



**INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO,
CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO CEARÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENERGIAS RENOVÁVEIS**

DIEGO CHAVES FERREIRA

**Influência da Recristalização no Desempenho de um Aço
Elétrico GNO Processado por Laminação Piloto em
Termos Microestruturais e da Textura Cristalográfica**

Maracanaú - Ceará
2018

DIEGO CHAVES FERREIRA

**Influência da Recristalização no Desempenho de um Aço Elétrico GNO
Processado por Laminação Piloto em Termos Microestruturais e da
Textura Cristalográfica**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Energias Renováveis do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará como requisito parcial para a obtenção do título de mestre em energias renováveis.

Área de concentração: Energias Renováveis.

Orientador: Prof. Dr. Francisco Nélio Costa Freitas

Maracanaú - Ceará
2018

DEDICATÓRIA

A Deus.

A minha Família.

A minha falecida Avó Clotilde.

Aos meus pais Cleuton e Tânia.

A minha Esposa Aline.

Aos meus filhos Larissa e Heitor

A minha madrinha Maria.

A todos os meus amigos.

AGRADECIMENTOS

Elaborar este trabalho não teria sido possível sem a colaboração, estímulo e empenho de diversas pessoas. Gostaria de expressar toda a minha gratidão e apreço a todos aqueles que, de forma direta ou indireta, contribuíram para essa realização. A todos quero manifestar os meus sinceros agradecimentos.

Primeiramente a Deus que permitiu que tudo isso acontecesse, ao longo de minha vida, e que em todos os momentos é o maior mestre que alguém pode conhecer.

Aos meus pais, Cleuton e Tânia, que me educaram pelo exemplo de humildade, honestidade, amor e respeito. Obrigada por tudo que fizeram por mim em toda minha vida, especialmente pelo apoio incondicional na realização dos meus objetivos. Jamais poderei retribuir tudo que fizeram e fazem por mim. Amo muito vocês.

A minha esposa Aline pelo incentivo, colaboração, compreensão, amor e grande paciência.

Ao prof. Dr. Francisco Nélcio Costa Freitas pela orientação, incentivo, confiança, paciência, amizade, humildade e compreensão. Obrigada por acreditar no meu potencial e pelo imenso privilégio de trabalhar ao seu lado.

Ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu e ao Dr. Luís Flavio Gaspar Herculano pela acolhida e pelas importantes contribuições no Laboratório de Caracterização de Materiais – LACAM.

Agradeço a todos os professores do Programa de Pós-Graduação em Energias Renováveis–PPGER, por me proporcionarem o conhecimento e terem auxiliado no meu processo de formação. A palavra sabedoria, nunca fará justiça aos ensinamentos dos professores dedicados os quais sem nominar têm meus eternos agradecimentos.

Aos meus amigos e colegas de curso pela ajuda e apoio durante esses anos, especialmente: Ana Paula, Rodrigo, Sormane, Juliety, Edmar, João Luiz, Navar, Maurílio, Arthur, Rafael, Wallace, Rebeca. Sem vocês todo esse trabalho teria sido bem mais difícil. Obrigado!

Aos meus amigos e colegas de LACAM pela ajuda e apoio durante esses anos, especialmente: Mirela Oliveira, João Rodrigues, Jean Silva, Carlos Viana. Sem vocês todo esse trabalho não teria sido realizado. Obrigado!

“É muito melhor lançar-se em busca de conquistas grandiosas, mesmo expondo-se ao fracasso, do que alinhar-se com pobres de espírito, que nem gozam muito nem sofrem muito, porque vivem numa penumbra cinzenta, onde não conhecem nem vitória, nem derrota. ”

(Theodore Roosevelt)

RESUMO

O presente trabalho analisa a evolução microestrutural e da textura cristalográfica do aço elétrico de grão não orientado (GNO) com 1,28%p Si processado por laminação piloto a frio, que é um material amplamente empregado na construção dos núcleos de motores elétricos, para diferentes estágios de recristalização. A recristalização em aços é um fenômeno intimamente relacionado com a textura cristalográfica que por sua vez exerce grande influência na resposta desses materiais em suas respectivas aplicações. O material foi tratado termicamente de maneira a simular um recozimento em caixa e as análises de microestrutura, de microdureza e de textura cristalográfica foram consideradas em estágios de recristalização parcial para incrementos de 5°C, a partir de 575°C até 620°C, e para o estágio de recristalização total a 730°C por 12 horas. Os resultados de evolução microestrutural e do perfil de microdureza se mostraram compatíveis com um processo de recristalização primária e nas análises de textura cristalográfica pode-se observar a formação de componentes sugestivas de favorecimento ao melhor desempenho do material com relação às perdas magnéticas por histerese, o que é desejado para o material em estudo.

Palavras-chaves: Aço elétrico de grão não orientado, recristalização, textura cristalográfica.

ABSTRACT

The present work analyzes the microstructural evolution and the crystallographic texture of the non-oriented grain electrical steel (GNO) with 1.28% p Si processed by cold pilot lamination, which is a material widely used in the construction of electric motor cores, for different stages of recrystallization. The recrystallization in steels is a phenomenon closely related to the crystallographic texture that in turn exerts great influence in the response of these materials in their respective applications. The material was thermally treated to simulate a box anneal and microstructural, microhardness and crystallographic texture analyzes were considered in partial recrystallization stages at increments of 5 °C, from 575 °C to 620 °C, and for the total recrystallization stage at 730 °C for 12 hours. The results of microstructural evolution and the microhardness profile were compatible with a primary recrystallization process and in crystallographic texture analysis the formation of components suggestive of favoring the best material performance with respect to magnetic losses by hysteresis can be observed. This is desired for the material being studied.

Keywords: Non-oriented grain electric steel, recrystallization, crystallographic texture.

SUMÁRIO

RESUMO.....	vi
ABSTRACT.....	vii
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS.....	3
2.1. Objetivo Geral.....	3
2.2. Objetivos Específicos.....	3
3. REVISÃO BIBLIOGRAFICA.....	4
3.1. Recristalização.....	4
3.2. Textura Cristalográfica.....	8
3.3. Recristalização e Textura Cristalográfica em aços elétricos GNO.....	13
4. METODOLOGIA.....	17
4.1. Material.....	17
4.2. Denominação das Amostras.....	17
4.3. Fluxograma.....	18
4.4. Metalografia.....	19
4.5. Difração de Raios X.....	20
4.6. Medidas de Microdureza.....	21
4.7. Processamento de FDOC.....	22
5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	23
5.1. Evolução Microestrutural.....	23
5.2. Microdureza.....	33
5.2. Evolução da Textura Cristalográfica.....	34
6. CONCLUSÕES.....	51
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	53
8. REFERÊNCIAS.....	54
ANEXO 1 - Micrografias (Aumento de 50x).....	56

ANEXO 2 - Micrografias (Aumento de 100x).....	57
ANEXO 3 - Micrografias (Aumento de 200x).....	58
ANEXO 4 - Micrografias (Aumento de 1000x).....	59
ANEXO 5 - Figuras de pólo.....	60

1. INTRODUÇÃO

Segundo o Relatório de Capacidades Estáticas (IRENA, 2017), a produção de energias renováveis vem crescendo nos últimos anos. Esse relatório demonstra como as energias renováveis vêm se desenvolvendo desde 2007 através do acompanhamento da capacidade produtiva instalada em vários países do mundo, porém é necessário desenvolver novos métodos e tecnologias que favoreçam maior eficiência e menor consumo de energia de modo a impulsionar o crescimento econômico mundial pautado no desenvolvimento sustentável.

O aumento no consumo de energia elétrica e a crescente produção tem sido a causa de uma busca cada vez maior para melhorar a eficiência das máquinas que perdem uma parcela considerável de energia por efeito Joule devido às correntes parasitas e à histerese magnética (SANTOS, 1999). Uma maior eficiência energética deve, por exemplo, minimizar as perdas por histerese e a exposição dos componentes a elevadas temperaturas, podendo assim conferir também maior durabilidade aos equipamentos.

Os motores elétricos são máquinas onde o campo magnético é aplicado paralelamente à superfície da chapa, mas muda continuamente de direção. Para este fim o ideal seria dispor de materiais com textura do tipo $\{100\}_{\langle 0vw \rangle}$, ou seja, todos os grãos com planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa e direções $\langle 100 \rangle$ presentes em todas as direções no plano da chapa. Essa orientação também é conhecida como fibra $\langle 100 \rangle$ paralela à direção normal da chapa (FREITAS, 2011).

Segundo SILVA (2007), 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, já os aços elétricos GNO são mais empregados em motores elétricos. Os aços elétricos são materiais com percentual de silício a partir de 3%, produzidos de maneira a induzir a formação de uma textura cristalográfica do tipo $(110)[001]$.

Os aços elétricos são destaque no mercado, mesmo não sendo o principal produto siderúrgico das usinas de origem, em virtude do alto valor agregado contribuindo significativamente com o lucro do setor. O exposto justifica o considerável aumento no interesse tecnológico nessa classe de aços, demandando maior atuação científica em resposta ao interesse em maior eficiência do material (CASTRO, 2008).

Existe intensa relação entre o processamento termomecânico e o comportamento da textura cristalográfica do aço. A textura cristalográfica presente no aço é determinada a partir dos processamentos final e/ou intermediário, que alteram significativamente a microestrutura, ocasionando o surgimento de determinadas formas microestruturais e disposições granulares no material, como os fenômenos de recristalização primária ou secundária (crescimento anormal de grão) (HAASEN, 1996).

A textura cristalográfica tem sido ao longo do tempo alvo de estudos de muitos pesquisadores, já que é um dos principais fatores responsáveis pela anisotropia de propriedades de produtos acabados, por exemplo. Desta forma, o seu desenvolvimento e sua evolução estimulam bastante o interesse científico (SOUZA JUNIOR, 2008).

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

O objetivo geral do presente trabalho é analisar o comportamento microestrutural e de textura cristalográfica para diferentes estágios de recristalização de um aço elétrico de grão não orientado processado por laminação piloto a frio, fazendo um comparativo desses parâmetros com o melhor desempenho do material em relação às perdas magnéticas por histerese.

2.2. Objetivos Específicos

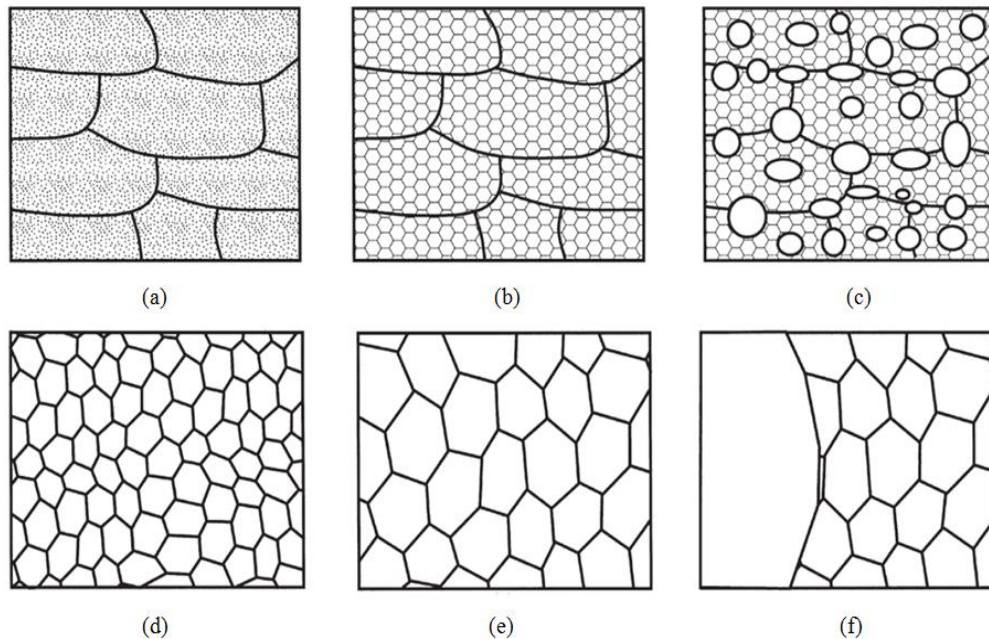
- Analisar a evolução da microestrutura para diferentes estágios de recristalização parcial até o estágio de recristalização total;
- Analisar a evolução da microdureza para diferentes estágios de recristalização parcial até o estágio de recristalização total;
- Analisar a evolução da textura cristalográfica para diferentes estágios de recristalização parcial até o estágio de recristalização total;
- Observar a relação existente entre a textura cristalográfica apresentada e a evolução da microestrutura com os aspectos da recristalização;
- Avaliar os resultados de textura cristalográfica e de evolução microestrutural com o favorecimento do melhor desempenho do material em sua respectiva aplicação.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Recristalização

Recristalização é a formação de um novo conjunto de grãos equiaxiais, livres de deformação que têm baixa densidade de discordâncias, que são característicos das condições anteriores ao processo de trabalho a frio e também um processo cuja extensão depende tanto do tempo quanto da temperatura (CALLISTER, 2008).

Figura 3.1. 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).



FONTE: HUMPHREYS & HATHERLY (2004). (ADAPTADA).

O processamento termomecânico aplicado a metais pode ocasionar a recuperação e/ou recristalização, condicionada ao tempo, ao grau de deformação e principalmente da temperatura de processamento. De forma geral, o processamento do material a baixas temperaturas, resulta apenas em recuperação e pequena ou nenhuma modificação da textura de deformação, já o tratamento em temperaturas mais elevadas causa de forma mais frequente recristalização.

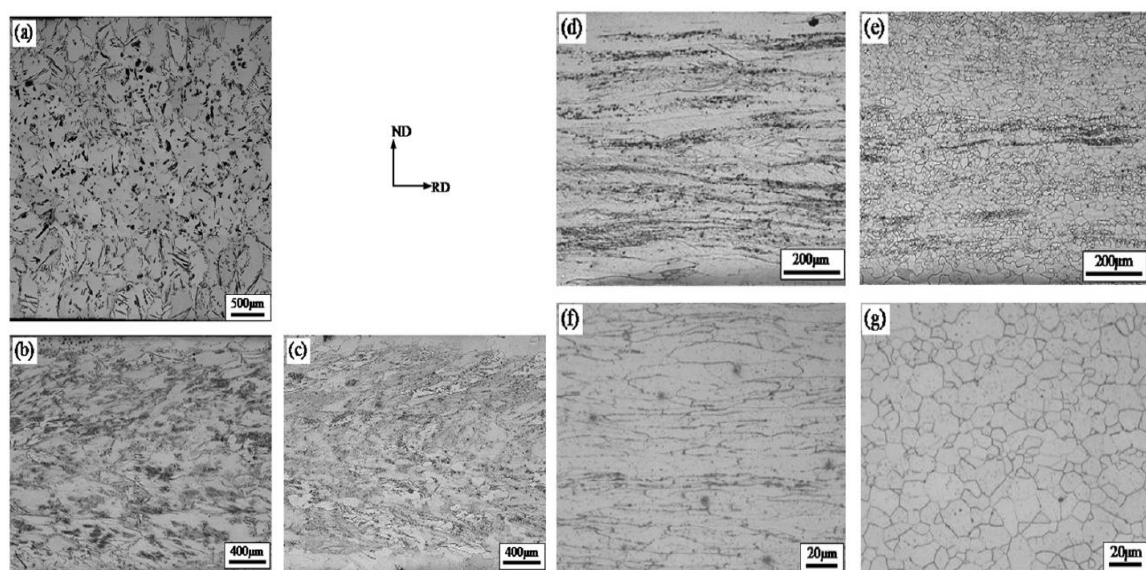
A deformação plástica de um metal como resultado de trabalho a frio gera discordâncias e essas são armazenadas no cristal. Dessa forma podemos admitir que materiais deformados possuam maior dureza em detrimento de materiais com grãos recristalizados ou com deformação menor (GOTTSTEIN & SHIVINDLERMAN, 1999).

As propriedades magnéticas dos aços ao silício são especialmente sensíveis às tensões mecânicas. Tensões de apenas algumas centenas de kgf/mm^2 podem, naturalmente, produzir uma deformação no material, gerando uma distorção do reticulado cristalino, afetando a relação entre a força magnetizante e a indução, conseqüentemente transformando todas as características de magnetização do material. Normalmente, as tensões criam um efeito negativo ao causar a degradação das propriedades magnéticas (SANTOS 1999).

A recristalização remove as discordâncias do material, mas o contorno dos grãos permanece instável e recozimentos adicionais podem resultar no crescimento dos grãos onde os grãos menores são eliminados pelo crescimento dos demais e o contorno dos grãos assume configuração de baixa energia. Em certas circunstâncias esse crescimento normal de grãos pode dar lugar a um crescimento seletivo de alguns grãos grandes. Esse processo é conhecido como crescimento anormal de grãos ou recristalização secundária (HUMPHREYS & HATHERLY, 2004).

Na Figura 3.2., podemos observar a evolução microestrutural obtida por LIU (2015) para um aço elétrico de grão orientado.

Figura 3.2. Evolução da microestrutura de um aço elétrico de grão orientado: (a) fundição, (b) laminação a quente, (c) recozimento de normalização, (d) primeira laminação a frio, (e) recozimento intermediário, (f) segunda laminação a frio, (g) recozimento primário de recristalização.



FONTE: LIU (2015).

O fenômeno de recristalização pode gerar orientações cristalográficas preferenciais completamente diferentes daquela gerada 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 (SOUZA JUNIOR, 2008).

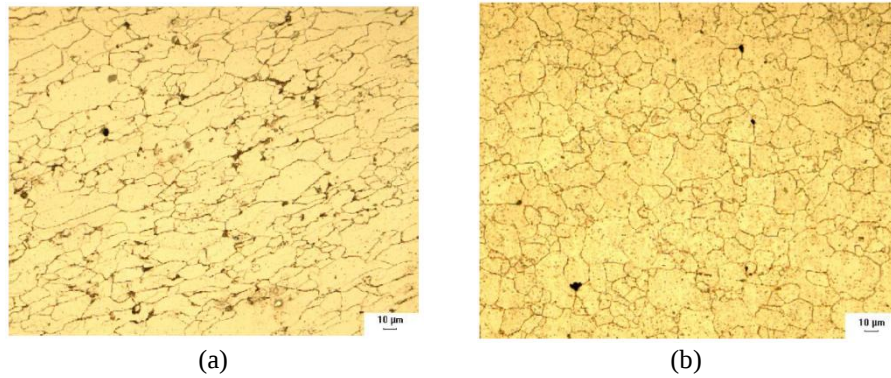
No recozimento, a temperaturas elevadas, de um metal deformado a frio, a microestrutura e as propriedades podem ser parcialmente restauradas aos seus valores originais como consequência da aniquilação e rearranjo das discordâncias, sendo essas mudanças microestruturais relativamente homogêneas e não afetam os limites entre os grãos deformados (FREITAS, 2011).

Segundo SOUSA (2006) como etapa anterior ao tratamento de recozimento para recristalização é necessária a execução de recozimento em caixa que é um processo utilizado em algumas empresas brasileiras, como a Usiminas, com objetivo de submeter o aço que está no estado encruado após laminação a frio a um ciclo de processamento para restaurar algumas propriedades que possuía antes da deformação plástica a frio.

Os mecanismos da recristalização do aço silício são ainda objeto de estudo, não havendo um claro entendimento dos fatores que levam ao crescimento somente dos grãos com orientação Goss, sendo os modelos propostos para explicar esse crescimento anormal a nucleação seletiva e crescimento seletivo (ALCANTARA & CUNHA, 2006).

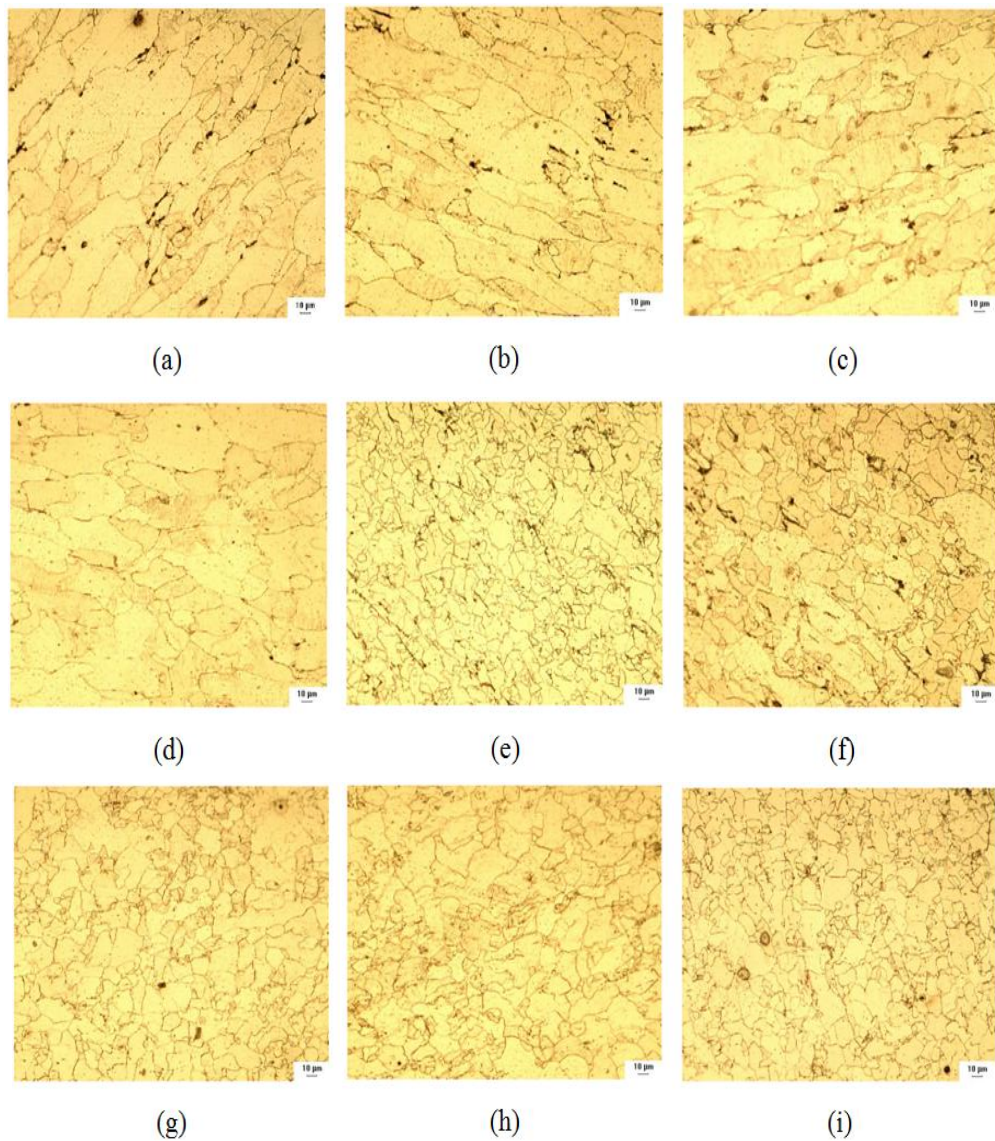
Freitas (2011) obteve a partir da condição laminado a frio industrialmente, microestrutura observada na figura 3.3a, para o aço elétrico GNO com 1,28%p Si, laminado com redução de 50% a evolução microestrutural observada na Figura 3.4, assim como a curva de microdureza (HV) Figura 3.5. Onde podemos observar a ocorrência de fenômenos de recristalização parcial e recristalização primária na maior parte das condições observadas.

Figura 3.3. Fotomicrografia das Amostras de Aço Elétrico GNO Laminado 50% na condição (a) Laminação a Frio (b) Recozimento em Caixa (Ataque: Nital 5%).



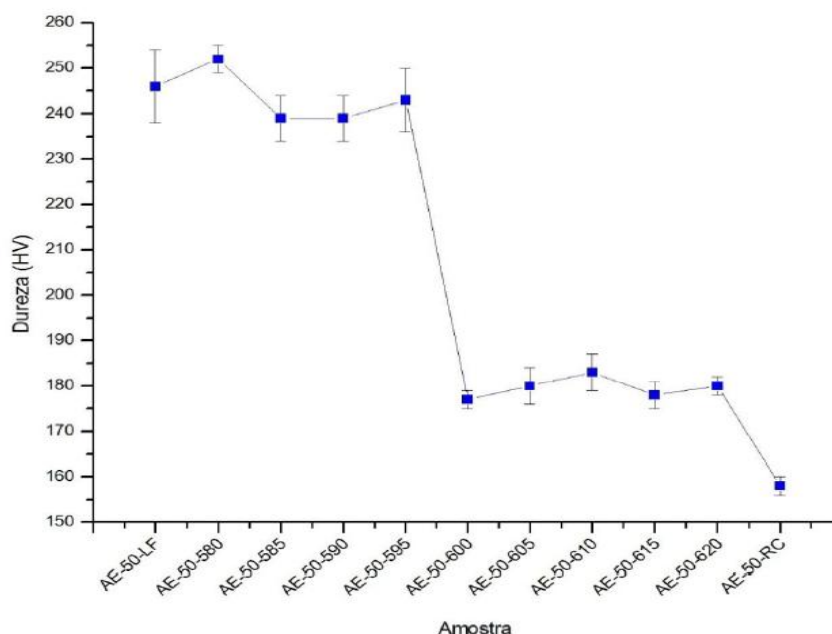
FONTE: FREITAS (2011)

Figura 3.4. Fotomicrografias das Amostras de Aço Elétrico GNO Laminado 50% nas temperaturas (a) 580°C; (b) 585°C; (c) 590°C; (d) 595°C; (e) 600°C; (f) 605°C; (g) 610°C; (h) 615°C; (i) 620°C (Ataque: Nital 5%).



FONTE: FREITAS (2011).

Figura 3.5. Perfil de microdureza em função da recristalização do Aço Elétrico com 50% de deformação.



FONTE: FREITAS (2011).

3.2. Textura Cristalográfica

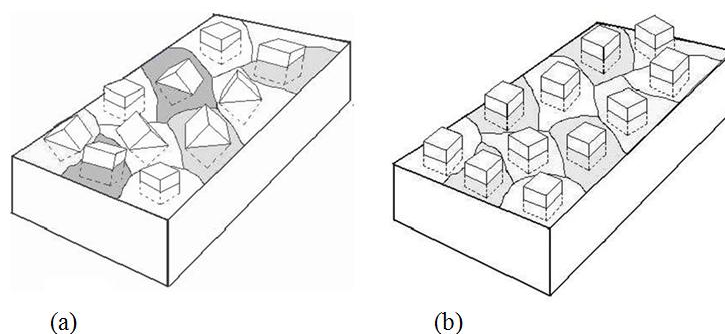
Textura cristalográfica é a condição na qual a distribuição das orientações cristalinas não é aleatória, ou seja, quando existem direções cristalográficas preferenciais dos cristais que compõem os grãos dos materiais metálicos. As texturas são desenvolvidas em todos os estágios do processo de fabricação dos materiais, mas a natureza da textura representa uma função complexa dada pelos tratamentos mecânicos e térmicos ao qual o material é submetido.

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 mecânicas, diferentes para as diversas direções macroscópicas do metal, ou seja, conduz o material metálico a um comportamento anisotrópico (FREITAS, 2003).

Uma textura é composta geralmente por componentes, sendo essas representadas por um plano cristalino (hkl), paralelo ao plano da chapa e uma direção [uvw] pertencente ao plano (hkl) e paralelo a direção de laminação (DL) (FREITAS, 2011).

Figura 3.6. Distribuição de Cristais de forma (a) aleatória (sem textura) e (b) preferencial (com textura).



FONTE: FREITAS (2003) (ADAPTADA).

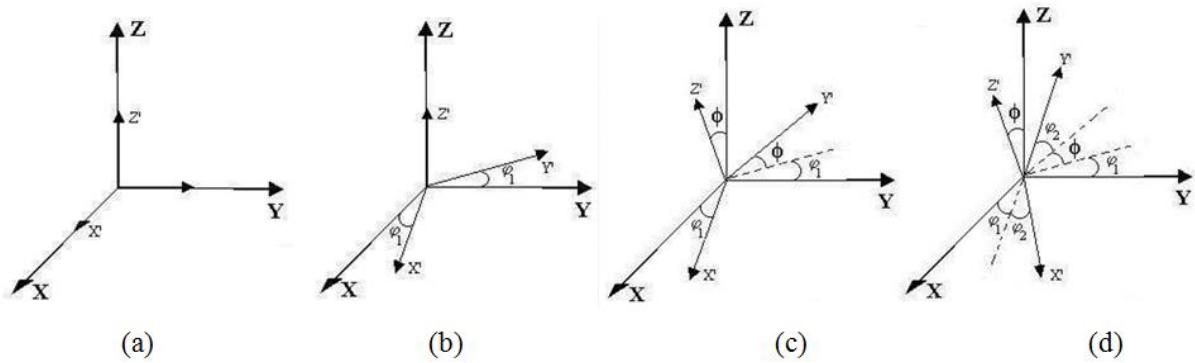
A textura não se refere à forma dos grãos, e sim à forma como a rede cristalina desses grãos é arranjada espacialmente (VIANA, 2001). A presença ou ausência de textura não pode ser relacionada à forma dos grãos. Desta forma, grãos alongados (não equiaxiais) não indicam necessariamente presença de textura cristalográfica. Um processo que introduz textura cristalográfica em um material pode ou não levar à existência de grãos alongados (SOUZA JUNIOR, 2008).

Segundo SANTOS (1999) A textura dos aços elétricos tem grande influência nos valores e na anisotropia de suas propriedades magnéticas. A textura após laminação a frio é influenciada pela recristalização final dos aços elétricos. Assim, a compreensão das características da microestrutura deformada é muito importante para o controle da textura.

Considerando-se uma chapa laminada a orientação cristalina ideal ou componente é aquela segundo a qual as orientações de razoável volume dos grãos do material se agrupam, sendo representada por um plano cristalino (hkl) , paralelo ao plano da chapa, e pela direção $[uvw]$ contida no plano (hkl) , paralela à direção de laminação (DL).

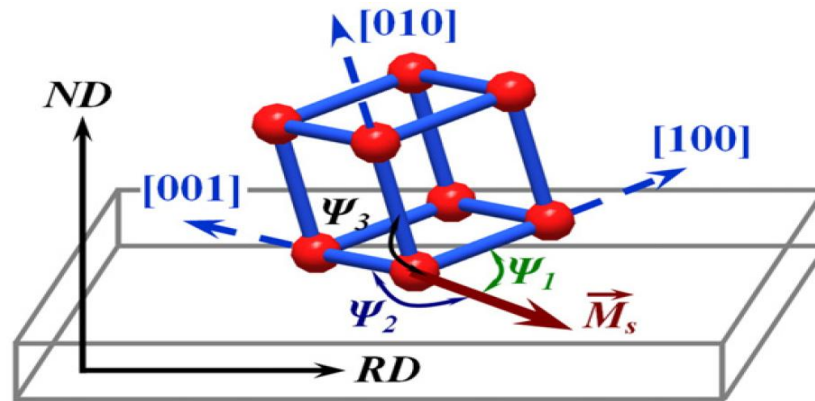
Existe uma função, denominada Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC), que caracteriza a densidade de probabilidades de encontrar determinadas orientações, ou componentes, $(hkl) [uvw]$ em uma amostra de material. Na FDOC, a orientação de um cristal é definida segundo três ângulos denominados ângulos de Euler (ϕ_1, ϕ, ϕ_2), os quais constituem três rotações consecutivas aplicadas aos eixos $[100]$, $[010]$ e $[001]$ tornam os mesmos coincidentes com as direções DL, DT e DN (FREITAS, 2011).

Figura 3.7. Definição dos ângulos de Euler.



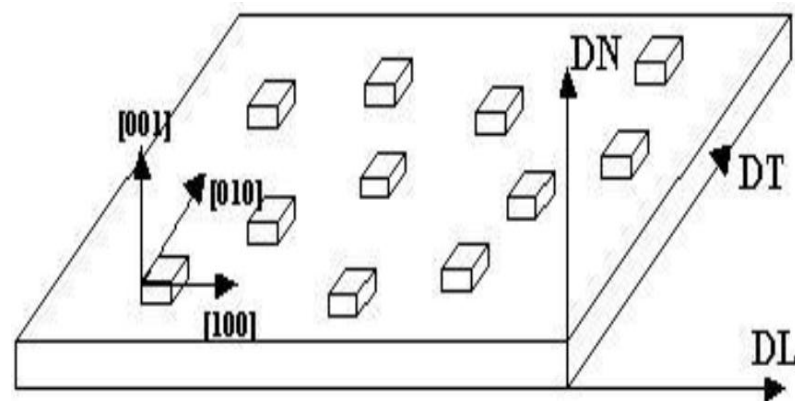
FONTE: SOUZA JÚNIOR (2008).

Figura 3.8. Representação do cristal antes as rotações por meio dos ângulos de Euler (ϕ_1 , ϕ , ϕ_2).



FONTE: SIDOR (2012).

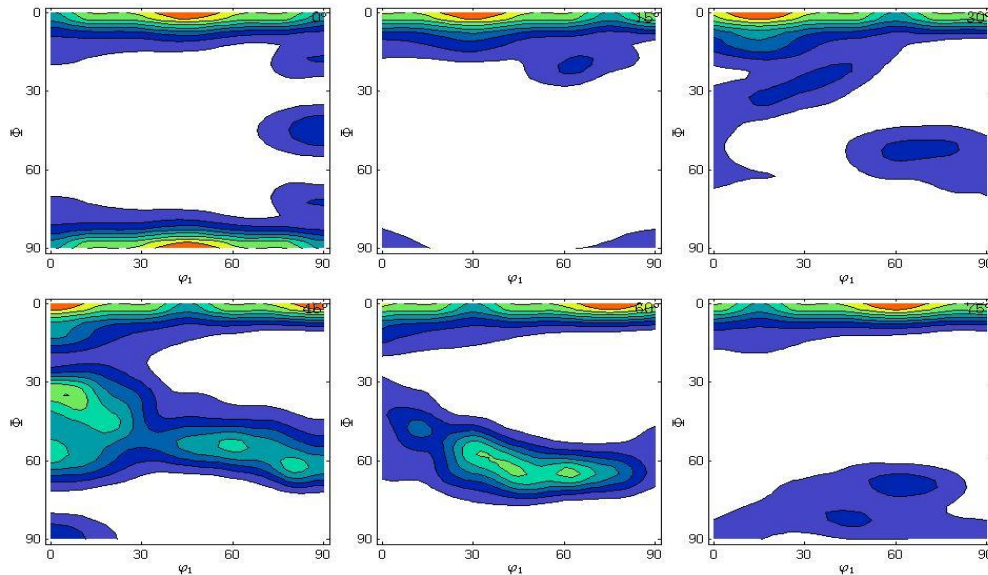
Figura 3.9. Representação dos cristais após as rotações (ϕ_1 , ϕ , ϕ_2) dos ângulos de Euler na notação de BUNGE.



FONTE: ABREU (1998).

A Figura 3.10. Mostra uma FDOC na qual cada seção contém curvas de nível de valor igual e é representada em seções constantes de φ_2 ($\varphi_2 = \text{constante}$).

Figura 3.10.FDOC's para um aço carbono laminado a frio.

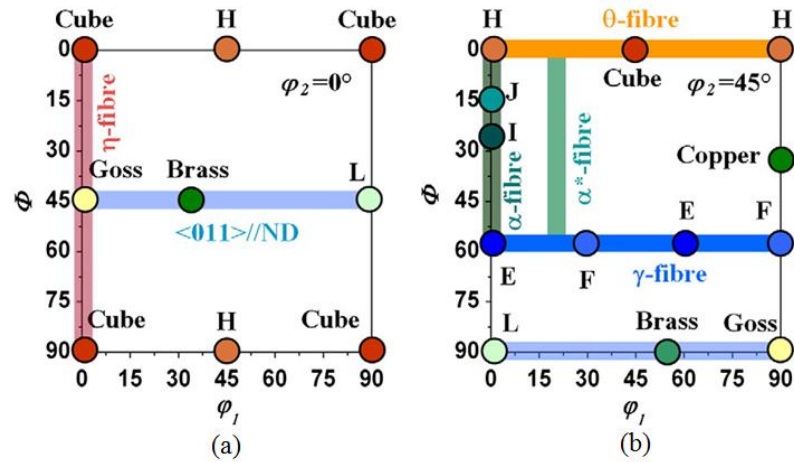


FONTE: PRÓPRIO AUTOR.

O estudo das mudanças de textura em aços é feito com especial atenção as fibras, conjuntos de orientações que compartilham uma direção cristalina comum ou direções cristalinas que compartilham o mesmo plano. Estas fibras são análogas à simetria de fibra observada em arames trefilados (SOUZA JUNIOR, 2008). Sendo essas fibras características α (família de direções $\langle 110 \rangle$ paralelas a DT), γ (família de direções $\langle 111 \rangle$ paralelas a DN) e θ (família de direções $\langle 001 \rangle$ paralelas a DL) e a FDOC de aços a $\varphi_2 = 45^\circ$ interpretadas com o auxílio do ábaco de textura visualizado na Figura 3.14.

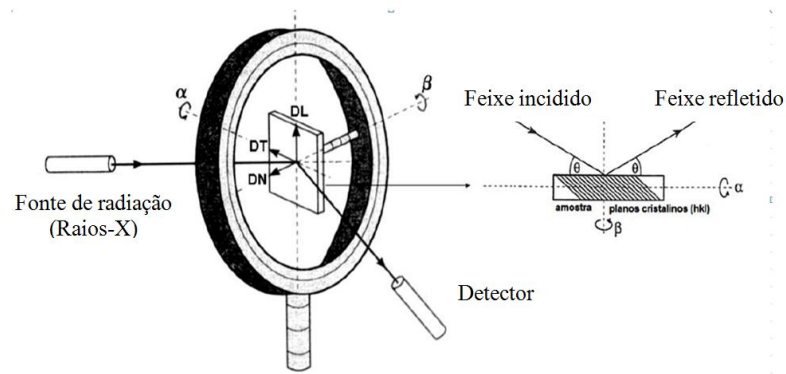
A função de distribuição de orientações é determinada através de técnicas experimentais de difração de raios-X e EBSD mais comumente. O método de difração de raios-X é baseado em projeções estereográficas denominadas figuras de pólo, estas obtidas através da coleta da radiação refletida pela amostra por ocasião da incidência de um feixe de raios-X e avalia a textura cristalográfica de maneira macro, ou seja, leva em consideração parcela substancial dos cristais do material. A incidência da radiação sobre a amostra se dá ao mesmo tempo em que o ângulo de difração 2θ aumenta (FREITAS, 2011).

Figura 3.11. Principais orientações observadas em seções constantes de (a) $\varphi_2 = 0^\circ$
(b) $\varphi_2 = 45^\circ$.



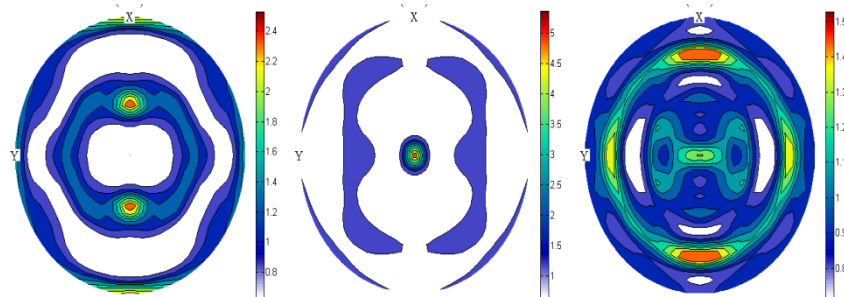
FONTE: SIDOR (2012).

Figura 3.12. Configuração da técnica de difração de raios-X.



FONTE: RANDLE & ENGLER (2000).

Figura 3.13. Figuras de pólo para um aço carbono laminado a frio.



FONTE: PRÓPRIO AUTOR.

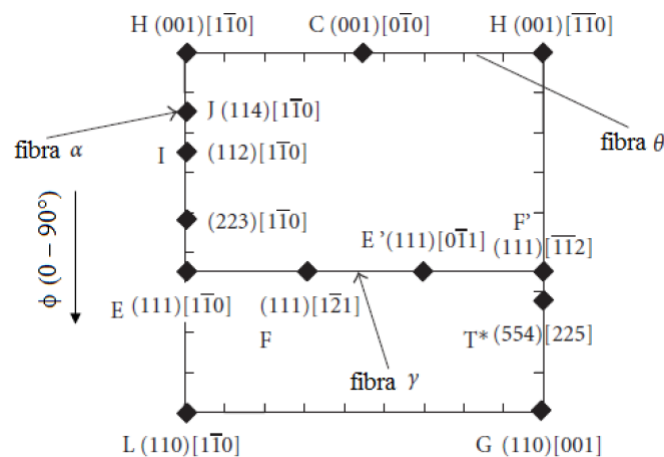
XU (2014) obteve um aço silício GNO com 1.3% Si com textura de cubo dominante e indução magnética ultra-alta, produzido por fundição, laminação a frio e recozimento sem laminação a quente e normalização, e apresentou como uma alternativa atraente para controlar a textura cubo e desenvolver aços silício de grão não orientado altamente eficiente. Demonstrou ainda que os grãos de Goss não podem ser nucleados dentro de bandas de cisalhamento no grão de Goss rotacionado, mas em um número limitado de grãos deformados.

3.3. Recristalização e Textura Cristalográfica em Aços Elétricos GNO.

Controlar a microestrutura final de aços elétricos em termos de tamanho de grão e textura é importante. A cinética do crescimento do grão afeta significativamente a evolução da textura e consequentemente as propriedades magnéticas dos aços elétricos de grão não orientado. Portanto, modelar o crescimento dos grãos é um importante passo na produção desse tipo de aço (SIDOR, 2012).

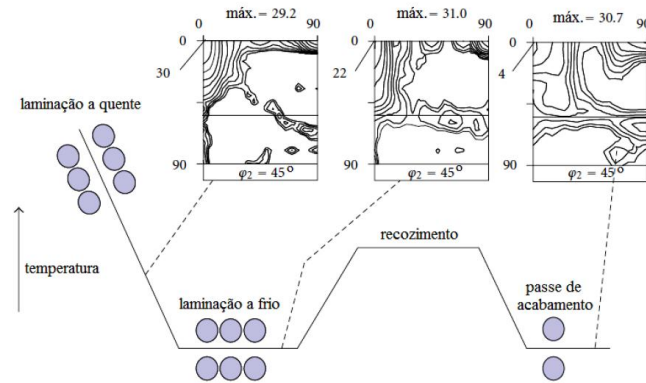
Os principais planos e direções para seção de $\phi_2 = 45^\circ$ que comumente se utiliza na apresentação da textura dos aços estão representados no ábaco de textura da Figura 3.14 e com o auxílio deste ábaco KESTENS & JABOBS (2008), estudaram o controle da textura cristalográfica durante a fabricação de um aço elétrico de grão não orientado com no máximo 2,153% Si.

Figura 3.14. Ábaco mostrando os principais planos e direções para a seção $\phi_2 = 45^\circ$.



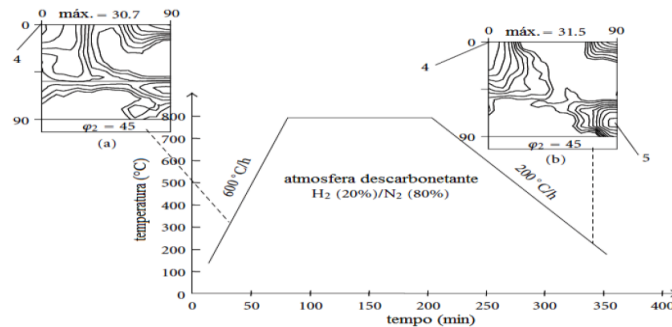
FONTE: KESTENS & JACOBS (2008) (ADAPTADA).

Figura 3.15. Evolução da textura cristalográfica durante o processo de fabricação das tiras do aço elétrico GNO.



FONTE: KESTENS & JACOBS (2008) (ADAPTADA).

Figura 3.16. Evolução da textura cristalográfica (a) antes e (b) depois do recozimento realizado posteriormente ao passe de acabamento.

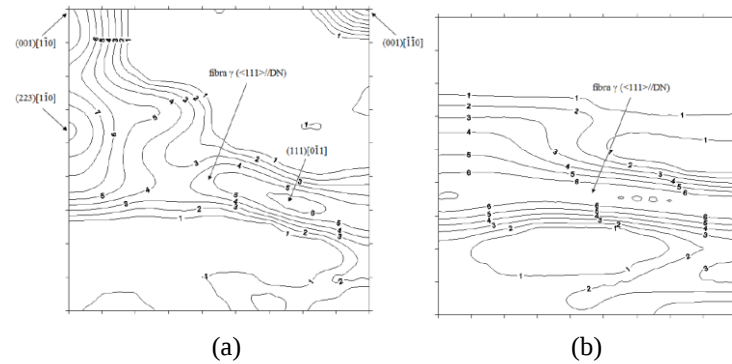


FONTE: KESTENS & JACOBS (2008). (ADAPTADA).

Na Figura 3.16 pode ser observado o comportamento da textura cristalográfica após cada etapa do processo de laminação para produzir tiras de aço. Na etapa de recozimento foram adotadas temperaturas entre 700 e 800°C. Após a laminação quente a FDOC obtida indica a formação de componentes (001)[11̄0] e (001)[1̄1̄0] ao longo da fibra θ , ou seja paralela a direção normal (DN). A laminação a frio produz, além das componentes produzidas após a laminação a quente, a fibra γ também paralela à direção normal a laminação que permanece após passe de acabamento, este ocasiona no material redução de 4 a 8%. Após o recozimento há a formação de textura cristalográfica pelas componentes (001)[11̄0], (001)[1̄1̄0] e por uma componente desviada 10 a 15° em relação a componente (110)[001] (componente Goss) (KESTENS & JACOBS, 2008).

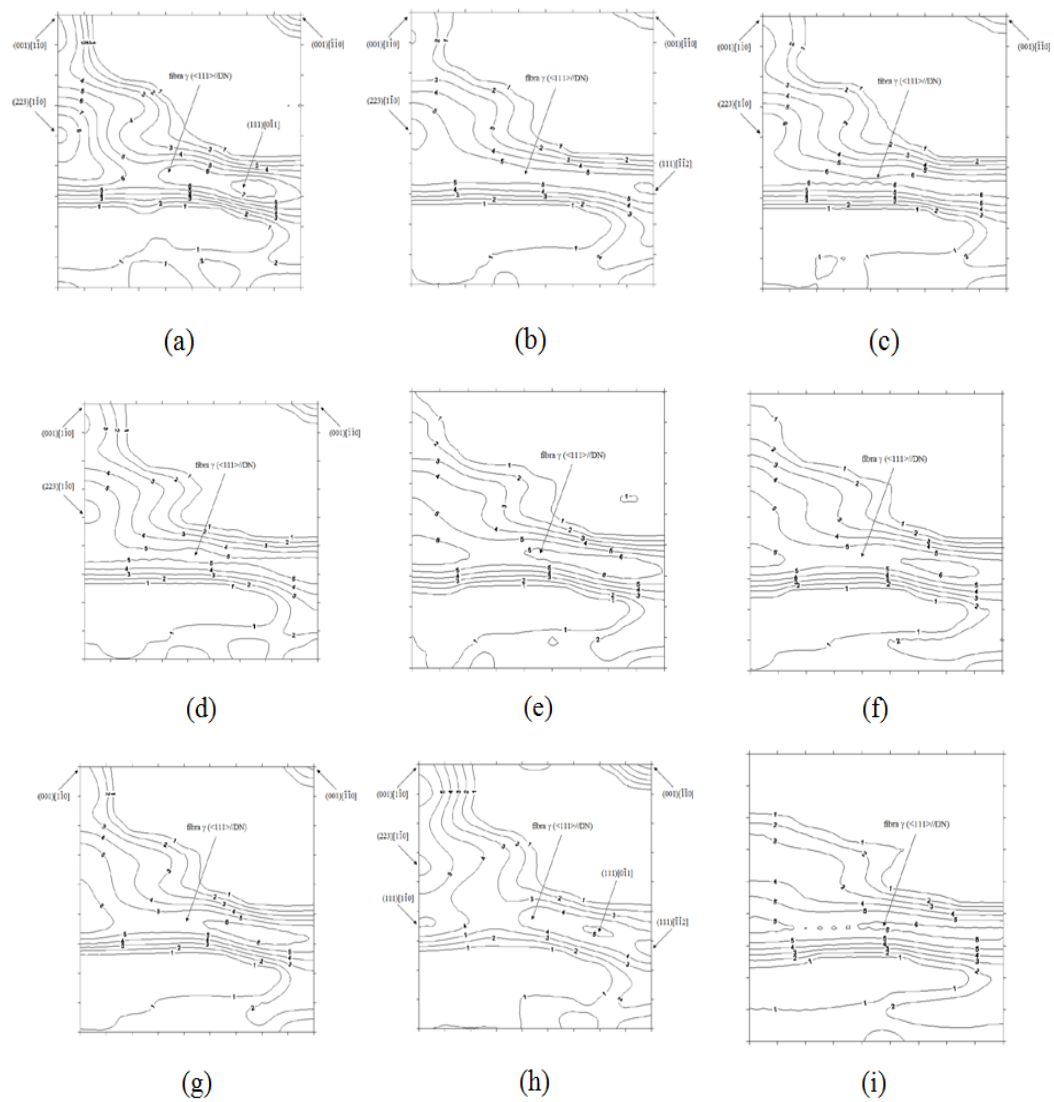
FREITAS (2011) observou a evolução da textura cristalográfica em amostras de aços elétricos GNO com 1,28% Si com redução de 50% de espessura nas condições laminados a frio, laminado industrialmente para as temperaturas de 580 a 620 °C com incrementos de 5 °C e após o recozimento em caixa a 730 °C por 12 horas. O resultado desse estudo pode ser observado nas figuras 3.17 e 3.18.

Figura 3.17. Seção de $\phi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) Aço Elétrico GNO (a) Laminado a frio, (b) Recozimento em caixa.



FONTE: FREITAS (2011).

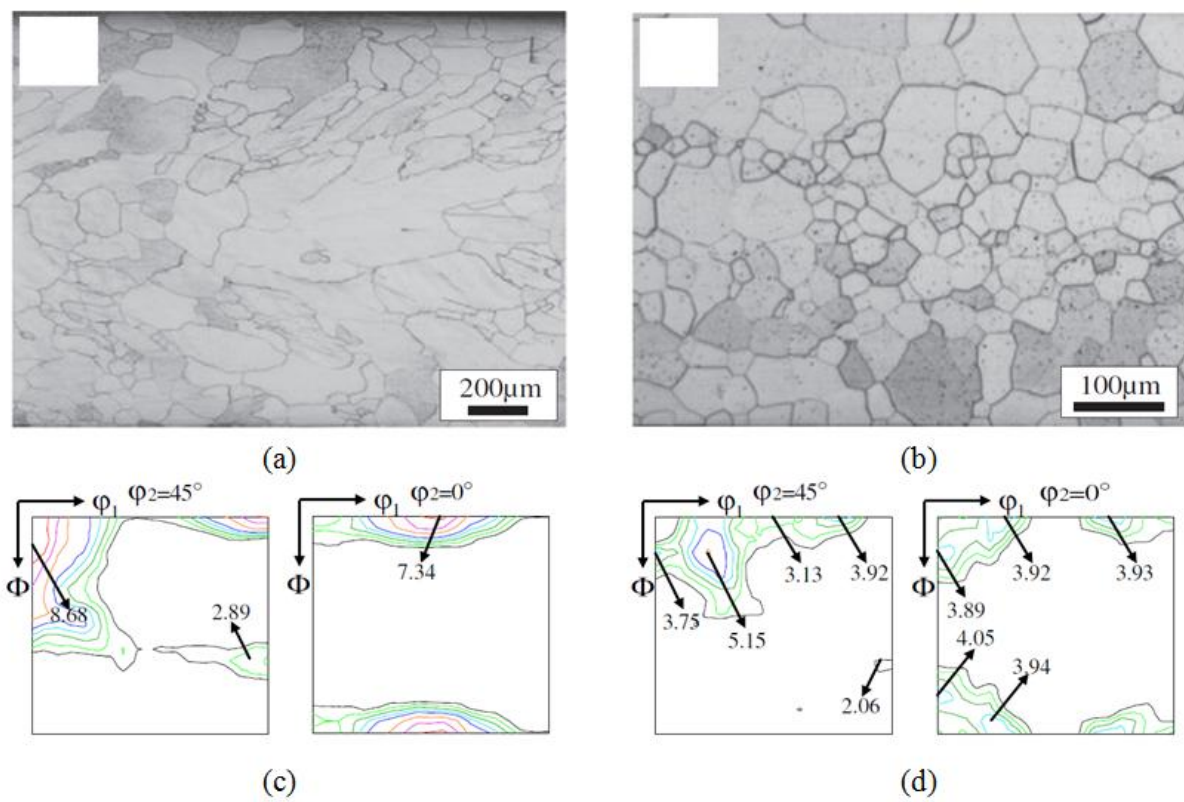
Figura 3.18. Seções de $\phi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) Aço Elétrico GNO Laminado 50% nas temperaturas (a) 580°C; (b) 585°C; (c) 590°C; (d) 595°C; (e) 600°C; (f) 605°C; (g) 610°C; (h) 615°C; (i) 620°C.



FONTE: FREITAS (2011).

LI (2014) estudou a evolução microestrutural e da textura em diferentes estágios de processamento utilizando para as análises microscopia ótica, difração de raios X e difração de elétrons retroespalhados. No estudo desenvolvido após o recozimento, a textura prejudicial $\langle 111 \rangle // ND$ quase desapareceu enquanto $\{001\} \langle 210 \rangle$, $\{001\} \langle 010 \rangle$, $\{115\} \langle 5\bar{1}01 \rangle$ e $\{410\} \langle 001 \rangle$ texturas de recristalização foram formadas. Assim, a indução magnética da folha recozida foi significativamente melhorada.

Figura 3.19. Microscopia ótica das condições (a) Laminado a morno e (b) Recozido e Seções constantes de $\phi_2 = 0^\circ$ e $\phi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) das condições (c) Laminado a morno e (d) Recozido.



FONTE: LI (2013).

4. METODOLOGIA.

4.1. Material

O material utilizado no desenvolvimento do presente trabalho é um aço elétrico de grão não orientado (GNO) cuja composição química está mostrada na tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço elétrico GNO em estudo Concentração dos Elementos (% Peso).									
C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ti	B
0,050	0,290	1,280	0,025	0,014	0,036	-	-	-	-

4.2. Denominação das Amostras

Foram confeccionadas 04 amostras de cada condição descrita na tabela 2.

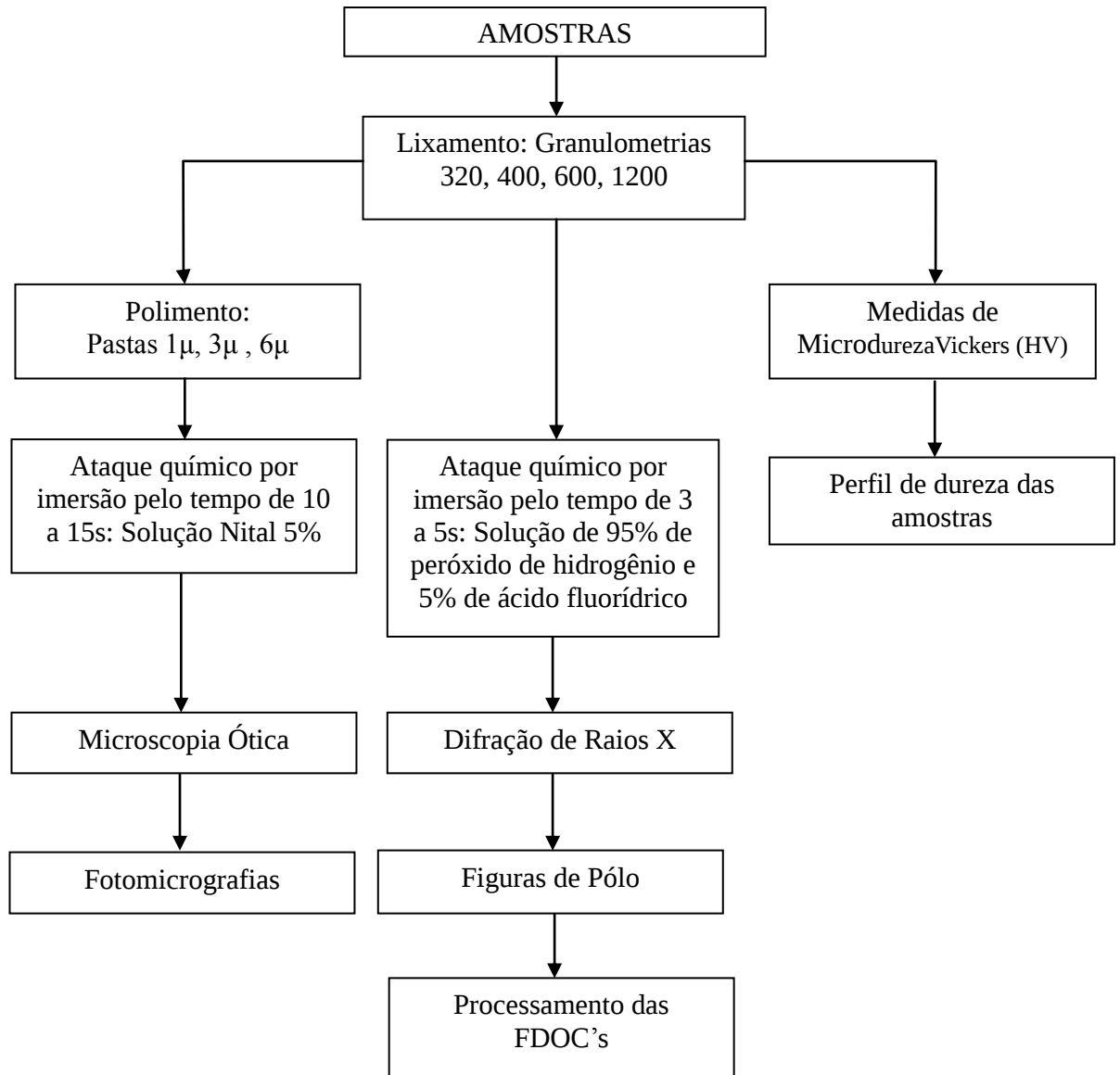
Tabela 2. Nomenclatura das amostras

Amostras	Denominação
LF	Fotomicrografia na condição deformada
M575	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 575°C
M580	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 580°C
M585	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 585°C
M590	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 590°C
M595	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 595°C
M600	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 600°C
M605	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 605°C
M610	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 610°C
M615	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 615°C
M620	Fotomicrografia na condição de parcialmente recristalizado a 620°C
RC	Fotomicrografia na condição totalmente recristalizada recozida em caixa a 730 °C por 12 h
TLF-1, TLF-2, TLF-3, TLF-4	FDOCs na condição deformada - 4 regiões
T575-1, T575-2, T575-3, T575-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 575°C - 4 regiões
T580-1, T580-2, T580-3, T580-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 580°C - 4 regiões
T585-1, T585-2, T585-3, T585-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 585°C - 4 regiões
T590-1, T590-2, T590-3, T590-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 590°C - 4 regiões
T595-1, T595-2, T595-3, T595-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 595°C - 4 regiões
T600-1, T600-2, T600-3, T600-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 600°C - 4 regiões
T605-1, T605-2, T605-3, T605-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 605°C - 4 regiões
T610-1, T610-2, T610-3, T610-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 610°C - 4 regiões
T615-1, T615-2, T615-3, T615-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 615°C - 4 regiões
T620-1, T620-2, T620-3, T620-4	FDOCs na condição de parcialmente recristalizado a 620°C - 4 regiões
TRC-1, TRC-2, TRC-3, TRC-4	FDOCs na condição totalmente recristalizada recozida em caixa a 730 °C por 12 h - regiões

4.3. Fluxograma

Fluxograma da metodologia pode ser observado na figura 4.1.

Figura 4.1. Fluxograma de execução as atividades de pesquisa.



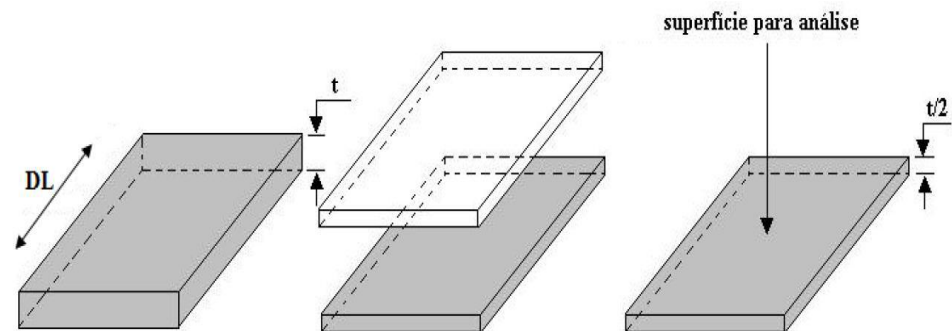
FONTE: PRÓPRIO AUTOR.

4.4. Metalografia

O processo de preparação metalográfica com o fim de avaliar a microestrutura desenvolvida segundo as atividades abaixo enumeradas e detalhadas na respectiva ordem.

- Corte da amostra na condição de recebida em amostras retangulares menores de dimensões 15 X 25 mm, onde a direção de laminação (DL) está de acordo com a menor dimensão.
- Embutimento em baquelite preta em máquina de embutimento a quente.
- Lixamento em movimento de rotação com lixas nas granulometrias 320, 400, 600, 1200 em máquina politriz elétrica durante um tempo aproximado de 3 min / lixa. Por meio do lixamento foi feita a redução na espessura da amostra em para evitar a camada superficial heterogênea apontada como determinante.

Figura 4.2. Desenho Ilustrativo das amostras.



FONTE: FREITAS (2011).

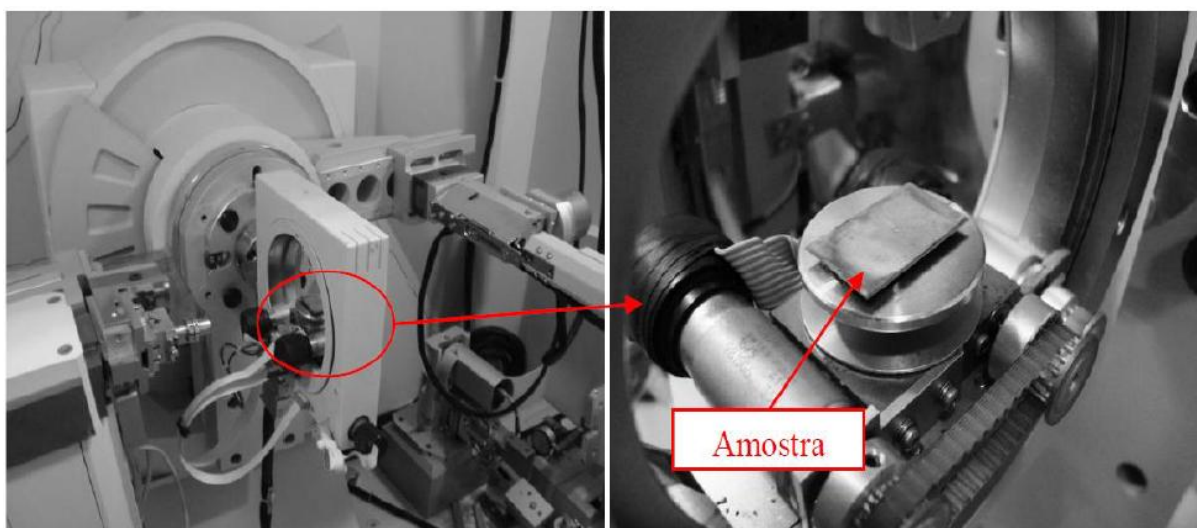
- Polimento mecânico em baixa rotação em politriz elétrica sendo utilizados pano de polimento, pasta de diamante nas granulometrias de 6 μ , 3 μ , 1 μ e lubrificante azul. O tempo aproximado por amostra no polimento foi de 5 min para cada granulometria mencionada.
- Ataque químico por imersão no reagente metalográfico **Nital 5%** (solução química composta por 95% de álcool etílico PA e 5% de ácido nítrico) por um tempo entre de 10 a 15 segundos. O objetivo desde ataque é revelar a microestrutura do material em estudo.

- Ataque químico por imersão na solução química composta por 95% de peróxido de hidrogenio e 5% de ácido fluorídrico) por um tempo entre de 3s. O objetivo desde ataque é aliviar as tensões residuais impressas pelo processo de preparação para Difração de Raios X.

4.5. Difração de Raios-X

A determinação da textura foi realizada por meio da técnica de difração de raios X, esta é pautada no caso dos aços elétricos (GNO) na obtenção de três figuras de pólo por meio de um equipamento conhecido por difratômetro de Raios X e o processamento dessas figuras por meio do MTEX que e um aditivo utilizado dentro do Matlab, para dar origem a Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC).

Figura 4.3. Configuração do procedimento de Difração de Raios X para análise da textura



FONTE: FREITAS (2011).

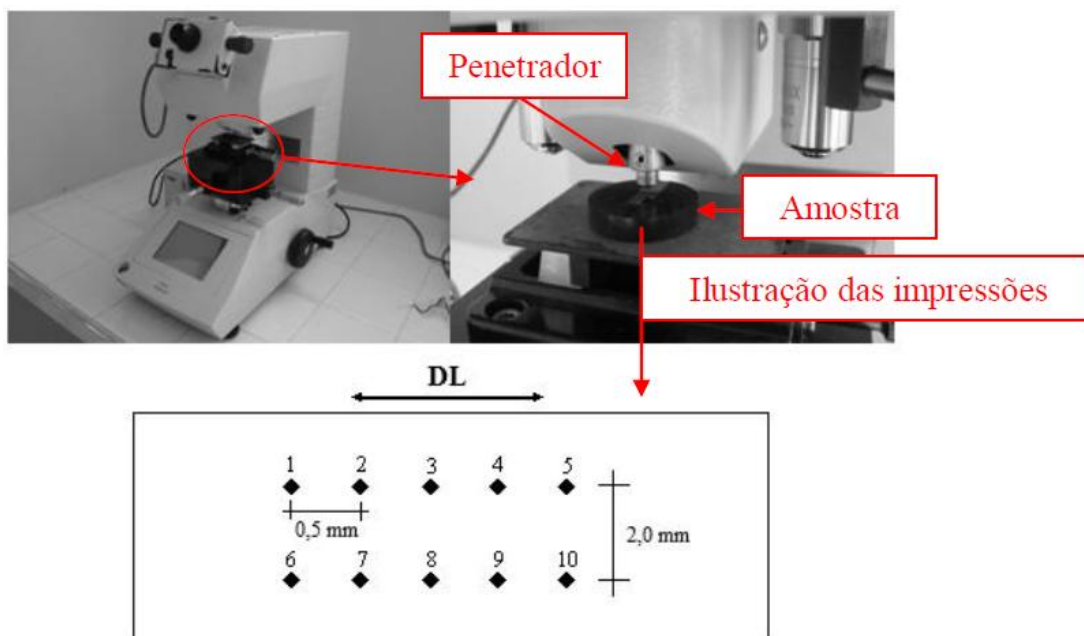
Foram preparadas até a etapa de lixamento as amostras com dimensões de 15 x 25 mm, sendo a direção de laminação ao longo da menor dimensão devendo esta direção ser observada no posicionamento da amostra para realização do ensaio de difração de raios X. Com o objetivo de aliviar as tensões residuais impressas na preparação, as amostras foram mergulhadas em solução de 95% de peróxido de hidrogênio e 5% de ácido fluorídrico por aproximadamente 5 segundos e logo em seguida enxaguadas com água corrente para retirar o excesso da solução.

As medidas para análise da textura foram executadas com o auxílio de um oscilador de amostra maximizando o número de grãos analisados e um filamento de cobalto com o objetivo de garantir uma amostragem de qualidade. Foi utilizada também como parâmetro de medição a tensão de 40 KV e corrente de 55 mA, essenciais para análise de amostras com elevado tamanho de grão.

4.6. Medidas de Microdureza

Foram realizadas medidas de microdureza, sendo a direção de laminação (DL) ao longo da menor dimensão. As amostras foram preparadas de acordo com o procedimento relatado no item 4.3. Em cada amostra foram realizadas uma sequencia de dez medidas dispostas de acordo com a Figura 4.4, 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 entre os 10 medido. Esse procedimento foi repetido em todas as amostras do material laminado a frio, laminado em escala piloto e recozido em caixa com redução de 50%. Os parâmetros adotados para as medidas foram: carga = 980 mN e tempo de 15 segundos.

Figura 4.4. Configuração do procedimento de medição de Microdureza



FONTE: FREITAS (2011).

4.7. Processamento de FDOC

O software de análise de textura MTEX é uma ferramenta gratuita compreensível disponível para MATLAB, que cobre larga faixa de problemas relativos a análise de textura quantitativa como o modelamento das funções de distribuição de orientações cristalográficas (FDOC), recálculo das figuras de pólo a partir de FDOC, análise de dados de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e detecção de grãos.

O MTEX oferece interface de programação e janela de importação de arquivos para processamento dos dados de pesquisa, permitindo a representação dos resultados de forma customizada, característica essa que torna o MTEX uma poderosa ferramenta para apresentações científicas, publicações e demonstrações acadêmicas. Os dados importados são processados por linhas de comando específicas pré-determinadas no MTEX para gerar o resultado em forma de variáveis definidas pelo usuário.

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1. Evolução Microestrutural

Conforme proposto na metodologia nas Figuras 5.1 a 5.12 podemos observar a evolução microestrutural do Aço Elétrico GNO Laminado 50% nas condições de laminação piloto a frio e nas temperaturas de 575 °C a 620 °C com incrementos de 5 °C por amostra e recozido a 730 °C por 12 horas.

A Figura 5.1 corresponde à condição de laminação piloto a frio com redução de 50%. Observou-se através de microscopia ótica, para o aumento de 500x, grãos alongados característicos da microestrutura de deformação impressa pelo processamento por laminação, observada a micrografia e a região (A) demarcada, podemos sugerir que a microestrutura nessa condição está 100% deformada, devido à semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1a. Elevados graus de deformação são sugestivos de elevada dureza superficial.

A Figura 5.2 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 575 °C com redução de 50%. Observou-se através de microscopia ótica, para o aumento de 500x, grãos alongados característicos da microestrutura de deformação impressa pelo processamento por laminação e o início da nucleação de novos grãos a partir da região de contorno de grão. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que a microestrutura nessa condição está deformada em grau elevado, devido à semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1c. O Elevado grau de deformação é sugestivo de elevada dureza superficial.

A Figura 5.3 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 580 °C com redução de 50%. A microscopia ótica, para o aumento de 500x, revela grãos alongados característicos da microestrutura de deformação impressa pelo processamento por laminação e o aumento da nucleação de novos grãos a partir das regiões de contorno de grão e intragranular. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que a microestrutura nessa condição está deformada em grau elevado, devido à semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1c. Sendo essa avaliação sugestiva de elevada dureza superficial, mas minimizada quando comparada a microestrutura 100% deformada.

A Figura 5.4 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 585 °C com redução de 50%. A microscopia ótica, para os aumentos de 500x, revela severa redução nos grãos alongados característicos da microestrutura de deformação impressa pelo processamento por laminação, através da nucleação de novos grãos e o crescimento equiaxial. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que a amostra nessa condição possui baixo grau de deformação remanescente do processamento, devido à semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1c. A severa redução no grau de deformação sugere redução consequente da dureza superficial.

A Figura 5.5 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 590 °C com redução de 50%. A microscopia ótica, para o aumento de 500x, revela a quase inobservância de grãos alongados característicos da microestrutura de deformação impressa pelo processamento por laminação. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que a amostra nessa condição não possui deformação remanescente do processamento, devido à semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1d, indicando a recristalização total dos grãos. A inobservância de deformação é sugestiva de redução elevada da dureza superficial.

A Figura 5.6 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 595 °C com redução de 50%. A microscopia ótica, para o aumento de 500x, mostra o ressurgimento dos grãos alongados característicos da microestrutura de deformação impressa pelo processamento por laminação, porém acompanhada de grãos isentos dessa característica. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que a amostra nessa condição possui resquícios da deformação remanescente do processamento, devido à semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1c, condição recristalizada parcialmente. A redução no grau de deformação indica severa redução da dureza superficial.

A Figura 5.7 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 600 °C com redução de 50%. A microscopia ótica, para o aumento de 500x, revela a quase inobservância de grãos alongados característicos da microestrutura de deformação impressa pelo processamento por laminação. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que inexistente deformação remanescente do processamento, devido à semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1d, indicando a recristalização total dos grãos. A inexistência

de deformação é sugestiva de baixa dureza superficial.

A Figura 5.8 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 605 °C com redução de 50%. A microscopia ótica, para o aumento de 500x, revela a inobservância de grãos alongados característicos da microestrutura de deformação impressa pelo processamento por laminação. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que os novos grãos passam a crescer em detrimento dos demais possuindo semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1e, indicando a recristalização total dos grãos e o crescimento. A inexistência de deformação é sugestiva de baixa dureza superficial.

A Figura 5.9 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 610 °C com redução de 50%. A microscopia ótica, para o aumento de 500x, revela grãos isentos de deformação. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que os novos grãos crescem em detrimento dos demais possuindo semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1e, indicando a recristalização total dos grãos e o crescimento. Condição coerente e que sugere baixa dureza superficial.

A Figura 5.10 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 615 °C com redução de 50%. A microscopia ótica, para o aumento de 500x, revela grãos isentos de deformação. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que os novos grãos vêm crescendo com o aumento da temperatura de processamento em detrimento dos demais passam a ter tamanhos similares possuindo agora ainda mais semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1e, indicando a recristalização total dos grãos e o crescimento. A microestrutura sugere baixa dureza superficial.

A Figura 5.11 corresponde à condição de laminação piloto na temperatura de 620 °C com redução de 50%. A microscopia ótica, para o aumento de 500x, revela grãos equiaxiais. Observada a micrografia e a região (A) demarcada podemos sugerir que os novos grãos continuam crescendo com o aumento da temperatura de processamento em detrimento dos demais desenvolvendo tamanhos similares e possuindo semelhança com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1e, indicando a recristalização total dos grãos e o crescimento. A microestrutura sugere baixa dureza superficial.

A Figura 5.12 corresponde à condição recozida em caixa a 730 °C por 12 horas. Para o aumento de 500x, revela grãos isentos de deformação, grãos equiaxiais característicos da microestrutura recristalizada totalmente com crescimento de grão e coerente com a microestrutura sugerida por Humphreys & Hatherly (2004) para essa condição observada na Figura 3.1e. A microestrutura sugere baixa dureza superficial.

Figura 5.1. Fotomicrografia da condição MLF (Ataque: nital 5%).

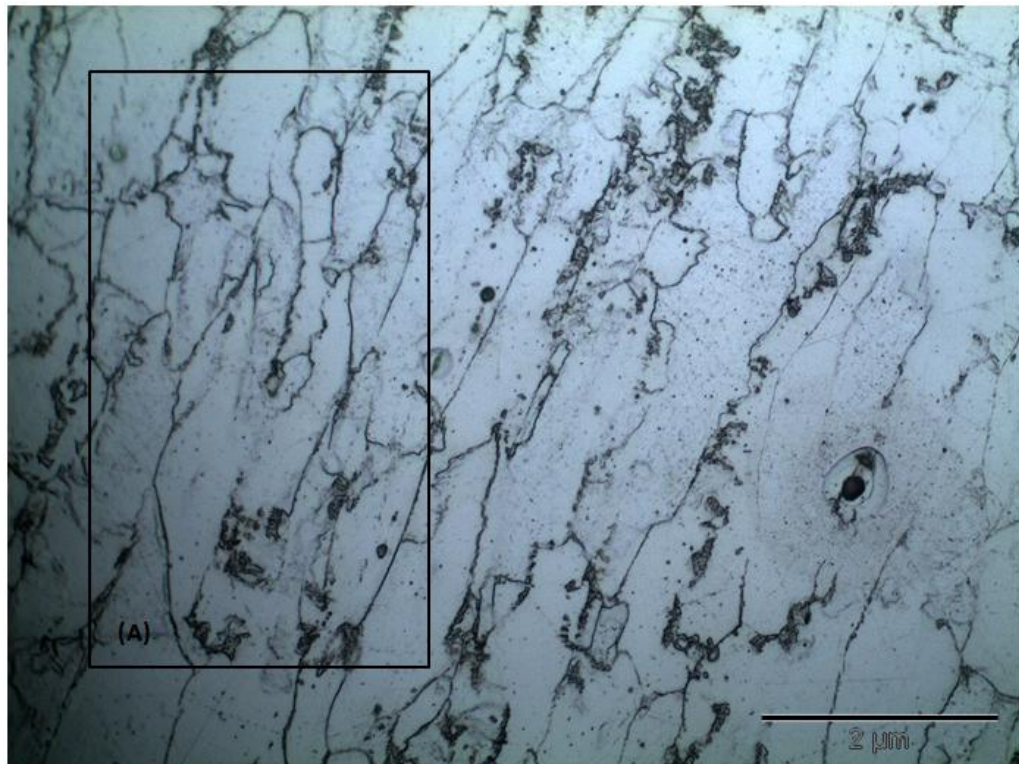


Figura 5.2. Fotomicrografia da condição M575 (Ataque: nital 5%).

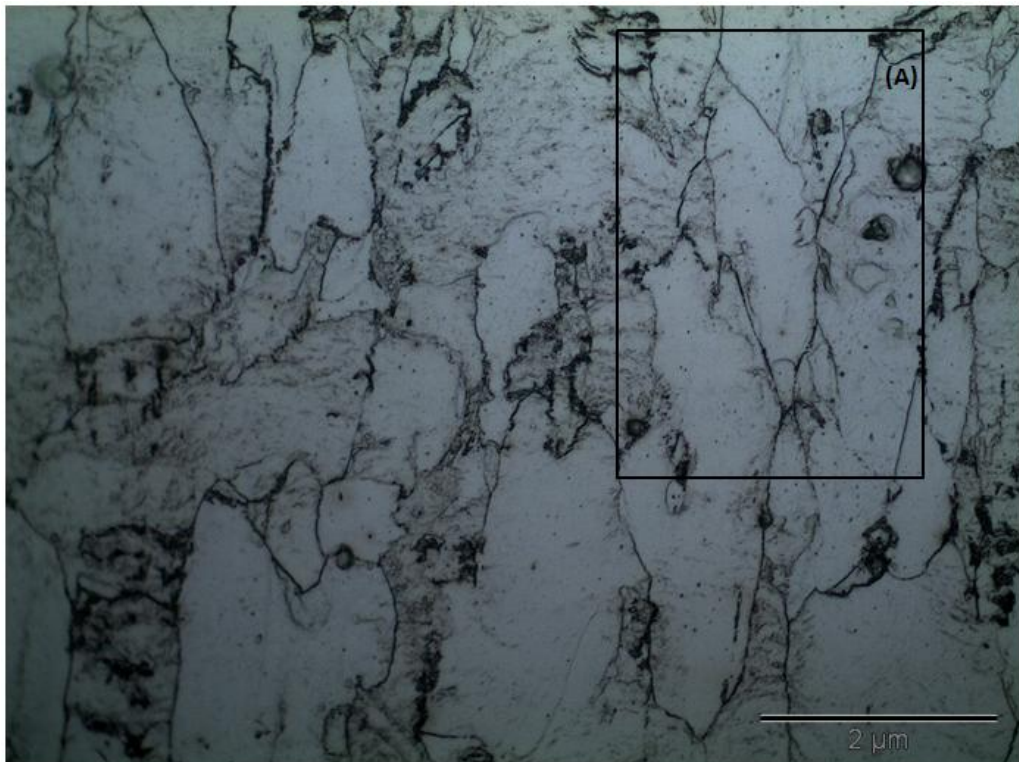


Figura 5.3. Fotomicrografia da condição M580 (Ataque: nital 5%).

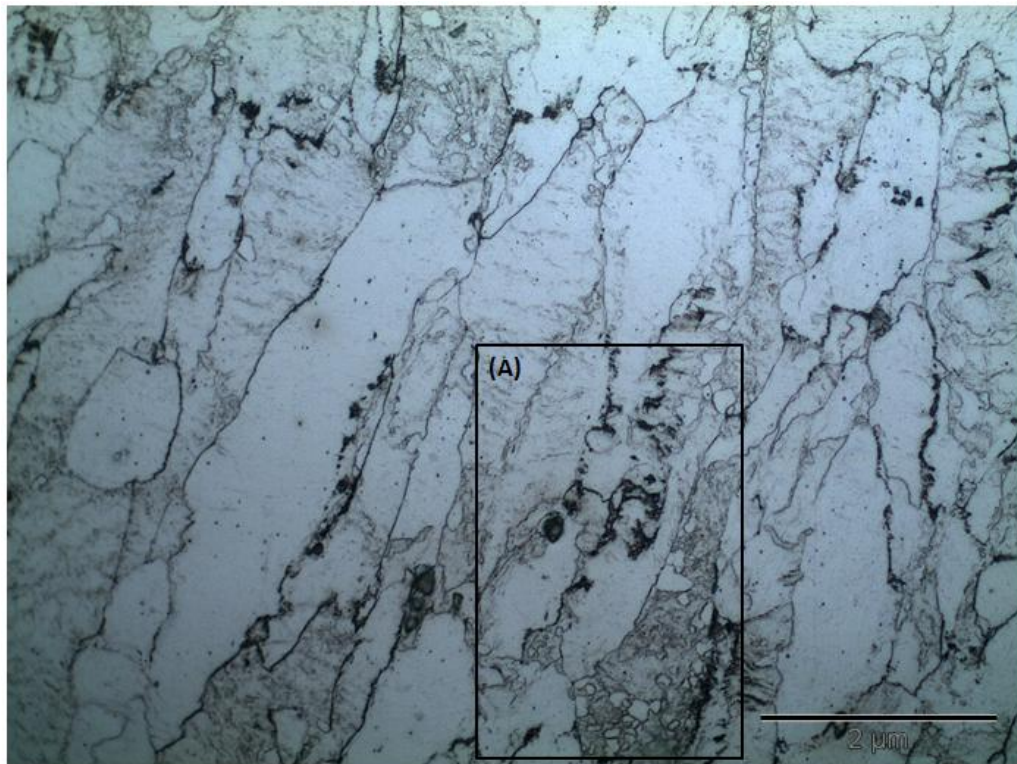


Figura 5.4. Fotomicrografia da condição M585 (Ataque: nital 5%).

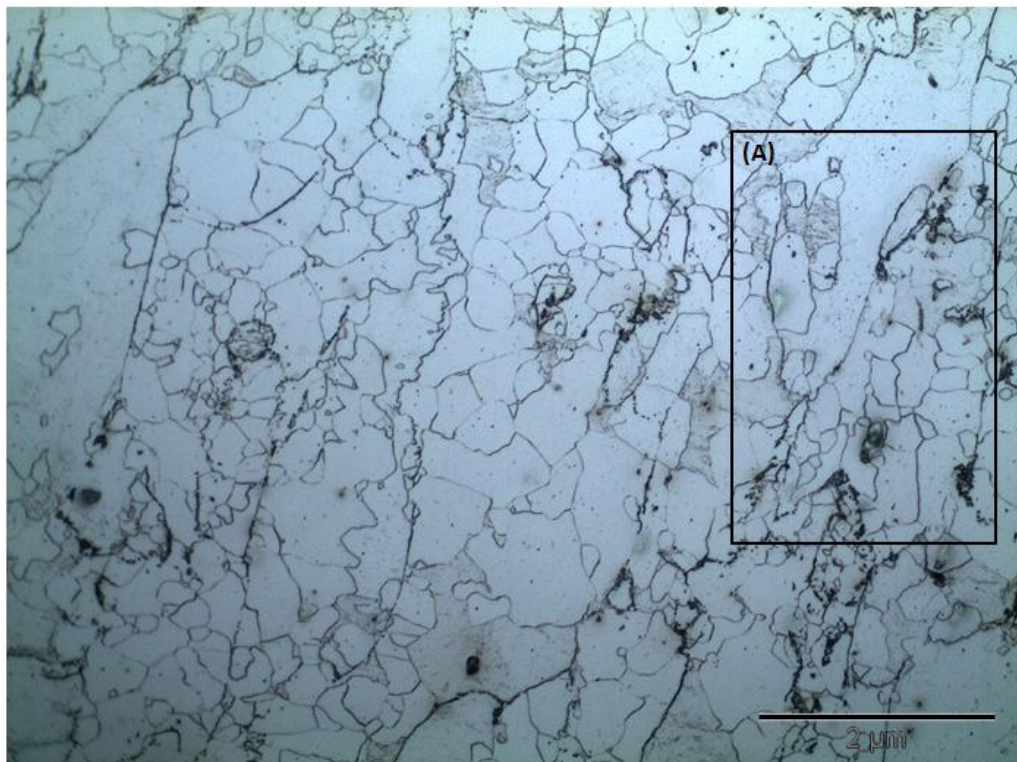


Figura 5.5. Fotomicrografia da condição M590 (Ataque: nital 5%).

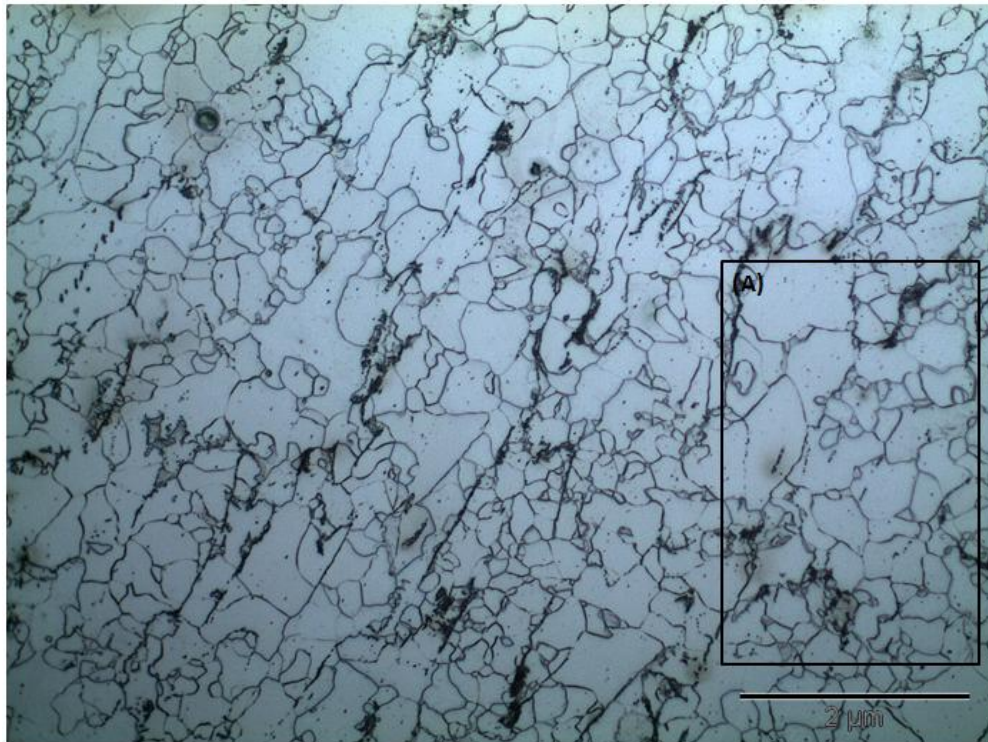


Figura 5.6. Fotomicrografia da amostra M595(Ataque: nital 5%).

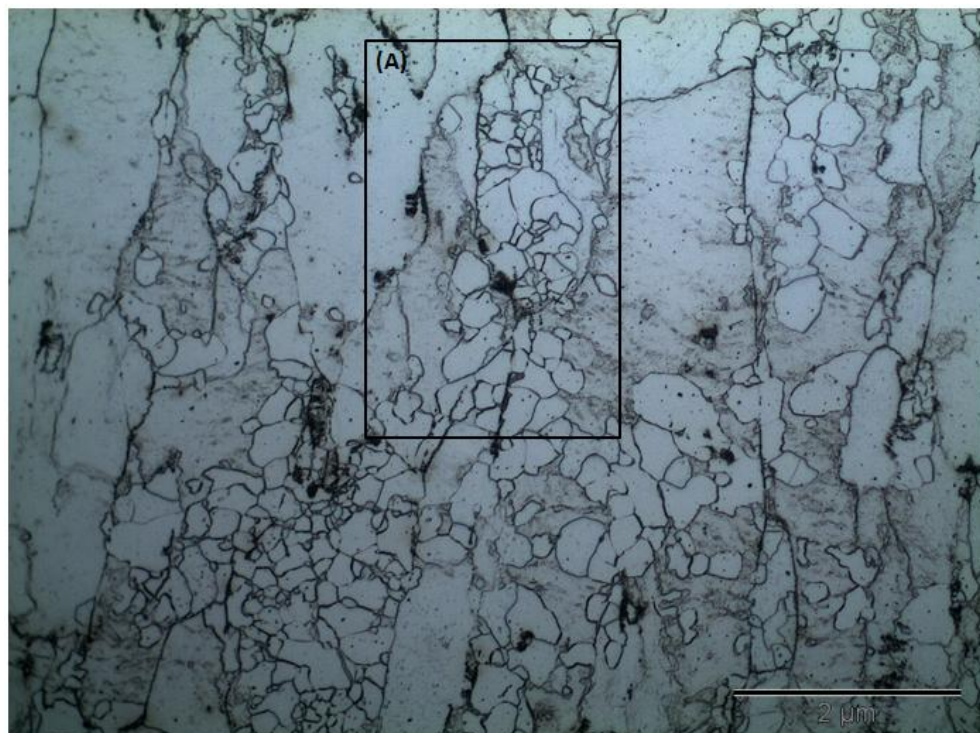


Figura 5.7. Figura 5.3. Fotomigrafia da condição M600 (Ataque: nital 5%).

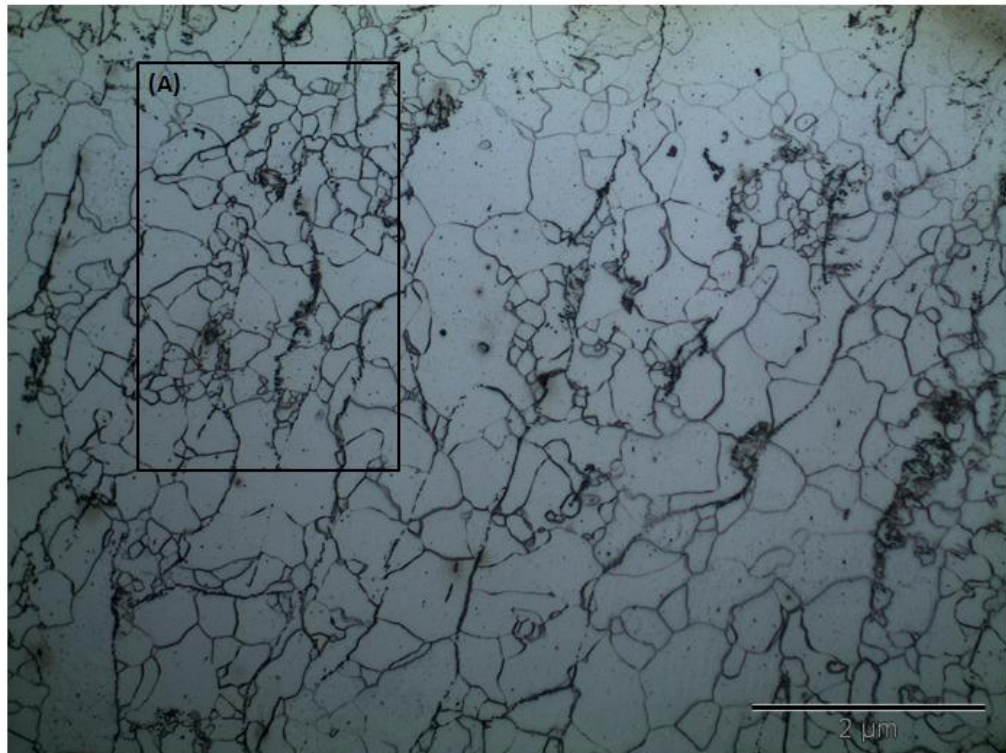


Figura 5.8. Figura 5.3. Fotomigrafia da condição M605 (Ataque: nital 5%).

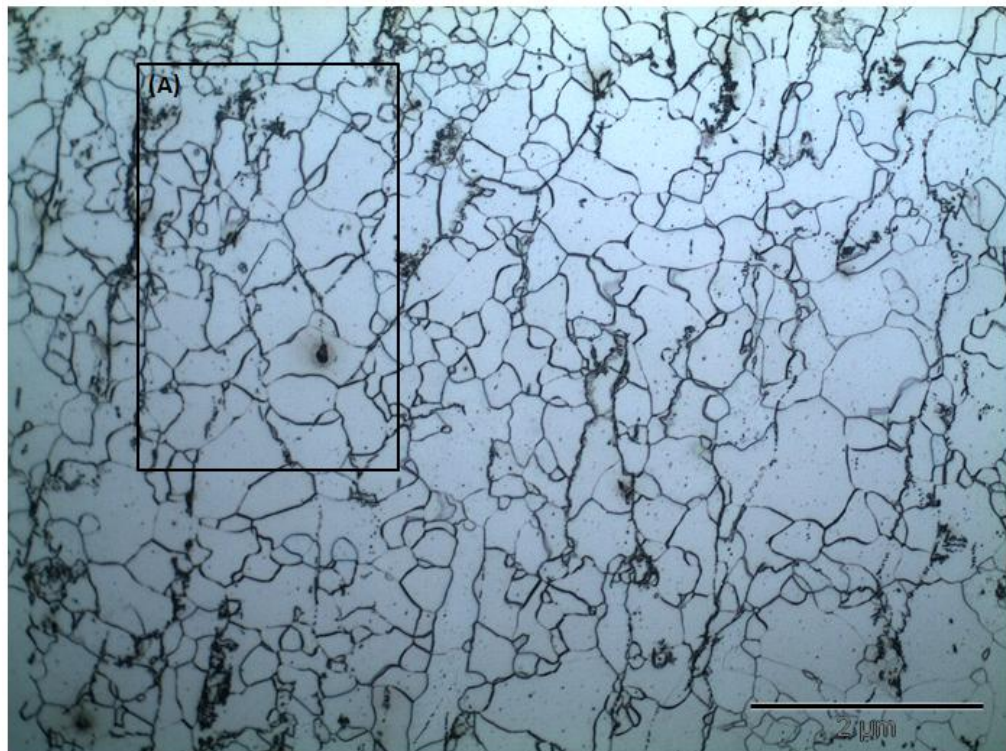


Figura 5.9. Fotomicrografia da condição M610 (Ataque: nital 5%).

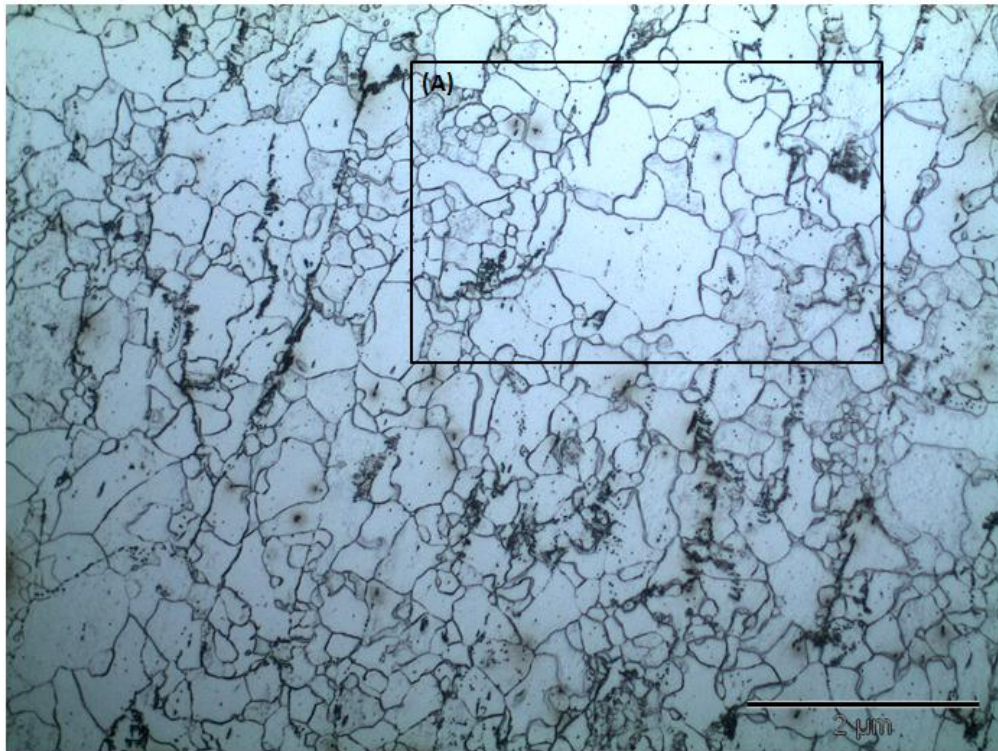


Figura 5.10. Fotomicrografia da condição M615 (Ataque: nital 5%).

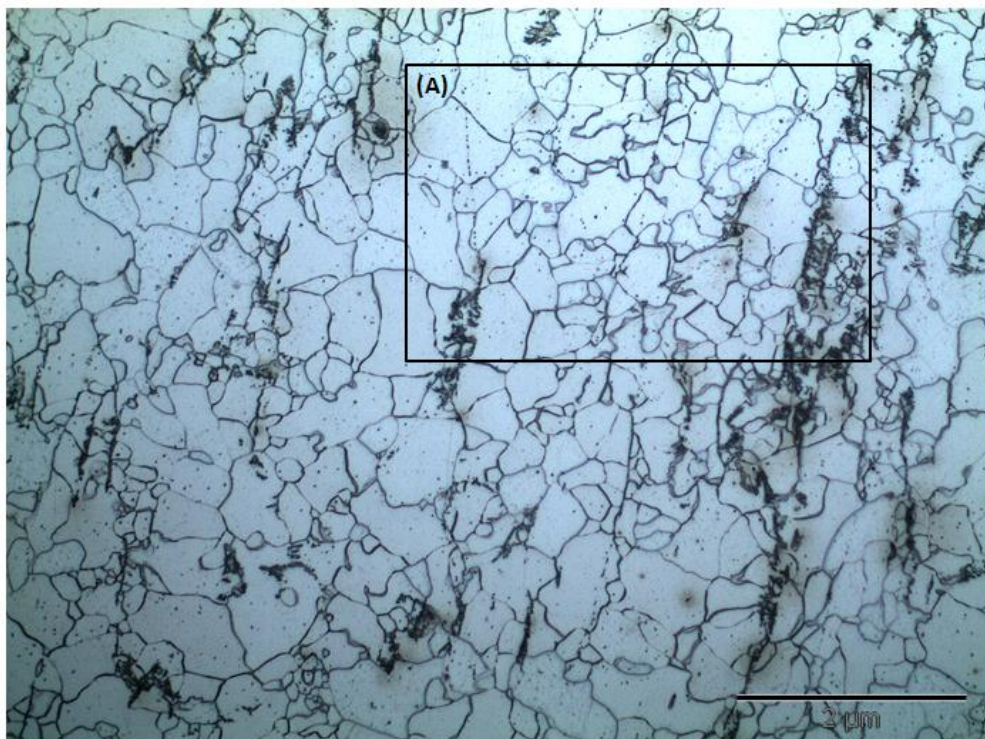


Figura 5.11. Fotomigrafia da condição M620 (Ataque: nital 5%).

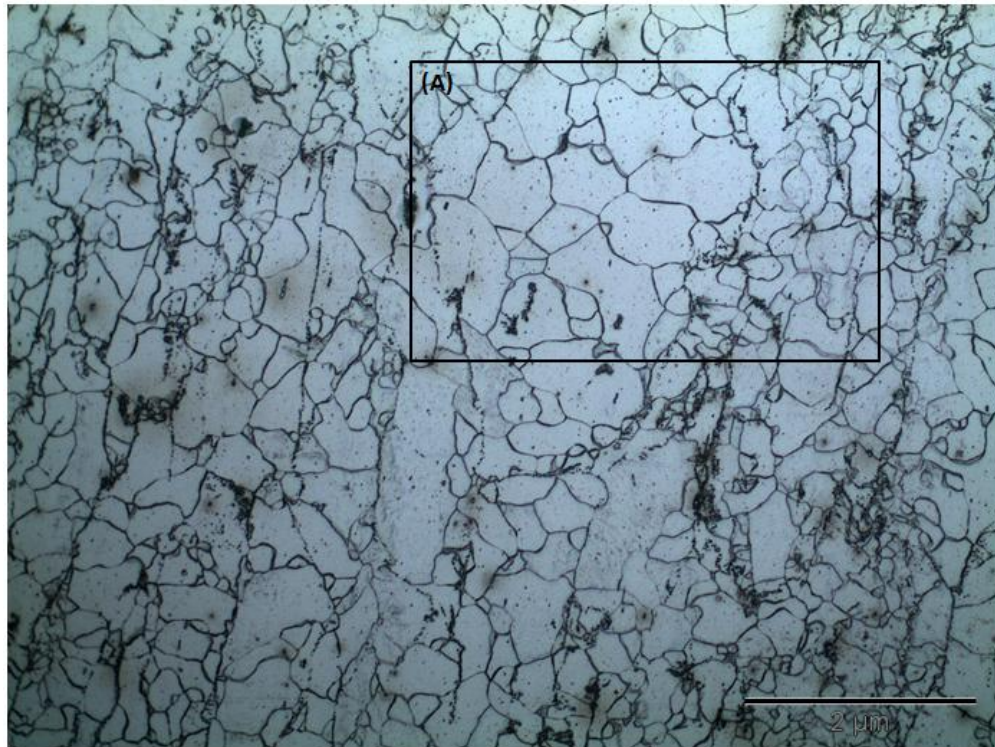
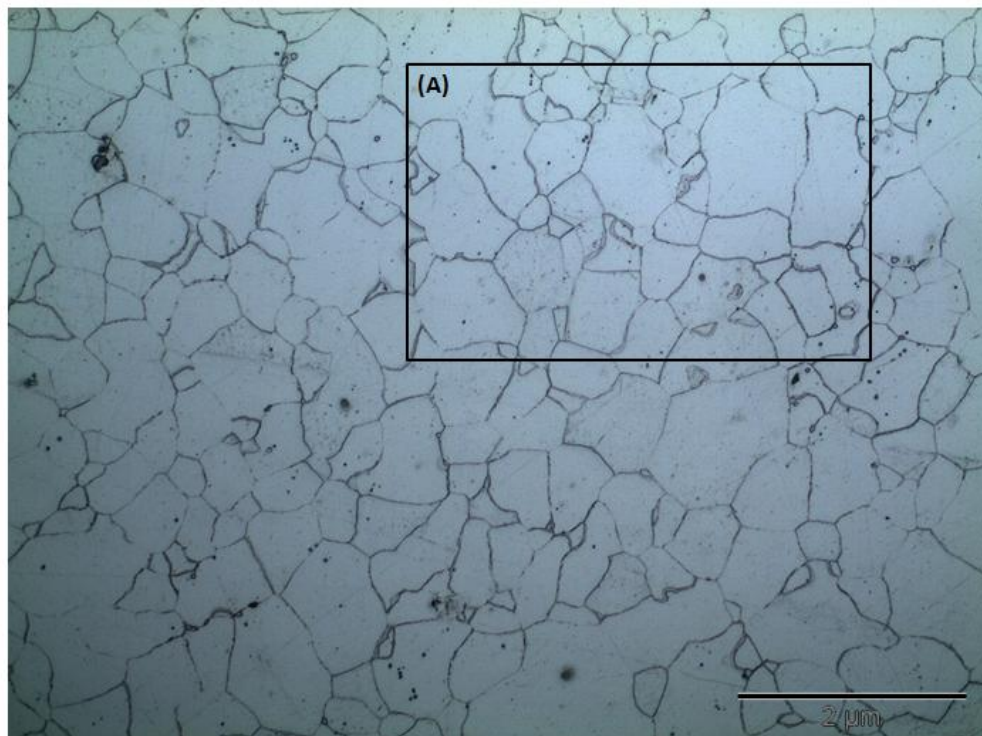


Figura 5.12. Fotomigrafia da condição MRC (Ataque: nital 5%).

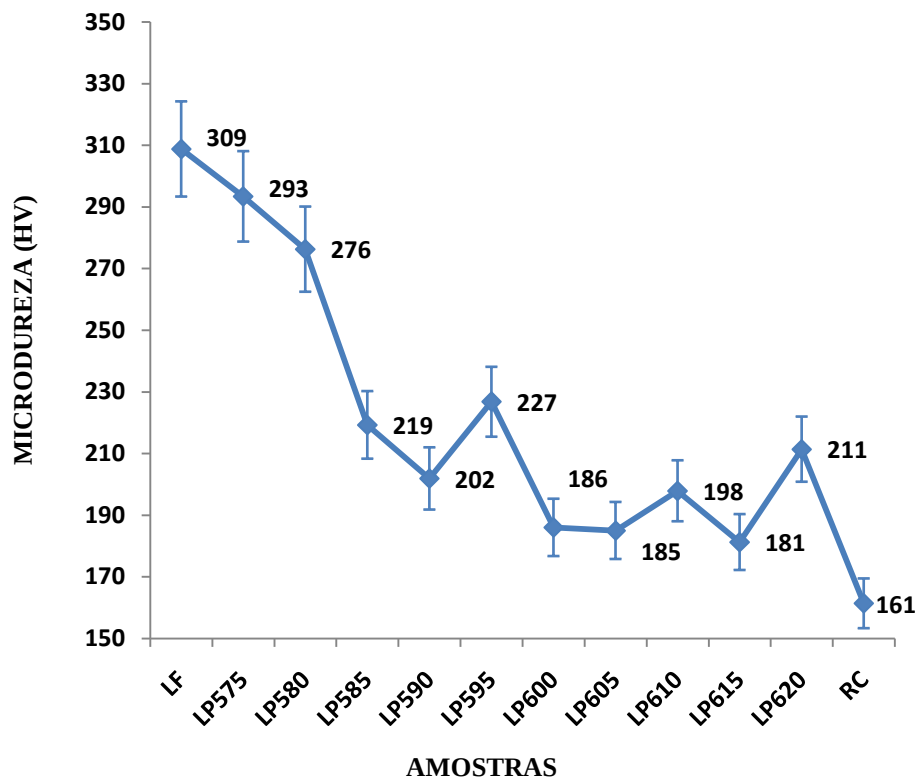


5.2. Microdureza

Discordâncias podem ser geradas e armazenadas nos cristais submetidos à deformação plástica ocasionada por trabalhos a frio em metais. Dessa forma podemos inferir que cristais deformados possuem maior dureza superficial em detrimento de cristais com menor grau de deformação ou recristalizados. Com o objetivo de reforçar a relação entre recristalização e evolução microestrutural foi traçado perfil de microdureza (HV), visto que a resistência mecânica expressa dureza microestrutural.

Na Figura 5.13 vemos que, as condições laminadas em escala piloto a frio e nas temperaturas de 575 e 580°C apresentam maiores valores de dureza e valores aproximados, reforçando que para essas condições permanece o estado microestrutural de deformação o que pode ser ratificado nas Figuras 5.1 a 5.3. A partir da condição submetida à laminação piloto para a temperatura de 585°C até 620°C há queda acentuada nos valores de dureza, valores esses que permanecem em níveis aproximados para os estados parcialmente e totalmente recristalizados e volta decrescer para a condição recozida em caixa a 730°C por 12 horas.

Figura 5.13. Perfil de Microdureza das Amostras.



5.3. Evolução da Textura Cristalográfica

Conforme proposto na metodologia nas Figuras 5.14 a 5.25 podemos observar a evolução da textura cristalográfica do aço elétrico GNO Laminado 50% a partir da condição laminado a frio, processado por laminação piloto nas temperaturas de 575 °C a 620 °C com incrementos de 5 °C por amostra e recozido a 730 °C por 12 horas.

A Figura 5.14 mostra as Funções de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOCs) em seção constante de $\phi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição de laminação piloto a frio até 50% da espessura para as amostras TLF-1 a TLF-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para laminação a frio a formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade 3. Apresenta tendência a formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade 4 e ainda apresenta as componentes (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] e (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidade 6, essas fibra e componentes são conhecidamente benéficas a melhora nas propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são (223)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidade 5 e (111)[$0\bar{1}1$] de intensidade 4. A forte textura impressa nessa condição estudada sugere alto grau de deformação, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.15 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 575 °C para as amostras T575-1 a T575-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento tendência a formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade 3. Apresenta tendência a formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade 5 e ainda apresenta as componentes (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] e (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidades variantes entre 5 e 7, essas fibra e componentes são conhecidamente benéficas a melhora nas propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são (223)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidade 5,5 a 7 e (111)[$\bar{1}\bar{1}2$] de intensidade 4,5 a 5. A forte textura impressa nessa condição estudada sugere alto grau de deformação, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.16 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 580 °C para as amostras T580-1 a T580-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento tendência a formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade 3 a 4. Apresenta tendência a formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade 4 a 6 e ainda apresenta as componentes (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] e (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidades variantes entre 5 e 7, benéficas a melhora nas propriedades magnéticas. Outras

componentes presentes nas FDOCs são $(223)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidade 6 a 7 e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ de intensidade 5,5 a 6,5. A textura impressa nessa condição sugere alto grau de deformação, podendo ser comparada em termos de intensidade com a condição laminada a frio e laminada a temperatura de 575° C, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.17 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 585 °C para as amostras T585-1 a T585-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento redução tendência a formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade 2,5 que é menor quando comparada as condições previamente avaliadas. Apresenta aumento na tendência de formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade 4 a 5 e ainda apresenta as componentes $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidades variantes entre 4,5 a 6, benéficas a melhora nas propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são $(223)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidade 6 a 7 e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ de intensidade 5,5 a 6,5. A textura impressa nessa condição sugere redução de deformação, se comparada em termos de intensidade com a condição laminada a frio e processada por laminação piloto em temperaturas inferiores, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.18 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 590 °C para as amostras T590-1 a T590-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento baixa tendência à formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade 4, aparecendo apenas em 1 amostra das 4. Apresenta moderada tendência de formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade 2,5 a 4 e ainda apresenta as componentes $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidades variantes entre 5 a 7, benéficas as propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são $(223)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidade 5 a 6 e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ de intensidade 4,5. A textura impressa nessa condição sugere uma maior redução de deformação, se comparada em termos de intensidade com a condição laminada a frio e processada por laminação piloto em temperaturas inferiores, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.19 mostra as Funções de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC) em seção constante de $\phi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 595 °C para as amostras T595-1 a T595-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da

Figura 3.14, para o referido processamento elevada tendência à formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade de 3 a 4, aparecendo em 3 amostras das 4. Apresenta baixa tendência de formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade 4 e ainda apresenta as componentes $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidades variantes entre 5 a 7, benéficas as propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são $(223)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidade 4 a 5 e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ de intensidade 4 a 6,5. A textura impressa nessa condição sugere um novo aumento na textura de deformação, se comparada em termos de intensidade com a condição laminada a frio e processada por laminação piloto em temperaturas inferiores, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.20 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi 2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 600°C para as amostras T600-1 a T600-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento moderada tendência à formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade 4. Apresenta moderada tendência de formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade de 3 a 4 e ainda apresenta as componentes $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidades variantes entre 3 a 5, benéficas as propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são $(223)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidade 3,5 e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ de intensidade 4 a 7. A textura impressa nessa condição o equilíbrio entre na textura de deformação e a de recristalização, se comparada em termos de intensidade com a condição laminada a frio e processada por laminação piloto nas demais temperaturas, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.21 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi 2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 605°C para as amostras T605-1 a T605-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento elevada tendência à formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade de 2 a 3,5. Apresenta alta tendência de formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade de 2 a 3 e ainda apresenta as componentes $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidades variantes entre 3 a 4, benéficas as propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são $(223)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidade de 2 a 5 e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ de intensidade 3,5 a 6. A textura impressa nessa condição a sugere uma textura de recristalização, se comparada em termos de intensidade com a condição laminada a frio e processada por laminação piloto nas demais temperaturas, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.22 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi 2 = 45^\circ$ na notação de

Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 610 °C para as amostras T610-1 a T610-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento baixa tendência à formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade de 3,5. Apresenta alta tendência de formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade de 2 a 2,5 e ainda apresenta as componentes (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] e (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidades variantes entre 3 a 4, benéficas as propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são (223)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidade de 3 a 3,5 e (111)[$\bar{1}\bar{1}2$] de intensidade 3 a 4,5. A textura impressa nessa condição a sugere uma textura de recristalização, se comparada em termos de intensidade com a condição laminada a frio e processada por laminação piloto nas demais temperaturas, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.23 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 615 °C para as amostras T615-1 a T615-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento moderada tendência à formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade de 2 a 2,5. Apresenta alta tendência de formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade de 2 a 2,5 e ainda apresenta as componentes (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] e (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidades de 2,5, benéficas as propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são (223)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidade de 2 a 4,5 e (111)[$\bar{1}\bar{1}2$] de intensidade 3 a 6. A textura é sugestiva de recristalização, possuindo redução de intensidade em relação à condição laminada a frio e processada por laminação piloto nas demais temperaturas, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.24 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição processada por laminação piloto até 50% da espessura a temperatura de 620 °C para as amostras T620-1 a T620-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento elevada tendência à formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade de 2 a 3. Apresenta moderada tendência de formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade de 2 a 3 e ainda apresenta as componentes (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] e (001)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidades variantes entre 2 e 3,5, benéficas as propriedades magnéticas. Outras componentes presentes nas FDOCs são (223)[$\bar{1}\bar{1}0$] de intensidade de 2,5 e (111)[$\bar{1}\bar{1}2$] de intensidade 4 a 6. A textura é sugestiva de recristalização, possuindo redução de intensidade relativa às condições laminada a frio e processada por laminação piloto nas demais temperaturas, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

A Figura 5.25 mostra as FDOCs em seção constante de $\phi_2 = 45^\circ$ na notação de Bunge, representando a textura cristalográfica da condição recozida em caixa a 730°C por 12h, para as amostras TRC-1 a TRC-4. Apresenta de acordo com o ábaco de textura da Figura 3.14, para o referido processamento alta tendência à formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$) com intensidade de 2 a 3. Apresenta moderada tendência de formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$) com intensidade de 2 a 3,5 e ainda apresenta as componentes $(001)[1\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ de intensidades variantes entre 2 e 3,5, benéficas as propriedades magnéticas. Outra componente presente nas FDOCs é $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ de intensidade 3,5 a 4. A textura é sugestiva de recristalização, possuindo redução de intensidade relativa às amostras processada por laminação, estando em concordância com a microestrutura adquirida para a condição de processamento e o perfil de microdureza traçado.

Figura 5.14. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra LF nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

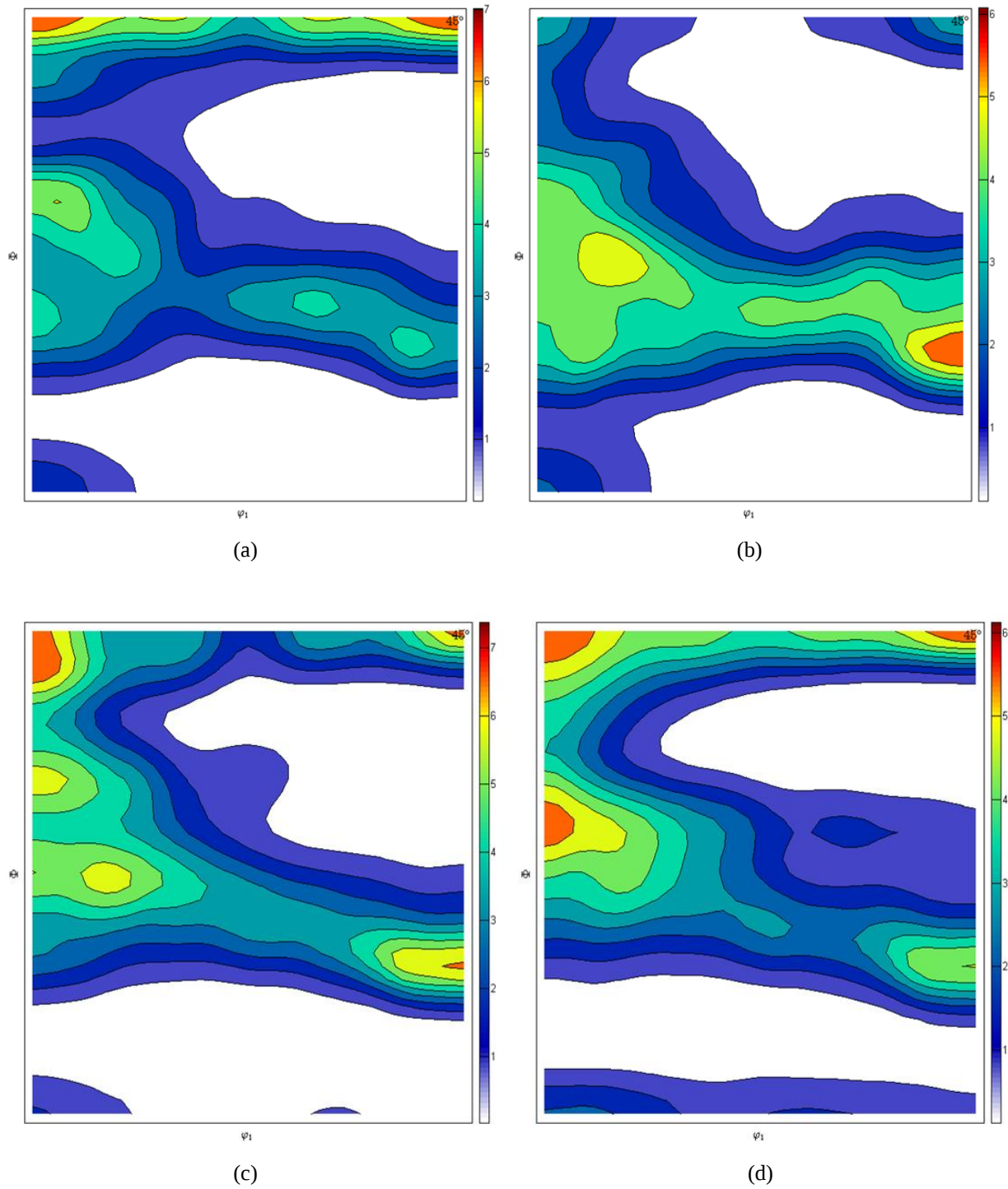


Figura 5.15. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T575 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

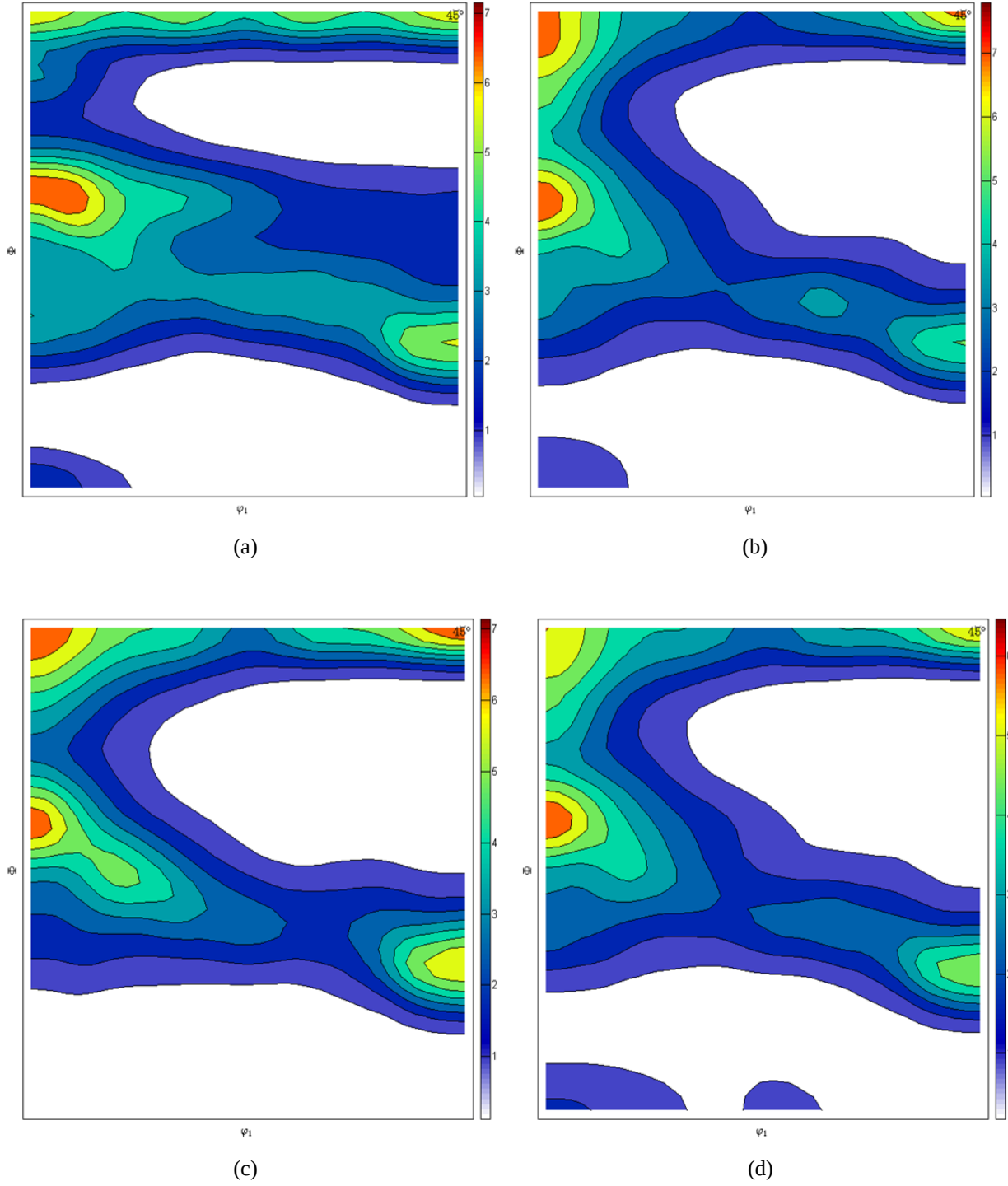


Figura 5.16. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T580 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

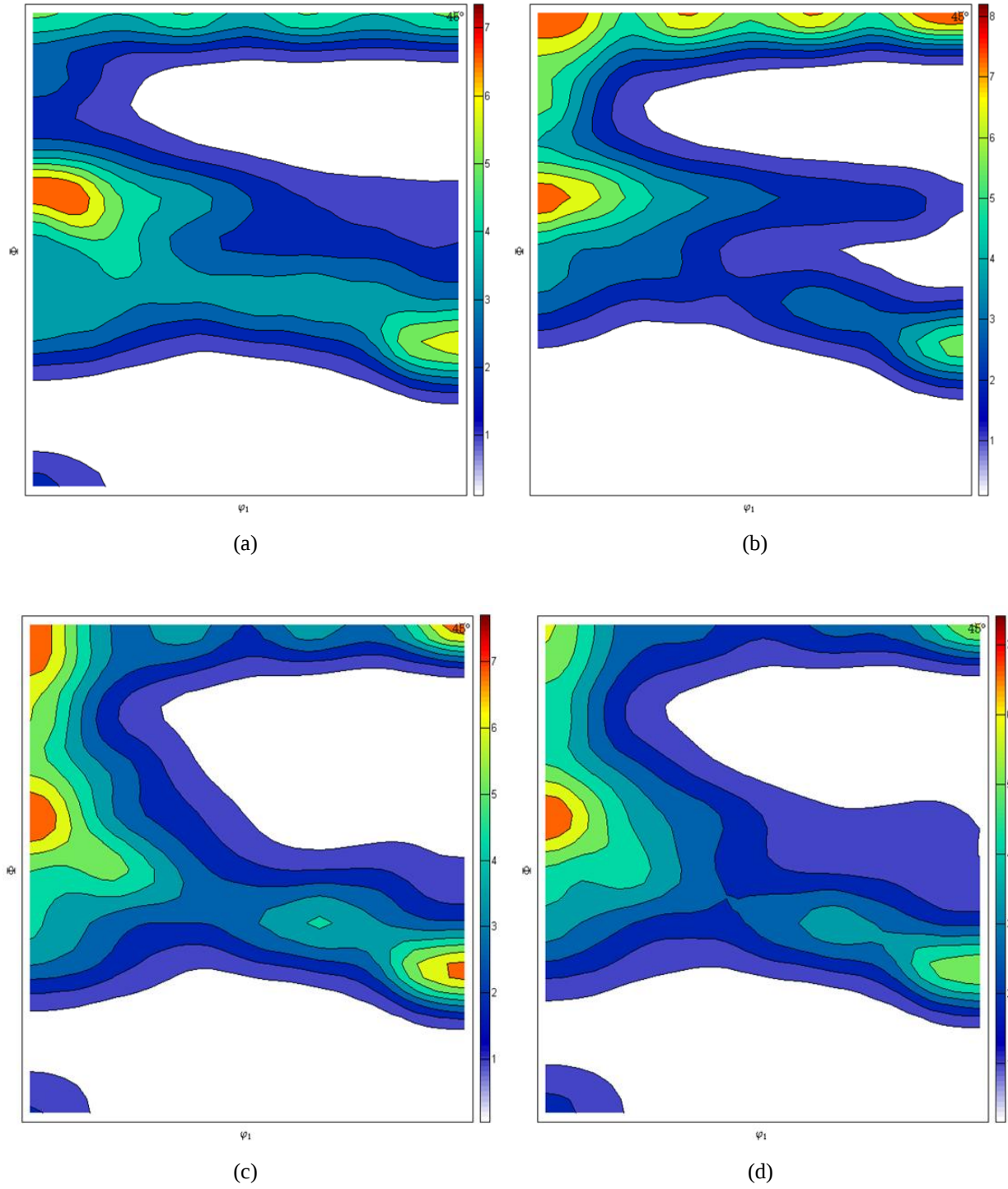


Figura 5.17. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T585 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

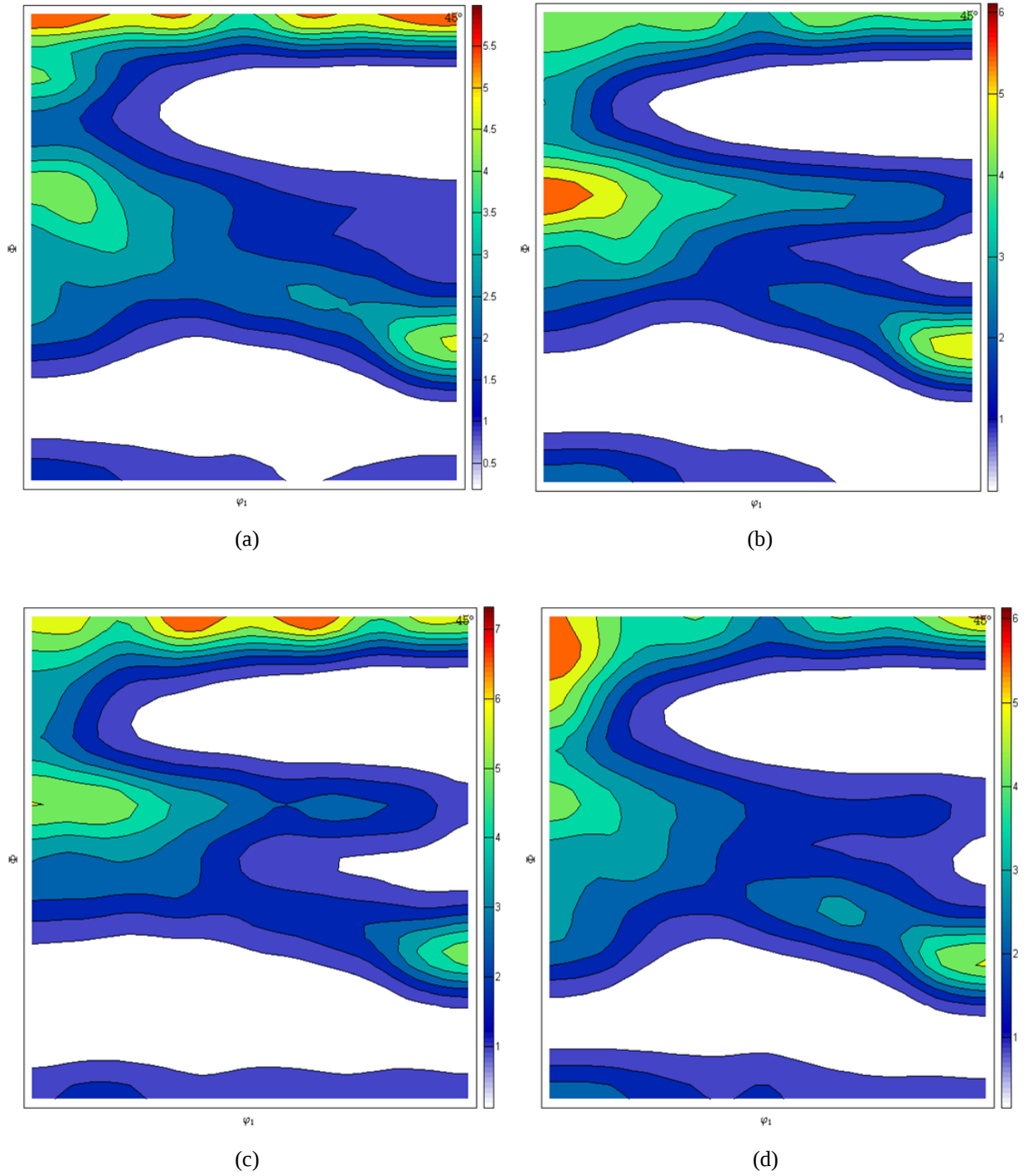


Figura 5.18. Seção de $\phi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T590 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

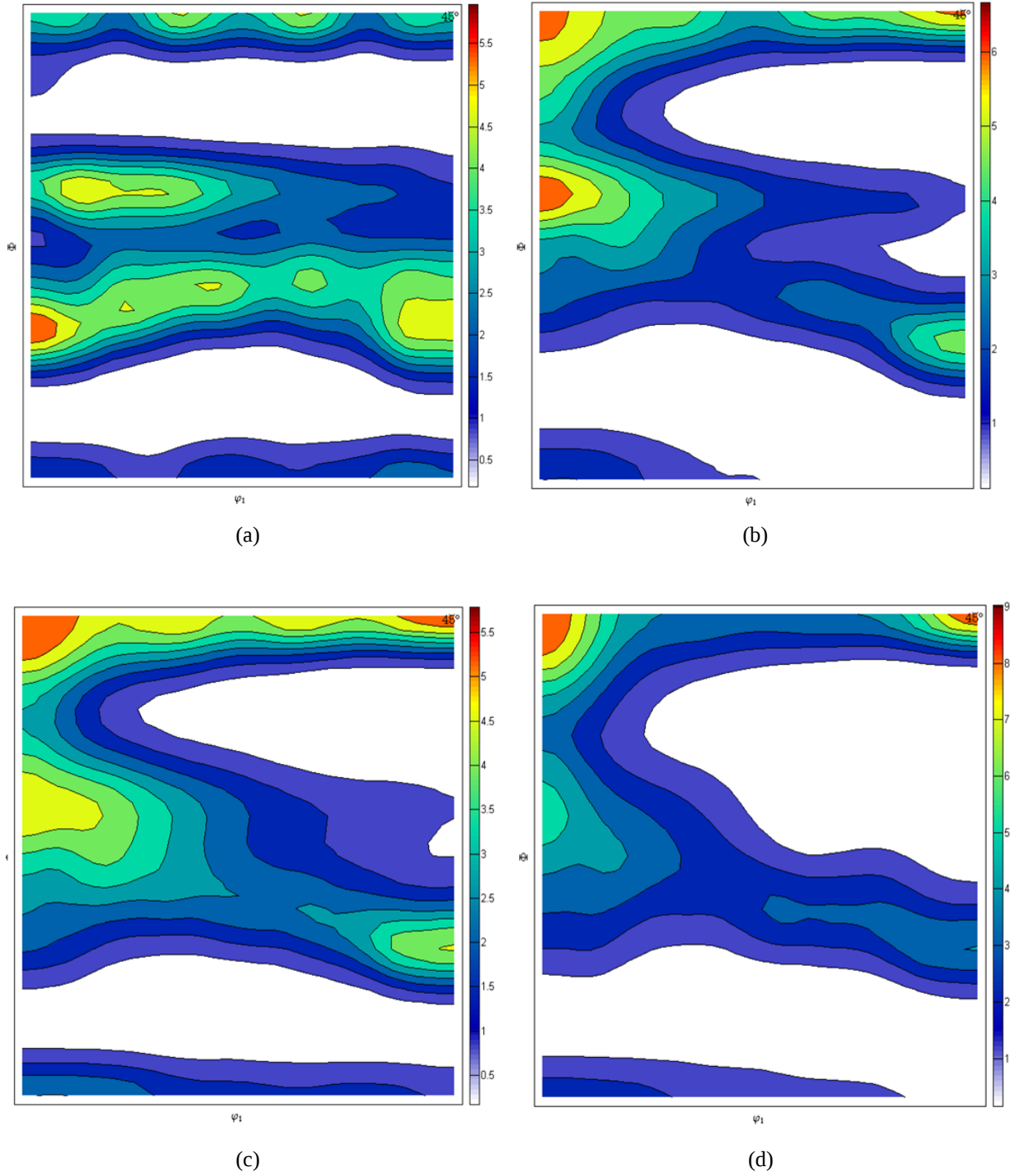


Figura 5.19. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T595 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

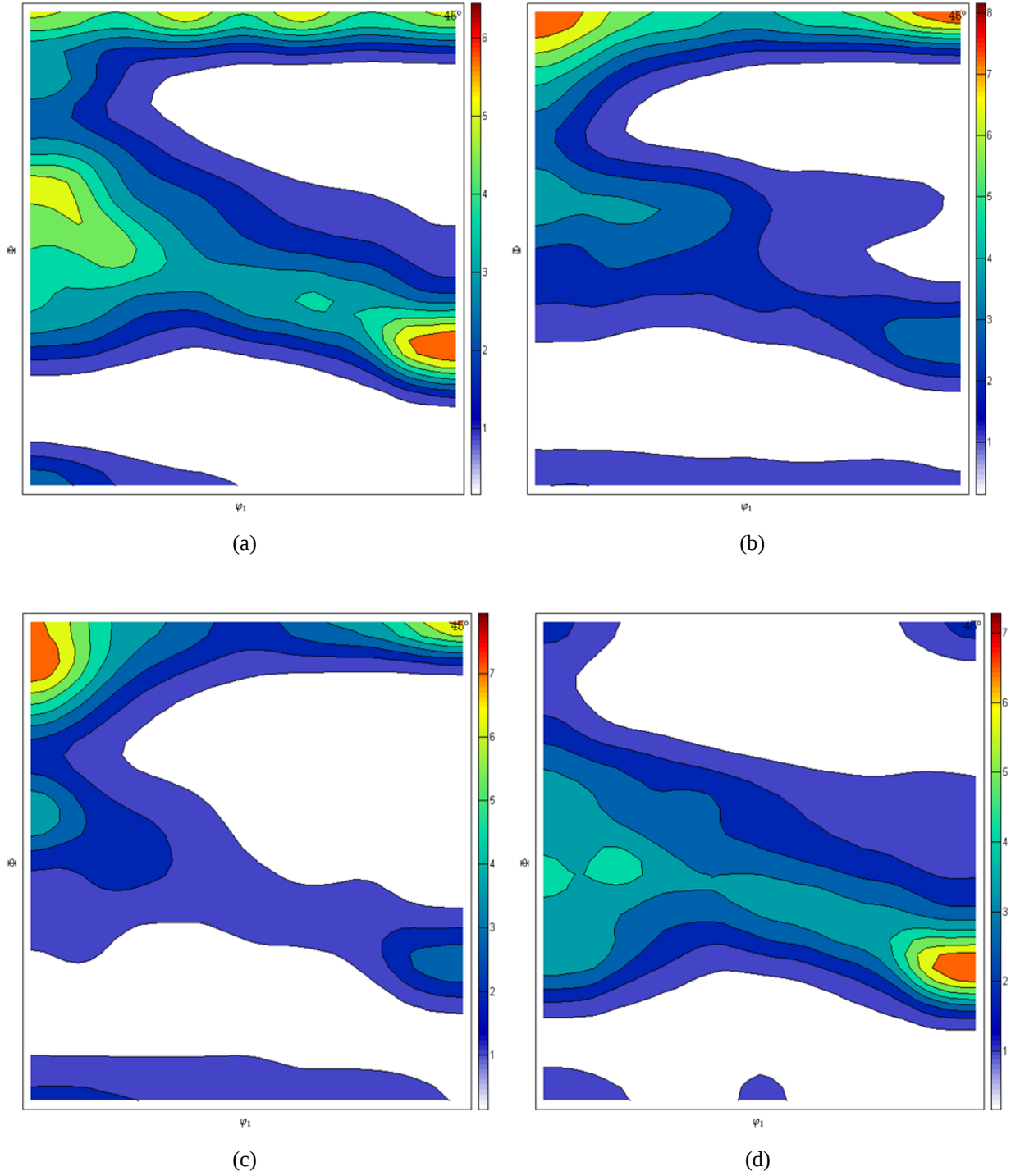


Figura 5.20. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T600 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

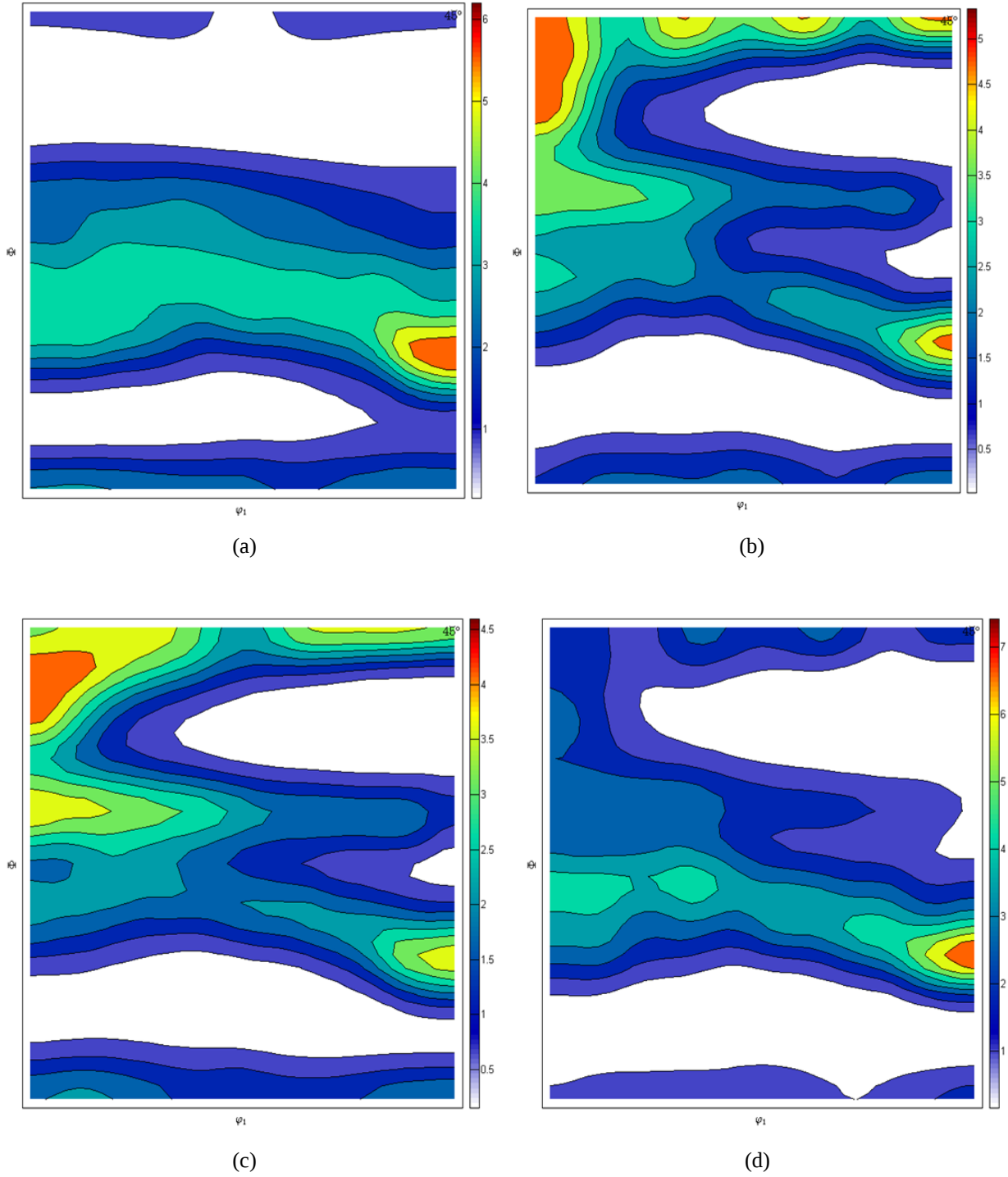


Figura 5.21. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T605 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

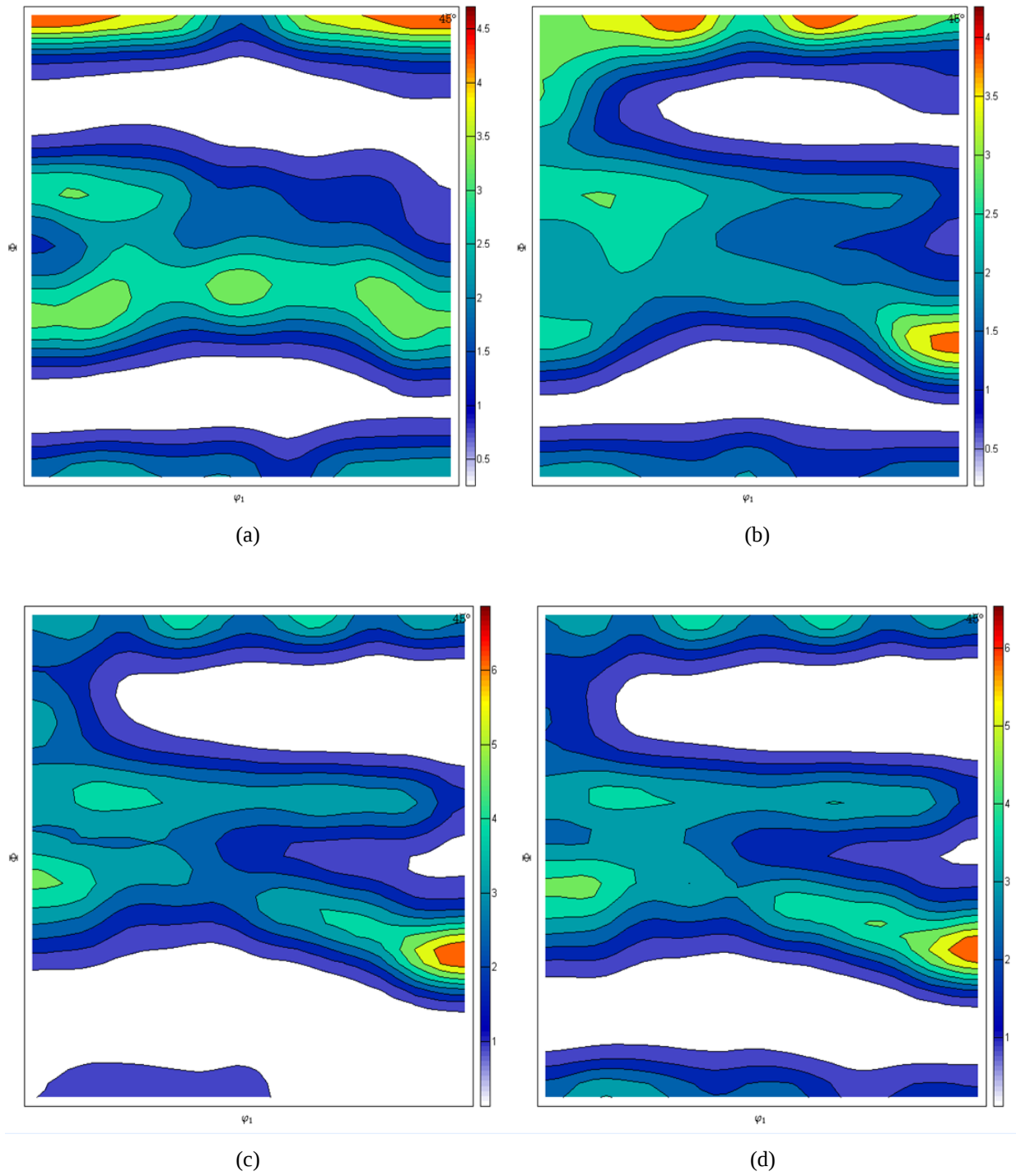


Figura 5.22. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T610 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

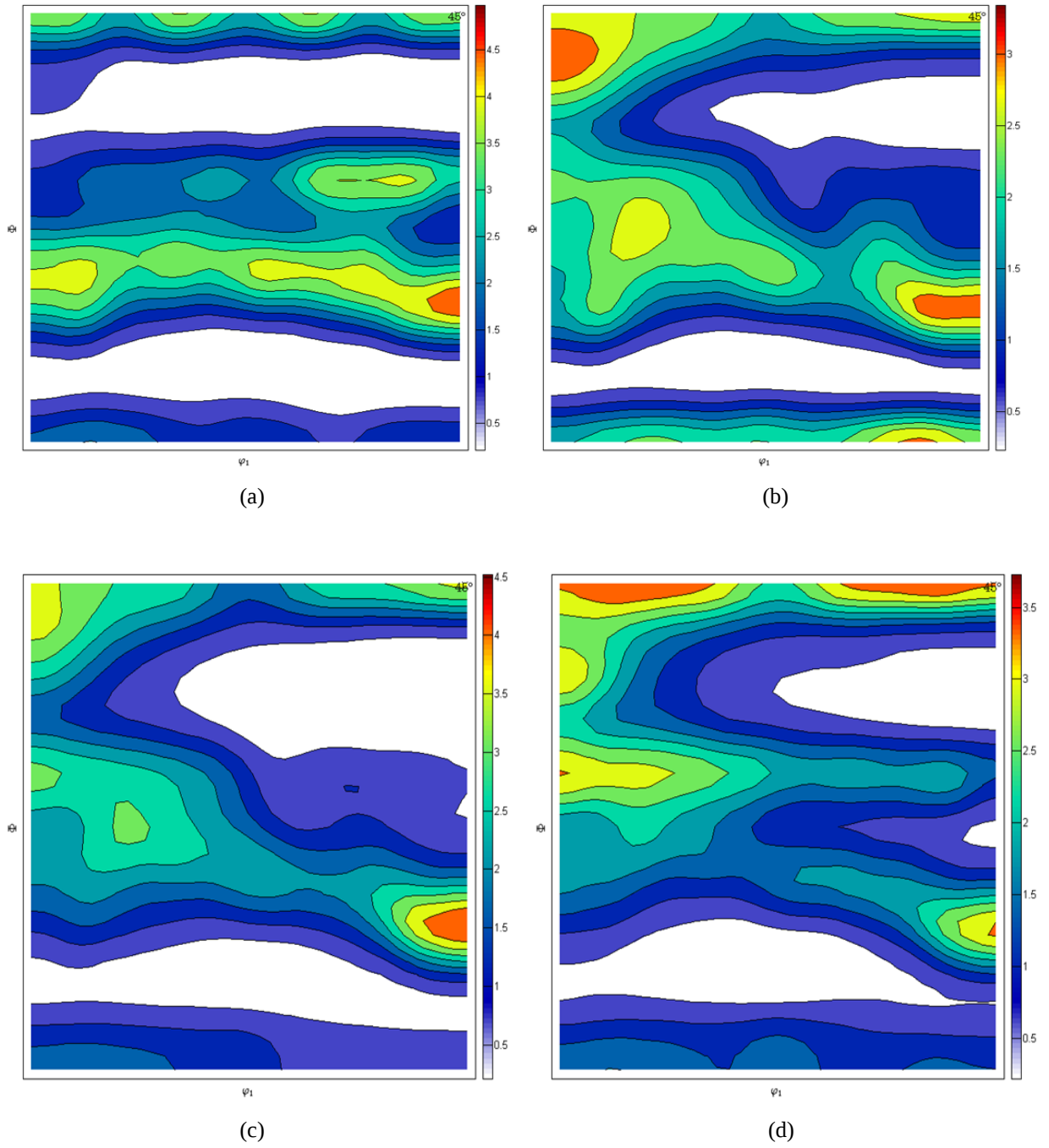


Figura 5.23. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T615 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

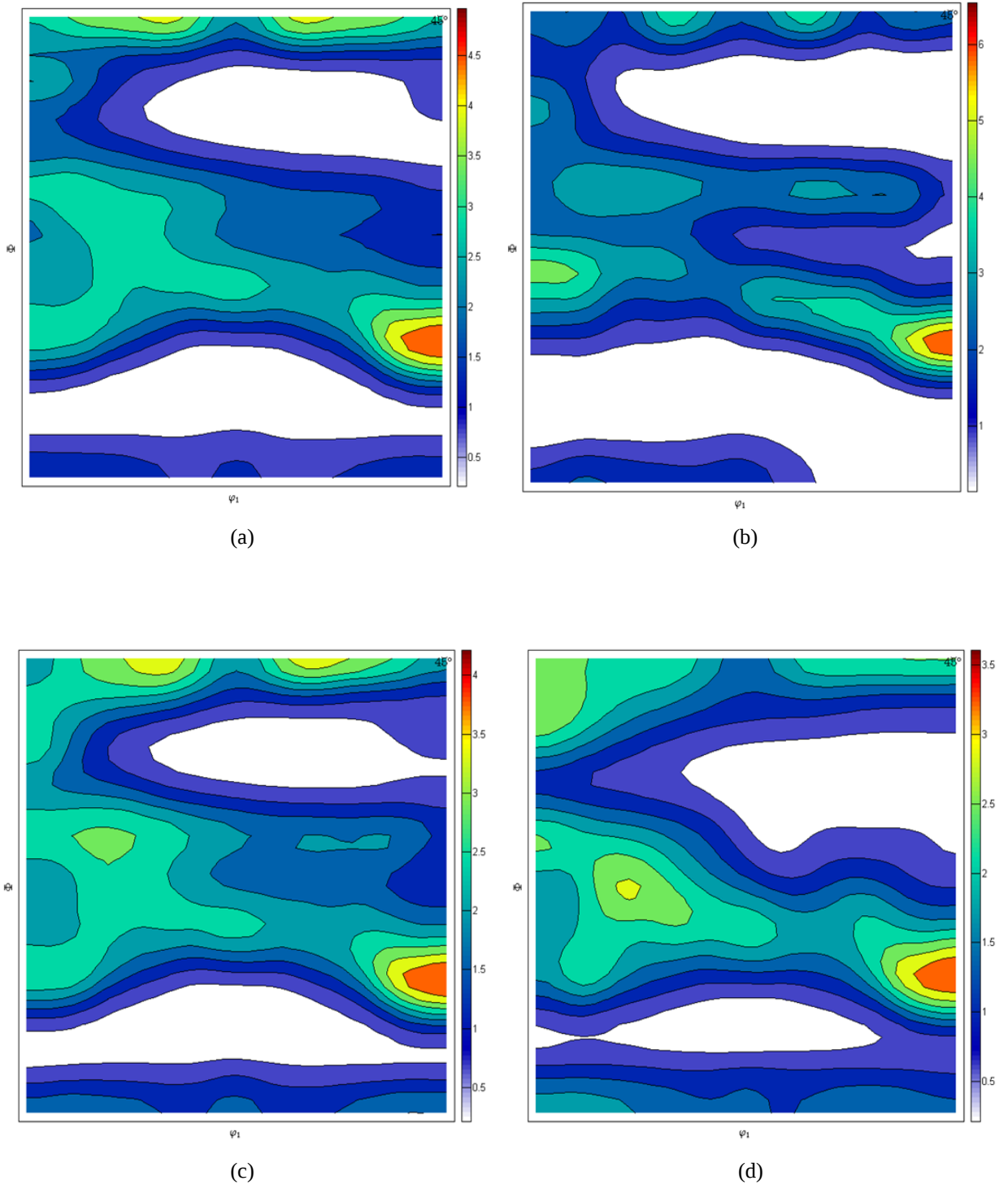


Figura 5.24. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra T620 nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.

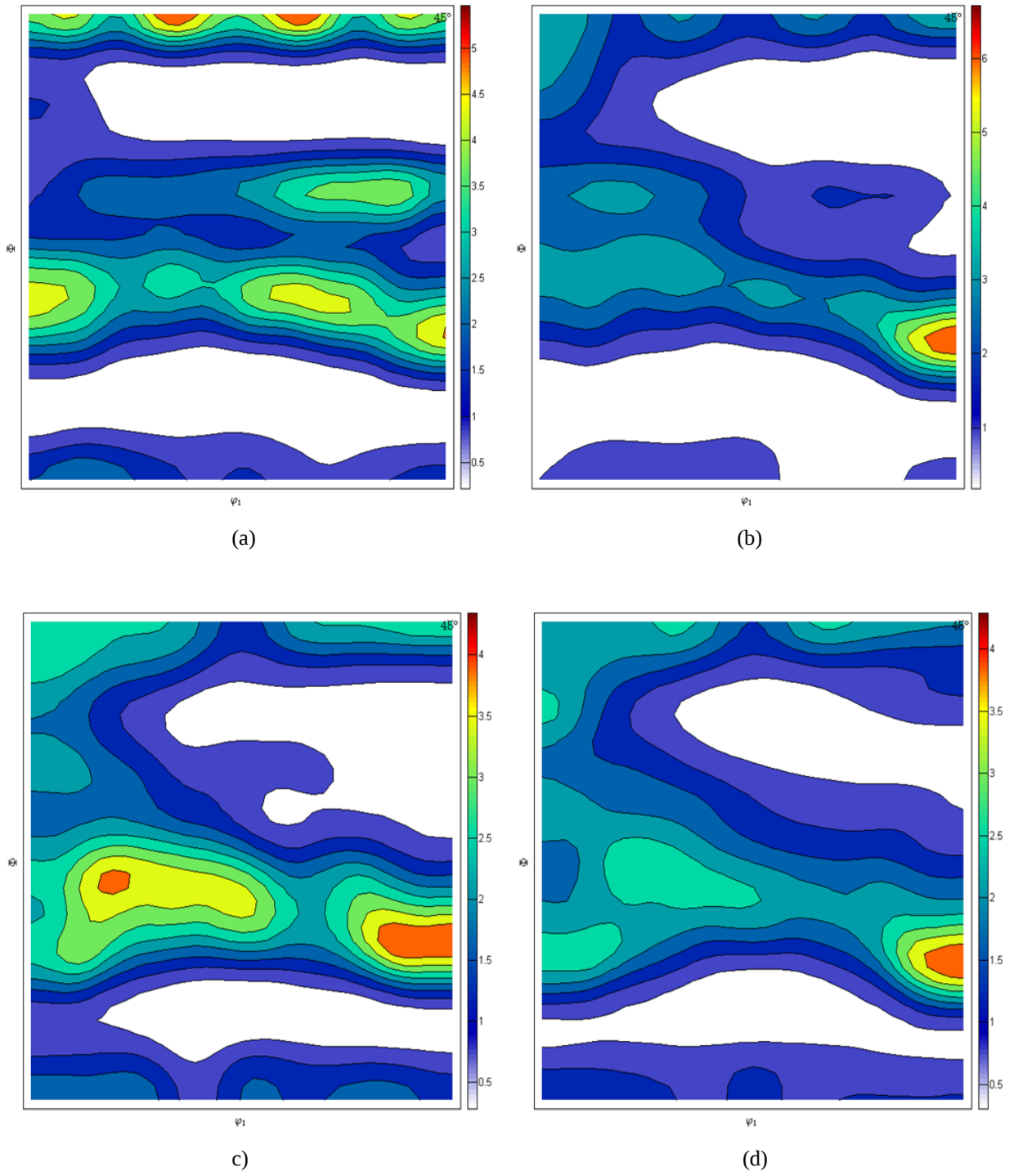
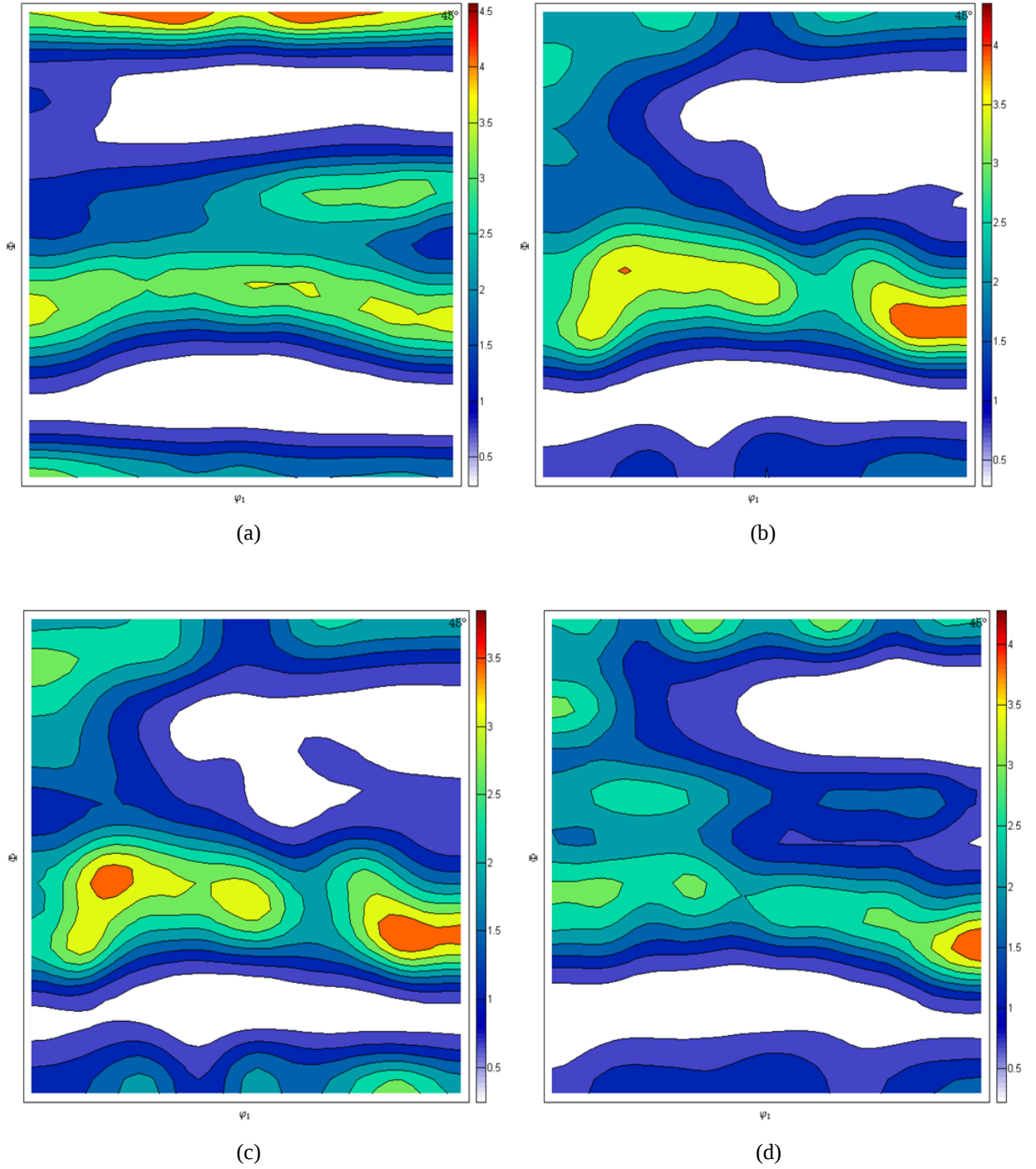


Figura 5.25. Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ (notação de Bunge) da amostra RC nas regiões (a) 1, (b) 2, (c) 3 e (d) 4.



6. CONCLUSÕES

– Análise a evolução da microestrutura para diferentes estágios de recristalização parcial até o estágio de recristalização total.

As Figuras 5.1 a 5.12 mostram o desenvolvimento de microestruturas em diferentes estágios de processamento. Observou-se que a condição de laminação piloto a frio Figura 5.1, possui totalidade dos grãos alongados e dispostos de acordo com a direção de laminação caracterizando uma microestrutura deformada. Após as laminações nas temperaturas de 575 a 595°C Figuras 5.2 a 5.6, observaram-se grãos alongados característicos da microestrutura de deformação, o início da nucleação de novos grãos a partir da região de contorno de grão e intragranular e a multiplicação desses novos grãos caracterizando uma microestrutura parcialmente recristalizada. Após as laminações nas temperaturas de 600 e 620 °C e o recozimento em caixa a 730 ° C por 12h Figuras 5.7 a 5.12, observaram-se grãos equiaxiais característicos da microestrutura recristalizada totalmente e o início do crescimento desses novos grãos.

– Análise a evolução da microdureza para diferentes estágios de recristalização parcial até o estágio de recristalização total.

De acordo com a curva obtida para a microdureza e observada na Figura 5.13 em consonância com as micrografias vistas nas Figuras 5.1 a 5.12, é aceitável afirmar que para aço elétrico de grão não orientado com 1,28% Si submetido à laminação piloto reduzido 50% e submetido ao tratamento térmico de recozimento em caixa, a recristalização primária tem início a 575°C (temperatura do início da recristalização parcial) chegando ao maior nível de recristalização (recristalização total com crescimento de grão) na condição recozida em caixa na temperatura de 730 °C por 12 horas que apresentou o menor valor de microdureza, visto que a dureza superficial está diretamente relacionada à microestrutura do material.

– Análise a evolução da textura cristalográfica para diferentes estágios de recristalização parcial até o estágio de recristalização total.

A evolução da textura cristalográfica apresentou a formação de fibras e componentes características da seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ do espaço de Euler para os aços a fibra γ ($\langle 111 \rangle // \text{DN}$), fibra θ ($\langle 001 \rangle // \text{DL}$), componentes $(001)[1\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$, $(223)[1\bar{1}0]$ e $(111)[0\bar{1}1]$. As condições de textura avaliadas diferem umas das outras essencialmente em

intensidade e tendência de formação das fibras e componentes, de acordo com os estágios de recristalização indo de uma textura com maior tendência de formação da fibra γ nas microestruturas recristalizadas parcialmente para texturas com maior tendência de formação da fibra θ nas microestruturas recristalizadas totalmente.

– Avaliação da relação existente entre a textura cristalográfica apresentada e a evolução da microestrutura com os aspectos da recristalização.

A formação da fibra θ ($\langle 001 \rangle // DL$) traz componentes de mais fácil magnetização, porém a melhor condição para aplicação em aços elétricos de grão não orientado é a textura de formação da fibra θ sem a formação de componentes preferenciais, o que pode ser observado principalmente nas microestruturas recristalizadas totalmente Figuras 5.23 a 5.25, que apresentam alta tendência na formação da fibra θ ao passo que ocorre uma sensível redução na intensidade das componentes características $(001)[1\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e redução na tendência de formação da fibra γ ($\langle 111 \rangle // DN$).

– Avaliação dos resultados de textura cristalográfica e de evolução microestrutural com o favorecimento do melhor desempenho do material em sua respectiva aplicação.

De acordo com a evolução microestrutural, aqui observada, é seguro sugerir que aço elétrico de grão não orientado com 1,28%p Si possui tendência ao crescimento de grão motivado pelo aumento da temperatura de processamento e pelo tratamento térmico adicional de recozimento. Pode-se avaliar, portanto a possibilidade de eliminação de Recozimento Final, visto que, a laminação piloto nas temperaturas de 615° C e 620 °C produziram resultado similar ao recozimento Final. Reduzir etapas no processo de fabricação reduziria o tempo e o custo em caso de produção do material.

7. TRABALHOS FUTUROS

- Levantar as curvas de histerese magnética para as mesmas condições estudadas no presente trabalho.
- Realizar uma análise da microtextura por EBSD (Electron Backscattered Diffraction) para as mesmas condições estudadas no presente trabalho.
- Investigar o fenômeno de crescimento de grão após a recristalização primária do material estudado no presente trabalho.

8. REFERÊNCIAS

- ALCANTARA, F. L., CUNHA, M. A., *Estudo da Recristalização Secundária de Aço Silício de Grão Orientado*, Congresso Anual ABM, Belo Horizonte, 2005.
- BOHN, F., GUDEL, 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.
- CALLISTER JR., W. D., *Ciência e Engenharia de Materiais – Uma Introdução*, 7ª edição, LTC, Inc., 2008.
- CAMPOS, M. F., *Microestrutura, Textura e Propriedades Magnéticas em Aços Elétricos*, Tese, Universidade de São Paulo, 2000.
- CASTRO, N. A., *Controle da Textura e da Microestrutura Durante o Processo de Fabricação de Aços Elétricos Semiprocessados*, Tese, Universidade de São Paulo, 2008.
- COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. In: Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. Edgard Blucher, 1994.
- FERREIRA, D.C., 2016, *Avaliação da Recristalização e da Textura Cristalográfica de um Aço Elétrico de Grão Não Orientado (GNO), Trabalho de Conclusão de Curso, IFCE, Maracanaú-CE*
- FORNER, S., *The Vibrating Sample Magnetometer – Experiences of a volunteer*, J. Appl. Phys., volume 79, pp. 4740-4745, 1996.
- FREITAS, F.N.C., 2003, *Adequabilidade das Condições de Laminação de um Aço Baixo-Carbono à Estampagem Profunda*, Dissertação de M.Sc., UFC, Fortaleza-CE.
- FREITAS, F.N.C., 2011, *A Influência da Recristalização no Comportamento da Textura Cristalográfica e nas Perdas Magnéticas por Histerese de um Aço Elétrico de Grão Não Orientado (GNO)*, Tese de Doutorado, UFC, Fortaleza-CE.
- GOTTSTEIN, G.; SHVINDLERMAN, L. S. Grain boundary migration in metals: thermodynamics, kinetics, applications. CRC press, 1999.
- HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2ª edição, Elsevier, 2004.
- IRENA, International Renewable Agency, *Renewable Capacity Statistic 2017*, Abu Dhabi, 2017.
- LANDGRAF, F.J.G; SCOZ, L. C. A separação de perdas elétricas como critério de avaliação de processamento de aços elétricos. *Metalurgia & Materiais*, p. 436-438, 1995.

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

LI, Hao-Ze et al. Microstructure, texture evolution and magnetic properties of strip-casting non-oriented 6.5 wt.% Si electrical steel doped with cerium. *Materials Characterization*, v. 103, p. 101-106, 2014.

LIU, Hai-Tao et al. Formation of {001}<510> recrystallization texture and magnetic property in strip casting non-oriented electrical steel. *Materials Letters*, v. 81, p. 65-68, 2012.

MAINPRICE, David; HIELSCHER, Ralf; SCHAE BEN, Helmut. Calculating anisotropic physical properties from texture data using the MTEX open-source package. Geological Society, London, Special Publications, v. 360, n. 1, p. 175-192, 2011.

PEDROSA, Josiane Simões Mendanha; DA COSTA PAOLINELLI, Sebastião; COTA, André Barros. Influence of initial annealing on structure evolution and magnetic properties of 3.4% Si non-oriented steel during final annealing. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 393, p. 146-150, 2015.

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

SANTOS, H. *Estudo de Orientações Cristalográficas de Aços ao Silício Utilizando Técnicas de Difração de Raio X, Difração de Elétrons e Método Etch Pit*. 1999. Tese de Doutorado. Dissertação (Mestrado em Ciências). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo.

SIDOR, Jurij J. et al. Through process texture evolution and magnetic properties of high Si non-oriented electrical steels. *Materials characterization*, v. 71, p. 49-57, 2012.

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

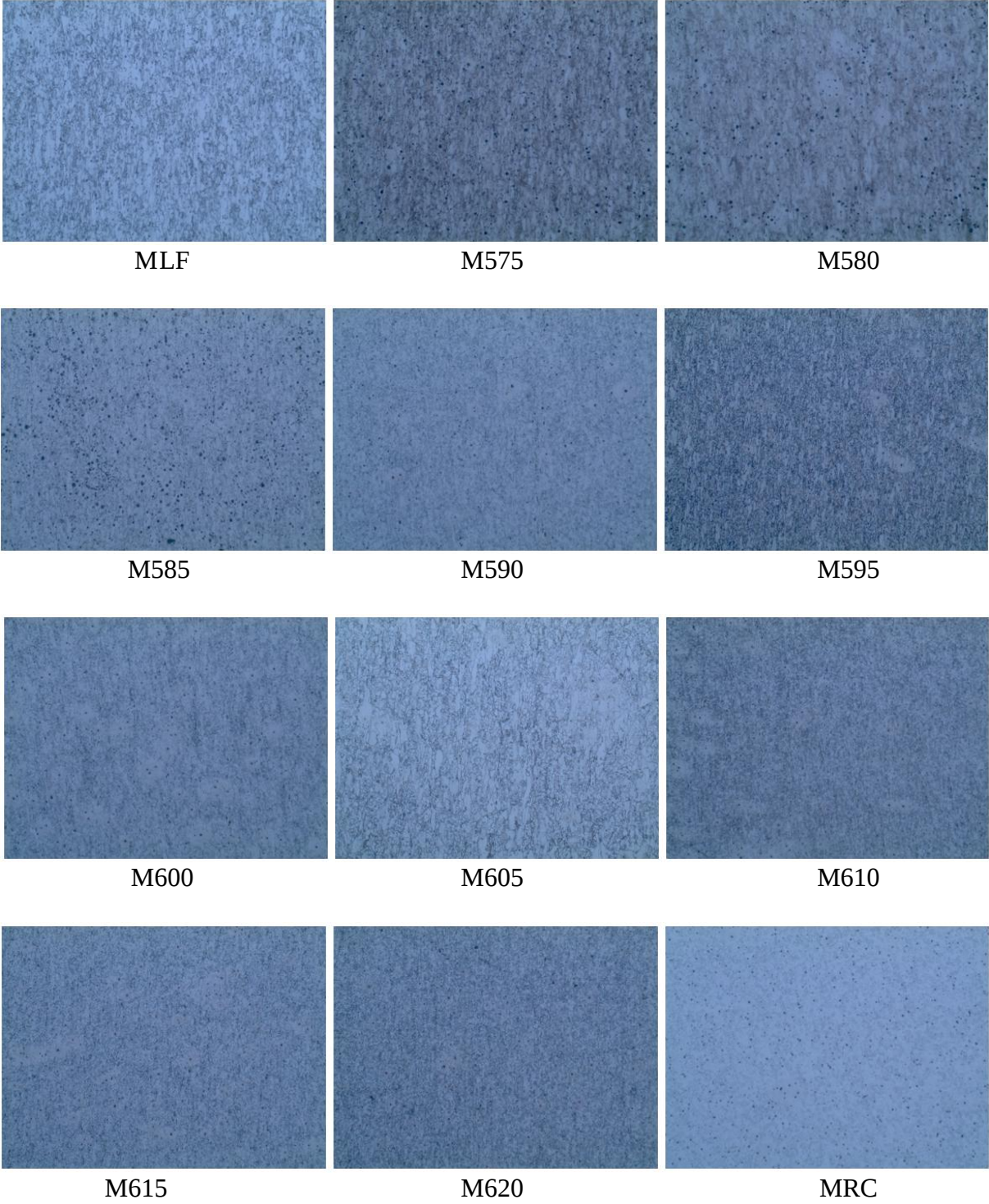
STOJAKOVIC, D., *Microstructure Evolution in Deformed and Recrystallized Electrical Steel*, Tese, Drexel University, 2008.

XU, Y. B. et al. Evolution of cube texture in strip-cast non-oriented silicon steels. *Scripta Materialia*, v. 87, p. 17-20, 2014.

ZHANG, Ning; YANG, Ping; MAO, Weimin. *Effect of rolling methods on microstructure, recrystallization texture and magnetic properties in a Fe-2.5% Si-0.52% Al non-oriented electrical steel*. *Materials Characterization*, v. 108, p. 85-93, 2015.

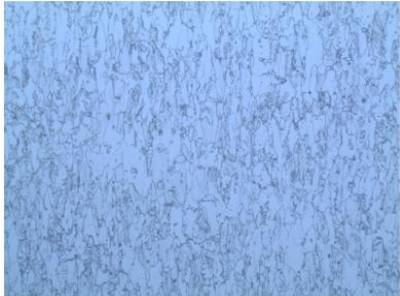
ANEXO 1

Micrografias (Aumento de 50x)



ANEXO 2

Micrografias (Aumento de 100x)



MLF



M575



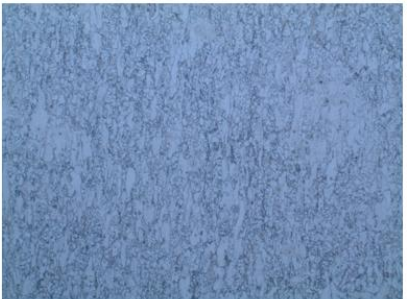
M580



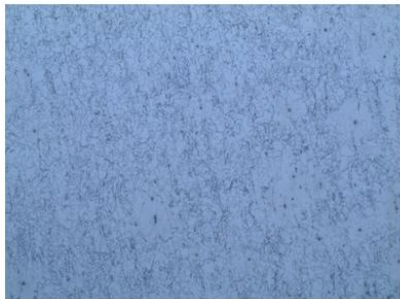
M585



M590



M595



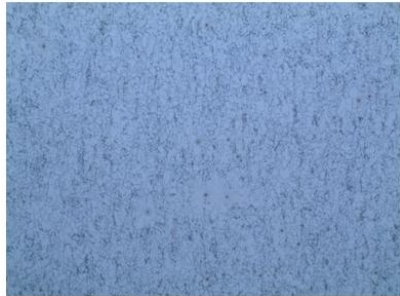
M600



M605



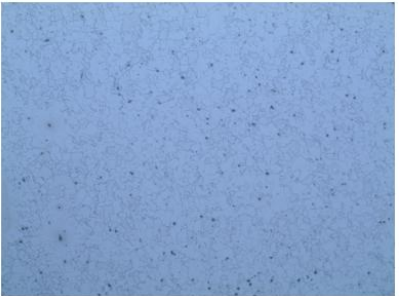
M610



M615



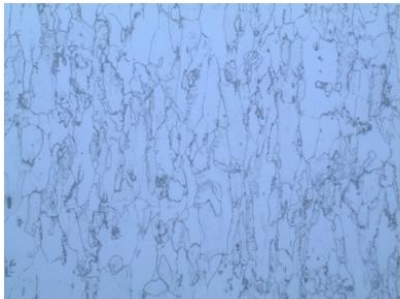
M620



MRC

ANEXO 3

Micrografias (Aumento de 200x)



MLF



M575



M580



M585



M590



M595



M600



M605



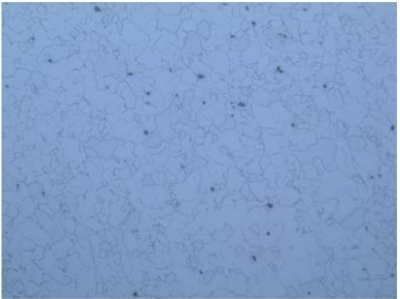
M610



M615



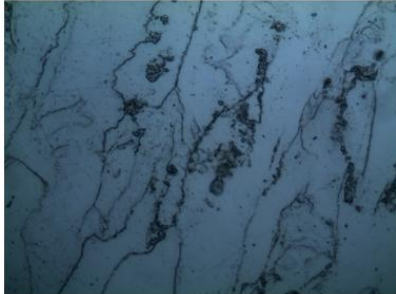
M620



MRC

ANEXO 4

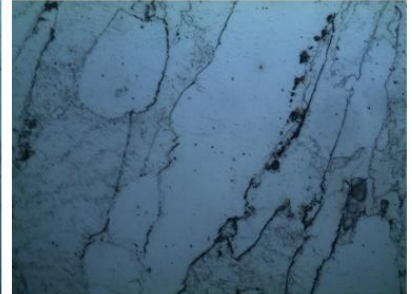
Micrografias (Aumento de 1000x)



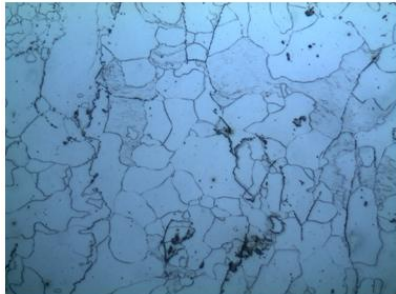
MLF



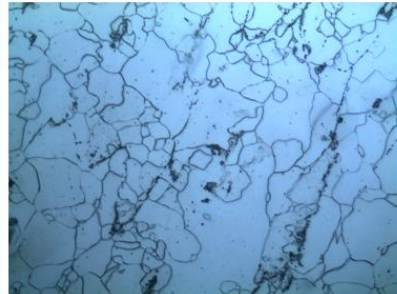
M575



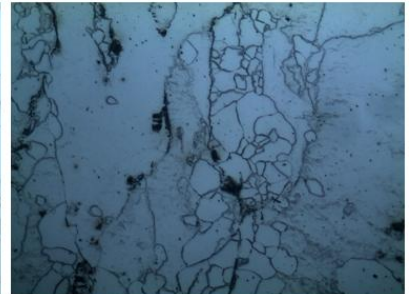
M580



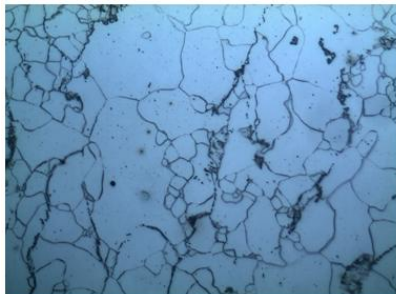
M585



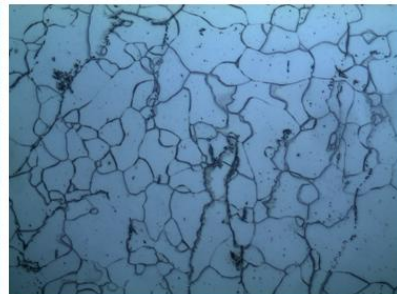
M590



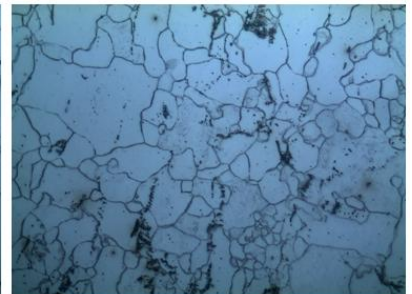
M595



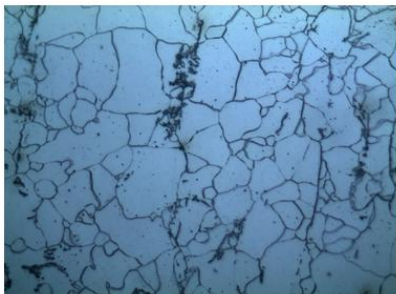
M600



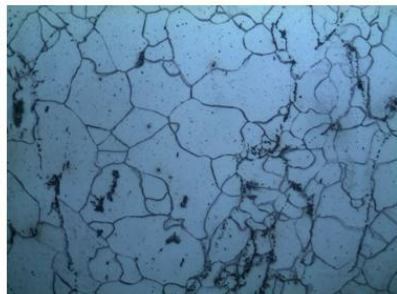
M605



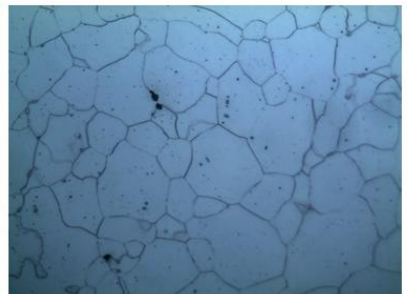
M610



M615



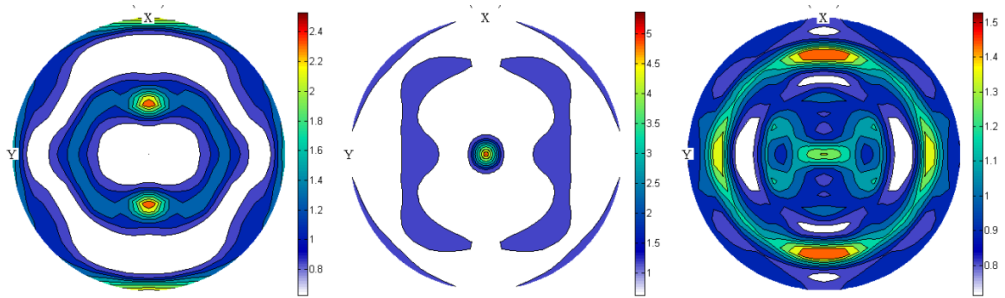
M620



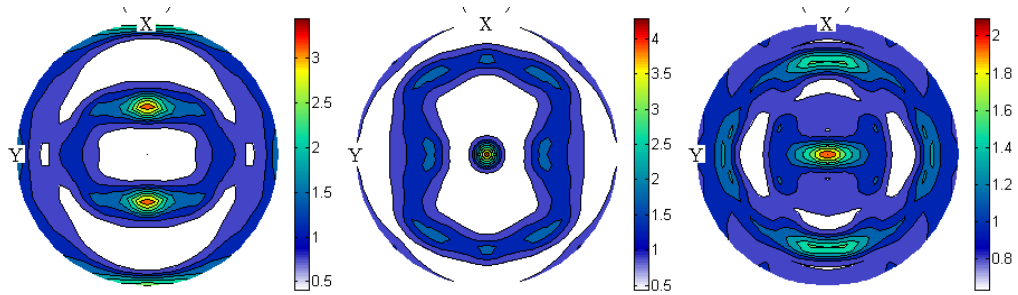
MRC

ANEXO 5

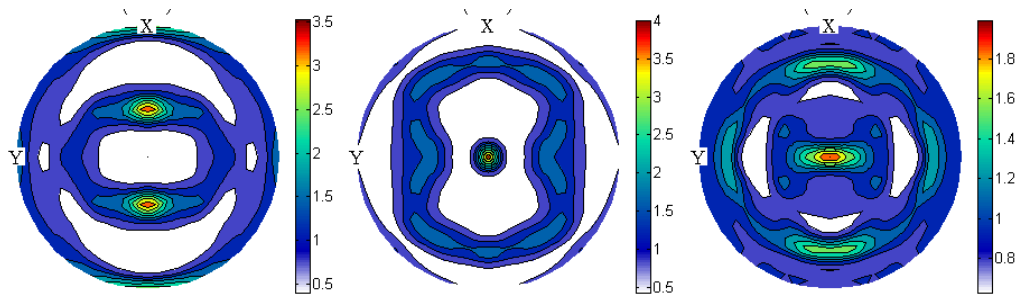
Figuras de pólo



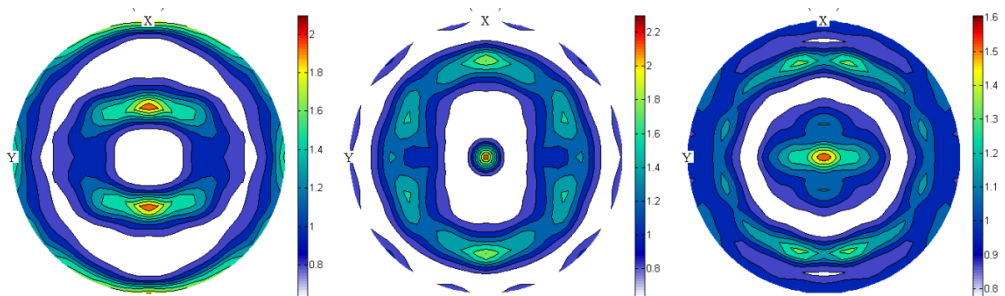
TLF-1



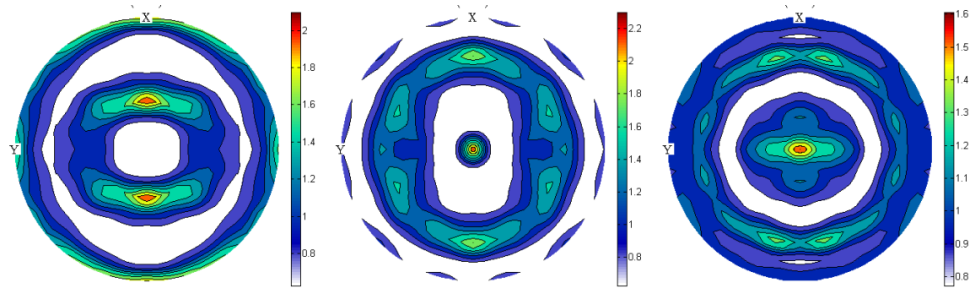
T575-1



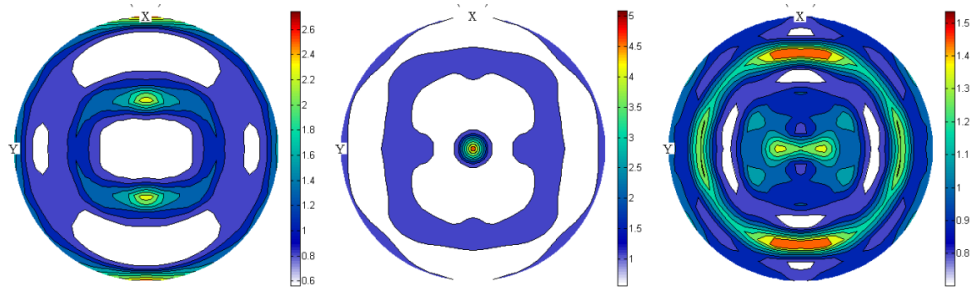
T580-1



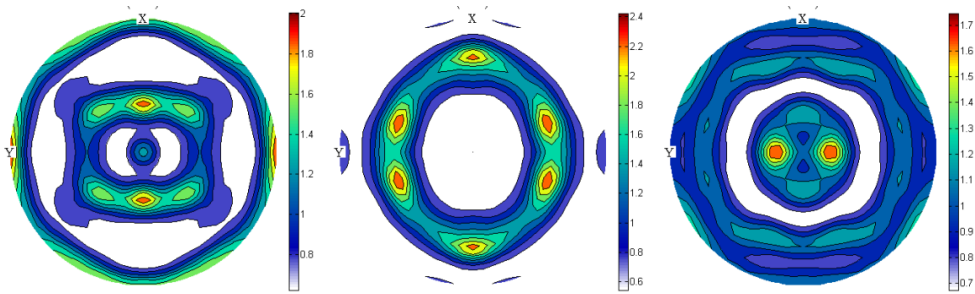
T585-1



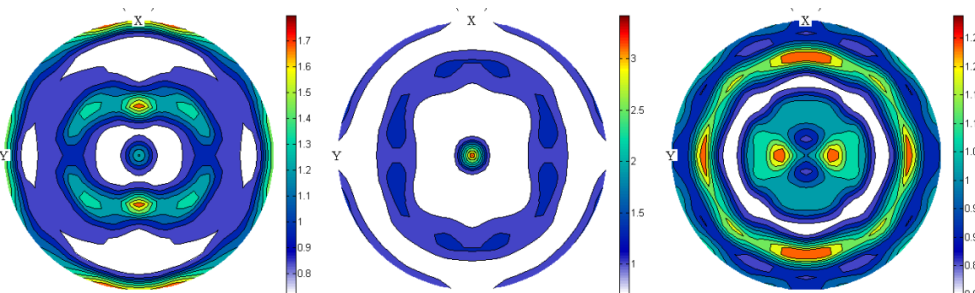
T590-1



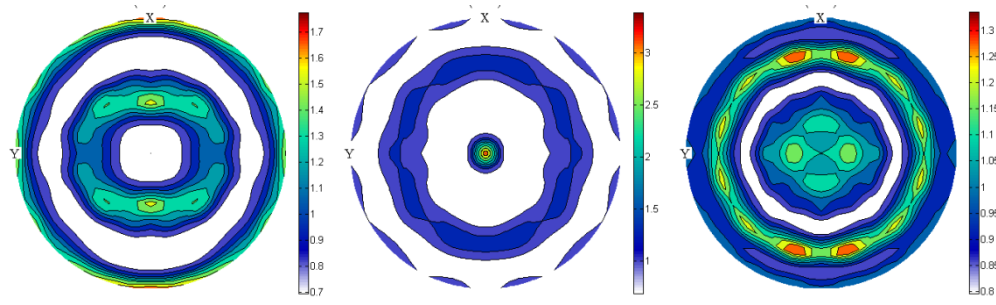
T595-1



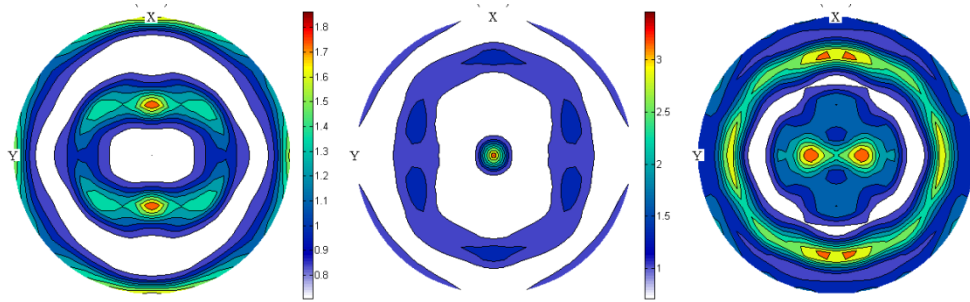
T600-1



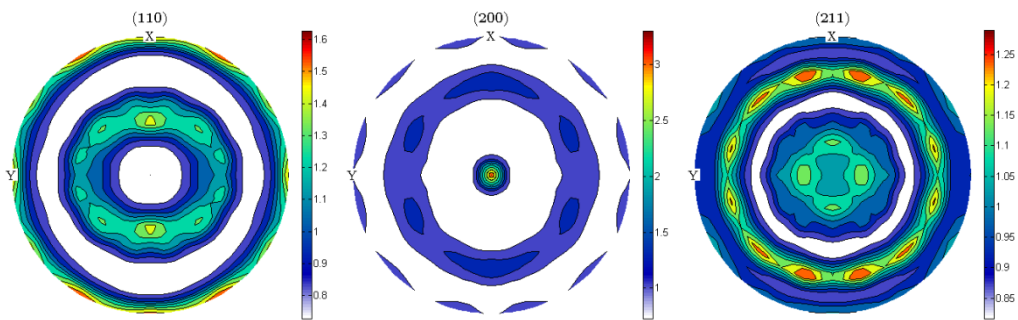
T605-1



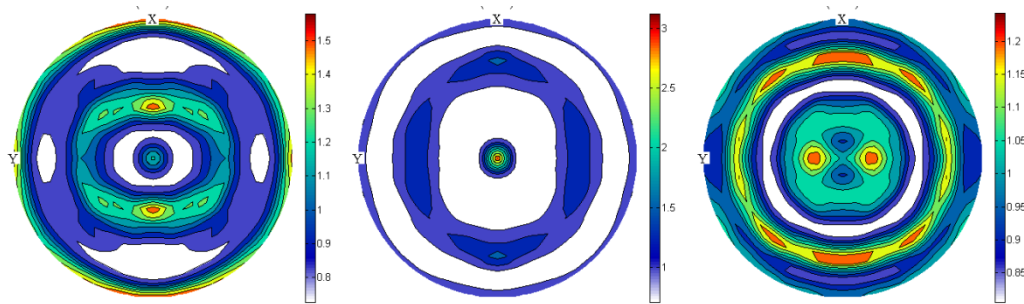
T610-1



T615-1



T620-1



TRC-1