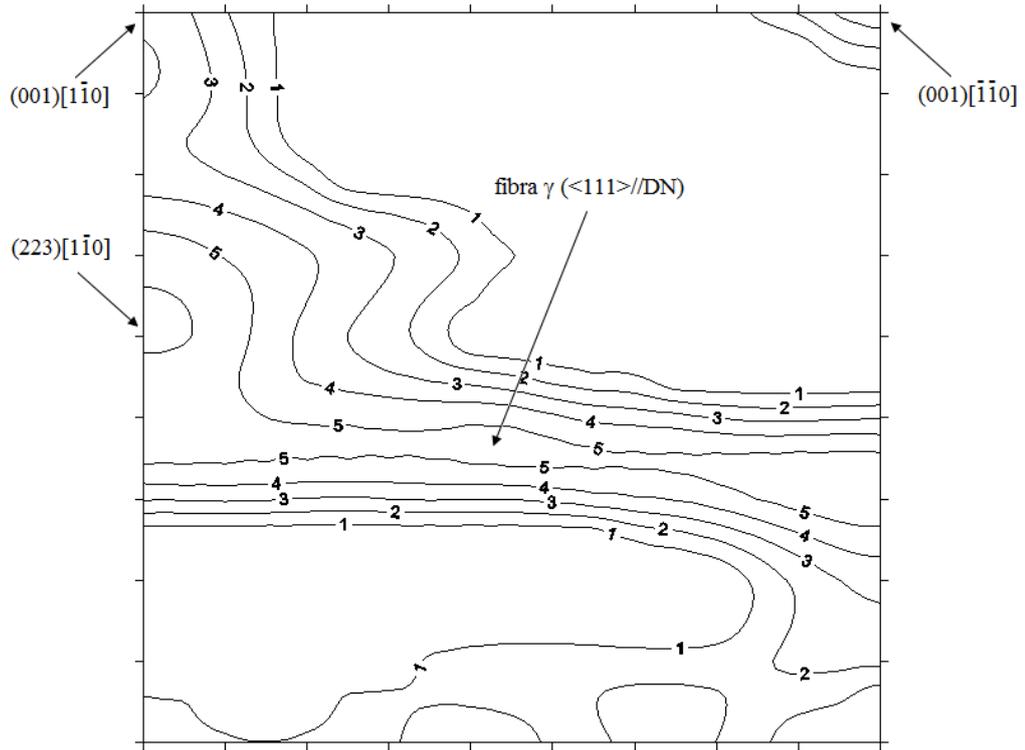


Figura 4.50. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-595.

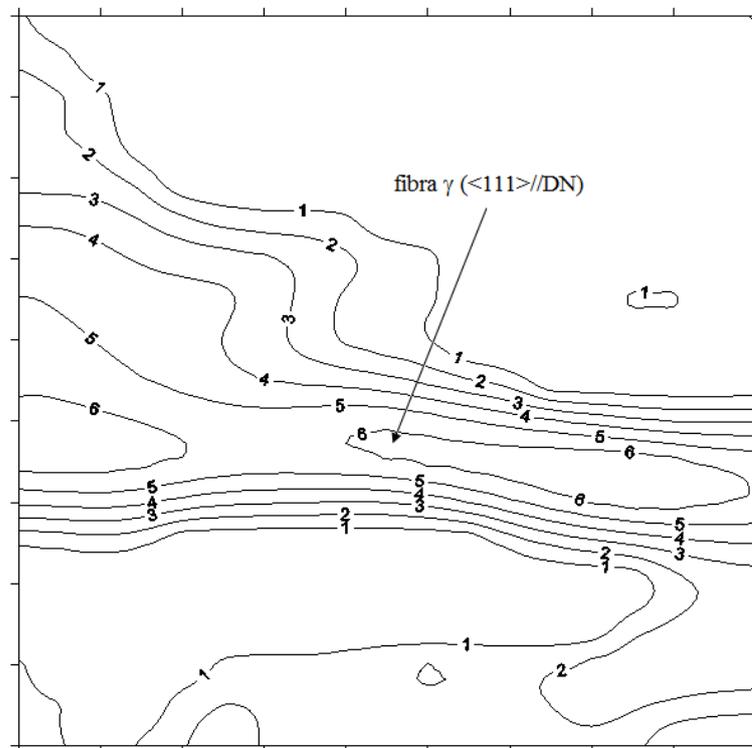


Figura 4.51. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-600.

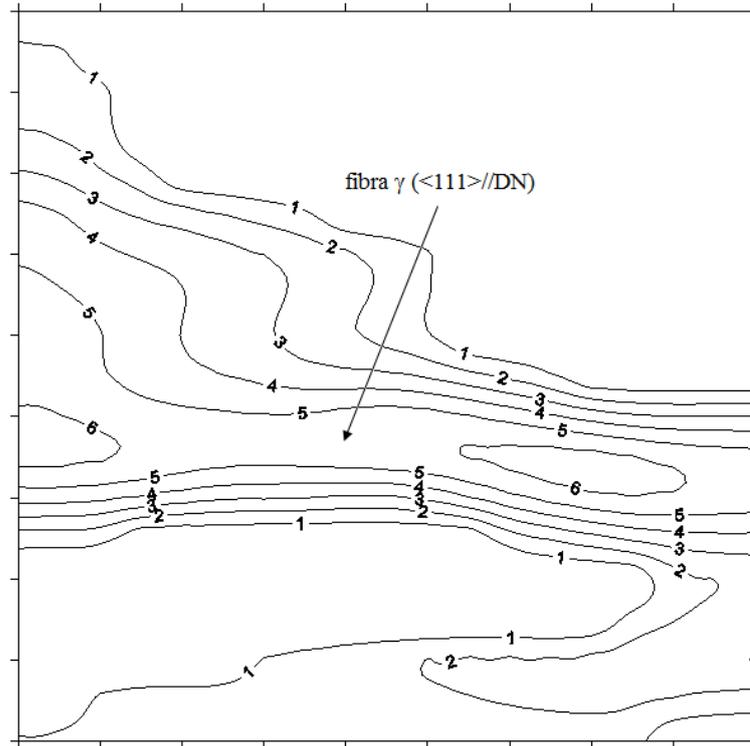


Figura 4.52. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-605.

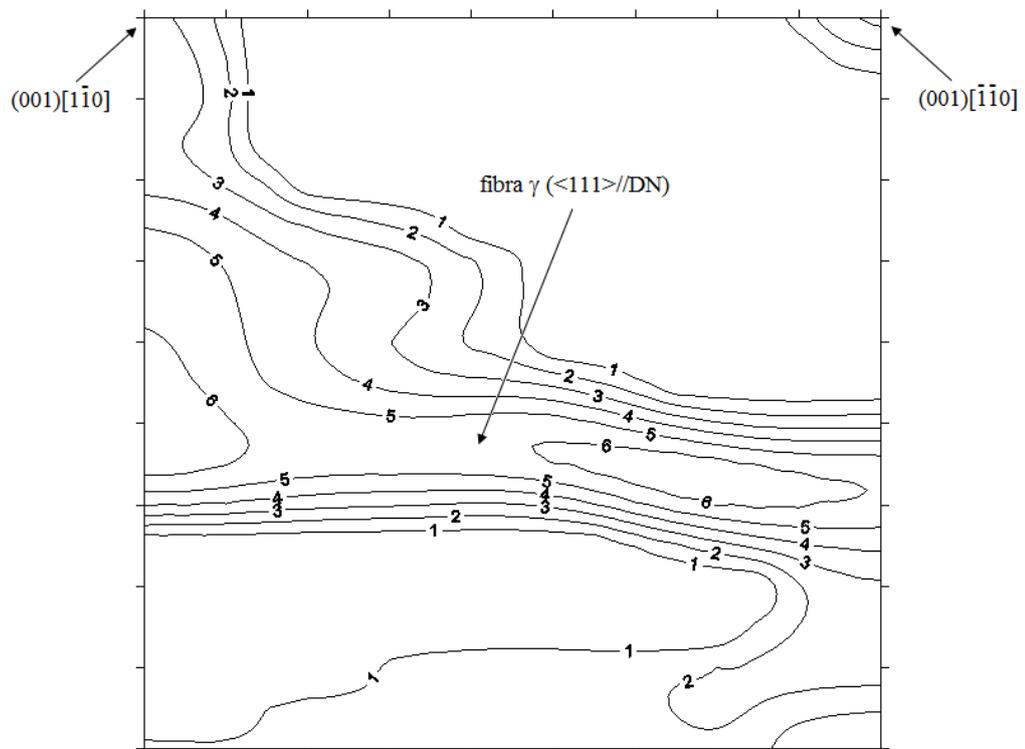


Figura 4.53. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-610.

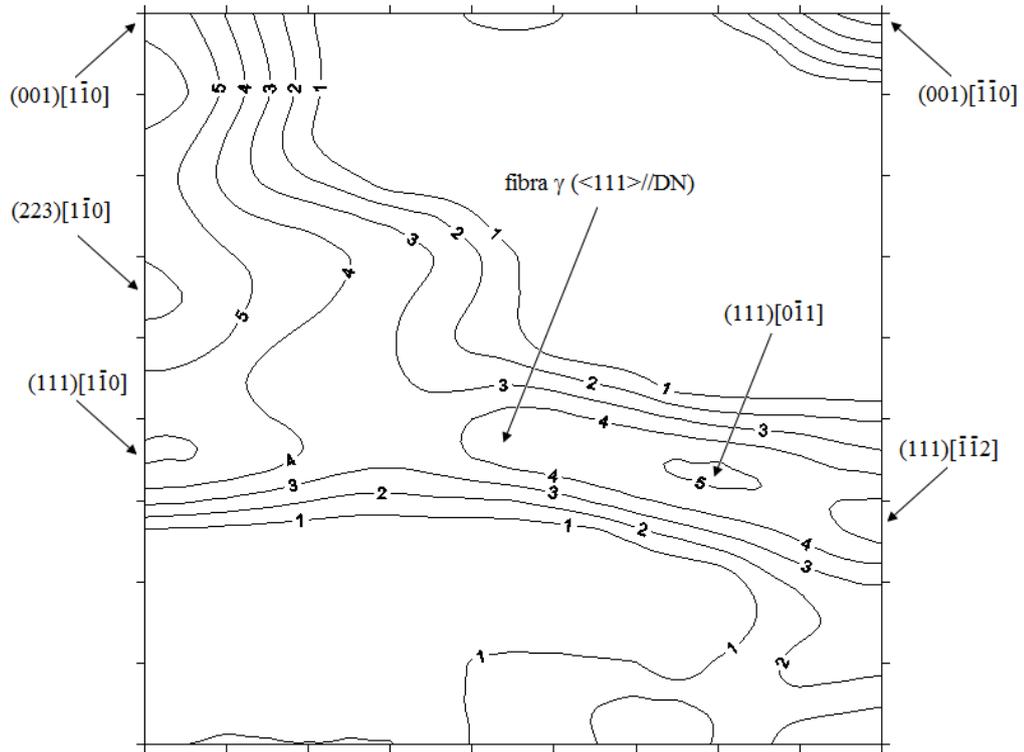


Figura 4.54. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-615.

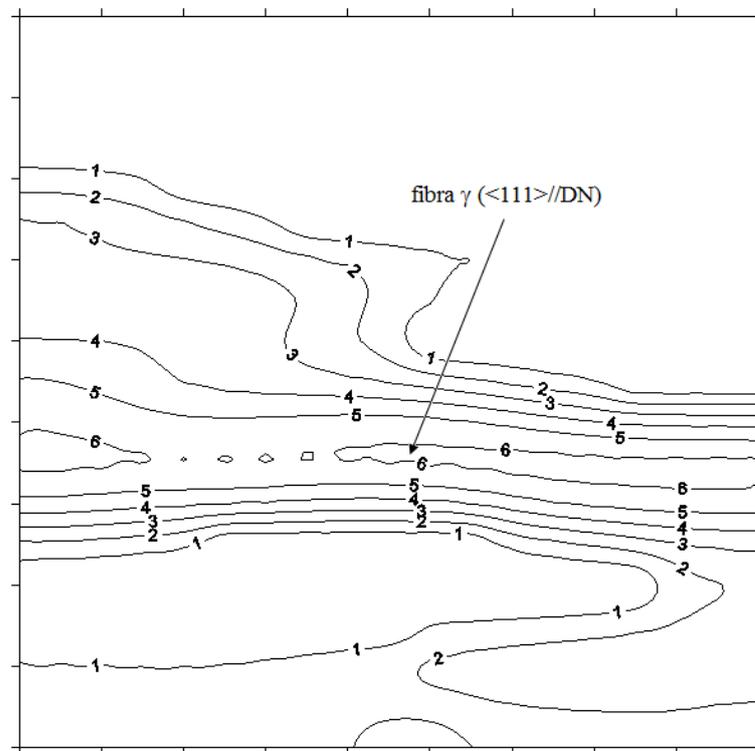


Figura 4.55. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-620.

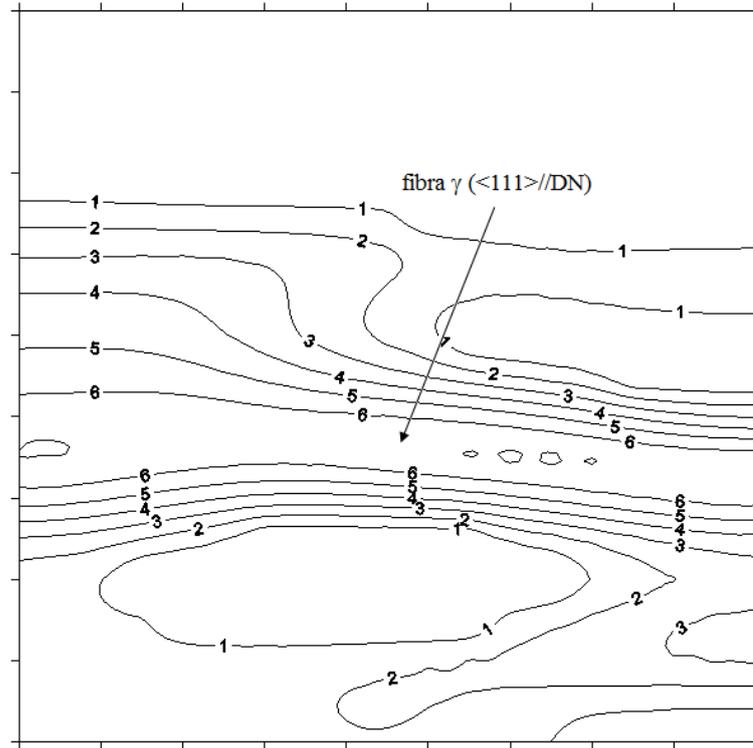


Figura 4.56. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-RC.

#### 4.8. Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 70% (AE-70)

Semelhante ao material laminado 50% (AE-50), o material laminado 70% (AE-70) também passou por uma análise da evolução microestrutural obedecendo a uma sequência de estados (laminado a frio, parcialmente recristalizado e recozido) que foi mostrada no item 4.2. Essa sequência de estados foi novamente adotada para mostrar a evolução da textura cristalográfica.

As figuras 4.57 a 4.67 mostram o comportamento da textura cristalográfica do material laminado 70% (AE-70) a partir do estado laminado a frio até o estado recozido a 730°C por 12 horas através das FDOC's em seções de  $\varphi_2=45^\circ$ , conforme notação de Bunge.

O aspecto da textura cristalográfica para o estado laminado a frio (FDOC da figura 4.57) e para o estado recozido a 730°C por 12 horas (FDOC da figura 4.67) vai estabelecer a relação entre a textura de deformação e a textura de recristalização do material laminado 70% (AE-70). O estado laminado a frio apresenta a formação da componente (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] (com intensidade 2) e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) com intensidade 6. O estado de recozido a 730°C por 12 horas apresenta apenas a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) com intensidade 6. Essas componentes e fibras de textura foram determinadas através da comparação entre as FDOC's (figuras 4.57 e 4.67) e o ábaco da figura 2.7. É importante lembrar que as intensidades são números sobre as curvas de isovalor nas FDOC's. O aspecto da textura apresentada após o recozimento a 730°C por 12 horas (textura de recristalização) é diferente em relação à textura vista no estado laminado a frio (textura de deformação) pela presença da componente (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] neste último, ou seja, a textura de recristalização alterou a textura de deformação. As FDOC's das figuras 4.57 e 4.67 também apresentam uma semelhança muito grande com a figura 2.13 (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004), que mostra a textura de deformação e a textura de recristalização para um aço IF (*Interstitial Free*) que tem estrutura cristalina CCC, semelhante ao aço elétrico estudado.

Novamente reportando-se ao trabalho de KESTENS & JACOBS (2008), que mostrou o comportamento da textura cristalográfica durante o processamento de aços elétricos de grão não orientado com 2,153% Si, observa-se a figura 2.26 apresentando uma textura cristalográfica após laminação a frio formada pelas componentes (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] e (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] e pela fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ), também semelhante à textura do material laminado 70% (AE-70) na condição laminado a frio (FDOC da figura 4.57).

A figura 2.29 apresenta resultados sobre o comportamento da textura cristalográfica de um aço elétrico de grão não orientado com 1,25% Si nas condições laminado a frio (figura 2.29a) e recozido a 720°C por 5 minutos em vácuo (figura 2.29b) que foram estudados por CAMPOS *et al* (2004). Se forem comparadas as FDOC's das figuras 4.57 e 4.67, do material laminado 70% (AE-70), com a figura 2.29 observa-se que a textura nas duas condições (laminado a frio e recozido) é visivelmente semelhante.

PARK & SZPUNAR (2005) também mostraram o comportamento da textura cristalográfica para um aço elétrico de grão não orientado com 1% Si, laminado a frio 75% e posteriormente recozido a 740°C por 5 minutos, através da FDOC na figura 2.31a, que se compara com a FDOC na figura 4.67 observa-se certa coerência pela formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) após o tratamento térmico de recozimento.

Outro estudo sobre textura cristalográfica em aços elétricos de grão não orientado também foi proposto por PARK & SZPUNAR (2003), no qual foi mostrado o comportamento da textura de deformação e da textura de recristalização, vistas através da figura 2.34. O aço do estudo tem 2% Si e foi laminado a frio 75% e recozido a 790°C por 5 minutos em ar atmosférico. Novamente a textura de deformação apresentada pelo material laminado 70% (AE-70), através da FDOC na figura 4.57, é semelhante à textura de deformação do material com 2% Si. Já na comparação das texturas de recristalização (figuras 2.34b e 4.67), o material com 2% Si apresenta a formação de uma componente (110)[001], denominada textura Goss, que não aparece no caso do material laminado 70% (AE-70) recozido a 730°C por 12 horas, mas a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) está presente nos dois casos.

A comparação dos resultados da textura de deformação e da textura de recristalização do material laminado 70% (AE-70) com outros estudos fez com que se pudesse avaliar a influência do teor de silício e das condições de tratamentos termomecânicos no comportamento desses dois tipos de textura nos aços elétricos de grão não orientado.

O comportamento da textura cristalográfica nos estados de parcialmente recristalizado do material laminado 70% (AE-70) nas temperaturas de 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C pode ser observado através das FDOC's nas figuras 4.57 a 4.67. A textura cristalográfica apresentada para as condições de parcialmente recristalizado nas temperaturas de 580 e 585°C, conforme FDOC's das figuras 4.58 a 4.59, é caracterizada pela predominância da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) com intensidades entre 4 e 5. A partir da condição de parcialmente recristalizado na temperatura de 590°C (FDOC da figura 4.60) há uma mudança no comportamento da textura cristalográfica, fazendo com que se formem as componentes (001)[ $1\bar{1}0$ ] e (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] (com intensidades 3 e 2, respectivamente). Na condição de parcialmente recristalizado a 595°C até 620°C (FDOC's mostradas nas figuras 4.61 a 4.66) observa-se a presença

majoritária da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) com intensidades entre 5 e 6, o que é muito semelhante à textura cristalográfica no estado recozido a 730°C por 12 horas (FDOC da figura 4.67). É importante destacar que a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) esteve sempre presente em todas as condições de parcialmente recristalizado do material laminado 70% (AE-70), variando sua intensidade entre 4 e 6. A mudança no comportamento da textura cristalográfica na condição de parcialmente recristalizado a 590°C (FDOC da figura 4.60), onde há a formação das componentes (001)[1 $\bar{1}$ 0] e (001)[ $\bar{1}\bar{1}$ 0], coincide justamente com o início da recristalização primária para o material laminado 70% (AE-70), conforme analisado através da evolução microestrutural do item 4.2 e do perfil de microdureza mostrado na figura 4.24.

A evolução da textura cristalográfica no material laminado 70% (AE-50) reforça a afirmação de que uma das grandes contribuições deste trabalho é a avaliação desse fenômeno metalúrgico (textura cristalográfica) ao longo das condições de parcialmente recristalizado nas temperaturas de 580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C, pois foi mostrado que incrementos de 5°C nas condições de tratamento podem influenciar no comportamento da textura cristalográfica, visto que outros trabalhos também foram utilizados neste item para justificar as texturas de deformação (FDOC da figura 4.57) e de recristalização (FDOC da figura 4.67), o que não aconteceu com as condições de parcialmente recristalizado, semelhante ao material laminado 50% (AE-50). Detalhes da influência dos grãos deformados e dos grãos recristalizados na textura cristalográfica foram avaliados por EBSD e serão posteriormente apresentados.

A evolução da textura cristalográfica mostrada de maneira mais compacta em relação ao ábaco da figura 2.7 para o material laminado 70% (AE-70) pode ser apreciada através do anexo 2.

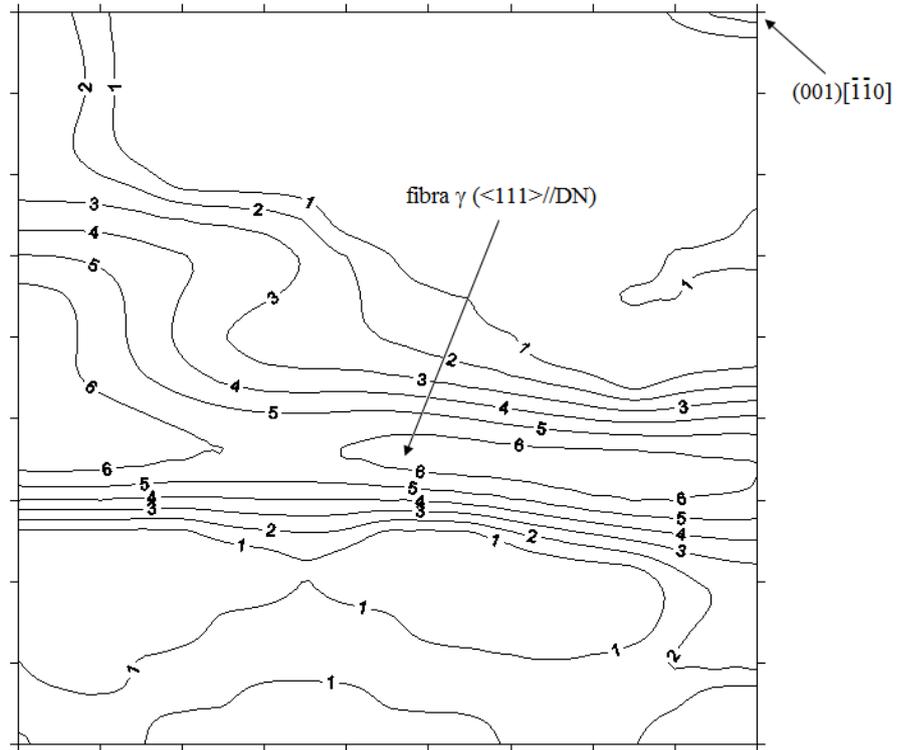


Figura 4.57. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-LF.

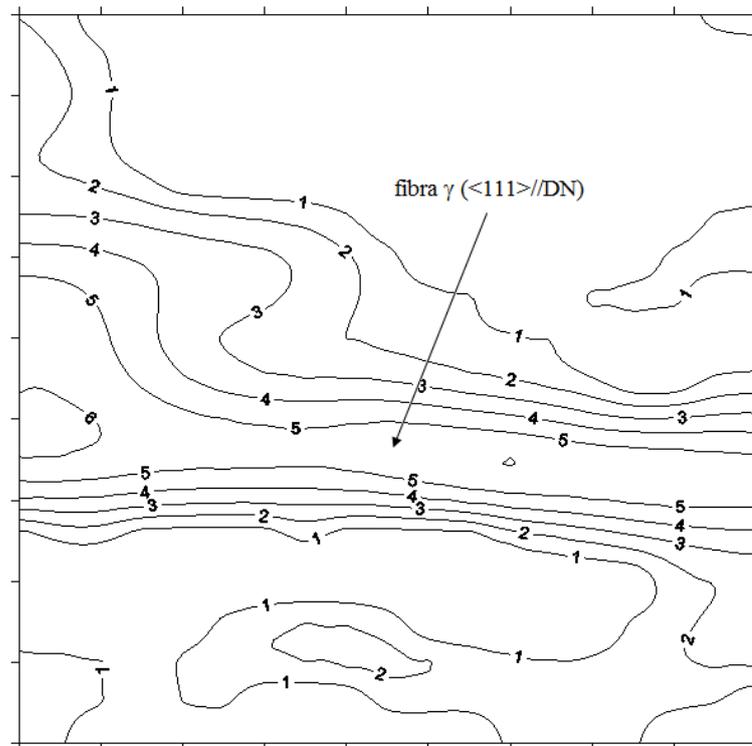


Figura 4.58. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-580.

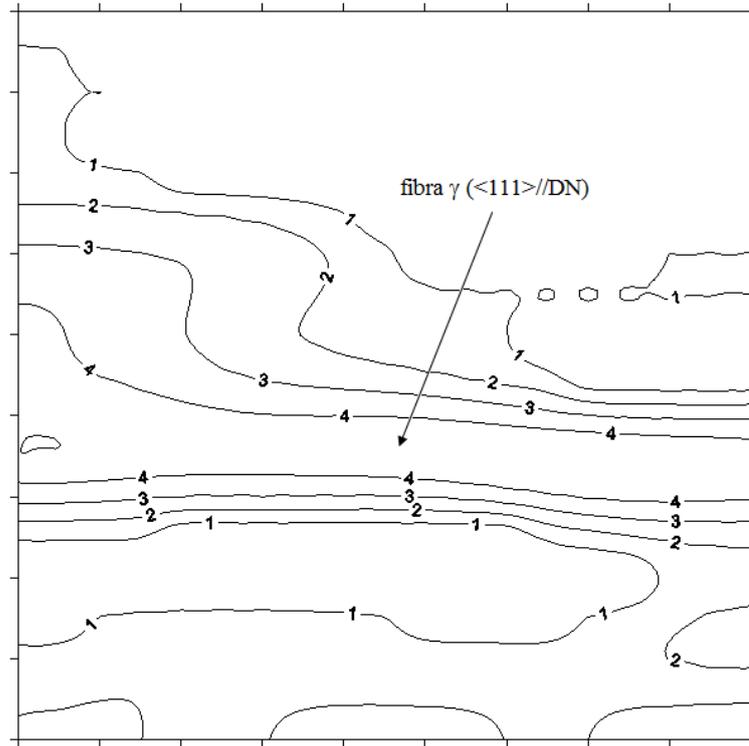


Figura 4.59. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-585.

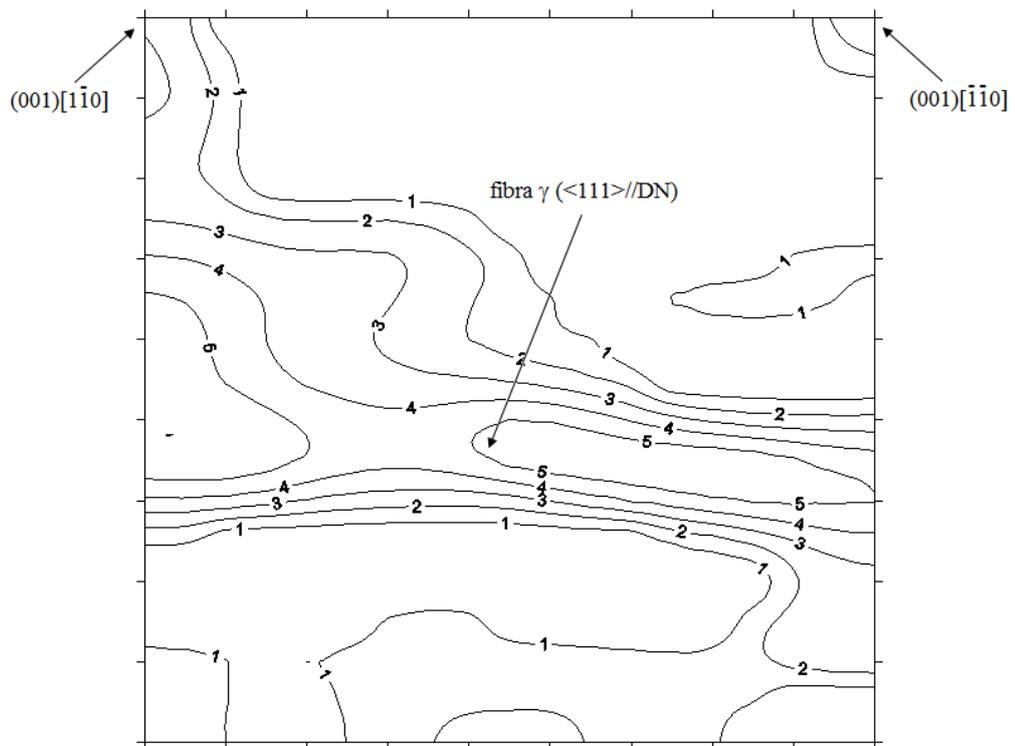


Figura 4.60. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-590.

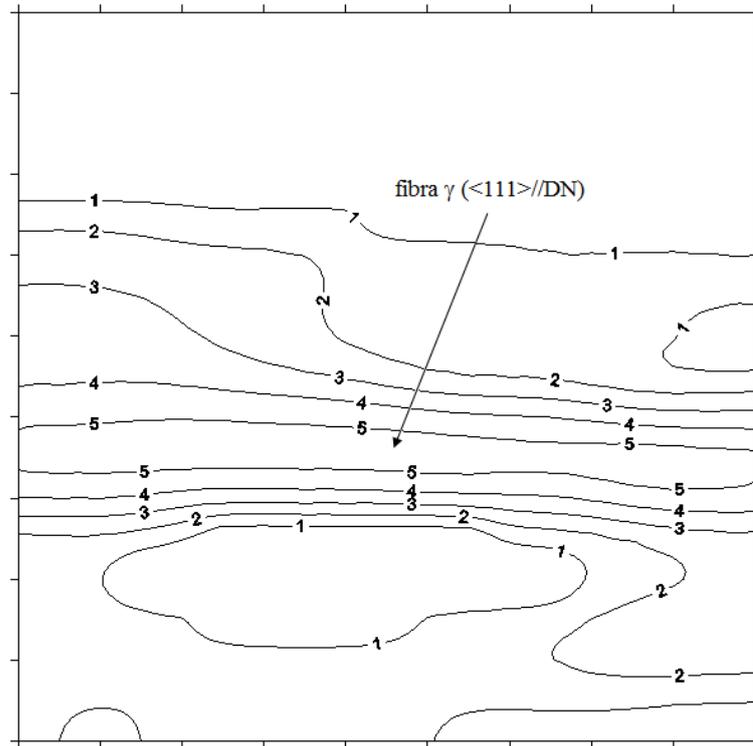


Figura 4.61. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-595.

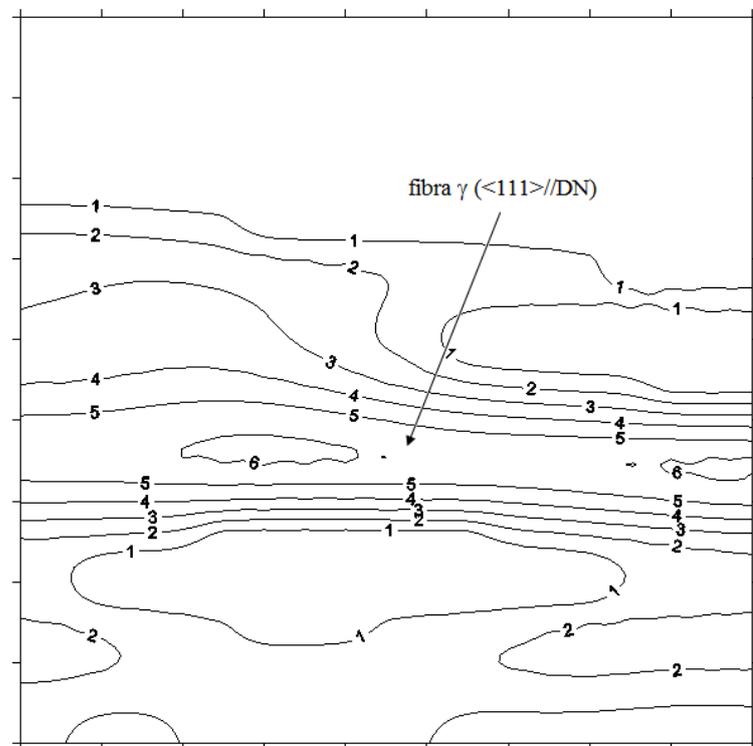


Figura 4.62. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-600.

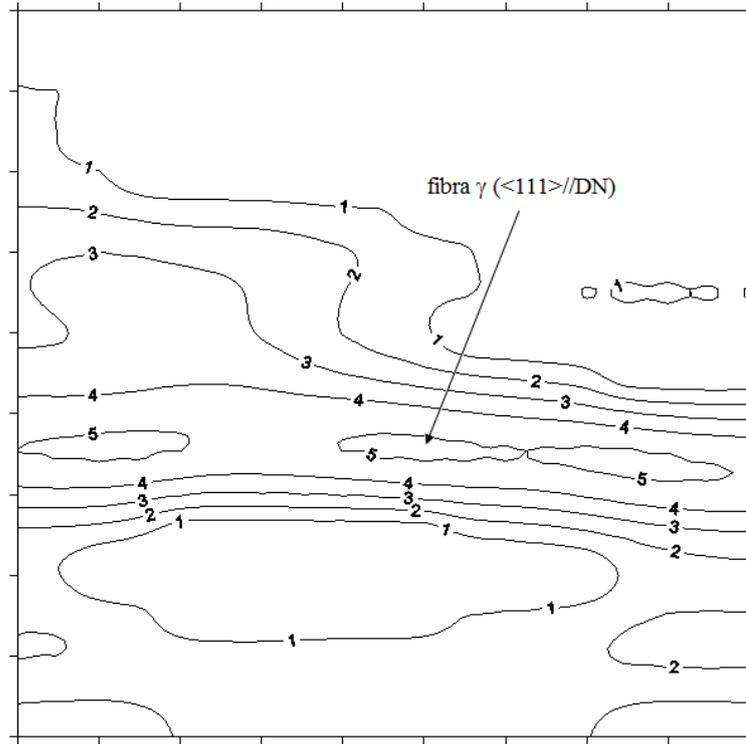


Figura 4.63. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-605.

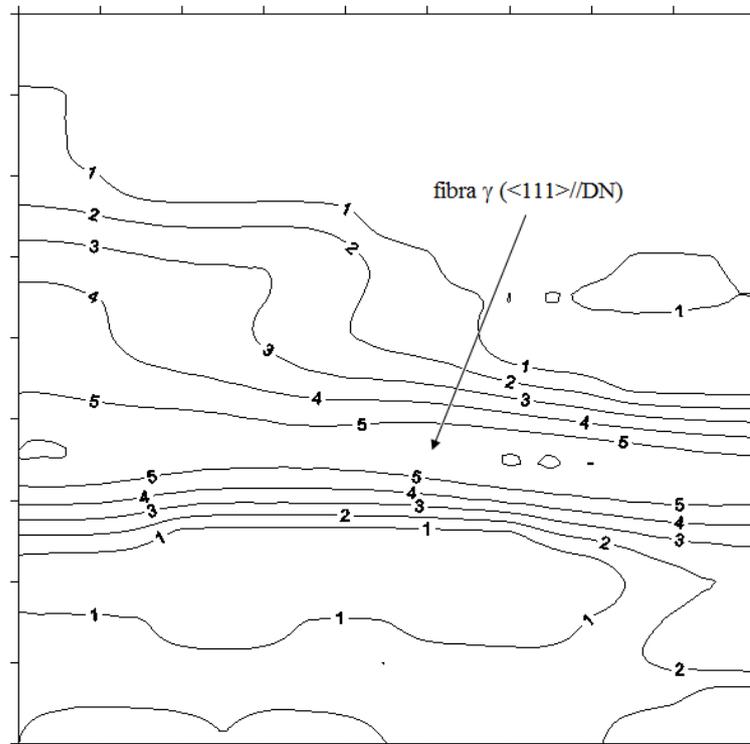


Figura 4.64. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-610.

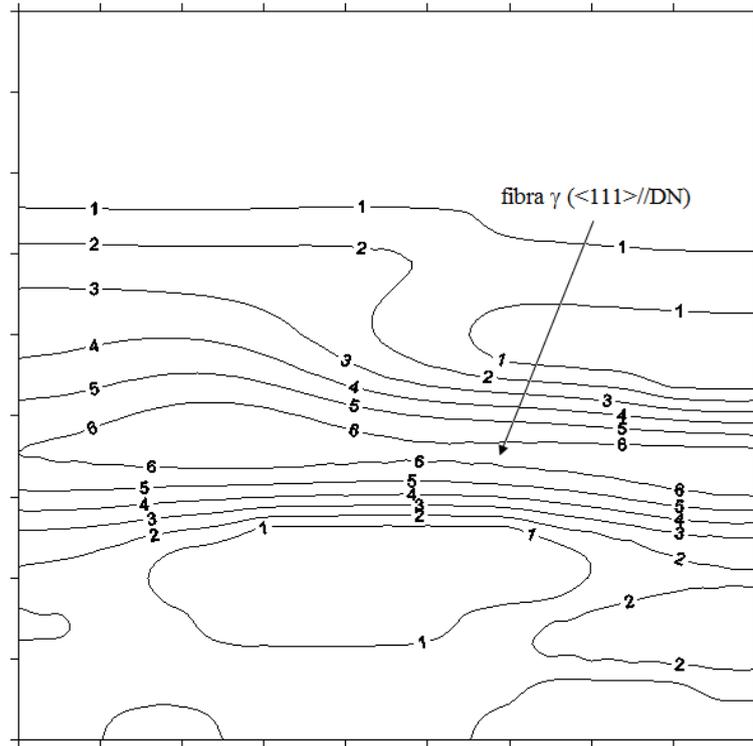


Figura 4.65. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-615.

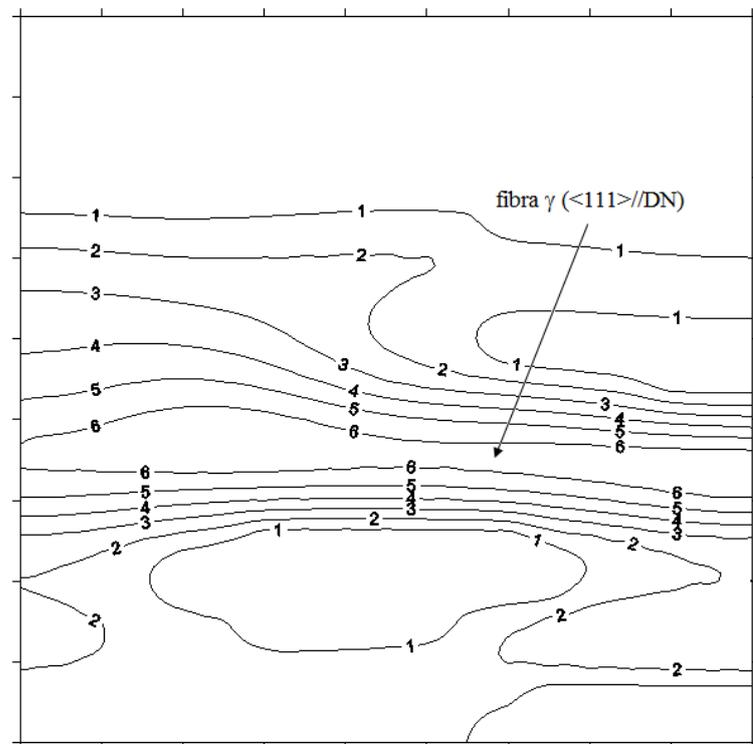


Figura 4.66. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-620.

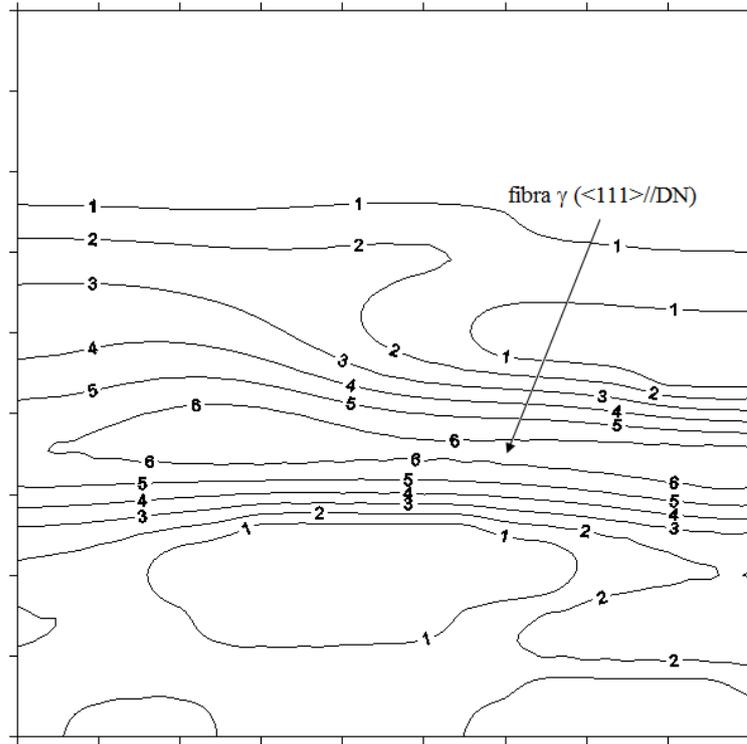


Figura 4.67. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-RC.

#### **4.9. Comparação entre a Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 50% (AE-50) e a Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 70% (AE-70)**

É importante fazer um comparativo do comportamento da textura de deformação, da textura de recristalização e da textura apresentada nos estados de parcialmente recristalizados nos materiais laminados 50 e 70% (AE-50 e AE-70).

Na condição de laminado a frio, conforme as figuras 4.46 e 4.57, os dois materiais apresentaram uma textura de deformação com a formação das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ , sendo que o material laminado 50% (AE-50) mostra essas componentes com valor de intensidade bem superior em relação ao material laminado 70% (AE-70) que praticamente não forma a componente  $(001)[1\bar{1}0]$ . Ainda na condição de laminado a frio, a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) é comum para os dois materiais e está presente com intensidades bem semelhantes. Já na condição de recozido a  $730^\circ\text{C}$  por 12 horas, o que pode ser visto através das figuras 4.56 e 4.67, ambos os materiais apresentam uma textura de recristalização formada basicamente da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ), sem a presença de componentes ao longo dessa, com a mesma intensidade. Para os dois a textura de recristalização modificou consideravelmente a textura de deformação, visto que as componentes formadas nas FDOC's das figuras 4.46 e 4.57 simplesmente desapareceram com o tratamento térmico de recozimento ( $730^\circ\text{C}$  por 12 horas).

Além dos resultados de textura cristalográfica obtidos em estudos já citados para justificar o comportamento individual dos dois materiais (AE-50 e AE-70) quanto às texturas de deformação e de recristalização, CUNHA & PAOLINELLI (2002) estudaram o efeito da temperatura de recozimento na estrutura e propriedades magnéticas de um aço elétrico com 2% Si (grão não orientado) que foi laminado 75% e recozido a  $540^\circ\text{C}$  e  $700^\circ\text{C}$ . As FDOC's mostrando o comportamento da textura cristalográfica após esses dois tratamentos térmicos podem ser observadas através da figura 4.68, onde pode ser apreciada uma semelhança considerável entre as texturas de recristalização vistas por meio das figuras 4.56 e 4.67 e a figura 4.68b, em que há basicamente a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ). A FDOC da figura 4.68a apresenta uma textura cristalográfica formada basicamente pelas componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  e pela fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) com algumas componentes sobre si, o que semelhantemente é apresentado nas texturas cristalográficas dos estados parcialmente

recristalizados a 580, 585, 590, 595, 610 e 615°C do material laminado 50% (AE-50), conforme visto nas figuras 4.47 a 4.50, 4.53 e 4.54, respectivamente. Quanto ao material laminado 70% (AE-70), a textura cristalográfica que mais se assemelha a da figura 4.68a é a do estado parcialmente recristalizado a 590°C (FDOC da figura 4.60), principalmente pela presença das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ).

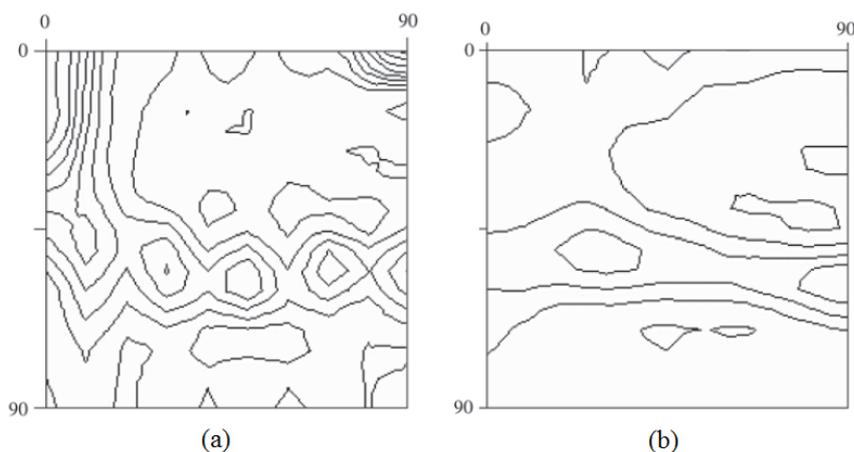


Figura 4.68. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a um aço elétrico com 2% Si laminado 75% e recozido a (a) 540°C e (b) 700°C (CUNHA & PAOLINELLI, 2002).

O material laminado 70% (AE-70) apresentou um comportamento curioso em relação ao material laminado 50% (AE-50) nos estados parcialmente recristalizados onde aconteceu uma mudança no comportamento da textura cristalográfica. A FDOC da figura 4.51 (estado parcialmente recristalizado a 600°C) mostra que a mudança se dá pelo desaparecimento das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  com o reaparecimento das mesmas ocorrendo nas FDOC's das figuras 4.53 e 4.54 para o material laminado 50% (AE-50). Já no caso do material laminado 70% (AE-70), a mudança se dá justamente com a formação dessas mesmas componentes na FDOC da figura 4.60 (estado parcialmente recristalizado a 590°C) e desaparecem nas outras condições de recristalização parcial. É importante registrar que esses pontos de mudança no comportamento da textura cristalográfica coincidem justamente com o início da recristalização primária nos dois materiais (AE-50 e AE-70), conforme evolução microestrutural analisada nos itens 4.1 e 4.2.

Observando-se mais detalhadamente a fotomicrografia da figura 4.16 para o material laminado 70% (AE-70) na condição de parcialmente recristalizado a 590°C, pode-se identificar uma nítida região de grãos menores em relação aos grãos alongados (grãos grandes) segundo uma determinada direção, o que é destacado através da linha pontilhada. Essa característica microestrutural sugere que os grãos menores representem os primeiros

grãos a recrystalizarem, já que esse estado foi adotado como o de início da recrystalização primária. Usando a técnica de EBSD, conforme o procedimento do item 3.6, foram analisadas duas regiões distintas desse material na condição de parcialmente recrystalizado a 590°C para relacionar contribuição dos grãos deformados e dos grãos recrystalizados na textura cristalográfica do material. Esse mesmo procedimento foi realizado no trabalho de PARK & SZPUNAR (2003) que estudaram a evolução da textura de recrystalização de um aço elétrico de grão não orientado com 2% Si que foi laminado a frio com redução de 75% e posteriormente submetido a um tratamento térmico de recozimento. A figura 2.35 mostra o mapa de qualidade de uma determinada região, obtido por EBSD, mostrando as orientações dos grãos deformados (grãos alongados) e recrystalizados (grãos pequenos). Voltando ao material laminado 70% (AE-70) na condição de parcialmente recrystalizado a 590°C, vê-se através da figura 4.69 os mapas de qualidade (obtidos por EBSD) para duas regiões distintas da amostra e em cada região fez a separação dos grãos deformados e dos grãos recrystalizados. Na parte inferior de cada mapa dos grãos deformados e dos grãos recrystalizados há uma FDOC (seções de  $\varphi_2=45^\circ$ , conforme notação de Bunge) mostrando as orientações relacionadas com esses grãos. Pela figura 4.69 observa-se que os grãos deformados são responsáveis pela formação das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ , que também estão presentes na FDOC da figura 4.60. Já os grãos recrystalizados formam componentes que tendem a se localizar ao longo da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ). Essas componentes e fibra foram definidas a partir do ábaco da figura 2.7. Foi visto que a partir da condição de parcialmente recrystalizado a 595°C a textura cristalográfica do material laminado 70% (AE-70) se mostrou formada basicamente pela fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ), o que pode ser comprovado pelas FDOC's nas figuras 4.61 a 4.66. Contudo, a figura 4.70 mostra o mapa de qualidade (obtido por EBSD) para as condições de parcialmente recrystalizados a 605 e 610°C e nele pode-se observar que ainda há a presença de alguns grãos deformados que também são responsáveis pela formação das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ , mas estas não aparecem nas FDOC's (obtidas por difração de raios-X) das figuras 4.63 e 4.64, o que pode ser justificado pela pequena quantidade de grãos deformados em relação ao mapa da figura 4.69 e ao fato de que a amostragem de grãos na determinação da textura cristalográfica pela técnica de difração de raios-X (macrotextura) é muito maior em relação à técnica por EBSD (microtextura), fazendo com que esses poucos grãos deformados acabem sendo de pouca influência e as FDOC's das figuras 4.63 e 4.64 devem mesmo apresentar basicamente a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) originada pelos grãos recrystalizados, como mostra a figura 4.70.

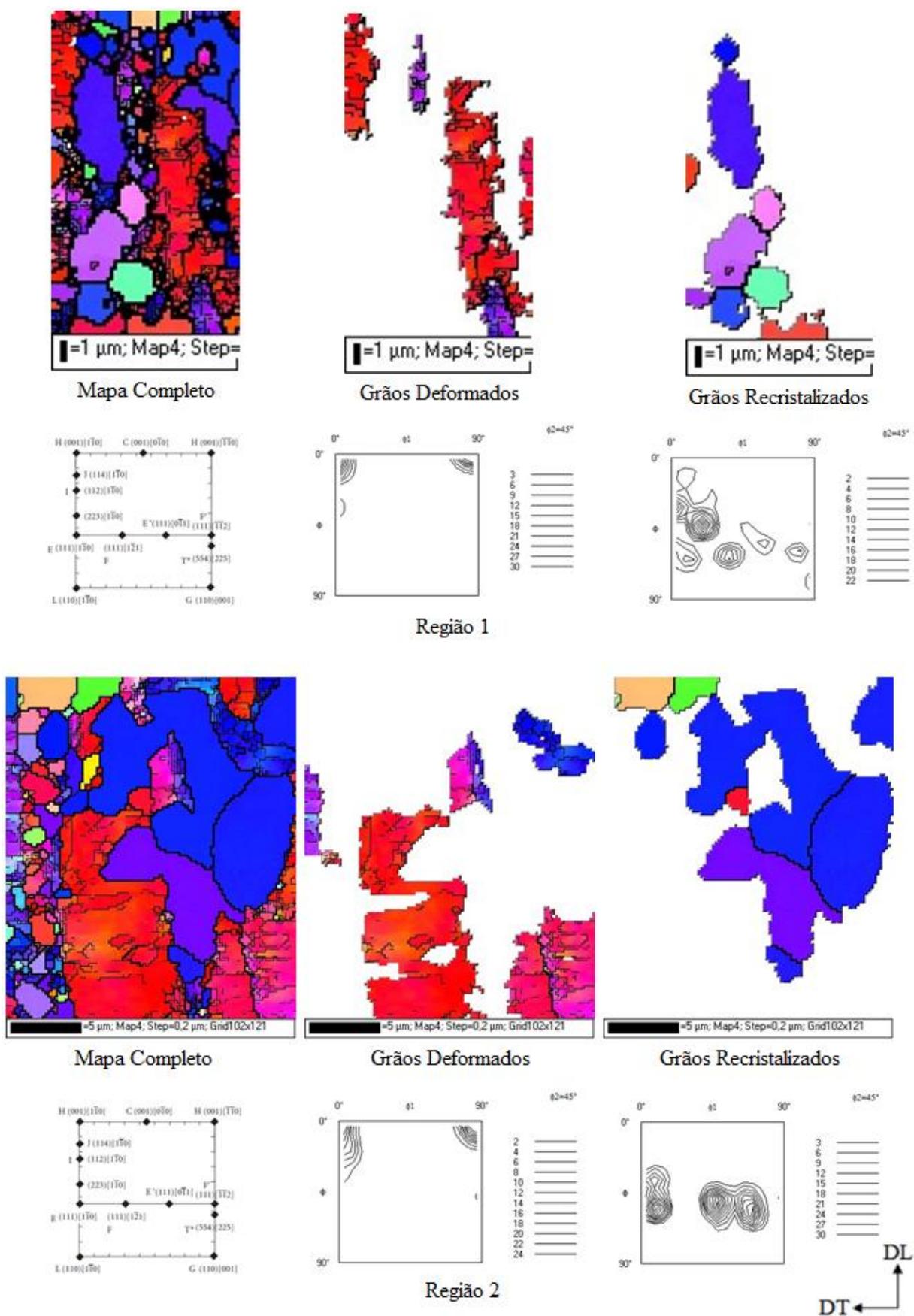


Figura 4.69. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos deformados e dos grãos recristalizados na microtextura da amostra AE-70-590.

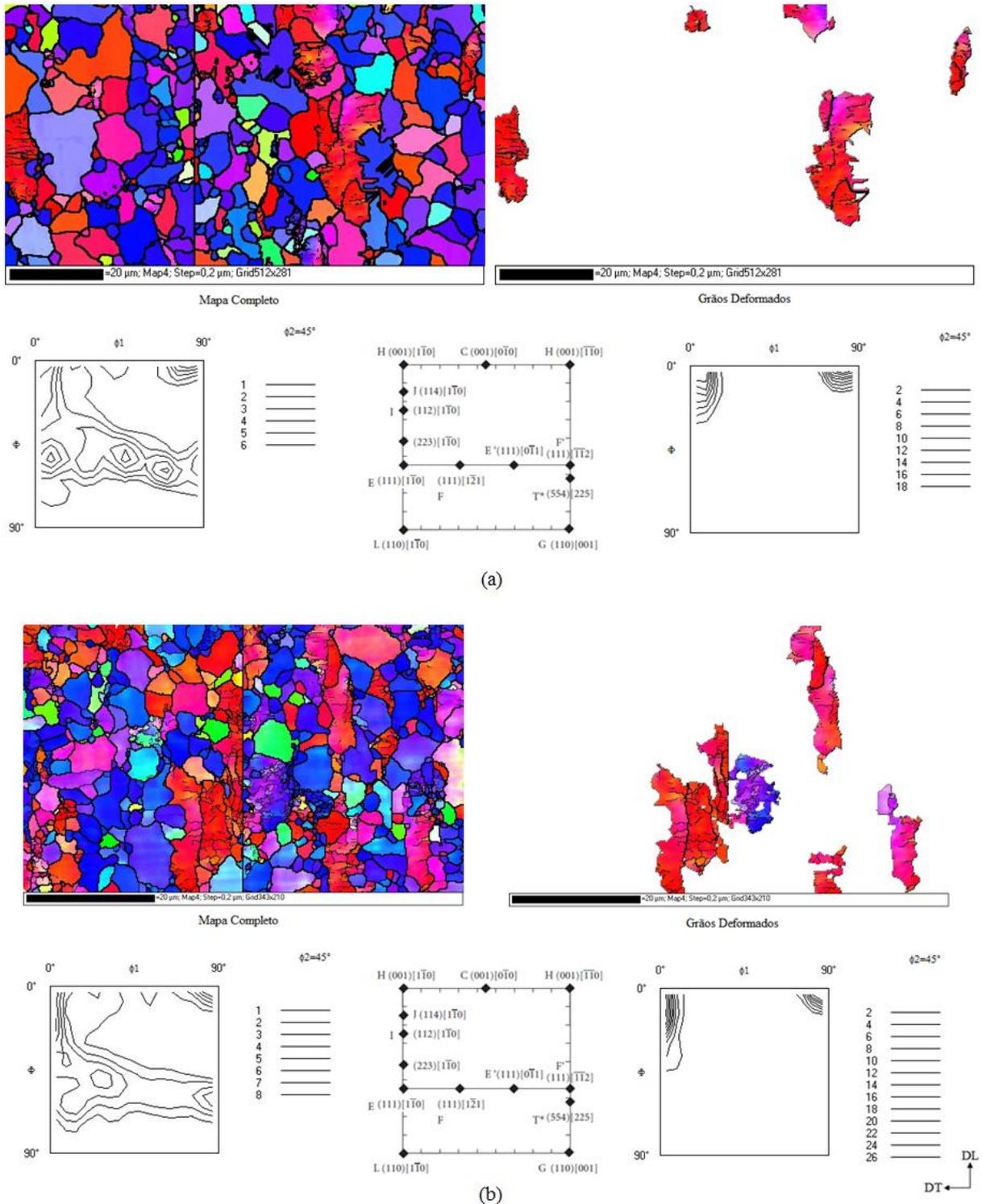


Figura 4.70. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos deformados na microtextura das amostras (a) AE-70-605 e (b) AE-70-610.

É importante chamar a atenção para o fato de que se as FDOC's na figura 4.70 dos mapas completos mostram a formação das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) e os grãos deformados são responsáveis pelas componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ , conforme mostrado pelas FDOC's nos mapas de grãos deformados da mesma

figura, então a contribuição principal para a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) é dos grãos recristalizados que são em muito maior quantidade em relação aos deformados. Esse comportamento da microtextura nas condições de parcialmente recristalizados a  $605^\circ\text{C}$  e  $610^\circ\text{C}$  do material laminado 70% (AE-70-605 e AE-70-610, respectivamente) é o mesmo apresentado pela macrotextura mostrada pelas FDOC's das figuras 4.63 e 4.64.

A figura 4.71 mostra o mapa de qualidade (obtido por EBSD) para o material laminado 70% (AE-70) no estado de recozido a  $730^\circ\text{C}$  por 12 horas. Pode ser observado que não há a presença de grãos deformados na microestrutura, sendo esta formada completamente por grãos recristalizados. O perfil da textura cristalográfica apresentada na FDOC da figura 4.71 (microtextura) apresenta basicamente o que foi visto na FDOC da figura 4.67 (macrotextura), onde ocorre o desaparecimento da componente  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  apresentada na condição laminado a frio (FDOC na figura 4.57).

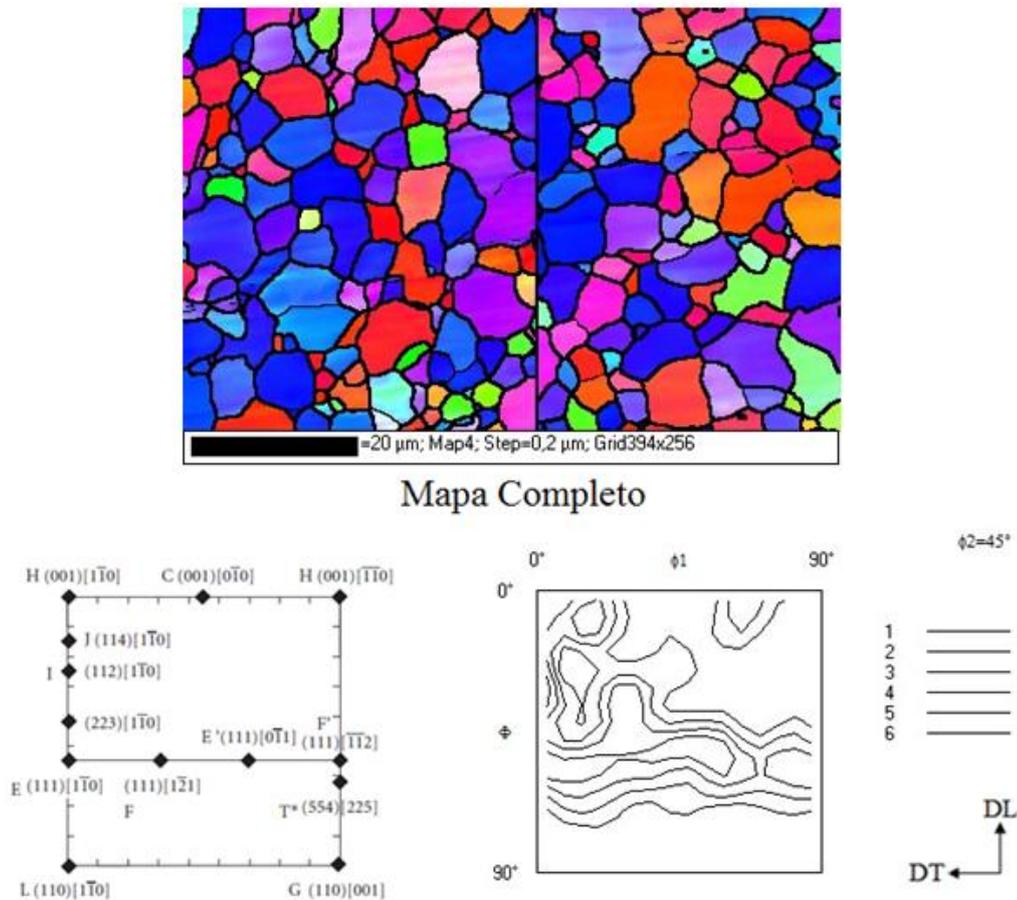


Figura 4.71. Mapa de qualidade, obtido por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos recristalizados na microtextura da amostra AE-70-RC.

O material laminado 50% (AE-50) não mostrou em nenhuma das fotomicrografias mostradas nas figuras 4.1 a 4.11 uma situação em que se tenha uma visível distinção entre regiões formadas por grãos recristalizados e por grãos deformados, o que pode ser apreciado no material laminado 70% na condição de parcialmente recristalizado a 590°C (AE-70-590) através da fotomicrografia da figura 4.16. Contudo, foi realizada uma análise por EBSD em duas regiões distintas do material laminado 50% na condição de parcialmente recristalizado a 595°C (AE-50-595), que é uma condição anterior à condição de parcialmente recristalizado a 600°C (AE-50-600) considerada com o início da recristalização primária, conforme análise da evolução microestrutural no item 4.1 e do perfil de microdureza mostrado na figura 4.12. A figura 4.72 mostra o mapa de qualidade com a separação dos grãos deformados em relação aos grãos recristalizados e na parte inferior de cada mapa está presente a FDOC mostrando o comportamento da textura cristalográfica para esses grãos. Diferente do mapa de qualidade da figura 4.69 para material laminado 70% na condição de parcialmente recristalizado a 590°C (AE-70-590), os grãos deformados no mapa de qualidade da figura 4.72 não contribuem somente para a formação das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ , mas também para a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) e de componentes sobre esta. Comportamento parecido também foi apresentado pelos grãos recristalizados, de acordo com o mapa de qualidade da figura 4.72. Com isso, é prudente observar que no caso do material laminado 50% na condição de parcialmente recristalizado a 595°C (AE-50-595) os grãos recristalizados estão apresentando orientações consideravelmente semelhantes aos grãos deformados, o que não acontece com o material laminado 70% na condição de parcialmente recristalizado a 590°C (AE-70-590), onde os grãos recristalizados apresentam orientações diferentes em relação aos grãos deformados. Esse mesmo comportamento da microtextura no material 70% (AE-70) também se repete para as condições de parcialmente recristalizados a 605 e 610°C, o que pode ser apreciado através dos mapas de qualidade da figura 4.70.

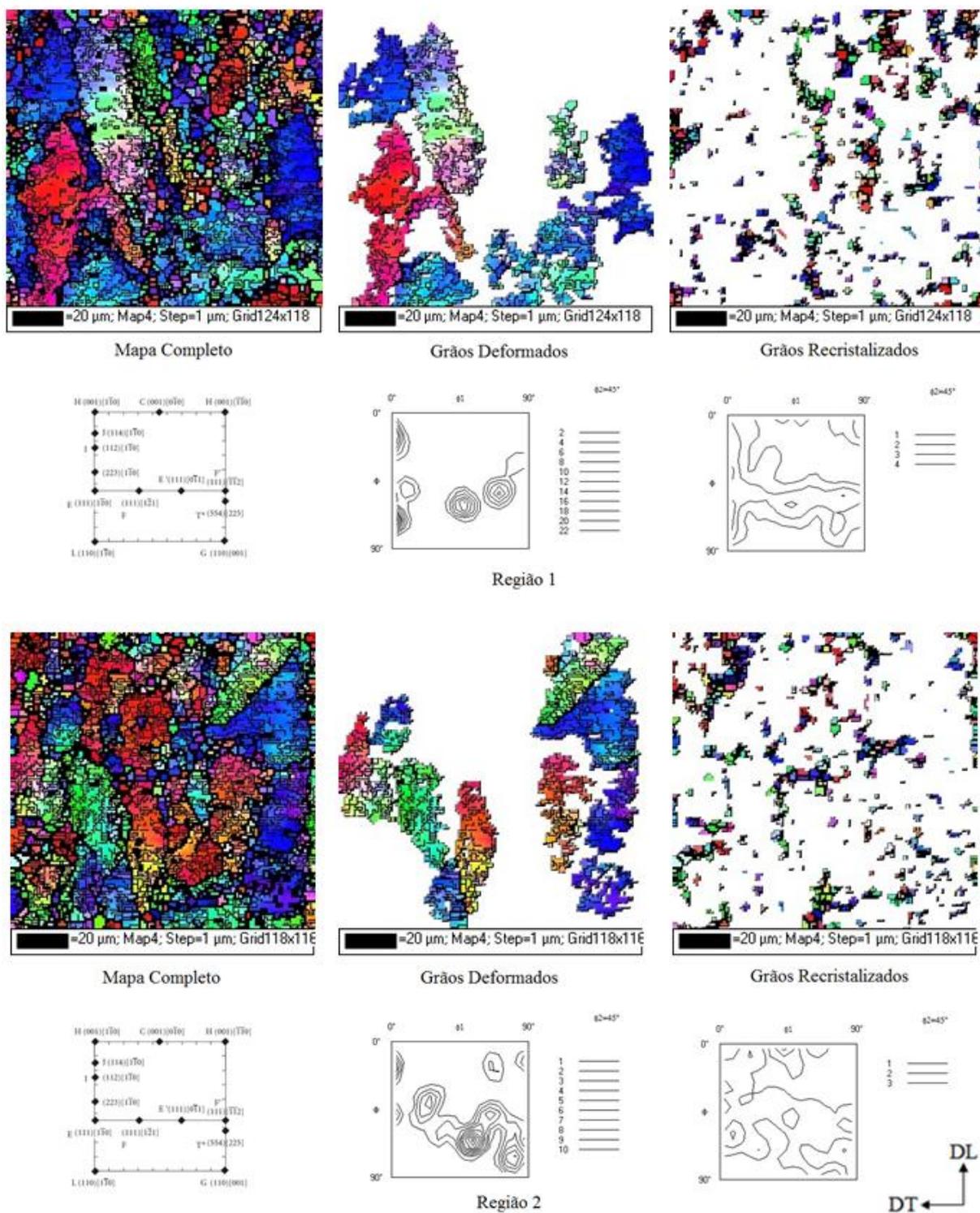


Figura 4.72. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos deformados e dos grãos recristalizados na microtextura da amostra AE-50-595.

A classificação atribuída aos grãos para defini-los em recristalizados e/ou deformados foi baseada nos estudos de JAZAERI & HUMPHREYS (2004) e HUMPHREYS (2001), apresentados nas figuras 2.9 e 2.10 respectivamente, que mostram um perfil microestrutural, obtido por EBSD, com grãos alongados segundo uma determinada direção representando os grãos deformados e esses são delimitados por contornos de alto ângulo e no interior deles existem grãos menores (subgrãos) delimitados por contornos de baixo ângulo. Os grãos recristalizados não possuem subgrãos em seu interior. A figura 2.14(b-d) (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004) ilustra bem esse comportamento microestrutural para distinção entre grãos deformados e grãos recristalizados. Observe que na figura 2.14b os grãos deformados possuem subgrãos em seu interior, mas na figura 2.14c começam a se formar os grãos recristalizados isentos de subgrãos em seu interior e a figura 2.14d mostra um estado microestrutural formado somente por grãos recristalizados, também isentos de subgrãos em seu interior, reforçando a afirmação de que o estado microestrutural apresentado no mapa de qualidade da figura 4.71 para o material laminado 70% na condição recozido a 730°C por 12 horas (AE-70-RC) é formado somente por grãos recristalizados. Outro resultado muito semelhante ao dos grãos deformados nos mapas de qualidade mostrados nas figuras 4.69 a 4.72 pode ser apreciado através da figura 4.73 originada no estudo de SILVA (2007) sobre a avaliação da textura e da microestrutura de deformação de um aço elétrico de grão não orientado com 1,25% Si. As linhas pretas representam os contornos de alto ângulo e as linhas vermelhas representam os contornos de baixo ângulo.

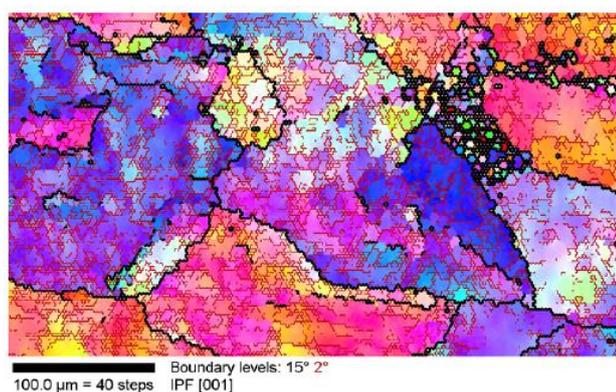


Figura 4.73. Mapa de qualidade, obtido por EBSD, de uma amostra de aço elétrico de grão não orientado com 1,25% Si deformada 45% por laminação a frio (SILVA, 2007).

#### **4.10. Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 50% Submetido a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão**

O material laminado 50% (AE-50) é um aço elétrico de grão não orientado semi-processado, ou seja, se faz necessário um tratamento térmico de recozimento final, após o recozimento em caixa feito na siderúrgica, para que o material adquira o tamanho de grão adequado e apresente as propriedades desejáveis para sua respectiva aplicação. Baseado nisso foram realizados os tratamentos térmicos para crescimento de grão no material laminado 50% (AE-50) que produziram as microestruturas avaliadas no item 4.4 e para essas mesmas condições foi realizada uma discussão sobre a evolução da textura cristalográfica de acordo com esses tratamentos térmicos.

A evolução microestrutural mostrada no item 4.4 (fotomicrografias nas figuras 4.28 a 4.35) para material laminado 50% (AE-50), submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, apresentou um considerável aumento no tamanho médio de grão em relação ao estado recozido a 730°C por 12 horas (fotomicrografia na figura 4.11) para esse material, o que pode ser visto através das fotomicrografias nas figuras 4.28, 4.29, 4.30, 4.32 e 4.33. A partir do tratamento a 840°C por 1000 minutos (fotomicrografia na figura 4.31) acontece um crescimento anormal de grão caracterizando a recristalização secundária no material, o que se repete nos tratamentos a 900°C por 100 minutos e 1000 minutos (fotomicrografias nas figuras 4.34 e 4.35). É totalmente aceitável avaliar a influência desse crescimento no tamanho médio de grão e da recristalização secundária no comportamento da textura cristalográfica do material laminado 50% submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão.

As FDOC's mostradas nas figuras 4.74 a 4.81 apresentam a evolução da textura cristalográfica de acordo com o tratamento térmico realizado. Observa-se que o comportamento da textura nas figuras 4.74 a 4.76 praticamente não diferem da textura mostrada na FDOC da figura 4.56 para o estado recozido a 730°C por 12 horas do material laminado 50% (AE-50) que é basicamente formada pela fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) e com intensidades bem próximas. O tratamento a 840°C por 1000 minutos (FDOC na figura 4.77) apresenta a formação da componente (110)[001], conhecida por Goss, com intensidade 3 e a formação dessa componente coincide justamente no tratamento térmico em que foi observado o fenômeno do crescimento anormal de grão (recristalização secundária) através da fotomicrografia na figura 4.31. Nos tratamentos térmicos a 900°C por 1 e 10 minutos

(FDOC's nas figuras 4.78 e 4.79 respectivamente) mostram uma textura cristalográfica praticamente igual às texturas apresentadas nos tratamentos a 840°C por 1, 10 e 100 minutos (FDOC's nas figuras 4.74 a 4.76) e conseqüentemente igual à textura apresentada no estado recozido a 730°C por 12 horas (FDOC na figura 4.56) do material laminado 50% (AE-50). Os tratamentos térmicos 900°C por 100 e 1000 minutos (FDOC's nas figuras 4.80 e 4.81) apresentam um comportamento semelhante ao tratamento térmico a 840°C por 1000 minutos (FDOC na figura 4.77) com formação da componente Goss, com intensidades muito superiores a 3 (em torno de sete vezes), e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ). No caso da FDOC na figura 4.80 a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) teve sua intensidade aumentada em relação à FDOC na figura 4.77, passando de 5 para 9. Além de formar a componente Goss e a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ), a FDOC da figura 4.81 também apresenta a formação das componentes  $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ ,  $(111)[0\bar{1}1]$ ,  $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$  e  $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ , sendo as duas primeiras com intensidade 11 e as duas últimas com intensidade 9, ao longo da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) e as componentes  $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$  (intensidade 9) e  $(110)[\bar{1}\bar{1}0]$  (intensidade 13).

PARK & SZPUNAR (2005) no estudo sobre o desenvolvimento da textura cristalográfica durante o crescimento de grão em aços elétricos de grão não orientado mostraram o comportamento da textura cristalográfica desse material com 2% Si que foi laminado a frio com redução de 75% e recozido a 790, 850, 900 e 950°C por 5 minutos. O estudo mostrou a formação da componente Goss (FDOC na figura 2.31b) no tratamento térmico a 790°C e o gráfico da figura 2.32b mostra que a componente Goss se intensifica com o aumento da temperatura de tratamento e do tamanho médio de grão. Esse estudo pode ser tomado como referência para justificar o fato da componente Goss ter se formado e se intensificado no material laminado 50% (AE-50) com aumento da temperatura de tratamento e com o crescimento anormal de grão (recristalização secundária).

As análises por EBSD mostrarão, mais adiante, a contribuição dos grãos com crescimento anormal na microtextura do material laminado 50% (AE-50).

A evolução da textura cristalográfica mostrada de maneira mais compacta em relação ao ábaco da figura 2.7 para o material laminado 50% submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão pode ser apreciada através do anexo 3.

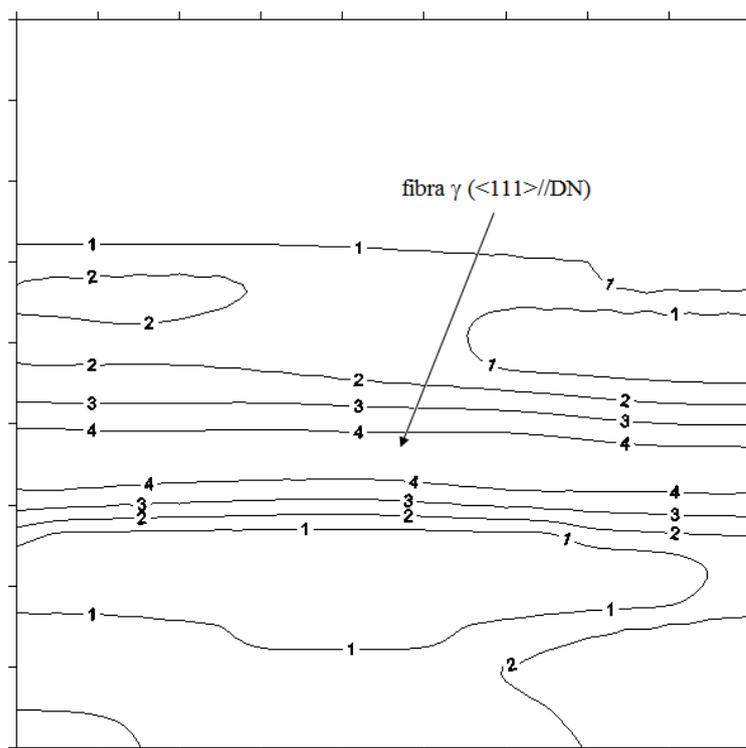


Figura 4.74. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-840-1.

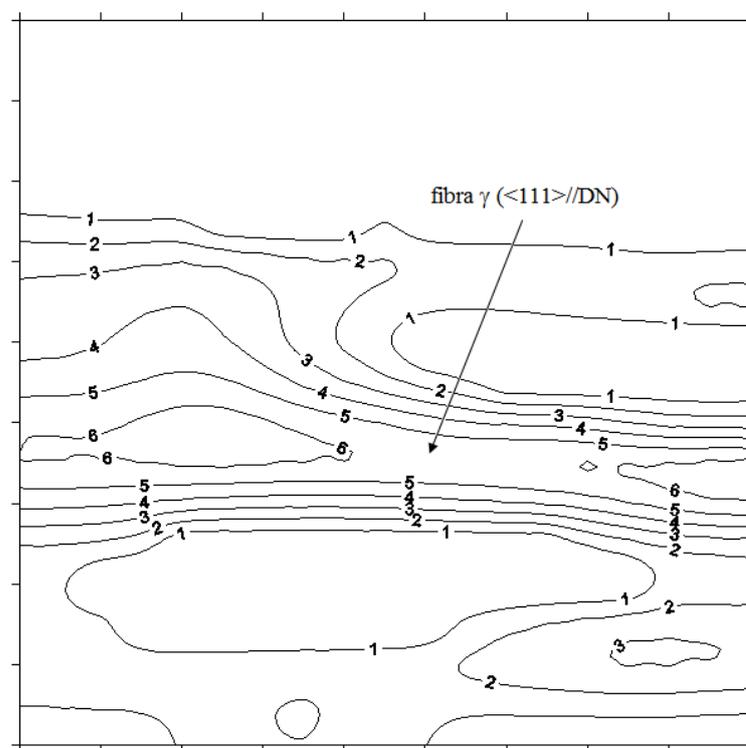


Figura 4.75. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-840-10.

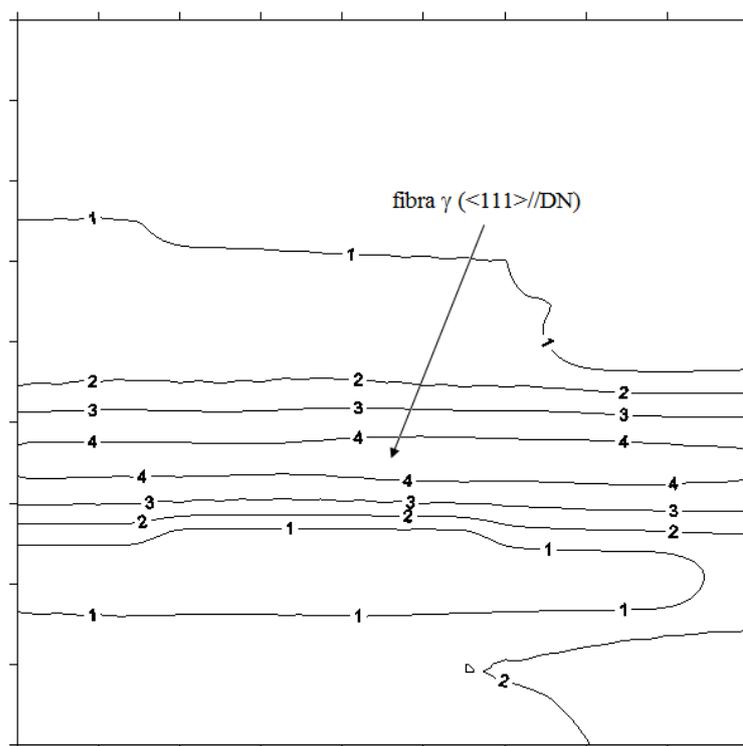


Figura 4.76. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-840-100.

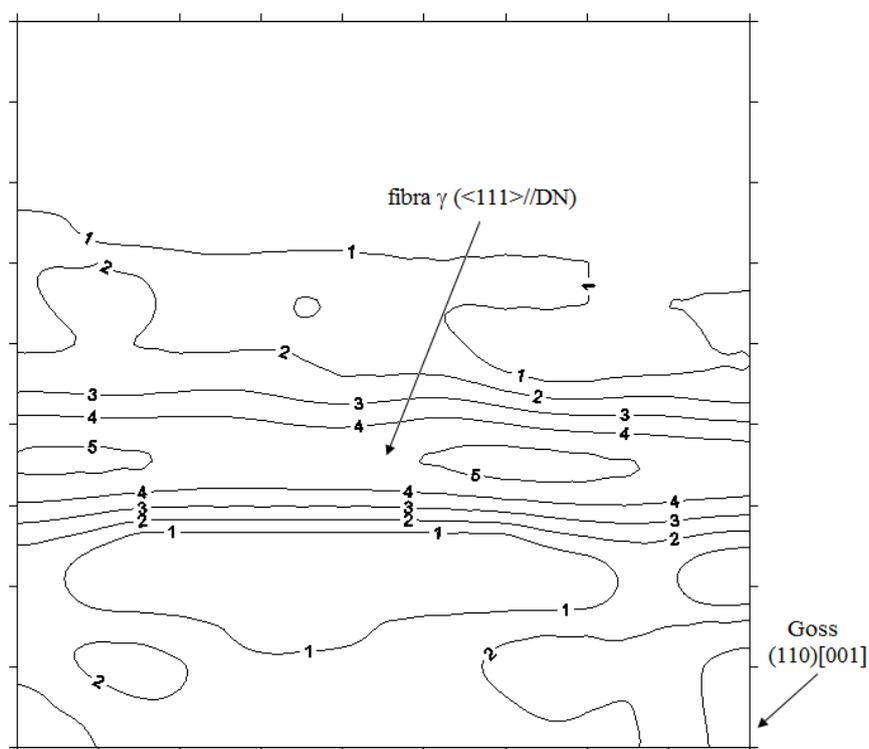


Figura 4.77. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-840-1000.

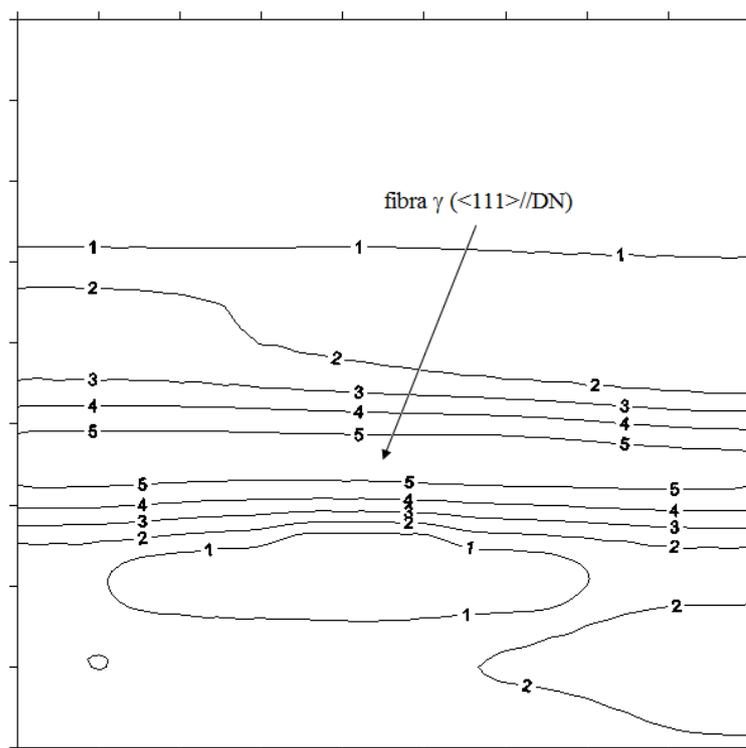


Figura 4.78. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-900-1.

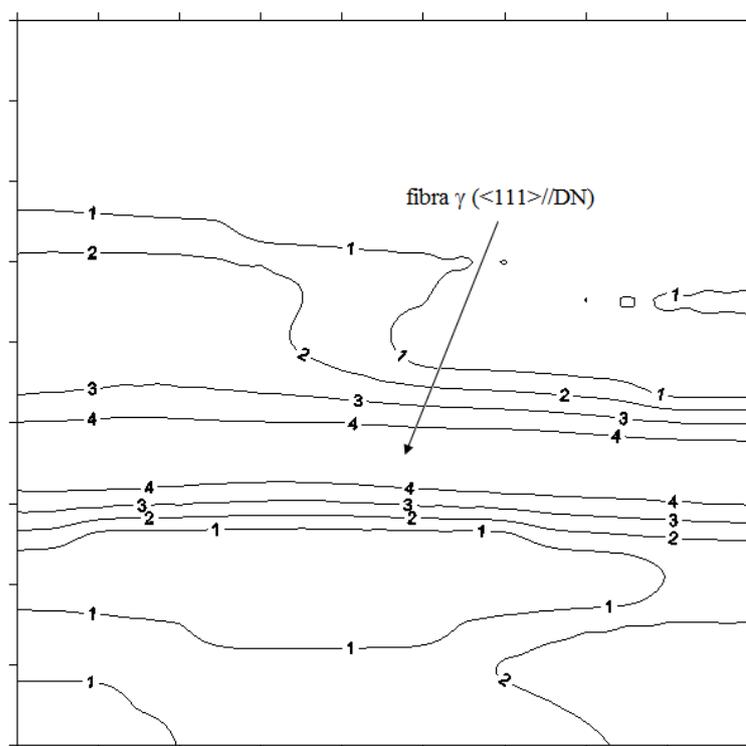


Figura 4.79. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-900-10.



Figura 4.80. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-900-100.

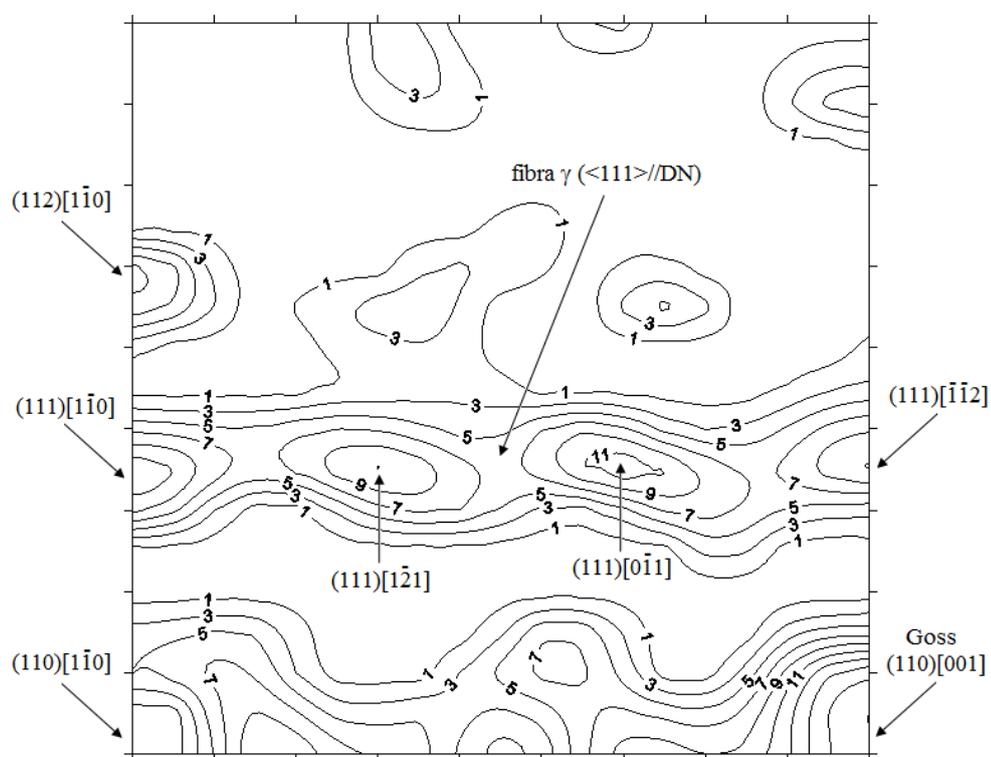


Figura 4.81. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-50-900-1000.

#### **4.11. Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 70% Submetido a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão**

O material laminado 70% (AE-70) é um aço elétrico de grão não orientado semi-processado, ou seja, se faz necessário um tratamento térmico de recozimento final, após o recozimento em caixa feito na siderúrgica, para que o material adquira o tamanho de grão adequado e apresente as propriedades desejáveis para sua respectiva aplicação. Baseado nisso foram realizados os tratamentos térmicos para crescimento de grão no material laminado 70% (AE-70) que produziram as microestruturas avaliadas no item 4.5 e para essas mesmas condições foi realizada uma discussão sobre a evolução da textura cristalográfica de acordo com esses tratamentos térmicos.

A evolução microestrutural mostrada no item 4.5 (fotomicrografias nas figuras 4.36 a 4.43) para material laminado 70% (AE-70), submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, apresentou um considerável aumento no tamanho médio de grão em relação ao estado recozido a 730°C por 12 horas (fotomicrografia na figura 4.23) para esse material, o que pode ser visto através das fotomicrografias nas figuras 4.36 e 4.37. A partir do tratamento a 840°C por 100 minutos (fotomicrografia na figura 4.38) acontece um crescimento anormal de grão caracterizando a recristalização secundária no material, o que se repete nos tratamentos a 840°C por 1000 minutos e a 900°C por 1, 10, 100 e 1000 minutos (fotomicrografias nas figuras 4.39 e 4.43). A exemplo do material laminado 50% (AE-50) submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, realizou-se uma avaliação da influência desse crescimento no tamanho médio de grão e da recristalização secundária no comportamento da textura cristalográfica do material laminado 70% (AE-70) submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão.

As FDOC's mostradas nas figuras 4.82 a 4.89 apresentam a evolução da textura cristalográfica de acordo com o tratamento térmico realizado. Observa-se que o comportamento da textura nas figuras 4.82 e 4.83 é muito semelhante ao da textura mostrada na FDOC da figura 4.67 para o estado recozido a 730°C por 12 horas do material laminado 70% (AE-70) que é basicamente formada pela fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) e com intensidades bem próximas, atentando para a formação da componente  $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$  na FDOC da figura 4.82 com intensidade 7. A partir do tratamento a 840°C por 100 minutos (FDOC na figura 4.84) há a formação de uma componente desviada da componente Goss cerca de 10 a 20°, o que pode ser visto nas FDOC's das figuras 4.84 a 4.89, variando sua intensidade entre 3 e 4.

Lembrando que a definição da posição dessa componente em relação à componente Goss foi baseada no ábaco da figura 2.7 assim como para todas as componentes e fibras discutidas no presente trabalho. Além da componente desviada de Goss, há também a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) nas FDOC's das figuras 4.84 a 4.89, com intensidades variando entre 5 e 9, e juntamente com essa fibra as FDOC's das figuras 4.85 e 4.87 apresentam a formação das componentes  $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$ , com intensidades variando entre 10 e 11, e  $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ , com intensidade 10.

KESTENS & JACOBS (2008) estudaram o controle da textura cristalográfica durante a fabricação de aços elétricos de grão não orientado com no máximo 2,153% Si. Após o processo de laminação a frio e subsequente passe de acabamento (com redução de 4 a 8%) foi realizado um tratamento térmico de recozimento, numa faixa de temperatura entre 700 e 800°C, que é mostrado através do gráfico na figura 2.27 e a FDOC após o recozimento, conforme essa figura, apresenta a formação da componente desviada de Goss com intensidade 5, o que é bem semelhante ao mostrado nas FDOC's das figuras 4.84 a 4.89.

HAYAKAWA & SZPUNAR (1997) apresentaram um estudo sobre um modelo de textura Goss desenvolvida durante a recristalização secundária em aços elétricos. O estudo foi executado utilizando amostras do material com alta permeabilidade que foram submetidas a tratamentos térmicos de recozimento a 975°C por 10, 20 e 30 minutos. Os resultados foram obtidos através de Simulações de Monte-Carlo e essas mostraram que após 4000 simulações alguns grãos apresentaram um desvio inferior a 13° em relação à componente Goss. As FDOC's nas figuras 4.84 a 4.89 mostram a formação de uma componente com essa ordem de desvio em relação à componente Goss, ou seja, os tratamentos térmicos a 840°C por 100 e 1000 minutos e a 900°C por 1, 10, 100 e 1000 minutos no material laminado 70% (AE-70) produziram um novo modelo de textura Goss de maneira experimental, já que essa componente formou-se justamente nos casos em que ocorreu a recristalização secundária nesse material, o que pode ser comprovado nas fotomicrografias das figuras 4.38 a 4.43.

A evolução da textura cristalográfica mostrada de maneira mais compacta em relação ao ábaco da figura 2.7 para o material laminado 70% submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão pode ser apreciada através do anexo 4.

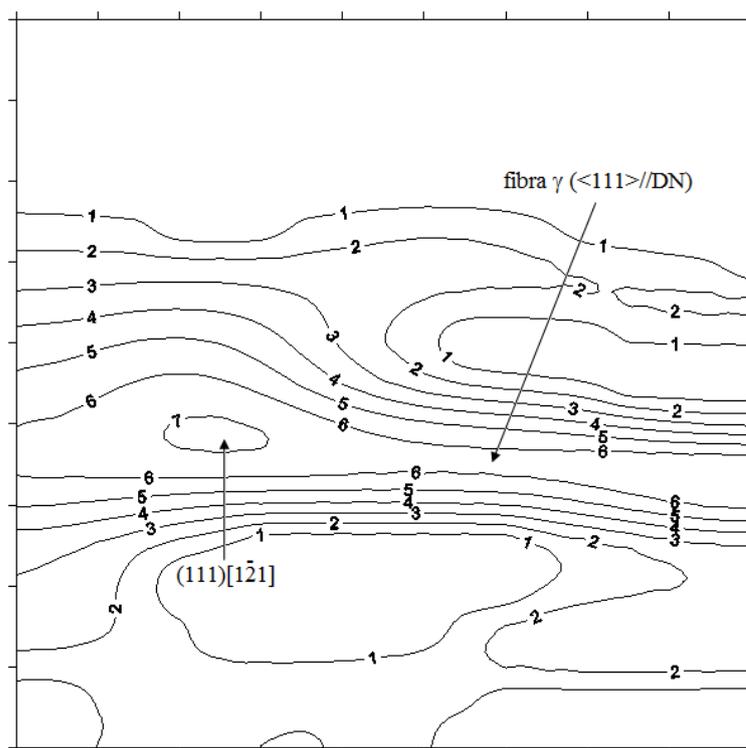


Figura 4.82. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-840-1.

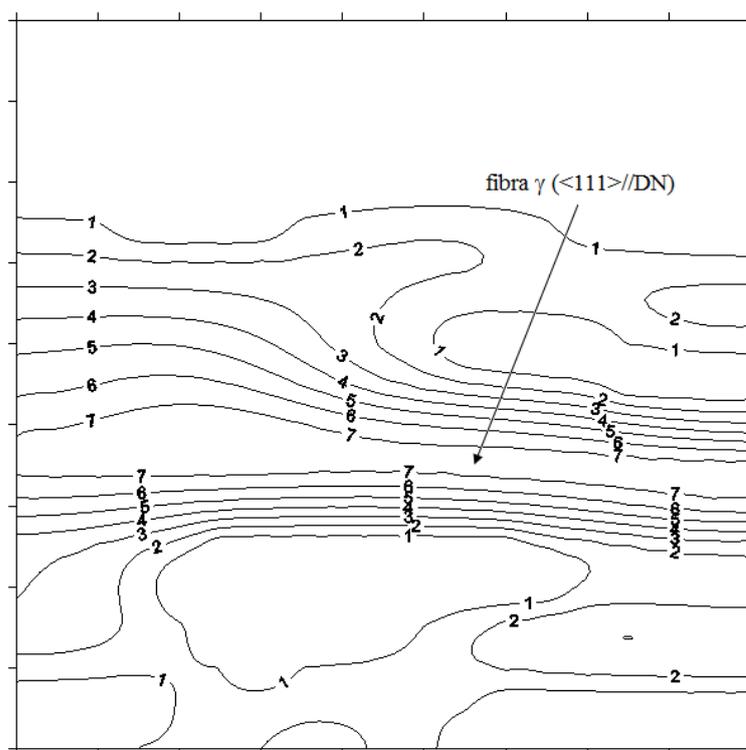


Figura 4.83. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-840-10.

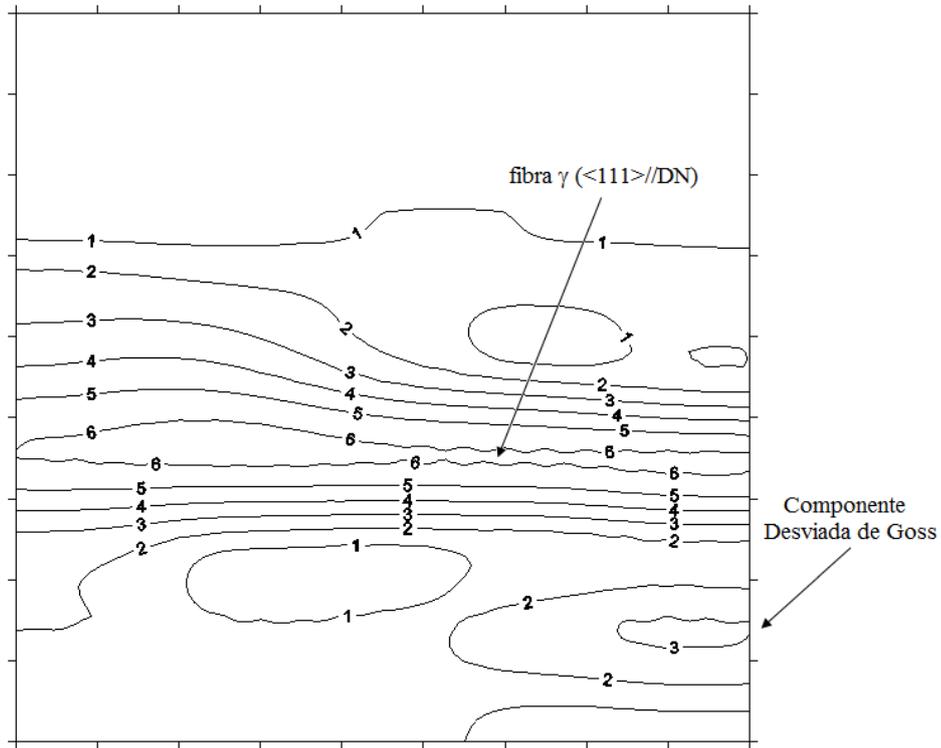


Figura 4.84. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-840-100.

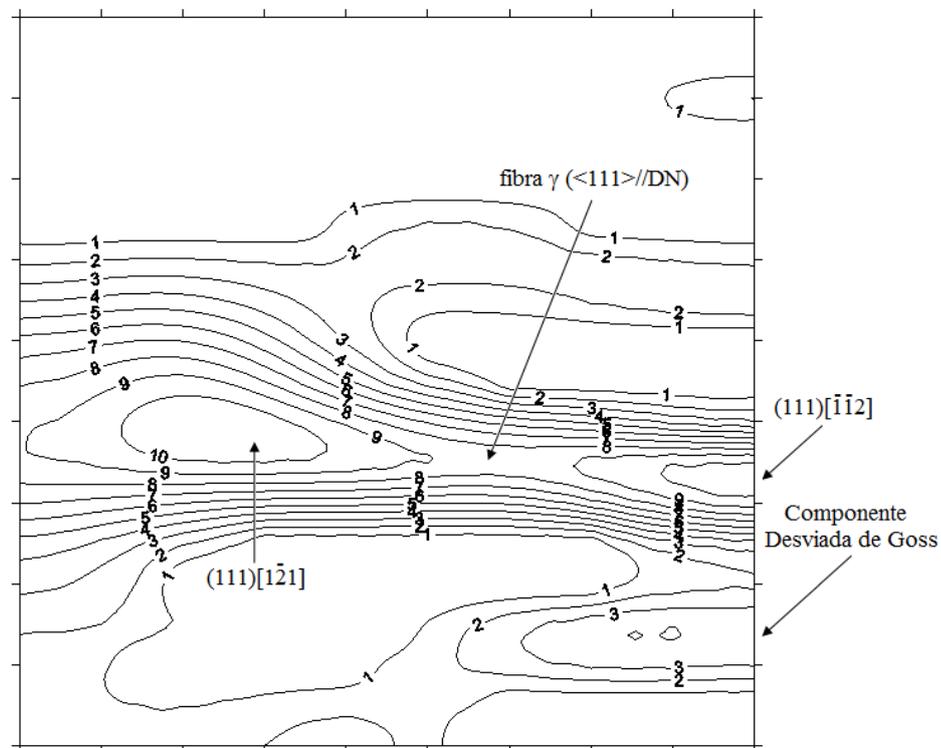


Figura 4.85. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-840-1000.

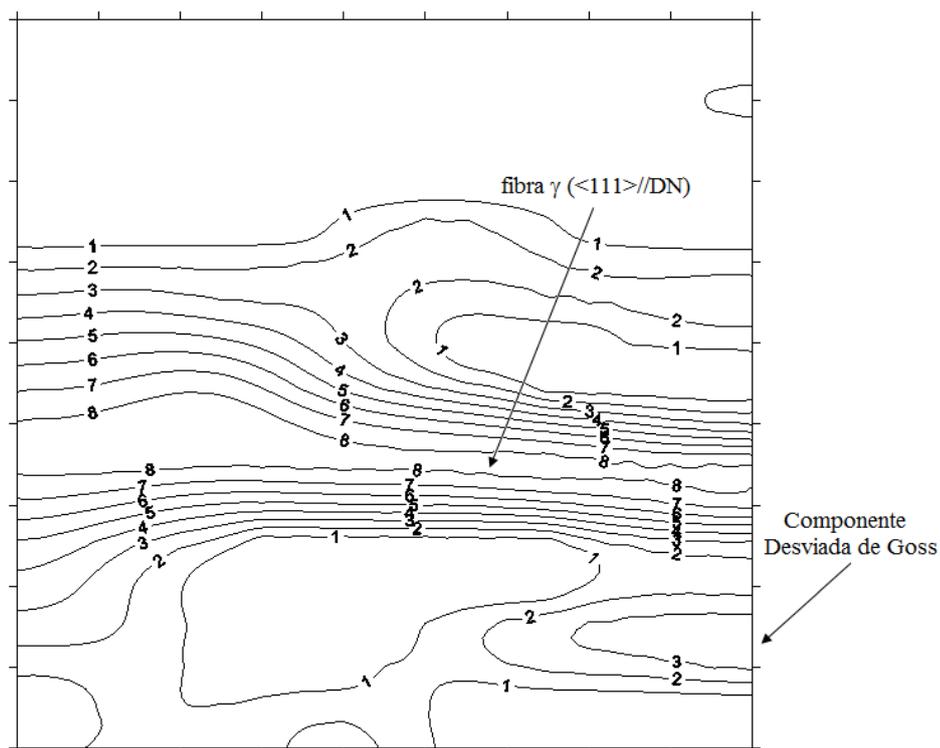


Figura 4.86. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-900-1.

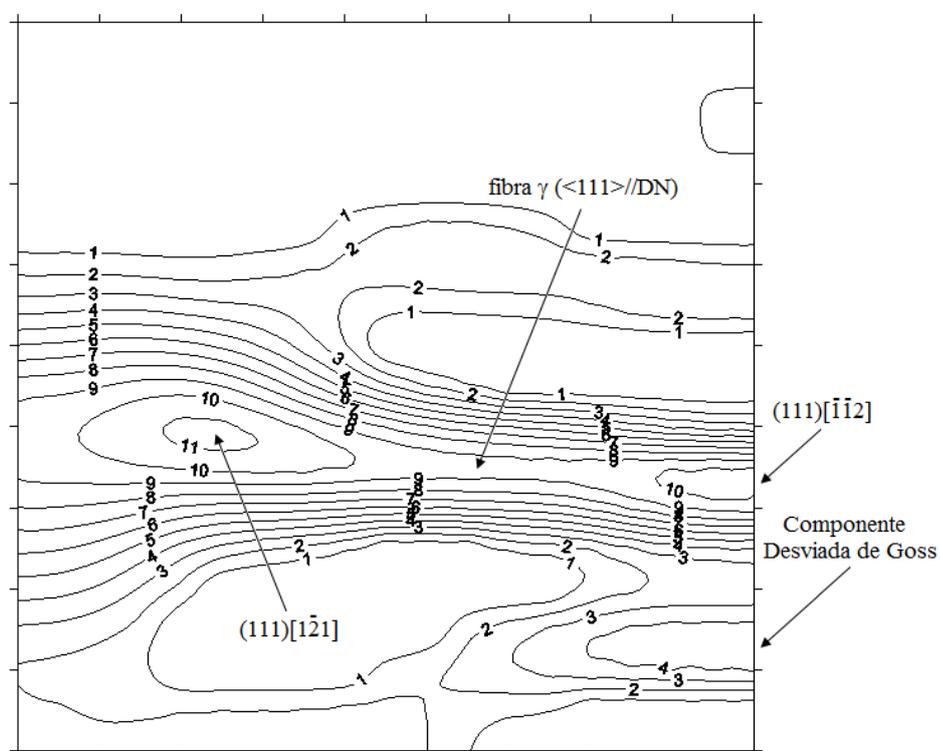


Figura 4.87. Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-900-10.

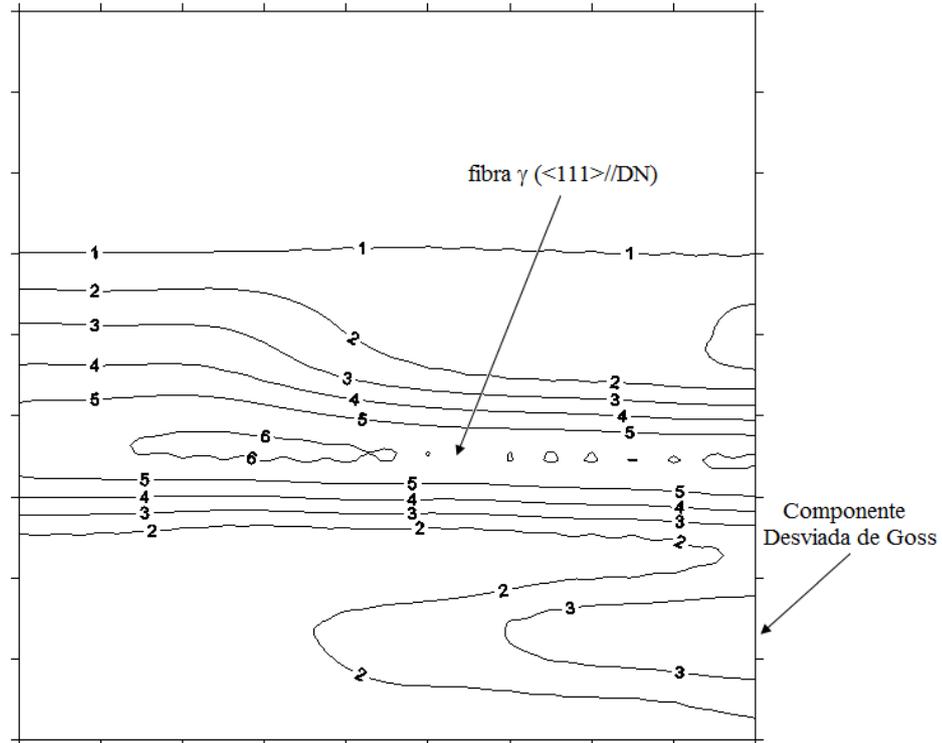


Figura 4.88. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-900-100.

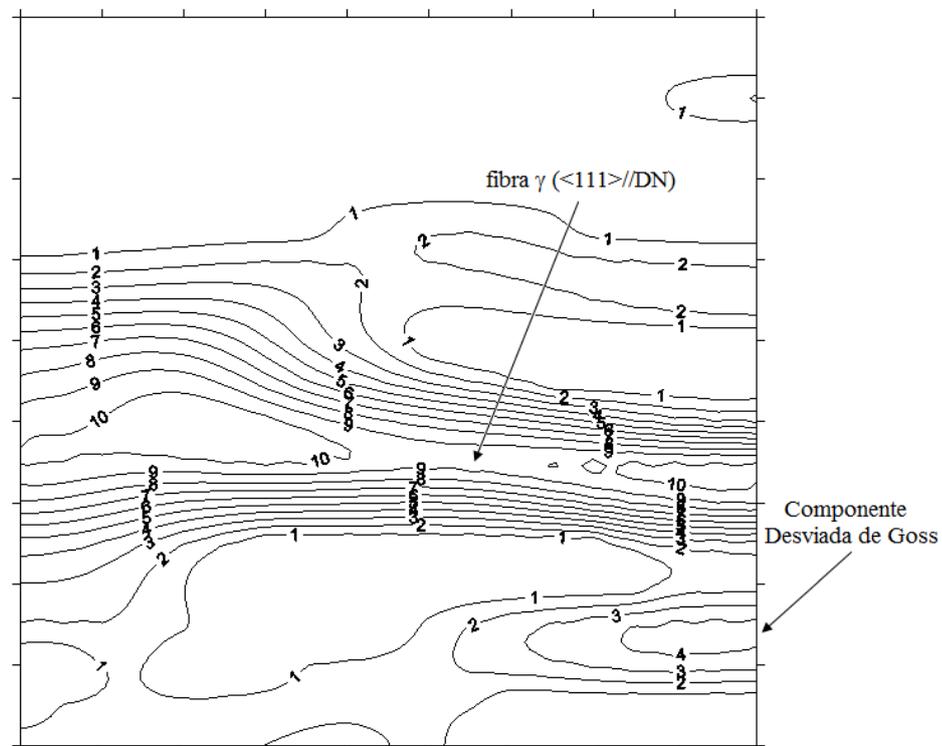


Figura 4.89. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) para a amostra AE-70-900-1000.

#### **4.12. Comparação entre a Evolução da Textura Cristalográfica do Aço Elétrico GNO Laminado 50% e do Aço Elétrico GNO Laminado 70% Submetidos a Tratamentos Térmicos para Crescimento de Grão**

A primeira comparação a ser feita entre os dois materiais submetidos aos tratamentos para crescimento de grão é que ambos apresentaram a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) que no caso do material laminado 50% (AE-50) variou sua intensidade entre 4 e 9, tendo uma considerável intensificação provocada pelo aumento da temperatura de tratamento, e no caso do material laminado 70% sua intensidade oscilou entre 6 e 9, também sofrendo intensificação com o aumento da temperatura de tratamento e do tempo em que cada temperatura foi administrada.

Outra observação importante entre os dois materiais submetidos aos tratamentos térmicos para crescimento de grãos é que o material laminado 50% (AE-50) apresentou a formação da componente (110)[001], conhecida por Goss, que apresentou um aumento muito expressivo em sua intensidade com aumento da temperatura de tratamento, o que pode ser observado através das FDOC's nas figuras 4.77, 4.80 e 4.81. Já o material laminado 70% (AE-70) não apresentou a formação da componente Goss em nenhum dos tratamentos térmicos a que foi submetido, contudo apresentou a formação de uma componente desviada em torno de 10 a 20° em relação à componente Goss, tendo sua formação mostrada nas FDOC's das figuras 4.84 a 4.89. Essa componente desviada de Goss não apareceu em nenhum dos tratamentos térmicos aplicados ao material laminado 50% (AE-50) e também não sofreu grandes mudanças na sua intensidade à medida que a temperatura e o tempo de administração de cada temperatura aumentavam.

É importante reforçar que a formação da componente Goss no material laminado 50% e da componente desviada de Goss no material laminado 70% iniciam sua formação justamente nas condições em que a ocorrência de recristalização secundária também se inicia e permanecem presentes enquanto há ocorrência desse tipo de recristalização.

Depois dessa comparação entre as evoluções das texturas cristalográficas nos dois materiais (AE-50 e AE-70) de acordo com os tratamentos térmicos para crescimento de grão a que foram submetidos é aceitável que se faça uma avaliação da influência dos grãos com crescimento anormal e dos grãos com crescimento normal sobre a textura cristalográfica desses materiais e foi com esse objetivo que os mapas de qualidade mostrados nas figuras 4.90 a 4.98 permitem uma análise da evolução na microtextura apresentada nos casos que

ocorreu a recristalização secundária (crescimento anormal de grão). Os mapas de qualidade foram obtidos por meio da técnica de EBSD descrita no item 3.6. Nas figuras 4.90 e 4.98 há uma separação dos grãos com crescimento anormal dos grãos com crescimento normal e na parte inferior de cada mapa há uma FDOC indicando a textura apresentada por cada um desses mapas. Análises por EBSD foram realizadas em duas regiões distintas para cada condição onde ocorreu a recristalização secundária nos dois materiais (AE-50 e AE-70).

Os mapas de qualidade apresentados nas figuras 4.90 a 4.92 para o material laminado 50% submetidos aos tratamentos térmicos para crescimento de grão mostram que os grãos com crescimento anormal contribuem majoritariamente para a formação da componente Goss, o que pode ser visto nas FDOC's (microtextura) abaixo de cada mapa dos grãos com crescimento anormal. Já os grãos com crescimento normal são responsáveis pela formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) e de algumas componentes sobre ela, o que é observado nas FDOC's (microtextura) abaixo de cada mapa dos grãos com crescimento normal. O que os mapas de qualidade estão mostrando é que os grãos da recristalização secundária apresentam uma orientação completamente diferente em relação aos grãos com crescimento normal. As componentes e fibra nas FDOC's da microtextura também são definidas com base no ábaco da figura 2.7 e essas FDOC's aparecem como seções  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) semelhante às FDOC's da macrotextura. Os resultados de microtextura mostrados nas figuras 4.90 a 4.92 estão plenamente de acordo com a macrotextura apresentada nas FDOC's das figuras 4.77, 4.80 e 4.81, onde a componente Goss é originada a partir dos grãos com crescimento anormal e a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) e outras componentes são formadas por influência dos grãos com crescimento normal.

Nos mapas de qualidade das figuras 4.93 a 4.98 para o material laminado 70% submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão é observado que as FDOC's na parte inferior dos mapas que mostram o crescimento anormal de grão apresentam a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) e de algumas componentes ou que tendem a se formar sobre a fibra. O mesmo comportamento também é apresentado nas FDOC's dos grãos com crescimento normal, o que nos leva a aceitar o fato dos grãos com crescimento anormal estarem apresentando orientações bem próximas das orientações apresentadas pelos grãos com crescimento normal. Aqui também as componentes e fibra nas FDOC's da microtextura são definidas com base no ábaco da figura 2.7 e essas FDOC's aparecem como seções  $\varphi_2=45^\circ$  (notação de Bunge) semelhante às FDOC's da macrotextura. Os resultados de microtextura são bem coerentes com relação à macrotextura apresentada nas FDOC's das figuras 4.84 a

4.89, principalmente pela formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) e componentes ao longo desta. A única componente desviada de Goss que foi mostrada nessas FDOC's não apareceu nos resultados de microtextura mostrados nos mapas das figura 4.93 a 4.98 e isso pode ser explicado pelo fato da microtextura analisar uma amostragem de grãos bem inferior em relação a macrotextura, até porque a própria macrotextura apresentou a formação dessa componente com intensidade pouco expressiva em relação à componente Goss nas FDOC's das figuras 4.77, 4.80 e 4.81.

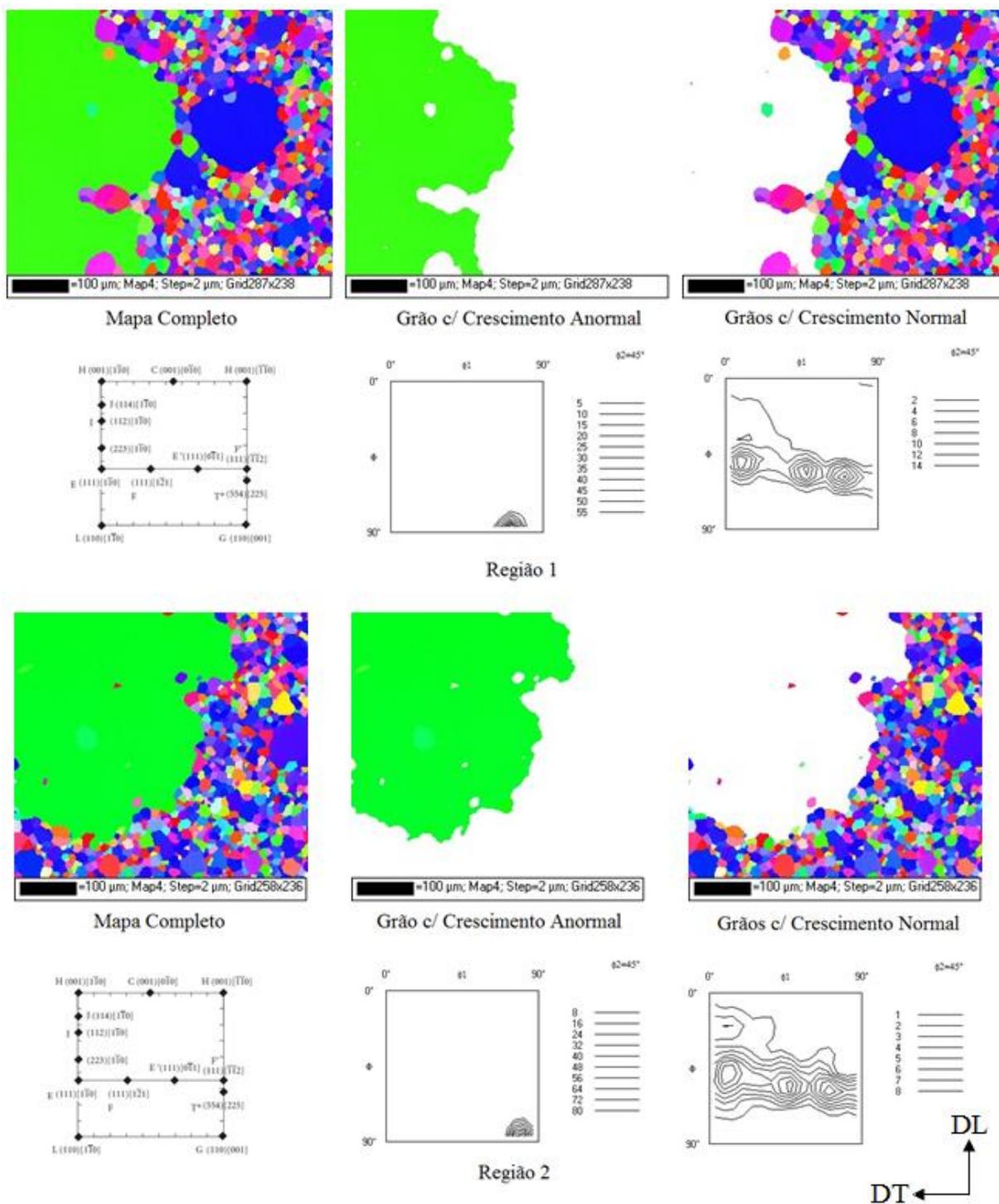


Figura 4.90. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos c/ crescimento anormal (recristalização secundária) e dos grãos c/ crescimento normal na microtextura da amostra AE-50-840-1000.

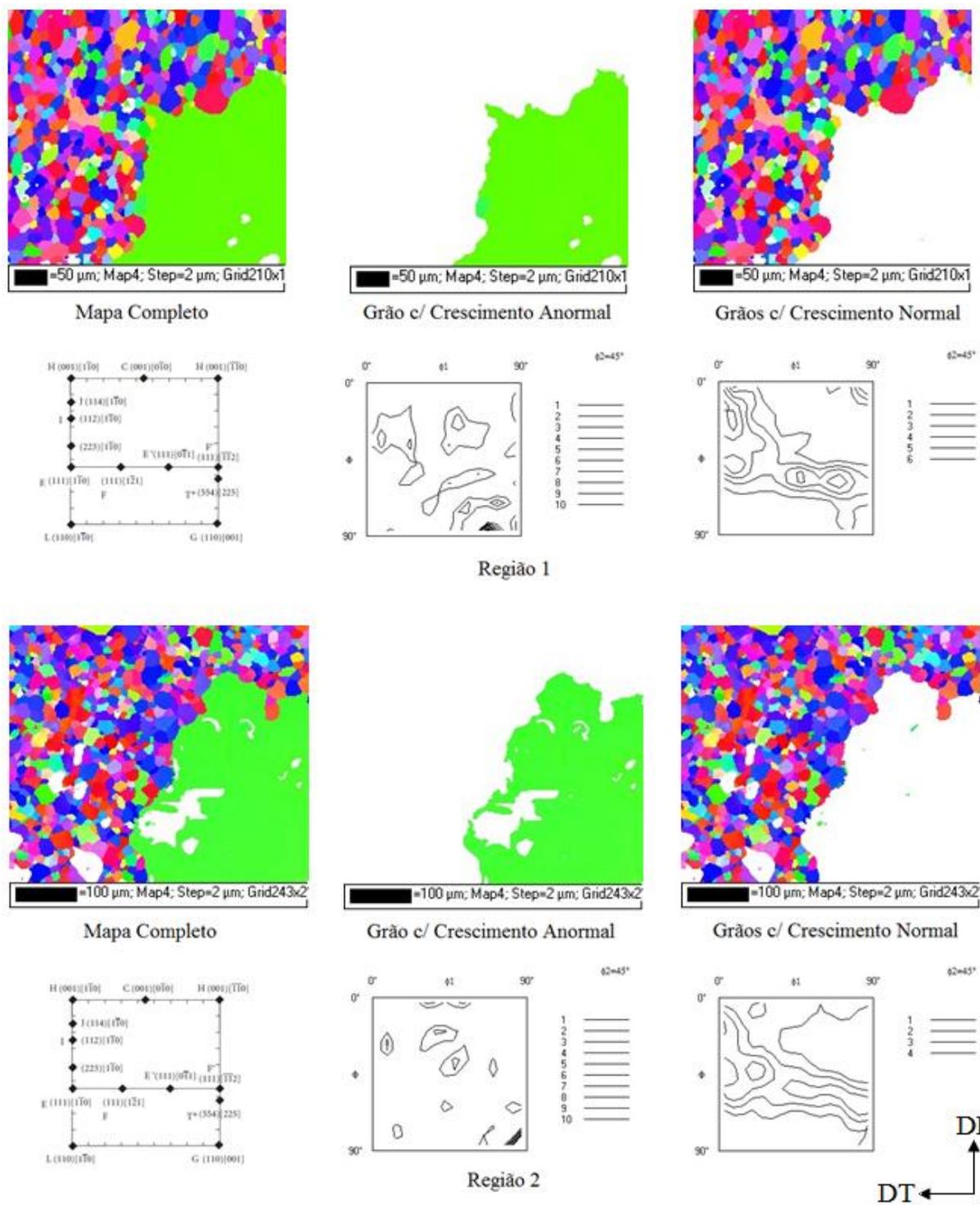


Figura 4.91. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos  $c$ / crescimento anormal (recristalização secundária) e dos grãos  $c$ / crescimento normal na microtextura da amostra AE-50-900-100.

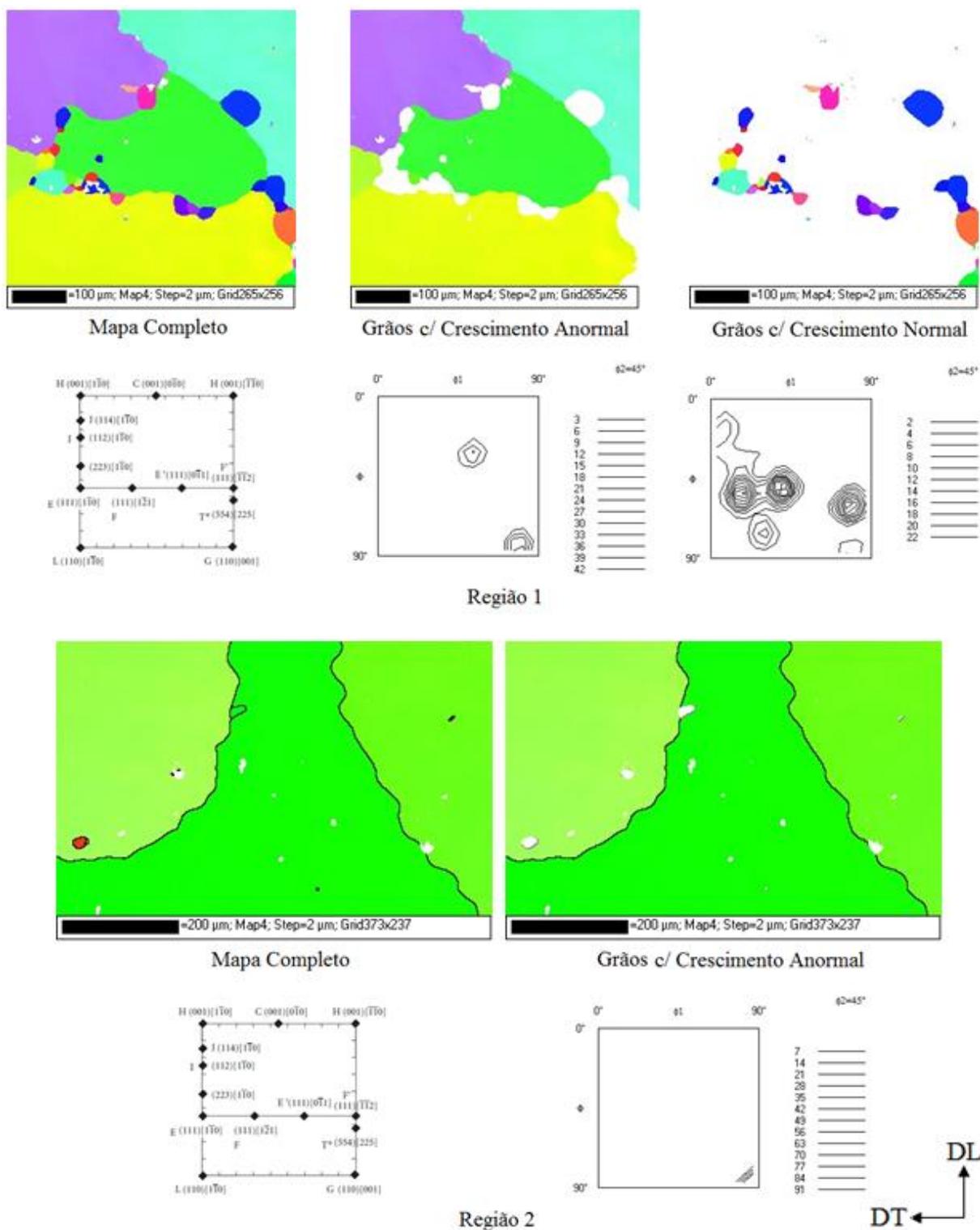


Figura 4.92. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos c/ crescimento anormal (recristalização secundária) e dos grãos c/ crescimento normal na microtextura da amostra AE-50-900-1000.

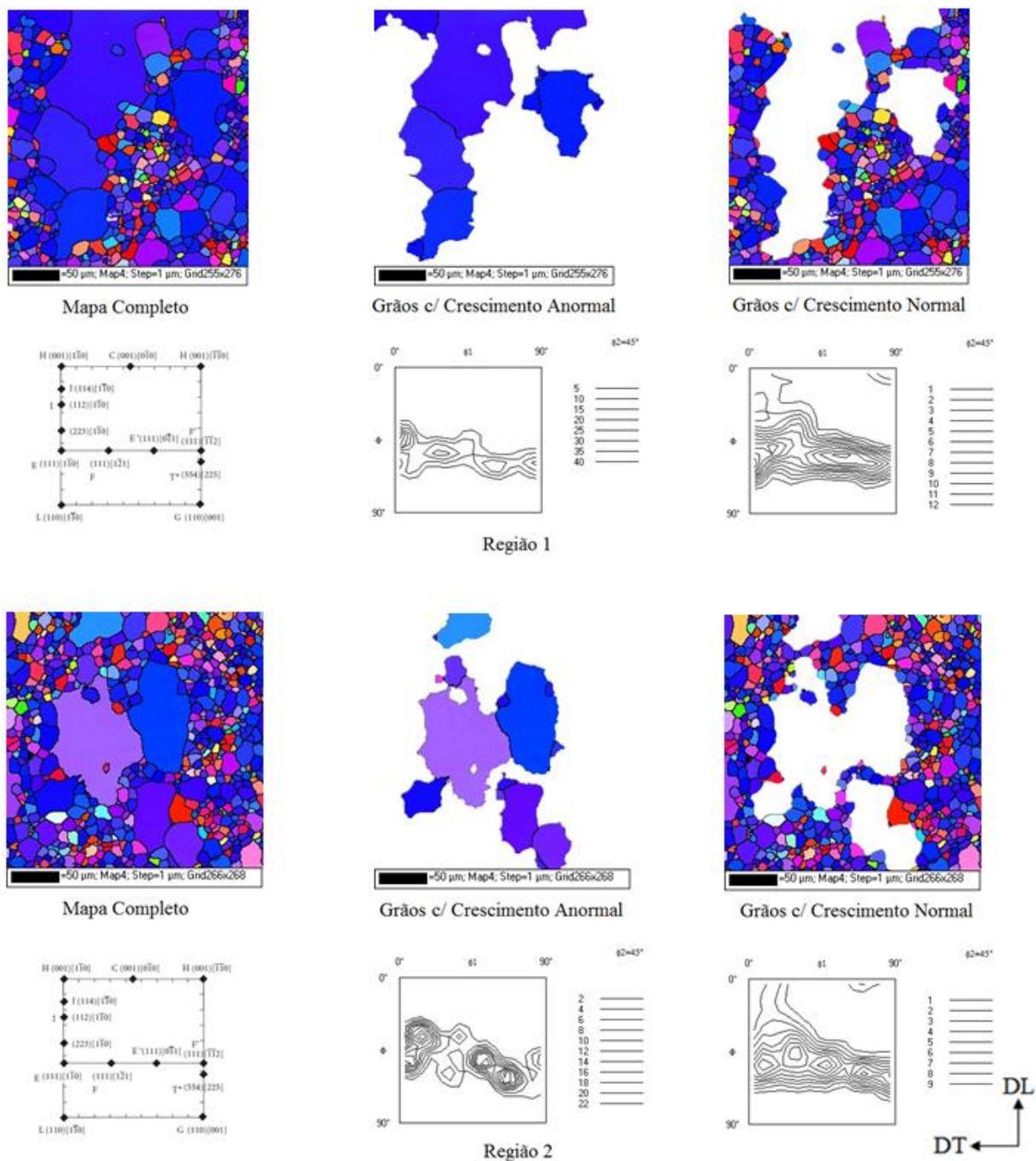


Figura 4.93. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos c/ crescimento anormal (recristalização secundária) e dos grãos c/ crescimento normal na microtextura da amostra AE-70-840-100.

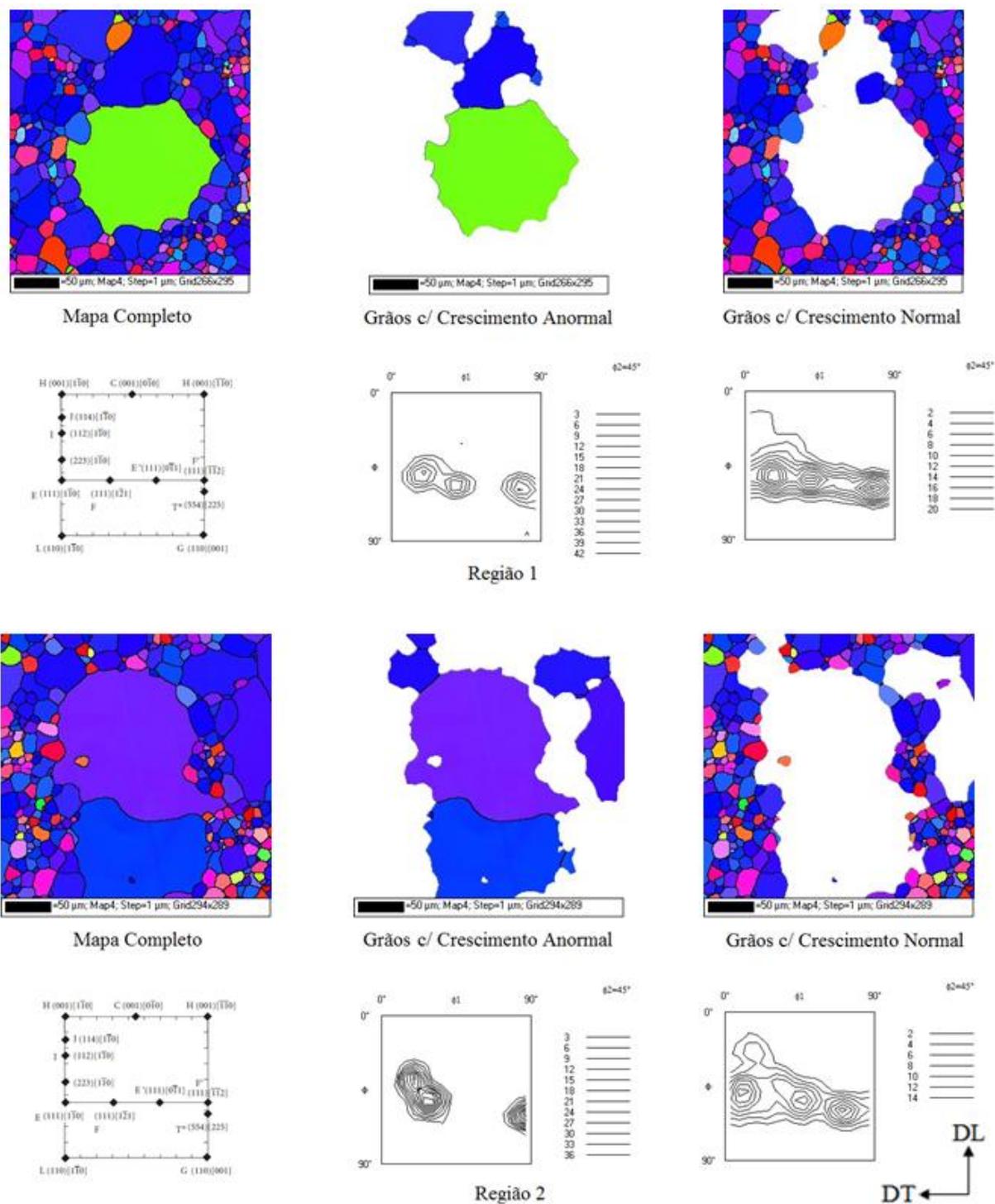


Figura 4.94. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos c/ crescimento anormal (recristalização secundária) e dos grãos c/ crescimento normal na microtextura da amostra AE-70-840-1000.

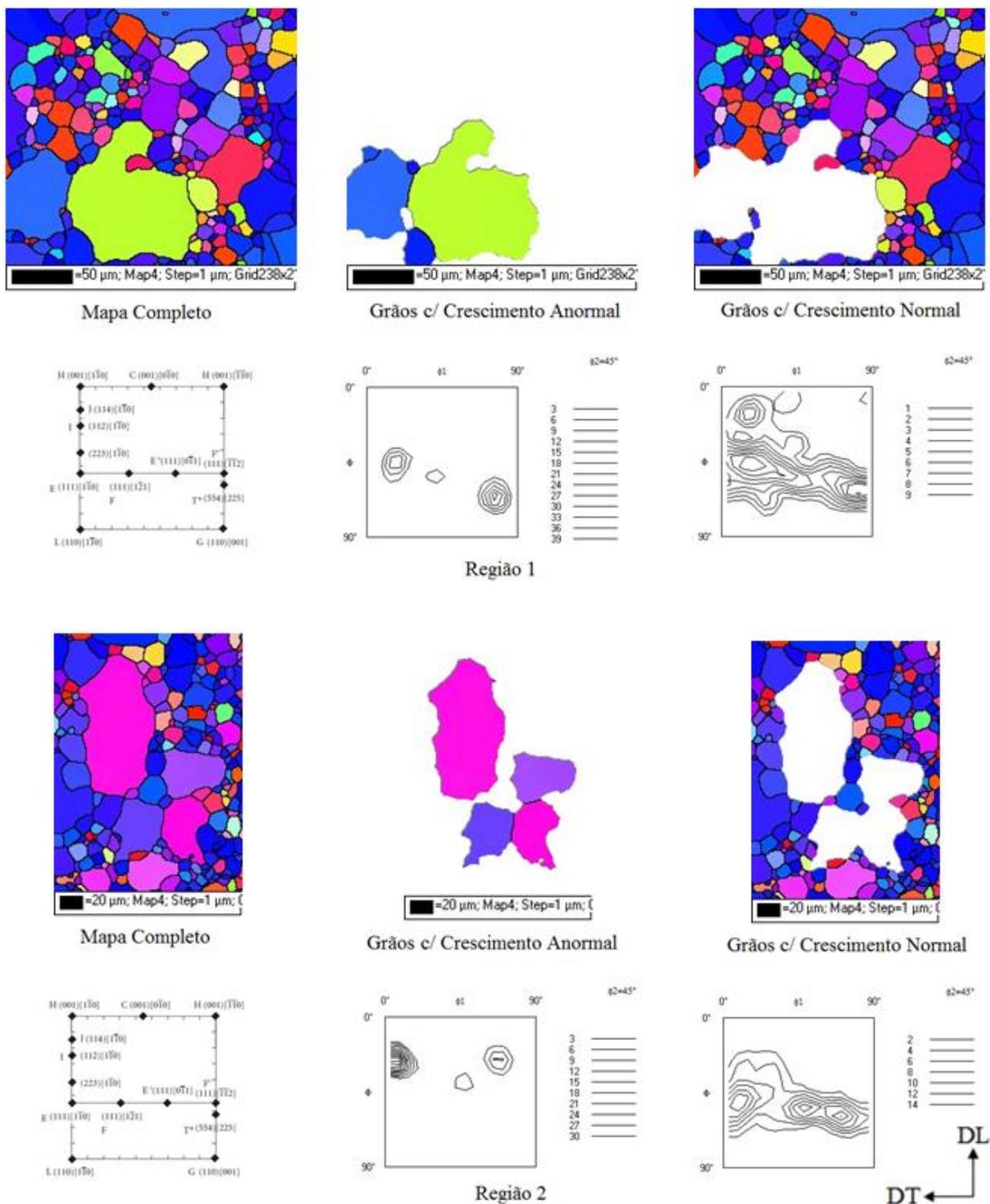


Figura 4.95. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos c/ crescimento anormal (recristalização secundária) e dos grãos c/ crescimento normal na microtextura da amostra AE-70-900-1.

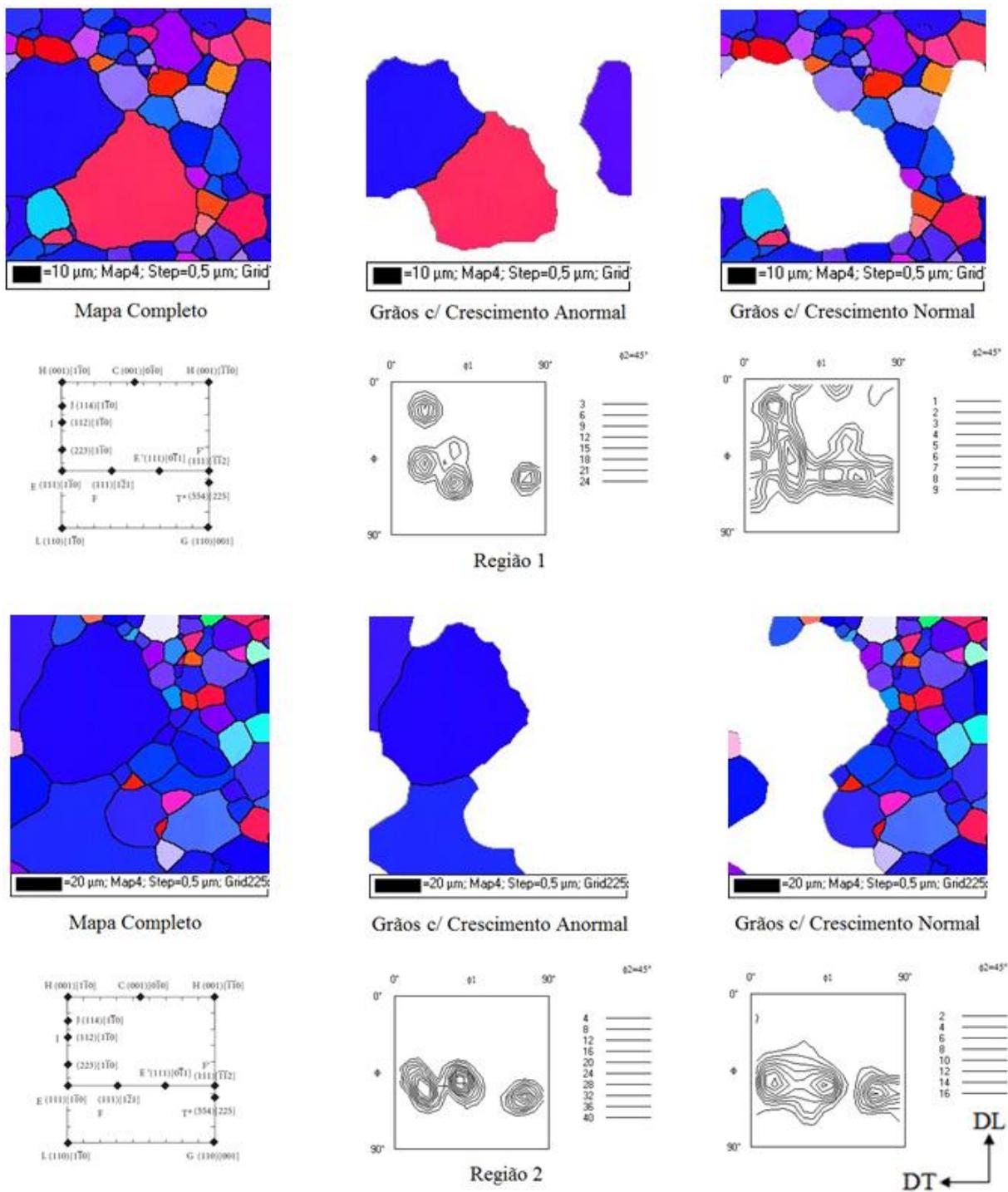


Figura 4.96. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos *c*/crescimento anormal (recristalização secundária) e dos grãos *c*/crescimento normal na microtextura da amostra AE-70-900-10.

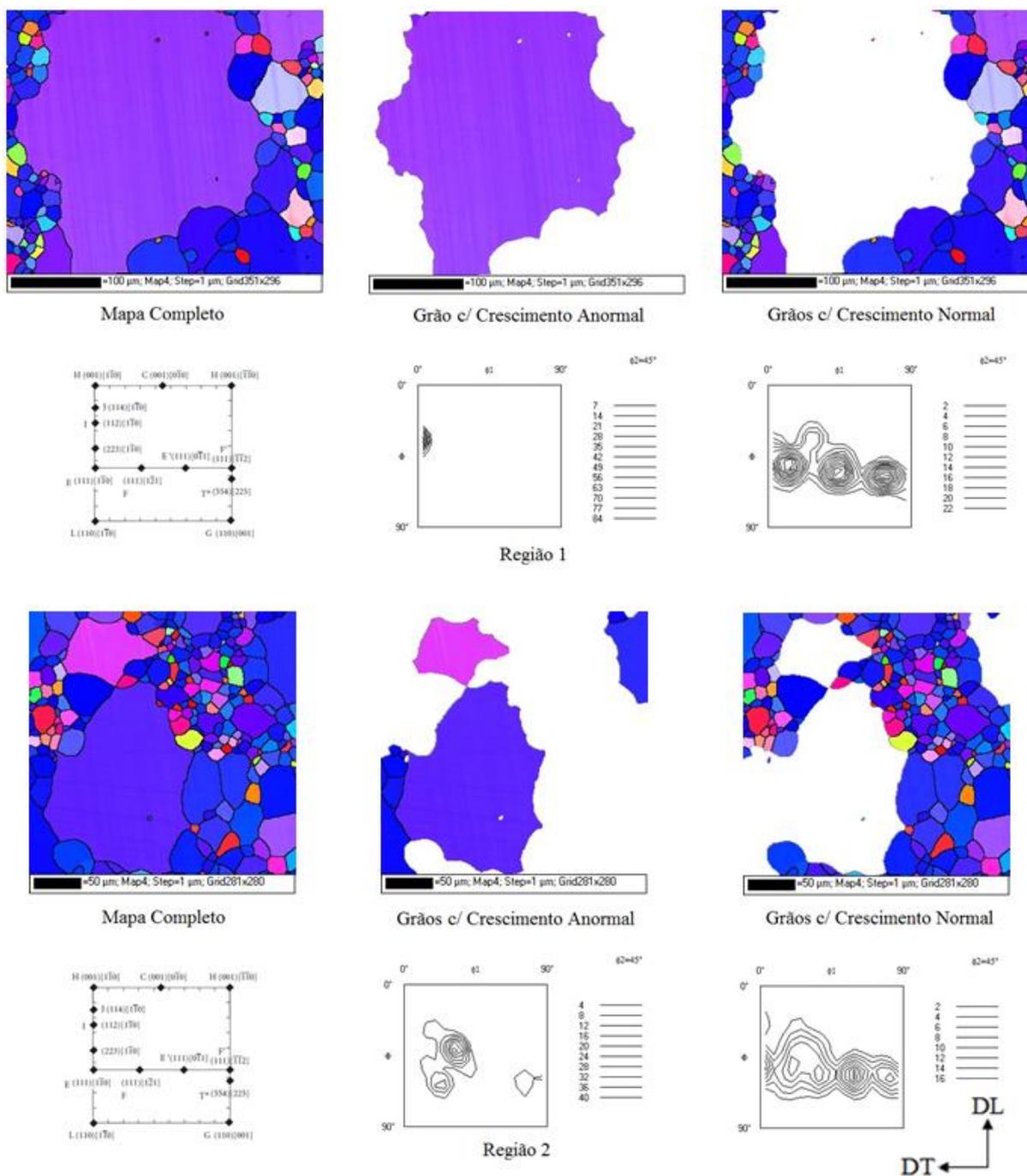


Figura 4.97. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos *c*/ crescimento anormal (recristalização secundária) e dos grãos *c*/ crescimento normal na microtextura da amostra AE-70-900-100.

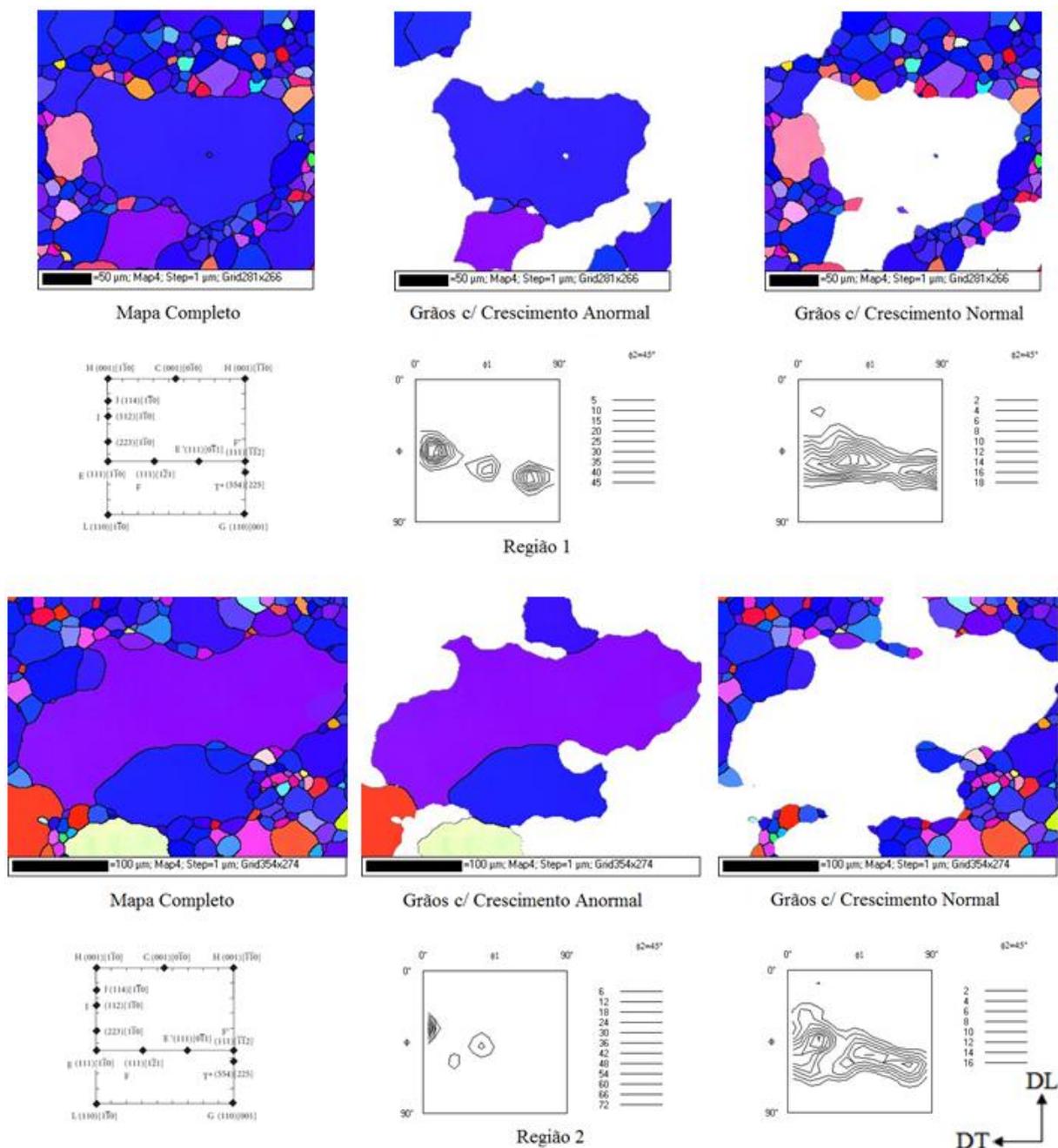


Figura 4.98. Mapas de qualidade, obtidos por EBSD, mostrando a contribuição dos grãos *c*/crescimento anormal (recristalização secundária) e dos grãos *c*/crescimento normal na microtextura da amostra AE-70-900-1000.

Também foi realizada uma varredura por EBSD em cada condição em que ocorreu recristalização secundária nos materiais AE-50 e AE-70 submetidos aos tratamentos térmicos para crescimento de grão. Tal procedimento teve como objetivo fazer uma comparação entre as FDOC's obtidas pela técnica de difração de raios-X (macrotextura apresentada nas FDOC's das figuras 4.77, 4.80 e 4.81) e as FDOC's obtidas pela técnica de EBSD (microtextura), já que essa última tem um maior nível de precisão por ter a capacidade de mostrar a influência de determinados grãos no comportamento da textura cristalográfica. Essa varredura foi realizada em uma amostragem de grãos maior em relação à amostragem que produziu os mapas de qualidade nas figuras 4.90 a 4.98. As FDOC's, em seções  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge), produzidas por esta varredura são apresentadas na figura 4.99 e estas apresentam total coerência com a macrotextura apresentada nas FDOC's das figuras 4.77, 4.80 e 4.81 para o material AE-50, pois mostram a formação da componente Goss e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ), e com a macrotextura mostrada nas FDOC's das figuras 4.84 a 4.89 para o material AE-70, onde há uma formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) e de componentes ao longo dela.

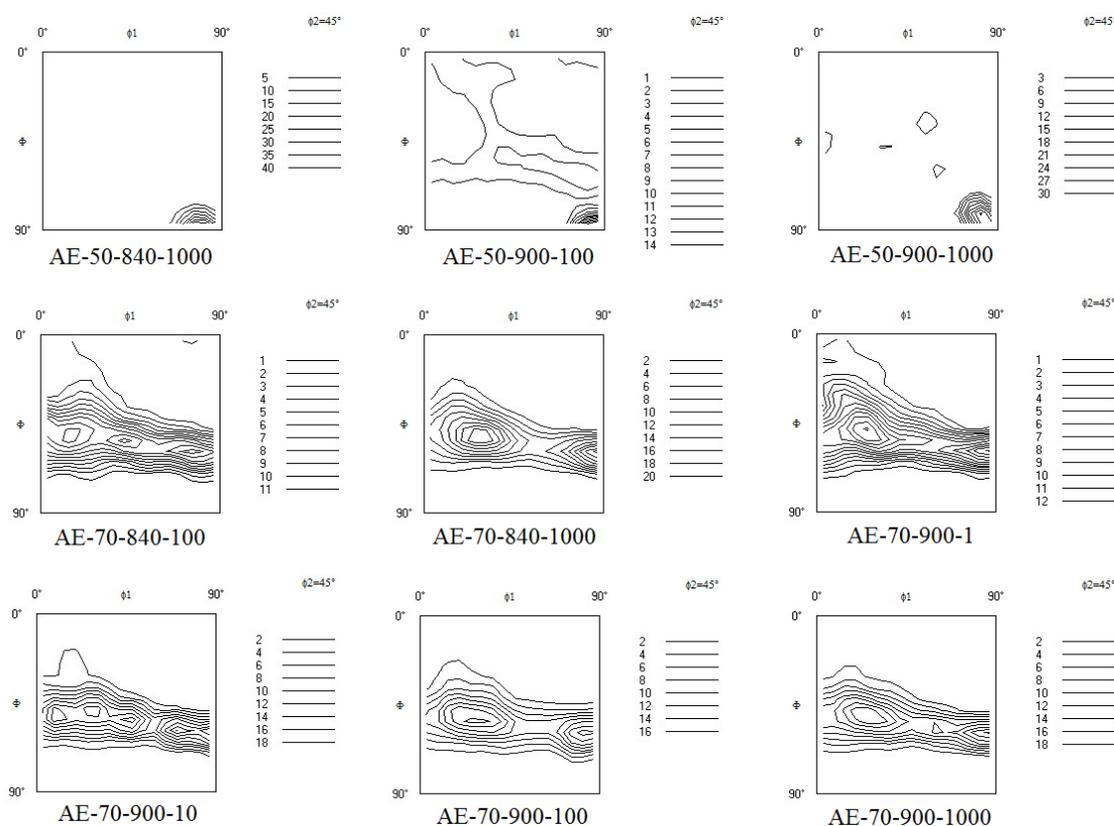


Figura 4.99. Seção de  $\phi_2=45^\circ$  (notação de Bunge), obtidas por EBSD, para as amostras dos materiais AE-50 e AE-70, submetidos aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, que apresentaram recristalização secundária.

#### **4.13. Avaliação das Perdas Magnéticas por Histerese do Aço Elétrico GNO Laminado 50% e do Aço Elétrico GNO Laminado 70%**

O item 4.1 mostrou a evolução microestrutural do material laminado 50% (AE-50) nas condições laminado a frio, parcialmente recristalizado (580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C) e recozido a 730°C por 12 horas, da mesma maneira que o material laminado 70% (AE-70) teve sua evolução microestrutural avaliada no item 4.2 nas mesmas condições. Essas evoluções microestruturais foram mostradas através das fotomicrografias nas figuras 4.1 a 4.11, para o material AE-50, e 4.13 a 4.23, no caso do material AE-70. Quanto à evolução da textura cristalográfica, os materiais AE-50 e AE-70 também foram avaliados nas mesmas condições da evolução microestrutural, o que pode ser visto nas figuras 4.46 a 4.56 do item 4.7, para o material AE-50, e 4.57 a 4.67 do item 4.8, no caso do material AE-70. Com o objetivo de avaliar a evolução das perdas magnéticas por histerese foram obtidas as curvas de histerese magnética através da técnica VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*), de acordo com item 3.8, para os materiais AE-50 e AE-70 nas mesmas condições apresentadas na análise da evolução microestrutural e da textura cristalográfica para ambos.

Os anexos 5 e 6, para os materiais AE-50 e AE-70 respectivamente, apresentam essas curvas de histerese magnética. Se comparadas com os modelos de curvas de histerese da figura 2.20, pode-se admitir que as curvas de histerese magnética mostradas nos anexos 5 e 6 pertencem a materiais ferromagnéticos moles, que é o caso do aço elétrico de grão não orientado em estudo. É bom salientar que foi obtida somente uma curva de histerese magnética para cada condição dos materiais AE-50 e AE-70. Para a construção das curvas de histerese, devem ser considerados os dados mostrados nas tabelas 4.1 e 4.2 para esses materiais.

CALLISTER (2007) afirmou que as perdas magnéticas por histerese ( $Ph$ ) podem ser apreciadas pela quantificação da área interna à curva de histerese nos materiais ferromagnéticos, ou seja, a área no interior da curva de histerese representa uma perda de energia magnética por unidade de volume do material.

BOHN (2004) definiu que a perda magnética é o critério mais importante dos aços elétricos. No caso das perdas magnéticas por histerese, seu valor pode ser avaliado através do cálculo da área do interior da curva de histerese, com  $H$  em A/m e  $B$  em T, resultando na energia dissipada por ciclo em unidades de  $J/m^3$ .

Tabela 4.1. Dados, obtidos pela técnica VSM, para construção das curvas de histerese magnética do material laminado 50% (AE-50).

Amostra	Massa da Amostra (g)	H <sub>C</sub> (Gauss)	Magnetização de Saturação (emu/g)
AE-50-LF	0,08550	12,87	207,59
AE-50-580	0,08580	9,77	208,05
AE-50-585	0,08815	10,33	207,48
AE-50-590	0,08865	11,41	207,09
AE-50-595	0,08160	11,24	208,05
AE-50-600	0,08435	9,50	204,79
AE-50-605	0,08780	9,13	203,19
AE-50-610	0,08845	10,63	205,88
AE-50-615	0,08175	9,35	206,90
AE-50-620	0,08675	9,34	205,66
AE-50-RC	0,09200	8,02	207,16

Tabela 4.2. Dados, obtidos pela técnica VSM, para construção das curvas de histerese magnética do material laminado 70% (AE-70).

Amostra	Massa da Amostra (g)	H <sub>C</sub> (Gauss)	Magnetização de Saturação (emu/g)
AE-70-LF	0,05150	14,65	209,02
AE-70-585	0,05210	10,14	209,44
AE-70-590	0,05075	11,40	207,67
AE-70-595	0,05090	10,75	209,32
AE-70-600	0,05005	9,97	210,24
AE-70-605	0,05105	9,86	209,77
AE-70-610	0,05515	8,92	209,21
AE-70-615	0,05030	8,77	211,92
AE-70-620	0,04695	9,17	210,99
AE-70-RC	0,04885	8,19	200,73

Já que a área interna à curva de histerese magnética quantifica as perdas magnéticas por histerese, essa área foi calculada, conforme o procedimento do item 3.8, para cada curva nos anexos 5 e 6. Com isso, para cada condição dos materiais AE-50 e AE-70 foi atribuído um valor de perda magnética por histerese e como consequência é possível avaliar a evolução dessas perdas de acordo com o nível de recristalização, já estudado nos itens 4.1 e 4.2, para esses materiais (AE-50 e AE-70). Os gráficos mostrados nas figuras 4.100 (para o material AE-50) e 4.101 (no caso do material AE-70) apresentam o perfil da evolução das perdas magnéticas por histerese de acordo com cada condição microestrutural (nível de recristalização em cada amostra). Ambos os gráficos mostram uma queda considerável no valor da perda magnética por histerese, pois no caso da figura 4.100 (para o material AE-50) a condição laminado a frio (AE-50-LF) apresenta um valor inicial de perda em torno 15.000 (unidade de energia magnética/unidade de volume) e atinge um valor mínimo da ordem de 5.000 (unidade de energia magnética/unidade de volume) na condição recozido a 730°C por 12 horas (AE-50-RC) e no gráfico da figura 4.101 (para o material AE-70) a condição laminado a frio (AE-70-LF) apresenta um valor inicial de perda em torno 19.000 (unidade de energia magnética/unidade de volume) e atinge um valor mínimo da ordem de 8.000 (unidade de energia magnética/unidade de volume) na condição recozido a 730°C por 12 horas (AE-50-RC). As condições parcialmente recristalizadas apresentam o valor dessa perda magnética variando entre valores aproximados de 9.000 a 7.000 (unidade de energia magnética/unidade de volume), conforme o gráfico da figura 4.100 para o material AE-50, a exceção da condição parcialmente recristalizada a 580°C (AE-50-580) que apresentou um valor de perda próxima à condição laminado a frio (AE-50-LF). Nas mesmas condições parcialmente recristalizadas para o material AE-70, o gráfico da figura 4.101 mostra uma variação entre valores aproximados de 12.000 a 7.000 (unidade de energia magnética/unidade de volume).

Tomando-se por base as condições laminado a frio e recozido a 730°C por 12 horas nos dois materiais, o gráfico na figura 4.100 mostra a condição inicial para o material AE-50 (AE-50-LF) apresenta um menor valor de perda em relação à mesma condição no material AE-70 (AE-70-LF) que é mostrada no gráfico da figura 4.101. Na condição recozido a 730°C por 12 horas, o material AE-50 (AE-50-RC) também apresenta um valor de perda consideravelmente inferior ao material AE-70 na mesma condição (AE-70-RC).

LANDGRAF *et al* (2003) estabeleceram que o tamanho de grão tem um efeito muito forte nas perdas magnéticas e quanto maior o tamanho de grão, menor a parcela de perdas por histerese.

MIN *et al* (2007) realizaram um importante estudo sobre os efeitos dos parâmetros de recozimento na microestrutura e propriedades magnéticas de um aço elétrico de grão não orientado com teor de silício variando entre 0,29 e 0,35% e mostraram através das fotomicrografias nas 2.36 e 2.39 e dos gráficos nas figuras 2.37 e 2.38 que a medida que o tamanho de grão aumenta as perdas magnéticas por histerese diminuem.

CHANG & HUANG (2005) estudaram a influência da adição de outros elementos de liga específicos na textura cristalográfica e nas propriedades magnéticas nos aços elétricos de grão não orientado e a tabela 2.3 mostra que o material que apresentou o maior tamanho de grão foi justamente o que apresentou o menor valor de perda magnética.

Avaliando detalhadamente as fotomicrografias nas figuras 4.11 (AE-50-RC) e 4.23 (AE-70-RC) pode-se observar que o material laminado 50% na condição recozido a 730°C por 12 horas possui um tamanho de grão ligeiramente maior que o material laminado 70% para a mesma condição, o que está perfeitamente de acordo com a teoria mostrada através do diagrama de recristalização da figura 2.15. Com isso é extremamente aceitável a explicação de que o material laminado 50% na condição recozido a 730°C por 12 horas (AE-50-RC) apresenta uma menor perda magnética por histerese em relação ao material laminado 70% na mesma condição (AE-70-RC), conforme comparação entre os gráficos de perdas magnéticas apresentados nas figuras 4.100 e 4.101, justamente pelo fato de possuir um maior tamanho de grão após o tratamento térmico de recozimento.

Como já foi citado, na condição laminado a frio o material laminado 70% (AE-70-LF) apresenta uma maior perda em relação ao material laminado 50% na mesma condição (AE-50-LF), o que também pode ser apreciado através da comparação entre os gráficos de perdas magnéticas apresentados nas figuras 4.100 e 4.101. Baseado nisso, pode-se admitir que o maior grau de deformação contribua para a maior parcela de perda magnética por histerese.

Do ponto de vista da textura cristalográfica, a FDOC da figura 4.46 (para o material AE-50 na condição laminado a frio) apresenta a formação da fibra  $\gamma$  com intensidade 5 e a FDOC da figura 4.57 (para o material AE-70 na condição laminado a frio) mostra a formação da mesma fibra com intensidade 6. Baseada no estudo de CHANG & HUANG (2005), a tabela 2.3 estabelece que uma maior quantidade volumétrica de textura caracterizada pela fibra  $\gamma$  causa uma maior perda magnética. Apesar da diferença entre as intensidades ser pequena, os resultados de perdas magnéticas mostrados nos gráficos de perdas magnéticas nas figuras 4.100 e 4.101 para a condição laminado a frio estão de acordo com esse estudo.

Outra curiosidade referente à textura cristalográfica é que a FDOC da figura 4.46 (para o material AE-50 na condição laminado a frio) apresenta a formação das componentes

(001)[ $1\bar{1}0$ ] e (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] com uma intensidade muito maior em relação às mesmas componentes na FDOC da figura 4.57 (para o material AE-70 na condição laminado a frio). Relacionando-se os valores de perdas magnéticas nos gráficos das figuras 4.100 e 4.101 com as FDOC's nas figuras 4.46 e 4.57 percebe-se que a intensificação das componentes (001)[ $1\bar{1}0$ ] e (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] está contribuindo para a diminuição das perdas magnéticas do material laminado 50% na condição laminado a frio (AE-50-LF).

Na condição recozido a 730°C por 12 horas não vale a pena utilizar os resultados de textura cristalográfica para justificar a diferença entre os valores de perda magnética para essa condição nos dois materiais, pois se forem comparadas as FDOC's nas figuras 4.56 (para o material AE-50 na condição recozido a 730°C por 12 horas) e 4.67 (para o material AE-70 na condição recozido a 730°C por 12 horas) pode-se observar que ambas apresentam a formação da fibra  $\gamma$  com intensidades iguais e as componentes (001)[ $1\bar{1}0$ ] e (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] não são formadas para essa condição.

Lembrando que as definições de componentes e de fibra nas considerações sobre textura cristalográfica e perdas magnéticas foram baseadas no ábaco da figura 2.7.

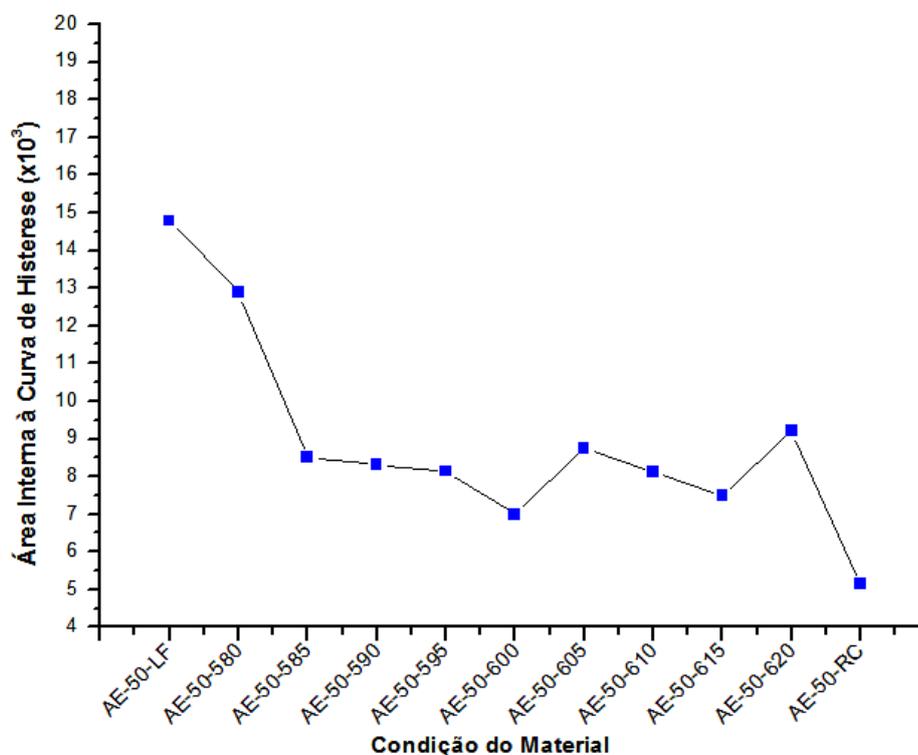


Figura 4.100. Evolução das perdas magnéticas por histerese, obtidas através do cálculo da área interna à curva de histerese, no material laminado 50% (AE-50).

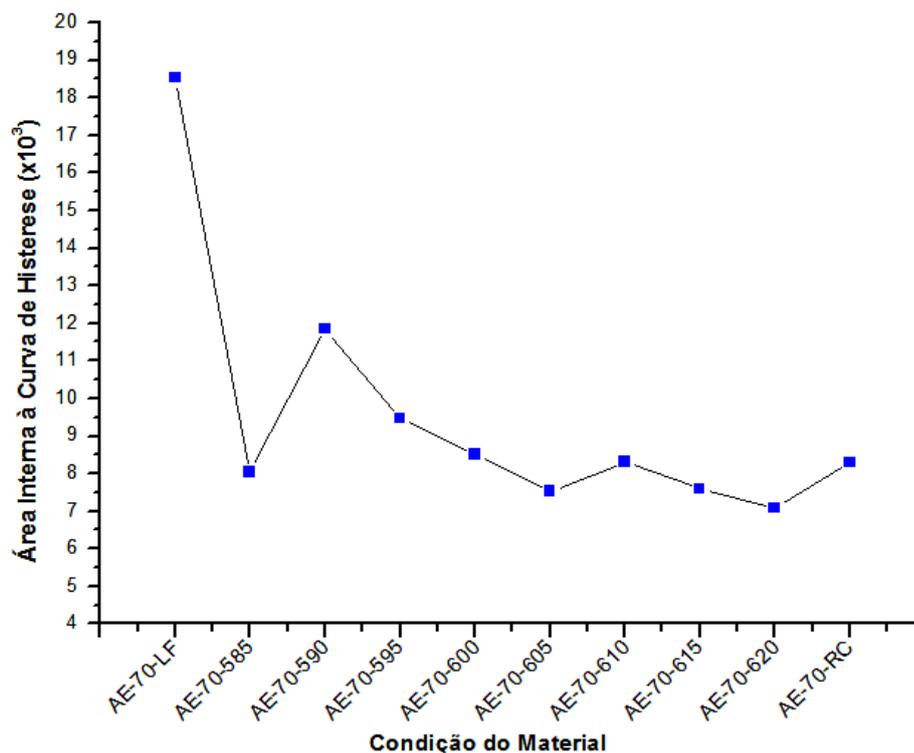


Figura 4.101. Evolução das perdas magnéticas por histerese, obtidas através do cálculo da área interna à curva de histerese, no material laminado 70% (AE-70).

Os dados das curvas de histerese magnética mostradas no anexo 5 para o material laminado 50% (AE-50) foram utilizados por SILVA *et al* (2011) e estes publicaram um estudo baseado em um processamento de sinal para as condições laminado a frio, parcialmente recristalizado (575, 580, 600 e 620°C) e recozido a 730°C por 12 horas desse material. As mudanças nas curvas de histerese magnética podem ser identificadas pelo uso de duas técnicas de classificação de padrões. Essas técnicas são conhecidas como Análises de Componentes Principais e Expansão de Karhunen-Loève (KL) associadas com Flutuações Estatísticas e Análise Fractal. A figura 4.102 apresenta uma notável separação entre grupos de condições do material estudado. Esses grupos são formados pelas condições parcialmente recristalizado a 575 e 580°C, parcialmente recristalizado a 600 e 620°C, laminado a frio e recozido a 730°C por 12 horas. O estudo mostra que a técnica de processamento de sinal utilizada fez uma nítida distinção entre os grupos de condições já citados do material laminado 50% (AE-50).

Como os dados do estudo de SILVA *et al* (2011) foram originados das curvas de histerese magnética do anexo 5, então é perfeitamente aceitável que a evolução das perdas magnéticas por histerese mostrada no gráfico da figura 4.100 apresenta resultados coerentes em relação ao cálculo da área interna às curvas de histerese magnética, pois o mesmo também

faz uma distinção no valor da área interna à curva, que traduz a perda magnética por histerese, de acordo com as condições do material laminado 50% (AE-50). Observando de maneira detalhada o gráfico da figura 4.100 é visto que a condição laminado a frio (AE-50-LF) apresenta o maior valor de perda magnética, a condição parcialmente recristalizada a 580°C (AE-50-580) apresenta um valor de perda magnética abaixo da condição laminado a frio, as condições parcialmente recristalizadas a 600 e 620°C (AE-50-600 e AE-50-620) apresentam valor de perda magnética bem próximos e ambos abaixo das condições laminado a frio (AE-50-LF) e parcialmente recristalizado a 580°C (AE-50-580) e a condição recozido a 730°C por 12 horas (AE-50-RC) apresenta o menor valor de perda magnética.

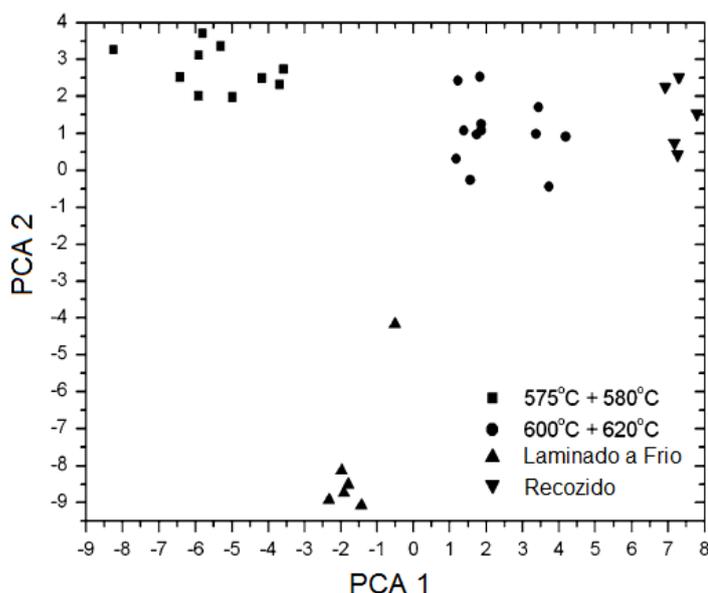


Figura 4.102. Processamento de sinais por meio da Análise de Componentes Principais (PCA) para o material laminado 50% (AE-50) (SILVA *et al*, 2011).

É importante salientar que o processamento de sinal foi realizado em uma amostragem composta por cinco curvas de histerese magnética para AE-50-575, cinco curvas de histerese magnética para AE-50-580, seis curvas de histerese magnética para AE-50-600, seis curvas de histerese magnética para AE-50-620, seis curvas de histerese magnética para AE-50-LF e cinco curvas de histerese magnética para AE-50-RC. Essas curvas de histerese foram obtidas por meio da técnica VSM (*Vibrating Sample Magnetometer*), conforme o procedimento experimental do item 3.8.

## 5. CONCLUSÕES

A análise da evolução microestrutural no material laminado industrialmente com redução de 50% (AE-50) mostrou que a recristalização primária tem seu início na condição parcialmente recristalizada a 600°C, o que foi concluído a partir das fotomicrografias nas figuras 4.1 a 4.11 e também do perfil de microdureza mostrado através do gráfico na figura 4.12. A fotomicrografia da figura 4.6 apresenta uma microestrutura de grãos menores com distribuição mais uniforme, o que é completamente diferente à microestrutura de grãos maiores e alongados segundo uma direção mostrada que é mostrada na fotomicrografia da figura 4.5. O perfil de microdureza que é visto através do gráfico na figura 4.12 apresenta uma queda brusca no valor da microdureza na condição parcialmente recristalizado a 600°C.

A análise da evolução microestrutural no material laminado industrialmente com redução de 70% (AE-70) mostrou que a recristalização primária tem seu início na condição parcialmente recristalizada a 590°C, o que foi concluído a partir das fotomicrografias nas figuras 4.13 a 4.23 e também do perfil de microdureza mostrado através do gráfico na figura 4.24. A fotomicrografia da figura 4.16 apresenta uma microestrutura formada por grãos maiores e alongados segundo uma direção juntamente com grãos menores e distribuídos de maneira mais uniforme em determinadas regiões da microestrutura, o que pode ser apreciado no detalhe do círculo tracejado. O perfil de microdureza que é visto através do gráfico na figura 4.24 apresenta uma queda considerável no valor da microdureza na condição parcialmente recristalizado a 590°C.

Comparando-se o início da recristalização primária no material laminado industrialmente com redução de 50% (AE-50), que foi na condição parcialmente recristalizado a 600°C, com o início da recristalização primária no material laminado industrialmente com redução de 70% (AE-70), que foi na condição parcialmente recristalizado a 590°C, ficou constatado que essas temperaturas de início de recristalização primária estão perfeitamente de acordo com o diagrama de recristalização mostrado na figura 2.15. Esse diagrama estabelece que quanto maior o grau de deformação menor é o valor da temperatura para início da recristalização, o que foi comprovado experimentalmente com os materiais AE-50 e AE-70.

Comparando-se as microestruturas mostradas através das fotomicrografias nas figuras 4.11 e 4.23, para a condição recozido a 730°C por 12 horas, o material laminado industrialmente com redução de 50% (AE-50) apresentou um tamanho de grão maior em relação ao material laminado industrialmente com redução de 70% (AE-70), o que está de acordo com o diagrama de recristalização mostrado na figura 2.15. Esse diagrama também estabelece que quanto menor o grau de deformação, considerando a mesma temperatura de tratamento, maior é o tamanho de grão. Essa característica microestrutural foi mostrada experimentalmente com os materiais AE-50 e AE-70 recozidos a 730°C por 12 horas.

O tratamento térmico de recozimento a 730°C por 12 horas (recozimento industrial em caixa) dos materiais AE-50 e AE-70 não produziu o tamanho de grão desejável, que de acordo com LANDGRAF *et al* (2003) seria entre 100 e 150µm.

A evolução microestrutural do material laminado 50% (AE-50) submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, apresentada e discutida no item 4.4, mostrou que os tratamentos a 840°C por 1, 10 e 100 minutos (fotomicrografias das figuras 4.28 a 4.30) e a 900°C por 1 e 10 minutos (fotomicrografias das figuras 4.32 e 4.33) provocaram um aumento considerável no tamanho de grão em relação ao tratamento térmico de recozimento em caixa a 730°C por 12 horas (fotomicrografia da figura 4.11). Os tratamentos a 840°C por 1000 minutos (fotomicrografia da figura 4.31) e a 900°C por 100 e 1000 minutos (fotomicrografias das figuras 4.34 e 4.35) provocaram o crescimento anormal de grão que traduz o fenômeno da recristalização secundária.

A evolução microestrutural do material laminado 70% (AE-70) submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, apresentada e discutida no item 4.5, mostrou que os tratamentos a 840°C por 1 e 10 minutos (fotomicrografias das figuras 4.36 a 4.37) provocaram um aumento considerável no tamanho de grão em relação ao tratamento térmico de recozimento em caixa a 730°C por 12 horas (fotomicrografia da figura 4.23). Os tratamentos a 840°C por 100 e 1000 minutos (fotomicrografias das figuras 4.38 e 4.39) e a 900°C por 1, 10, 100 e 1000 minutos (fotomicrografias das figuras 4.40 a 4.43) provocaram o crescimento anormal de grão que traduz o fenômeno da recristalização secundária.

Na comparação entre a evolução microestrutural do material laminado 50% (AE-50) e do material laminado 70% (AE-70) submetidos aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, apresentada e discutida no item 4.6, pode-se observar que ambos apresentam um aumento no tamanho de grão em relação ao tratamento térmico de recozimento em caixa a 730°C por 12 horas e também um crescimento anormal de grão (recristalização secundária). Nas situações em que há o crescimento normal de grão o material AE-50 apresenta um tamanho de grão maior em relação ao material AE-70 e nos casos em que há a recristalização secundária essa característica também é observada, ou seja, os grãos com crescimento anormal no material AE-50 possuem tamanho expressivamente maior em relação aos grãos com crescimento anormal no material AE-70. Essas relações entre os tamanhos de grão foram justificadas pelo diagrama de recristalização da figura 2.15.

A evolução da textura cristalográfica do material laminado 50% (AE-50), apresentada e discutida no item 4.7, mostrou que nas condições laminado a frio e parcialmente recristalizadas a 580, 585, 590 e 595°C (FDOC's nas figuras 4.46 a 4.50) há principalmente a formação das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ). A condição de início da recristalização primária (FDOC da figura 4.51) contribui com o desaparecimento das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  e a permanência majoritária da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ). O tratamento térmico de recozimento em caixa a 730°C por 12 horas (FDOC da figura 4.56) modificou a textura de deformação (FDOC da figura 4.46) fazendo com que apenas a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) esteja presente na textura cristalográfica de recristalização.

A evolução da textura cristalográfica do material laminado 70% (AE-70), apresentada e discutida no item 4.8, mostrou que na condição laminado a frio (FDOC da figura 4.57) há principalmente a formação da componente  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ). Nas condições parcialmente recristalizados a 580 e 585°C (FDOC's nas figuras 4.58 a 4.59) ocorre o desaparecimento da componente  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  e a permanência da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ). A condição de início da recristalização primária (FDOC da figura 4.60) contribui com o surgimento das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  e a permanência majoritária da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ). O tratamento térmico de recozimento em caixa a 730°C por 12 horas (FDOC da figura 4.67) modificou a textura de deformação (FDOC da figura 4.57) fazendo com que apenas a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // DN$ ) esteja presente na textura cristalográfica de recristalização.

A comparação entre a evolução da textura cristalográfica no material laminado 50% (AE-50) e no material laminado 70% (AE-70), apresentada e discutida no item 4.9, mostrou que ambos apresentaram a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) para todas as condições. O início da recristalização primária no material AE-50 contribuiu com o desaparecimento das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  enquanto que no material AE-70 ocorreu o surgimento dessas componentes. As componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  formadas no material AE-50 apresentam intensidade consideravelmente maior em relação as mesmas componentes formadas no material AE-70. Nos dois materiais a textura de recristalização (condição recozido a  $730^\circ\text{C}$  por 12 horas) modificou a textura de deformação (condição laminado a frio), o que foi bem justificado através de outros estudos já citados nas discussões referentes a esses resultados.

As análises de microtextura, obtidas por EBSD, para o material AE-70 (mapas nas figuras 4.69 e 4.70) mostraram que os grãos deformados nas condições parcialmente recristalizados a  $590$ ,  $605$  e  $610^\circ\text{C}$  são responsáveis pela formação das componentes  $(001)[1\bar{1}0]$  e  $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$  enquanto os grãos recristalizados são responsáveis pela formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ). No mapa da figura 4.72 pode-se observar que há apenas grãos recristalizados e esses deram origem a uma textura cristalográfica formada basicamente da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) para a condição recozido a  $730^\circ\text{C}$  por 12 horas para o material AE-70, o que é bem semelhante à macrot textura apresentada na FDOC da figura 4.67. A análise de microtextura, obtida por EBSD, para o material AE-50 na condição parcialmente recristalizado a  $595^\circ\text{C}$  (mapa na figura 4.73) mostra que os grãos deformados e os grãos recristalizados são juntamente responsáveis pela formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) e de outras componentes isoladas. Daqui pode-se concluir que no material AE-70 os grãos deformados apresentam orientação completamente diferente dos grãos recristalizados e que no material AE-50 os grãos deformados apresentam orientações bem semelhantes aos grãos recristalizados. Essas análises de microtextura são apresentadas e discutidas no item 4.9.

A evolução da textura cristalográfica do material laminado 50% (AE-50) submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, apresentada e discutida no item 4.10, mostrou que o crescimento normal de grão (FDOC's nas figuras 4.74, 4.75, 4.76, 4.78 e 4.79) contribuiu com a formação majoritária da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) e que o crescimento anormal de grão (FDOC's nas figuras 4.77, 4.80 e 4.81) influenciou principalmente na formação da

componente (110)[001], denominada Goss, e na permanência da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ). No caso do tratamento térmico a 900°C por 1000 minutos (FDOC na figura 4.81) ocorreu a formação de todas as componentes ao longo da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ).

A evolução da textura cristalográfica do material laminado 70% (AE-70) submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, apresentada e discutida no item 4.11, mostrou que o crescimento normal de grão (FDOC's nas figuras 4.82 e 4.83) contribuiu com a formação majoritária da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ). No caso do tratamento a 840°C por 1 minuto (FDOC na figura 4.82) ocorreu a formação da componente (111)[ $\bar{1}\bar{2}1$ ]. Nas situações em que ocorreu o crescimento anormal de grão (FDOC's nas figuras 4.84 a 4.89) ocorreu a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) juntamente com uma componente desviada 10 a 20° da componente Goss. No caso dos tratamentos térmicos a 840°C por 1000 minutos e a 900°C por 10 minutos (FDOC's nas figuras 4.85 e 4.87) ocorreu a formação das componentes (111)[ $\bar{1}\bar{2}1$ ] e (111)[ $\bar{1}\bar{1}2$ ] ao longo da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ).

A comparação entre a evolução da textura cristalográfica no material laminado 50% (AE-50) e no material laminado 70% (AE-70) submetidos aos tratamentos térmicos para crescimento de grão, apresentada e discutida no item 4.12, mostrou que nos casos em que ocorreu o crescimento normal de grão a textura cristalográfica ficou caracterizada pela presença majoritária da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) nos dois materiais. Já nos casos onde ocorreu o crescimento anormal de grão o material AE-50 apresentou a formação da componente Goss e o material AE-70 apresentou a formação de uma componente desviada 10 a 20° em relação à componente Goss, mas em ambos os casos a fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) foi formada juntamente com a componente Goss e com a componente desviada de Goss. Em alguns casos isolados as componentes (111)[ $\bar{1}\bar{2}1$ ] e (111)[ $\bar{1}\bar{1}2$ ] foram apresentadas, sendo a maior incidência no material AE-70.

As análises de microtextura, obtidas por EBSD, para o material AE-50 submetido aos tratamentos térmicos para crescimento de grão (mapas nas figuras 4.90, 4.91 e 4.92) mostraram que os grãos com crescimento anormal (recristalização secundária) são os responsáveis pela formação da componente Goss e que os grãos com crescimento normal são os responsáveis pela formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) e de componentes ao longo dela. As análises de microtextura, obtidas por EBSD, para o material AE-70 submetido aos

tratamentos térmicos para crescimento de grão (mapas nas figuras 4.93 a 4.98) mostraram que tanto os grãos com crescimento anormal (recristalização secundária) como os grãos com crescimento normal são responsáveis pela formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) e de algumas componentes isoladas, sendo a maioria dessas componentes formada ao longo da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ). Com isso é perfeitamente aceitável dizer que no material AE-50 os grãos com crescimento anormal (recristalização secundária) possuem orientações completamente distintas em relação às orientações dos grãos com crescimento normal e no material AE-70 os grãos com crescimento anormal apresentam orientações bem semelhantes às orientações dos grãos com crescimento normal. Essas análises de microtextura também são apresentadas e discutidas no item 4.12.

O comportamento da microtextura, obtida por EBSD, apresentado através das FDOC's na figura 4.99 para as situações em que ocorreu o crescimento anormal de grão (recristalização secundária) nos materiais AE-50 e AE-70 submetidos aos tratamentos térmicos para crescimento de grão é muito semelhante ao comportamento da macrotextura, obtida por difração de raios-X, para as mesmas condições dos dois materiais em que o material AE-50 apresenta a formação da componente Goss e da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) com algumas componentes ao longo dela e o material AE-70 apresenta basicamente a formação da fibra  $\gamma$  ( $\langle 111 \rangle // \text{DN}$ ) com algumas componentes ao longo dela. Isso mostra que as duas técnicas produziram resultados de microtextura e de macrotextura com um nível de coerência bem considerável, embora a amostragem de grãos na técnica de EBSD seja bem inferior em relação à técnica de difração de raios-X.

A evolução das perdas magnéticas por histerese para o material laminado 50% (AE-50) e o material laminado 70% (AE-70), apresentada e discutida no item 4.13, mostrou que ambos os materiais apresentaram uma queda considerável nas perdas magnéticas por histerese desde a condição laminado a frio até a condição recozida a 730°C por 12 horas (recozimento em caixa). O perfil dessas perdas magnéticas por histerese pode ser apreciado nos gráficos das figuras 4.100 e 4.101. Na condição recozido a 730°C por 12 horas o material AE-50 apresentou um valor de perda magnética inferior ao material AE-70 na mesma condição, o que foi atribuído ao maior tamanho de grão apresentado no material AE-50.

Ainda referente às perdas magnéticas por histerese, o gráfico na figura 4.100 mostra uma nítida distinção nos valores de perda magnética por histerese para as condições laminado a frio, parcialmente recristalizado e recozido a 730°C por 12 horas do material AE-50. Essa distinção é comprovada pelo estudo realizado por SILVA *et al* (2011), que mostra através da figura 4.102 uma separação bem apreciável entre as condições laminado a frio, parcialmente recristalizado a 575 e 580°C, parcialmente recristalizado a 600 e 620°C e recozido a 730°C por 12 horas.

## 6. RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar uma análise das perdas magnéticas por histerese para os materiais laminados industrialmente com reduções de 50 e 70% nas condições laminados a frios, parcialmente recristalizados (580, 585, 590, 595, 600, 605, 610, 615 e 620°C) e recozidos em caixa a 730°C por 12 horas considerando uma maior amostragem das curvas de histerese magnética para cada condição, já que neste trabalho foi considerada apenas uma curva de histerese magnética para cada condição dos dois materiais.

Realizar um estudo da influência do crescimento anormal dos grãos (recristalização secundária), o que foi provocado no presente trabalho pelos tratamentos térmicos para crescimento de grão nos materiais laminados industrialmente com reduções de 50 e 70%, nas perdas magnéticas por histerese.

Realizar os tratamentos térmicos para crescimento de grão nos materiais laminados industrialmente com reduções de 50 e 70% utilizando as mesmas temperaturas adotadas no presente trabalho com incrementos de tempo menores para determinar o ponto de início da recristalização secundária nos dois materiais.

Baseado no modelo proposto por SIDOR *et al* (2005), relacionar a energia de ativação com o diâmetro do grão que apresenta crescimento anormal (recristalização secundária) para os casos em que ocorreu esse fenômeno nos materiais laminados industrialmente com reduções de 50 e 70% que foram submetidos aos tratamentos térmicos para crescimento de grão no presente trabalho.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABREU, H. F. G., *Influência da Textura Cristalográfica na Anisotropia Magnética das Ligas Fe-Mo-NiC*, Tese, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1998.

ANDERSON, W. A., MEHL, R. F., *Recrystallization of Aluminum in Terms of the Rate of Nucleation and the Rate of Growth*, Trans. AIME, pp. 140-172, New York Meeting, 1945.

AVRAMI, M., *Kinetics of Phase Change. I. General Theory*, Journal of Chemical Physics, volume 7, pp. 1103-1112, 1939.

BENNETT, T. A., ROLLETT, A. D., *Stored Energy Driven Abnormal Grain Growth in Fe-1Si*, Carnegie Mellon University, 2006.

BOHN, F., GÜDEL, A., SEVERINO, A. M., LANDGRAF, F. J. G., SOMMER, R. L., *Propriedades Magnéticas de Aços Elétricos de Grão Não Orientado*, In: XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Porto Alegre, 2004.

BURGERS, W. G., *The Art and Science of Growing Crystals*, J. Wiley, 1963.

CALLISTER JR., W. D., *Materials Science and Engineering – An Introduction*, 7ª edição, John Wiley & Sons, Inc., 2007.

CAMPOS, M. F., *Microestrutura, Textura e Propriedades Magnéticas em Aços Elétricos*, Tese, Universidade de São Paulo, 2000.

CAMPOS M. F., LANDGRAF, F. J. G., FALLEIROS, I. G. S., FRONZAGLIA, G. C., KAHN, H., *Texture Evolution During the Processing of Electrical Steels with 0.5% Si and 1.25% Si*, ISIJ International, volume 44, pp. 1733-1737, 2004.

CAMPOS, M. F., LANDGRAF, F. J. G., LIMA, N. B., TSCHIPTSCHIN, A. P., BRANDÃO, L. P. M., *Avaliação de Textura em Aços Elétricos GNO*, In: Seminário de Laminação, volume 34, pp. 131-150, Belo Horizonte, 1997.

CASTRO, N. A., *Controle da Textura e da Microestrutura Durante o Processo de Fabricação de Aços Elétricos Semiprocessados*, Tese, Universidade de São Paulo, 2008.

CHANG, S. K., HUANG, W.Y., *Texture Effect on Magnetic Properties by Alloying Specific Elements in Non-Grain Oriented Silicon Steels*, ISIJ International, volume 45, pp. 918-922, 2005.

CUNHA, M. A., PAOLINELLI, S. C., *Effect of the Annealing Temperature on the Structure and Magnetic Properties of 2% Si Steel*, In: Congresso de Estruturologia, Tiradentes, 2001.

CUNHA, M. A., PAOLINELLI, S. C., *Effect of the Annealing Temperature on the Structure and Magnetic Properties of 2% Si Steel*, Materials Research, volume 5, pp. 373-378, 2002.

D'ZUBINSKÝ, M., SIDOR, Y., KOVÁČ, F., *Kinetics of Columnar Abnormal Grain Growth in Low-Si Non-Oriented Electrical Steel*, Materials Science and Engineering A, volume 385, pp. 449-454, 2004.

FORNER, S., *The Vibrating, Sample Magnetometer – Experiences of a Volunteer*, J. Appl. Phys., volume 79, pp. 4740-4745, 1996.

FREITAS, F. N. C., *Adequabilidade das Condições de Laminação de um Aço Baixo Carbono à Estampagem Profunda*, Dissertação, Universidade Federal do Ceará, 2003.

GOTTSTEIN, G., SHVINDLERMAN, L. S., *Grain Boundary Migration in Metals – Thermodynamics, Kinetics, Applications*, CRC Press LLC, Boca Raton, Florida, 1999.

HAASEN, P., *Physical Metallurgy*, 3ª edição, Cambridge University Press, 1996.

HAYAKAWA, Y., SZPUNAR, J. A., *A New Model of Goss Texture Development During Secondary Recrystallization of Electrical Steel*, Acta Materialia, volume 45, pp. 4713-4720, 1997.

HUMPHREYS, F. J., *Quantitative Metallography by Electron Backscattered Diffraction*, Journal of Microscopy, volume 195, pp. 170-185, 1999.

HUMPHREYS, F. J., *Characterisation of Fine-Scale Microstructures by Electron Backscatter Diffraction (EBSD)*, Scripta Materialia, volume 51, pp. 771-776, 2004.

HUMPHREYS, F. J., *Grain and Subgrain Characterisation by Electron Backscatter Diffraction*, Journal of Materials Science, volume 36, pp. 3833-3854, 2001.

HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2ª edição, Elsevier, 2004.

JAZAERI, H., HUMPHREYS, F. J., *Quantifying Recrystallization by Electron Backscatter Diffraction*, Journal of Microscopy, volume 213, pp. 241-246, 2004.

JOHNSON, W. A., MEHL, R. F., *Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth*, Trans. Metall. Soc. AIME, volume 135, pp. 416-458, 1939.

KESTENS, L., JACOBS, S., *Texture Control During the Manufacturing of Nonoriented Electrical Steels*, Texture, Stress, and Microstructure, volume 2008, pp. 1-9, 2008.

KOMOLGOROV, A. N., *On Statistical of Metal Crystallisation*, Izv. Akad. Nauk. USSR-Ser Matemat., volume 1, pp. 355-359, 1937.

LANDGRAF, F. J. G., TAKANOHASHI, R., CAMPOS, M. F., *Tamanho de Grão e Textura do Aços Elétricos de Grão Não-Orientado*, In: II Workshop de Textura e Relações de Orientação, volume 2, pp. 211-246, São Paulo, 2003.

MCCURRIE, R. A., *Ferromagnetic Materials – Structure and Properties*, Academic Press, 1994.

MIN, L., YU-DE, X., WEI, W., JUAN, Z., GUANG-LIANG, W., YUE-MING, P., *Effect of Annealing Parameter on Microstructure and Magnetic Properties of Cold Rolled Nonoriented Electrical Steel*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, volume 17, pp. 74-78, 2007.

NORMA NBR 11568, *Determinação do Tamanho de Grão em Materiais Metálicos - Procedimento*, ABNT, 1990.

NORMA NBR 14724, *Informação e Documentação – Trabalhos Acadêmicos – Apresentação*, ABNT, 2006.

PADILHA, A. F., SICILIANO JR, F., *Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura*, 3ª Edição, São Paulo, ABM, 2005.

PARK, J., KIM, J., *Recrystallization, Grain Growth and Texture Evolution in Nonoriented Electrical Steels*, Posco Technical Report, volume 10, pp. 26-33, 2007.

PARK, J., SZPUNAR, J. A., *Texture Development During Grain Growth in Nonoriented Electrical Steels*, ISIJ International, volume 45, pp. 743-749, 2005.

PARK, J., SZPUNAR, J. A., *Evolution of Recrystallization Texture in Nonoriented Electrical Steels*, Acta Materialia, volume 51, pp. 3037-3051, 2003.

PETROVIC, D. S., *Non-Oriented Electrical Steel Sheets*, Materials and technology, volume 6, pp. 317-325, 2010.

RANDLE, V., ENGLER, O., *Introduction to Texture Analysis Macrotecture, Microtexture & Orientation Mapping*, 1ª Edição, Amsterdam, Gordon and Breach Science Publishers, 2000.

SAMPAIO, L. C., GARCIA, F., CERNICCHIARO, G. R. C., TAKEUCHI, A. Y., *Técnicas de Magnetometria*, Revista Brasileira de Ensino de Física, volume 22, pp. 406-410, 2000.

SIDOR, Y., KOVAC, F., PETRYCHKA, V., *Secondary Recrystallization in Nonoriented Electrical Steels*, Metalurgija, volume 44, pp. 169-174, 2005.

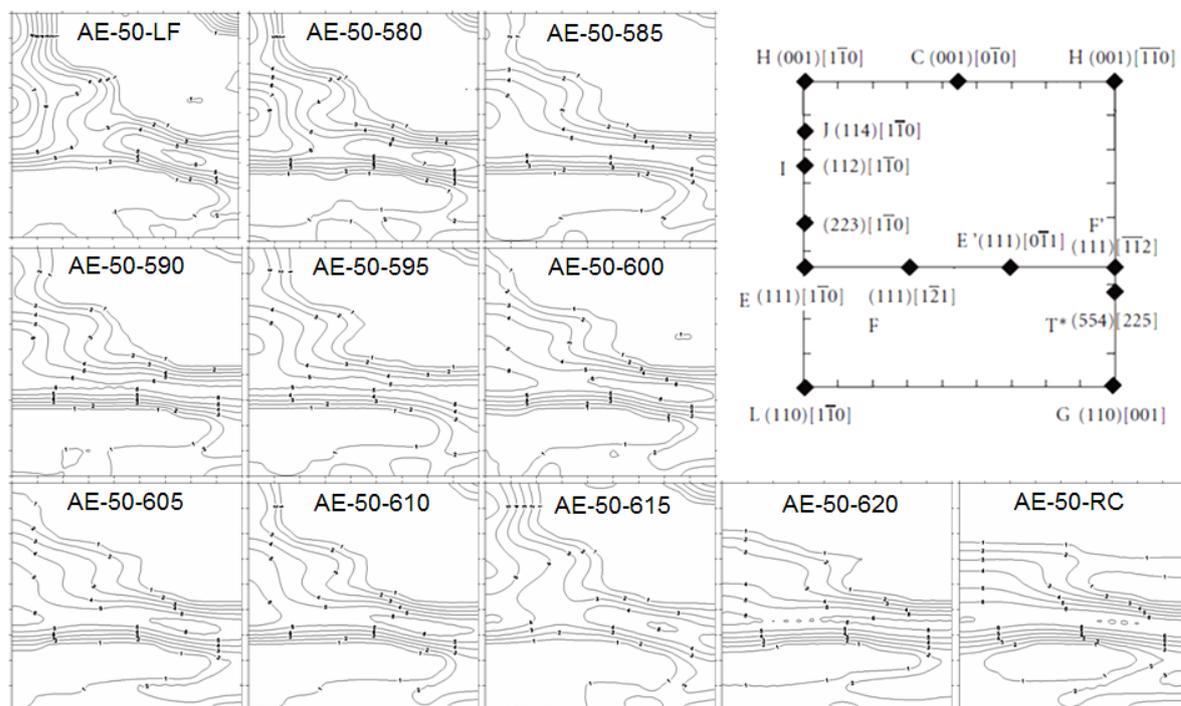
SILVA, F. E., FREITAS, F. N. C., ABREU, H. F. G., GONÇALVES, L. L., MOURA, E. P., SILVA, M. R., *Characterization of the Evolution of Recrystallization by Fluctuation and Fractal Analyses of the Magnetic Hysteresis Loop in a Cold Rolled Non-Oriented Electric Steel*, Journal of Materials Science, volume 46, pp. 3282-3290, 2011.

SILVA, M. C. A., *Avaliação da Textura e da Microestrutura de Deformação de um Aço Elétrico GNO com 1,25% de Si Laminado a Frio*, Tese, Universidade de São Paulo, 2007.

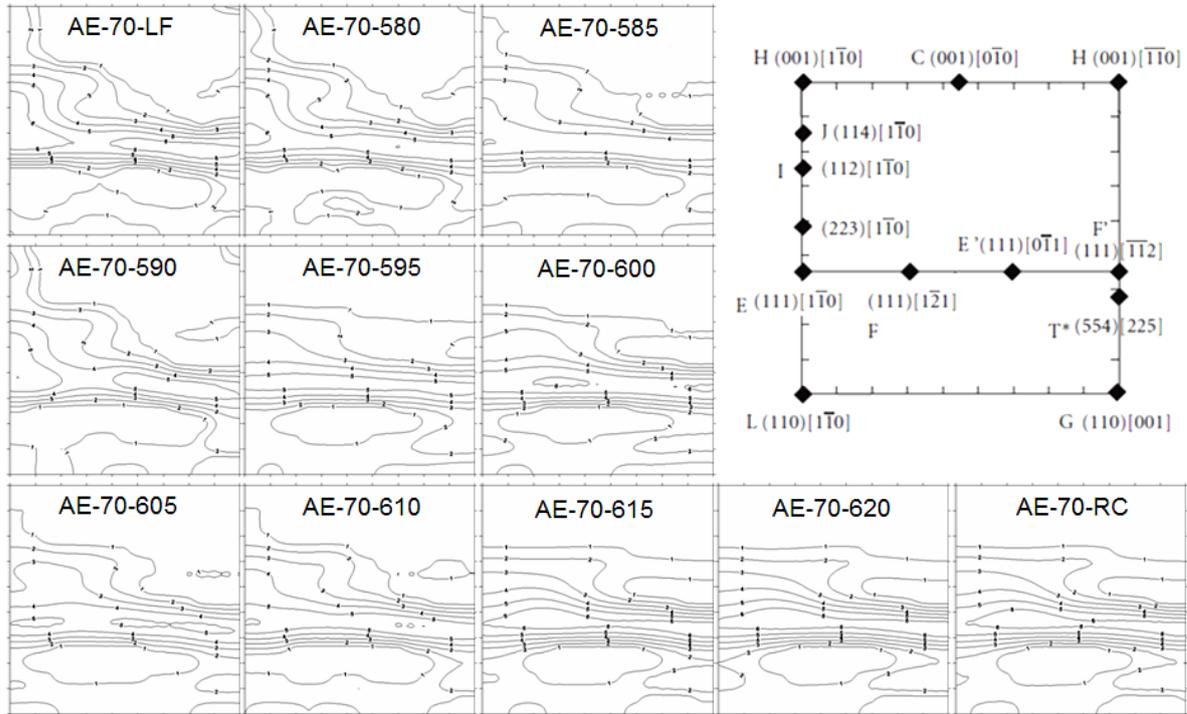
STOJAKOVIC, D., *Microstructure Evolution in Deformed and Recrystallized Electrical Steel*, Tese, Drexel University, 2008.

VIANA, C. S. C., PAULA, A. S., *Textura de Deformação*, In: I Workshop de Textura e Relações de Orientação, volume 1, pp. 23-37, São Paulo, 2001.

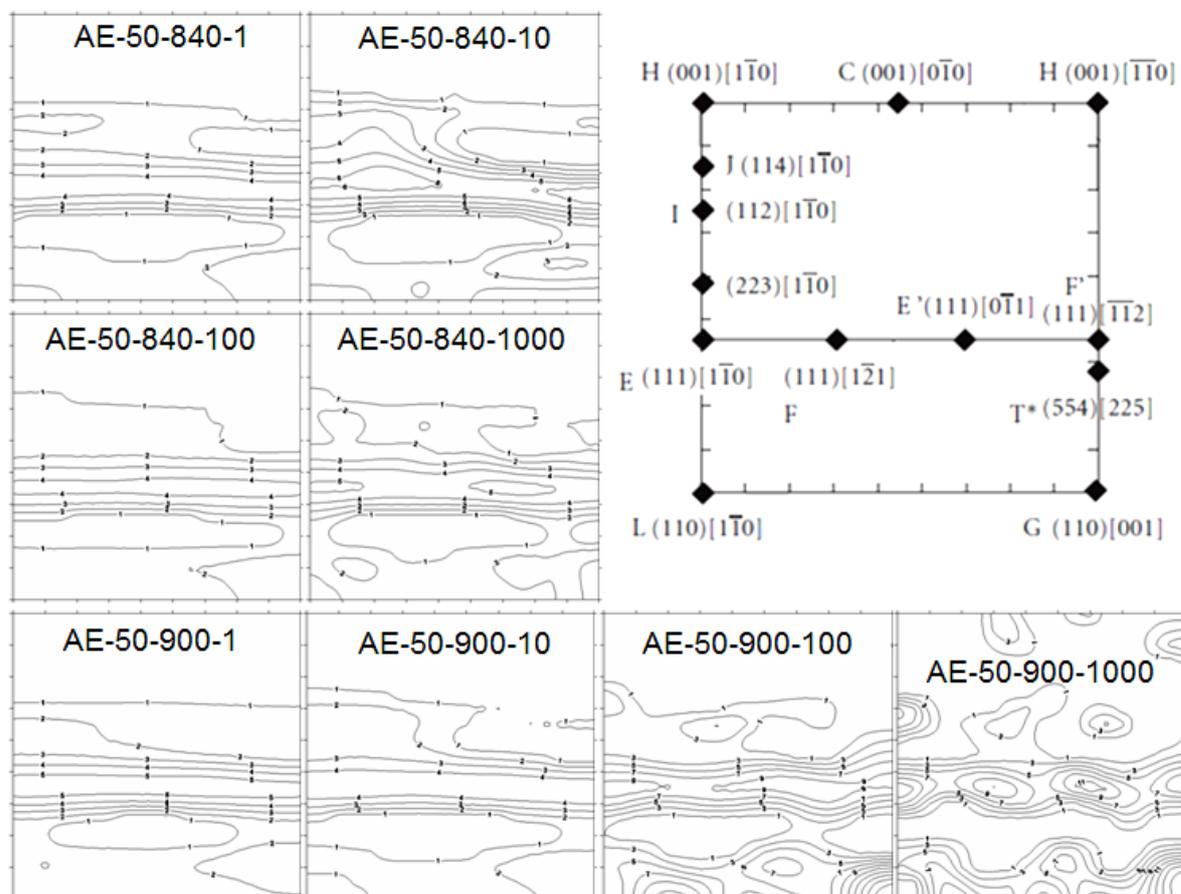
## ANEXO 1



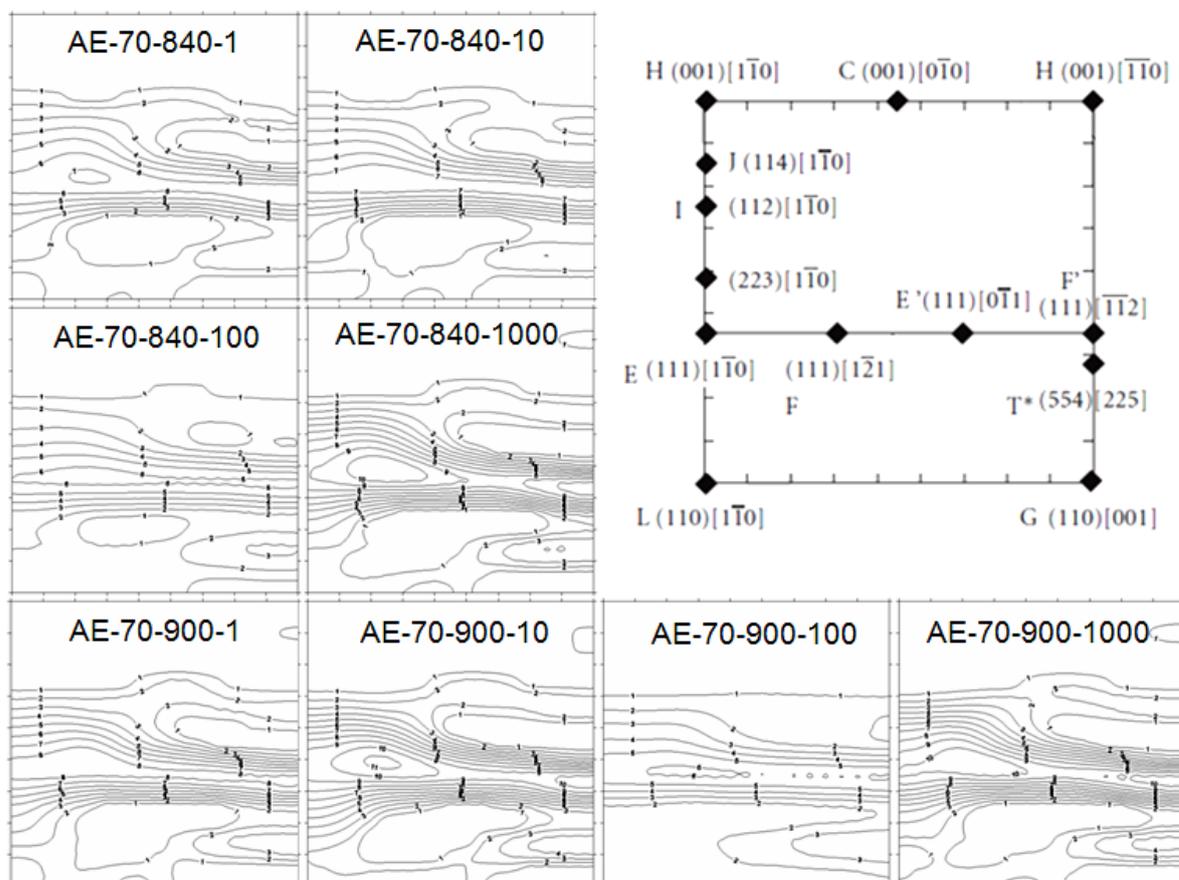
## ANEXO 2



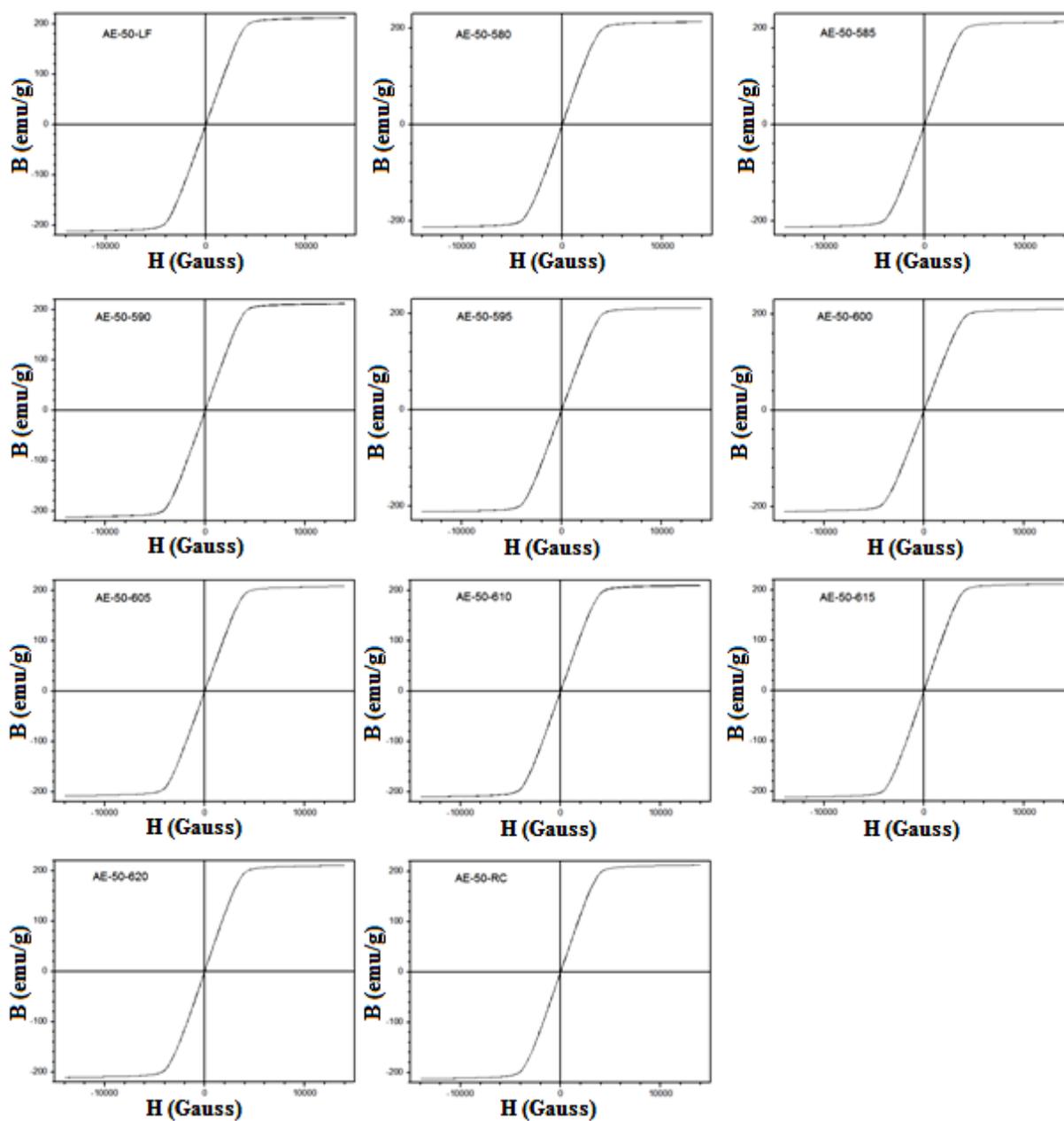
## ANEXO 3



## ANEXO 4



## ANEXO 5



## ANEXO 6

