

INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO E DO TRATAMENTO TÉRMICO NA TEXTURA
CRISTALOGRÁFICA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Carlos Marley de Souza Junior

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA
METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Prof. João Marcos Alcoforado Rebello, D.Sc.

Prof. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, D.Sc.

Prof. Sérgio Souto Maior Tavares, D.Sc.

Prof. André Luiz Pinto, D.C.

Prof. Luiz Henrique de Almeida, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL
MARÇO DE 2008

SOUZA JUNIOR, CARLOS MARLEY DE

Influência da Deformação e do Tratamento
Térmico na Textura Cristalográfica de um Aço
Inoxidável Duplex. [Rio de Janeiro] 2008

VII, 136 p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ, D.Sc.,
Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2008)

Tese – Universidade Federal do Rio de
Janeiro, COPPE

1. Textura Cristalográfica
2. Aço Inoxidável Duplex
3. EBSD

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

AGRADECIMENTOS

- Ao Professor Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pelo apoio e orientação do presente trabalho.
- Ao Professor João Marcos Alcoforado Rebello, pelo apoio e orientação dado na fase decisiva do trabalho.
- Ao Professor Sérgio Souto Maior Tavares pela amizade e valiosos comentários realizados ao longo do desenvolvimento do trabalho.
- Ao amigo Flávio Herculano pelo apoio e atenção dados nas realizações das microscopias e medidas de EBSD.
- Ao técnico do LACAM e amigo Yarly Queiroz, pela ajuda durante a realização de todos os trabalhos experimentais realizados no laboratório.
- Ao amigo José Adailson de Souza pelo apoio e valiosos comentários realizados durante a realização do trabalho.
- Aos amigos do LACAM Nélcio, Estênio e Waydson pelo incentivo, amizade e companheirismo durante este período tão importante.
- A pessoa que esteve ao meu lado durante este período, incentivando e proporcionando os melhores momentos destes anos, Wanessa Siqueira de Moraes, minha namorada.
- Aos meus pais, pelo carinho, apoio e incentivo dado em toda minha acadêmica, pois sem eles nada disto teria sido possível.
- A todos os colegas do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará pela amizade e solidariedade.
- Ao CNPq pelo suporte financeiro.

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

INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO E DO TRATAMENTO TÉRMICO NA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DE UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX

Carlos Marley de Souza Junior

Março/2008

Orientadores: João Marcos Alcoforado Rebello
Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Este trabalho analisa a evolução da textura cristalográfica do aço inoxidável duplex UNS S31803, quando submetido à laminação a frio com redução em sua espessura de 60 e 90% e após tratamento térmico nas temperaturas de 600°C, 800°C e 1000°C em tempos variando de 1 a 75 minutos. A textura cristalográfica foi determinada pelo cálculo das funções de distribuição de orientação cristalográfica (FDOC) e pelos mapas de orientação obtidos pela técnica da difração dos elétrons retroespalhados (EBSD). Foi observada também a influência da deformação na precipitação de fase sigma e a influência dessa precipitação na textura do material. Os resultados experimentais uma dependência da textura de deformação no desenvolvimento da textura de recristalização. Observou-se também que para baixas deformações a componente Brass na fase austenítica sofre um desenvolvimento considerável. A precipitação de fase sigma também influencia no desenvolvimento da componente Brass da fase austenítica.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

THE INFLUENCE OF DEFORMATION AND THERMAL TREATMENT ON THE
CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE OF A DUPLEX STAINLESS STEEL

Carlos Marley de Souza Junior

March/2008

Advisors: João Marcos Alcoforado Rebello
Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Department: Metallurgical and Materials Engineering

This work analyses the texture crystallographic evolution of the UNS S31803 duplex stainless steel cold rolled with reduction of 60 and 90% in their thickness and aged at 600°C, 800°C e 1000°C in different times. The texture was analyzed before and after aging treatment. The texture crystallographic was determined by Orientation Distribution Function (ODF) and by the orientation maps obtained by electron backscattering diffraction (EBSD). It was observed the influence of plastic deformation on sigma precipitation and texture crystallographic. The experimental results show that annealing texture depends on deformation texture. It was observed that in low deformations in austenitic phase, Brass component has a considerable development. The sigma phase precipitation also has influence in development of Brass component in the austenitic phase.

ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1. <i>Aços inoxidáveis duplex</i>	2
2.1.1. <i>Microestrutura</i>	2
2.1.2. <i>Precipitação nos aços inoxidáveis duplex</i>	6
2.2. <i>Textura cristalográfica</i>	7
2.2.1. <i>Definição de textura</i>	7
2.2.2. <i>Representação de textura cristalográfica</i>	10
2.3. <i>Medida de textura em Materiais Multi-fásicos</i>	12
2.4. <i>Microtextura -Técnica de Padrões de Elétrons Retroespalhados (EBSD)</i>	14
2.5. <i>Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica (FDOC)</i>	21
2.6. <i>Fatores que Influenciam a Textura</i>	29
2.6.1. <i>Textura resultante de solidificação</i>	30
2.6.2. <i>Textura resultante de deformação plástica</i>	30
2.6.3. <i>Textura de recristalização</i>	31
2.6.3.1. <i>Recristalização em aços inoxidáveis duplex</i>	32
2.7. <i>Textura Cristalográfica de Materiais Monofásicos</i>	34
2.8. <i>Textura em Materiais Bi-fásicos – Aços Inoxidáveis Duplex</i>	35
2.9. <i>Evolução da textura de recristalização</i>	40
3.MATERIAIS E MÉTODOS.....	44
3.1. <i>Material</i>	44
3.2. <i>Metodologia</i>	44
3.2.1. <i>Processo de laminação</i>	44
3.2.2. <i>Tratamento térmico de recozimento</i>	44
3.2.3. <i>Fração recristalizada</i>	45
3.2.4. <i>Análise de textura</i>	46
3.2.4.1. <i>Macrotextura</i>	46
3.2.4.2. <i>Microtextura</i>	47
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	48

4.1. <i>Influência da Deformação na Textura do Aço Inoxidável</i>	48
4.1.1. <i>Fase Ferrítica</i>	50
4.1.2. <i>Fase Austenítica</i>	54
4.2. <i>Análise por EBSD das Amostras com Baixos Níveis de Deformação</i>	56
4.3. <i>Textura de Amostras Tratadas a 600°C, 800°C e 1000°C após Deformação a Frio</i>	61
4.3.1. <i>Amostras deformadas 60% - Fase Ferrítica</i>	79
4.3.2. <i>Amostras deformadas 90% - Fase Ferrítica</i>	86
4.3.3. <i>Amostras deformadas 60% e 90% - FASE AUSTENÍTICA</i>	91
4.4. <i>Alterações da Textura Cristalográfica com Tratamento Térmico</i>	93
4.4.1. <i>A precipitação da fase σ</i>	93
4.5. <i>Evolução da textura com a recristalização</i>	103
4.5.1. <i>- Utilização da técnica de EBSD no estudo de evolução da textura</i>	103
4.5.2. <i>Amostras deformadas 60% e tratadas a 1000°C com diferentes tempos</i>	103
4.5.2.1. <i>Fase Ferrítica</i>	105
4.5.2.2. <i>Fase Austenítica</i>	110
4.5.3. <i>Amostras deformadas 90% e tratadas a 1000°C com diferentes tempos</i>	114
4.5.3.1 <i>Fase Ferrítica</i>	114
4.5.3.2. <i>Fase Austenítica</i>	117
4.6. <i>Frações Recristalizadas</i>	120
5. CONCLUSÕES.....	128
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	130
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	131

1. INTRODUÇÃO

O aço inoxidável duplex tem sido objeto de diversos estudos devido a diversidade de campos de atuação onde ele tem sido empregado. Um grande destaque da utilização destes aços tem sido a indústria petroquímica. A grande utilização destes aços está relacionada à sua excelente resistência corrosão, bem como a sua alta resistência aliada uma boa tenacidade. Estas propriedades são observadas devido a sua estrutura bifásica, que consegue unir propriedades positivas da fase ferrítica e austenítica ao mesmo tempo. A ferrita é responsável, por exemplo, pela sua resistência mecânica, enquanto a austenita assegura a tenacidade. Aços inoxidáveis duplex convencionais possuem Cr (21-23%), Ni (4.5 - 6.5%) e Mo (~3%). Esses aços quando tratados em uma faixa de temperatura específica (em torno de 800°C) formam a fase σ , que é prejudicial às propriedades, pois é uma fase dura, frágil e rica em cromo, o que além de tudo, empobrece a matriz com relação a este elemento. A temperatura na qual a fase σ se forma, depende tanto da composição do aço quanto da deformação plástica. A presença de uma microestrutura com grãos refinados geralmente leva a uma melhora das propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex, e este refinamento pode ser obtido, por exemplo, por um processo termomecânico adequado. Estes processos consistem geralmente de laminação do material, feita tanto a frio quanto a quente, que consequentemente podem levar ao desenvolvimento de uma textura de cristalográfica específica. A textura cristalográfica é um dos fatores que afetam a anisotropia das propriedades mecânicas dos aços. Por isso estudos têm sido realizados para analisar a influência de ambas as fases na formação da textura de deformação e de recristalização. A determinação da textura cristalográfica pode ser feita pela análise das figuras de pólo ou pela determinação da função de distribuição de orientações cristalográficas (FDOC). A FDOC não pode ser medida diretamente. Ela pode, no entanto, ser calculada a partir de figuras de pólo obtidas por difração de raios-x ou difração de nêutrons.

O objetivo deste trabalho é analisar o desenvolvimento da textura de deformação em um aço inoxidável duplex UNS S31803 em diferentes níveis de deformação e, além disso, o efeito da temperatura e do recozimento no desenvolvimento da textura. Alguns resultados de amostras deformadas e parcialmente recristalizadas serão comparados a aços ferríticos e austeníticos monofásicos e outros aços duplex estudados por outros pesquisadores. Para isso, o estudo da macrotextura foi realizado por difração de raios-x e a microtextura por difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Os aços inoxidáveis duplex são materiais baseados no sistema Fe-Cr-Ni. Sua composição química e processamento termo-mecânico conferem-lhes uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Estes aços são tipicamente ligas Cr (de 20 a 30%) – Ni (de 5 a 10%), com teores muito baixos de carbono (menores do que 0,03%) e podem ter adições de nitrogênio, molibdênio, tungstênio, e cobre. Os aços inoxidáveis duplex apresentam numerosas vantagens sobre os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos tradicionais. A resistência mecânica é aproximadamente o dobro da dos aços inoxidáveis austeníticos, isto combinado com uma boa tenacidade. Apresentam uma elevada resistência ao trincamento por corrosão sob tensão em cloretos e possuem uma soldabilidade superior a dos aços inoxidáveis ferríticos.

Atualmente, a família dos aços inoxidáveis duplex conta no mercado com uma grande variedade de ligas tanto fundidas como trabalhadas.

2.1.1. Microestrutura

A microestrutura de um aço inoxidável duplex laminado é formada por lamelas alternadas de ferrita (α) e austenita (γ). As suas fases em equilíbrio podem ser aproximadas usando uma seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni. A figura 2.1 (PADILHA e GUEDES, 2004) mostra esquematicamente em um diagrama pseudobinário 70%Fe-Cr-Ni que a solidificação de um aço inoxidável duplex é completamente ferrítica. À medida que o resfriamento avança, parte dessa ferrita se transforma no estado sólido, em austenita. Deste modo, na temperatura ambiente, tem-se a estrutura bifásica α/γ . Isto, se as condições de resfriamento impedirem a formação de outras fases.

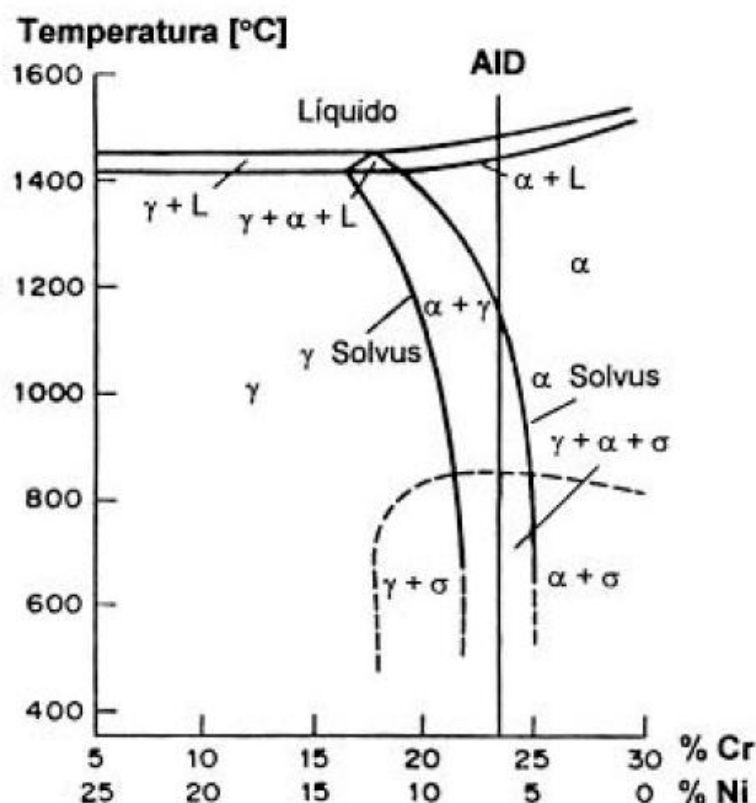


Figura 2.1 – Seção vertical com Fe constante (70%) do diagrama ternário Fe-Cr-Ni (PADILHA e GUEDES, 2004).

A laminação a quente dos aços inoxidáveis duplex é realizada na região bifásica α/γ na faixa de temperatura de 1000°C a 1100°C, podendo chegar até a 1300°C. O limite inferior da temperatura de trabalho a quente é limitado pela precipitação de fases intermetálicas. Finalmente é efetuado um tratamento térmico de solubilização em temperaturas variando de 1050 a 1150°C, seguido de um resfriamento rápido até a temperatura ambiente. A partir desse procedimento obtém-se uma microestrutura duplex α/γ onde a fração volumétrica típica é de 50% de cada fase. Pode-se explicar esta fração pelo aumento nos teores dos elementos estabilizadores da austenita (ASM INTERNATIONAL, 1995).

A previsão da microestrutura dos aços inoxidáveis duplex é bastante difícil devido à grande quantidade de elementos de liga presentes, já que estes modificam o diagrama de fases do sistema básico Fe-Cr-Ni. Por isso, muitos trabalhos foram desenvolvidos visando uma formulação empírica, de forma a prever as frações da austenita e ferrita presentes. Assim os elementos de liga foram classificados como estabilizadores da ferrita (Cr, Mo, Si...) ou da austenita (Ni, N, C, Cu...) (PADILHA e GUEDES, 2004).

O desenvolvimento de estrutura duplex ferrita-austenita pode se dar pela correta escolha de composição, e da execução de tratamento de solubilização seguido de resfriamento rápido. Utilizam-se as seções isotérmicas para determinar a temperatura de solubilização. Assim, desenvolvendo este raciocínio para as seções isotérmicas a 1000°C, 900°C e 800°C (Figuras 2.2, 2.3 e 2.4 respectivamente), nota-se que o campo de equilíbrio entre as duas fases aumenta com a redução de temperatura.

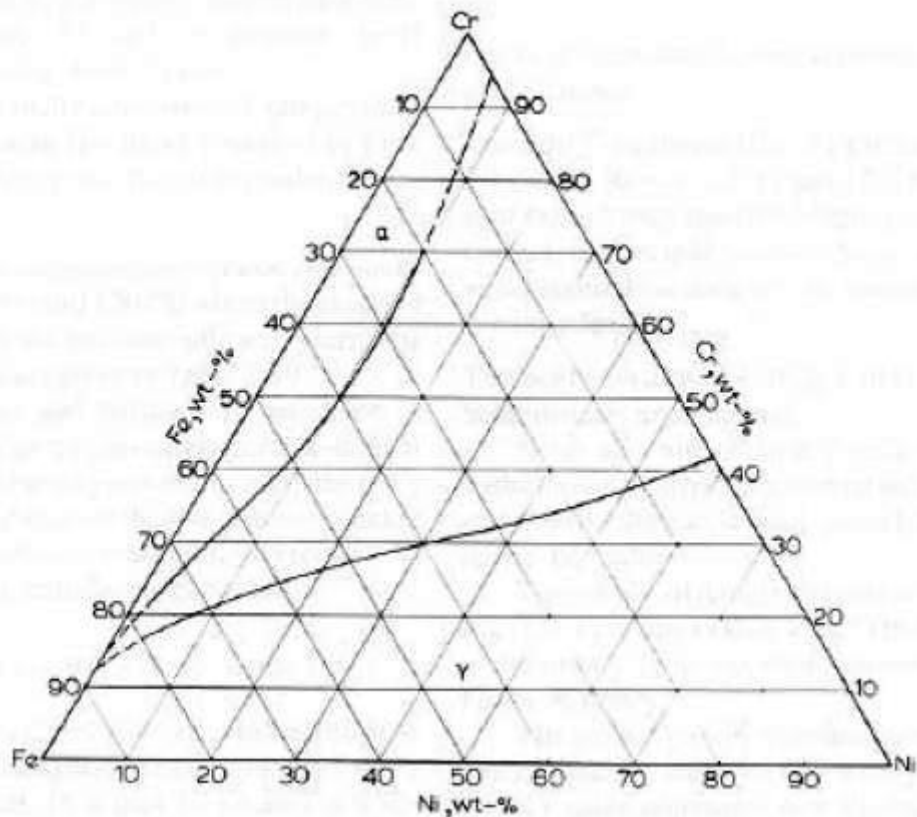


Figura 2.2- Seção isotérmica a 1000°C do ternário Fe-Cr-Ni (PADILHA e GUEDES, 2004).

O limite superior de temperatura para o surgimento de fase sigma encontra-se entre 950°C e 960°C, se considerada uma seção do ternário a 50% Fe. Na seção isotérmica a 900°C do ternário Fe-Cr-Ni (Fig.2.3), pode-se observar presença das fases sigma e α' , esta apresentando teores consideráveis de cromo. A separação da ferrita em α (rica em ferro) e α' (rica em cromo) se dá entre 900°C e 800°C, e fica evidenciada na isoterma a 800°C do ternário Fe-Cr-Ni (Fig.2.4). A separação de α e α' se dá tanto por nucleação e crescimento quanto por decomposição espinodal, sendo a natureza da transformação dependente da composição química e da temperatura.

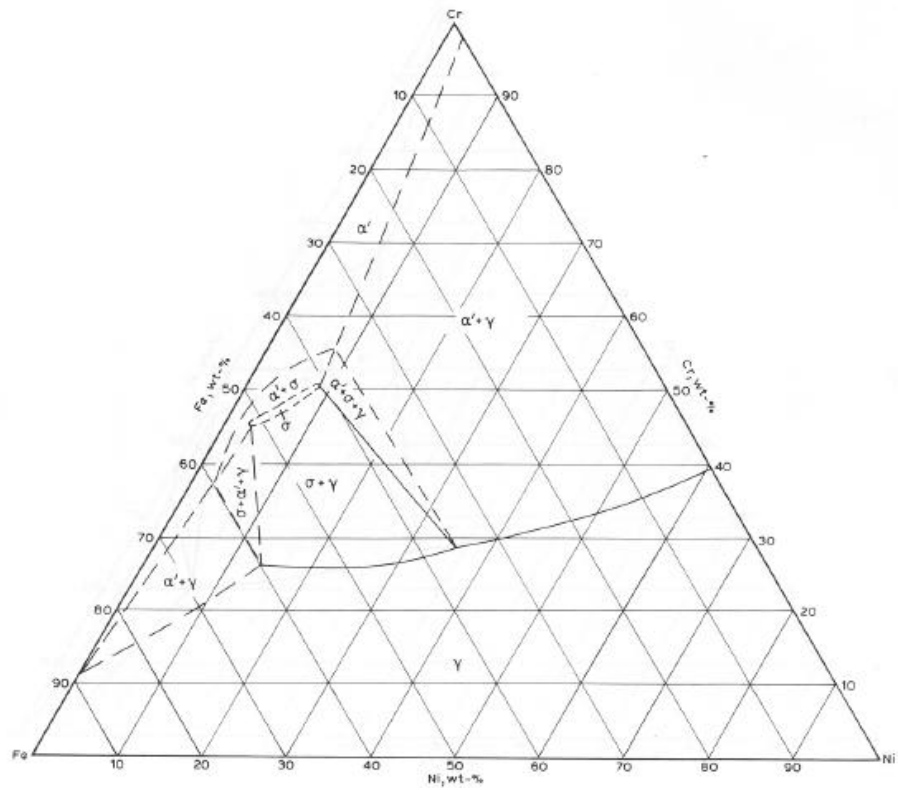


Figura 2.3 - Seção isotérmica a 900°C do ternário Fe-Cr-Ni (PADILHA e GUEDES, 2004).

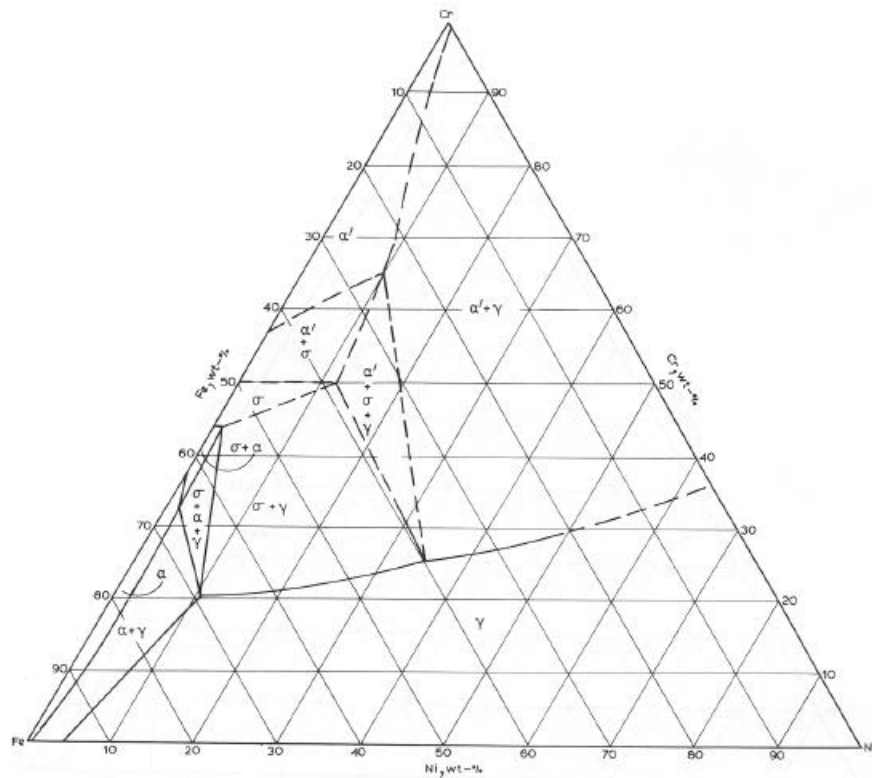


Figura 2.4 - Seção isotérmica a 800°C do ternário Fe-Cr-Ni (PADILHA e GUEDES, 2004).

2.1.2. Precipitação nos Aços inoxidáveis Duplex

Como mencionado anteriormente, além da ferrita e da austenita, outras fases podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex numa faixa de temperatura de 300 a 1000°C. O material pode ser exposto a esta faixa de temperatura, como consequência de tratamentos térmicos inadequados, ou ciclos térmicos de soldagem. Como é mostrado no diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) esquemático da figura 2.5, estas fases podem ser intermetálicas (sigma, chi, nitretos, carbonetos etc.), austenita secundária e α' . Com a exceção de alguns aços inoxidáveis duplex endurecíveis por precipitação que estão sendo desenvolvidos, estas precipitações são indesejáveis (PADILHA e GUEDES, 2004). Tanto as propriedades mecânicas (principalmente tenacidade), como a resistência à corrosão pode ser prejudicada de diversas formas, dependendo da fase precipitada.

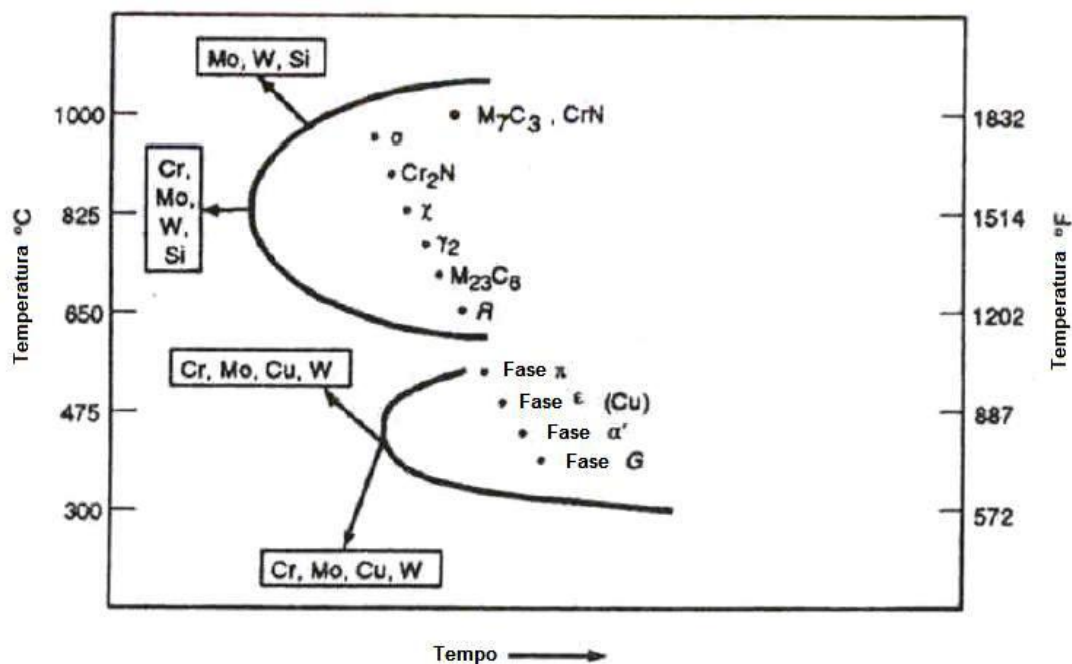


Figura 2.5 – Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos aços inoxidáveis austeníticos (ASM INTERNATIONAL, 1995).

De todas as fases apresentadas na figura 2.5, as que apresentam uma cinética favorável e/ou um efeito fragilizante mais acentuado, são (ASM INTERNATIONAL, 1995):

- Os nitretos de cromo que são normalmente encontrados nas soldas dos aços inoxidáveis duplex;

- A fase sigma, que causa grandes reduções na tenacidade dos materiais;
- A fase α' (responsável pela fragilização a 475°C) com estrutura CCC, rica em cromo;

A fase sigma, por exemplo, não é exclusiva do sistema Fe-Cr. A sua existência tem sido verificada em vários sistemas binários e ternários que possuem metais de transição. A fase sigma tem sido alvo de vários estudos devido aos efeitos nocivos que ela venha a apresentar na aplicação dos aços. Possui uma elevada dureza em temperatura ambiente (900 a 1000 Vickers), causando fragilidade devido à dificuldade de gerar discordâncias moveis.

A faixa de temperatura de precipitação da fase sigma depende da composição da liga. Geralmente, encontra-se na faixa de 600 a 1000°C. Nos aços inoxidáveis duplex, a ferrita é termodinamicamente metaestável na faixa de temperatura de precipitação da fase sigma. A ferrita também possui um teor mais elevado dos elementos formadores de fase sigma (Cr e Mo). Desta forma, a precipitação da fase sigma se dá principalmente pela decomposição da ferrita. Essa decomposição pode ocorrer através de uma reação eutetoide formando sigma e austenita, esta ultima com teores mais baixos dos elementos Cr e Mo.

2.2. Textura Cristalográfica

2.2.1 - Definição de Textura

Para caracterizar um agregado cristalino, certos parâmetros, além dos que descrevem as propriedades de cada pequeno cristal são necessários. Na maioria dos casos, não é possível uma descrição do formato de cada grão. É suficiente, então, conhecer a frequência de certas características dos grãos, tais como a distribuição de orientação, tamanho, formato e certas correlações (BUNGE, 1971a).

No estudo de propriedades dependentes de direção, como módulo de elasticidade, refração da luz e energia de magnetização, foram utilizados, de início, os monocristais. Os materiais policristalinos se distinguem destes por sua forma, tamanho e orientação dos grãos (BUNGE, 1971a).

A grande maioria dos materiais policristalinos existentes tem grãos com tamanho médio na faixa de 10 μm a 1 mm. Os materiais trabalhados apresentam tamanhos de grão em uma faixa ainda mais estreita: 10 a 100 μm . Portanto, as peças e componentes policristalinos são constituídos de um grande número de grãos. Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos

seus vizinhos. Isto significa que os planos e as direções cristalinas têm orientação espacial diferente de grão para grão.

Os valores médios de propriedades físicas dos materiais mais importantes são obtidos ao se desconsiderar o referencial da posição (x,y, z) dos elementos de volume e considerando tão somente sua orientação (BUNGE, 1971a). Ou seja, preocupa-se com a fração volumétrica do material com uma orientação sem considerar a distribuição pelo material (abordagem por macrotextura) (BUNGE, 1971a). De uma forma global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Com respeito a esta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou textura cristalográfica. Desta forma, uma definição de textura seria como uma condição na qual a distribuição de orientação dos grãos de um policristal não é aleatória. A propriedade de um material é dita isotrópica quando não depende da maneira como a amostra foi “girada”; e é dita anisotrópica se depende da orientação com respeito ao referencial da amostra. Os elementos estruturais responsáveis pela anisotropia, não são tanto os morfológicos. Por exemplo, o tamanho dos grãos de um policristal é importante, mas seu formato e sua orientação são mais importantes. (KOCKS, 1998a).

A anisotropia de propriedades num policristal depende tanto da anisotropia em cada monocristal quanto da textura do policristal (distribuição dos monocristais no agregado). A anisotropia de propriedades é geralmente restrita a certas considerações em termos de simetria que, em parte, são derivadas dos elementos de simetria inerentes à estrutura do material, mas também dependem do tipo de propriedade que se considera. É importante ressaltar que a anisotropia é o mais comum, onde o incomum é a isotropia. O grau de anisotropia – razão entre os valores máximo e mínimo de uma particular quantidade/propriedade – pode variar de propriedade para propriedade, de material para material ou até mesmo de amostra para amostra (KOCKS, 1998a).

Para que seja possível uma descrição das propriedades, é apropriado que se escolham os eixos da amostra de acordo com a simetria estrutural desta.

Desta forma, a presença de textura em um 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. 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. Nas figuras 2.6 e 2.7, pode-se observar de forma mais

clara a distribuição que o agregado cristalino pode assumir, ou seja, a total aleatoriedade ou a ocorrência de textura no mesmo.

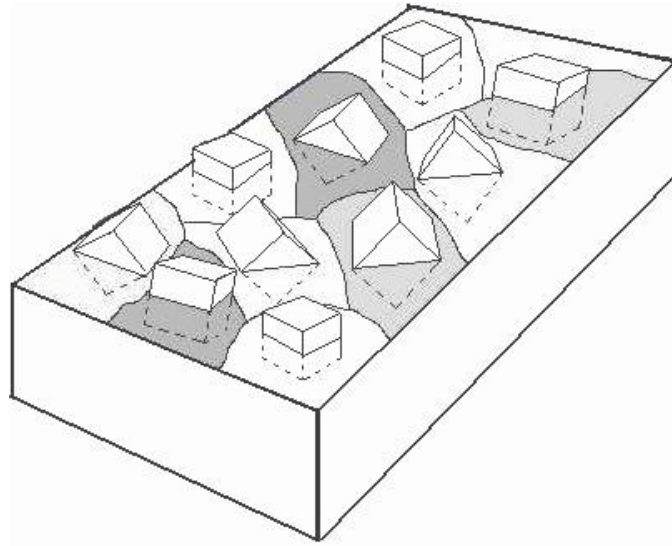


Figura 2.6 – Distribuição aleatória dos cristais (sem textura). (FREITAS, 2003)

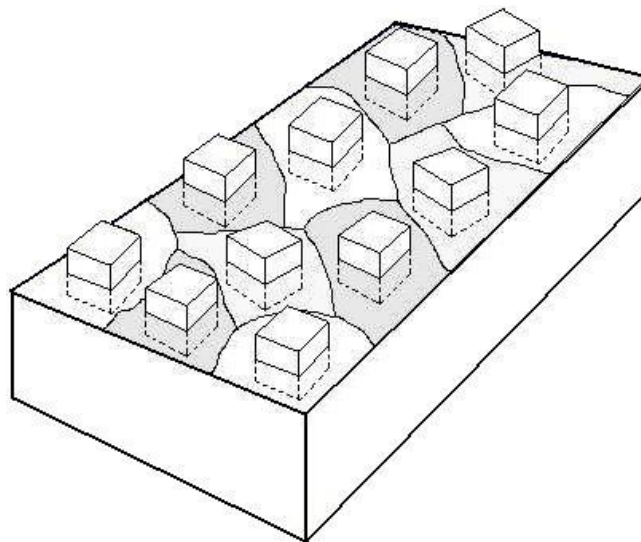


Figura 2.7 – Distribuição dos cristais de forma preferencial (com textura). (FREITAS, 2003)

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.

2.2.2 - Representação de Textura Cristalográfica

Vários métodos são usados para representar a textura de um material policristalino. Em todos os métodos, é necessário que as orientações cristalinas presentes no material sejam determinadas de algum modo. A difração de raios-X é um modo que, através das frações volumétricas associadas a uma dada orientação cristalina nos dá uma idéia da textura presente. A natureza e o grau de orientações preferenciais dos cristais em materiais texturados são difíceis de descrever e representar claramente, desta forma, meios convenientes de apresentar tais resultados no estudo de metais tem-se a partir de uma adaptação da projeção estereográfica de um monocristal, denominada figura de pólo. A figura de pólo é um mapa de distribuição estatística de determinados planos $\{hkl\}$ de uma amostra policristalina. Tal artifício descreve a direção da orientação cristalográfica preferencial de forma facilmente compreendida, e assim prevê uma forma gráfica da textura de um metal (CULLITY, 1967). O princípio da medição de figuras de pólos por meio da técnica de difração de raios-x é baseado na lei de Bragg para reflexão de radiação, raios-X ou nêutrons, para planos atômicos da rede cristalina (RANDLE e ENGLER, 2000). O corpo de prova é posicionado de forma a fazer coincidir o sistema de coordenadas da projeção com eixos macroscópicos particulares desse corpo, e projetando estereograficamente as direções e planos cristalográficos dos cristais segundo as suas orientações preferenciais. A observação e o registro das distribuições de intensidade permitem traçar a figura de pólo, ao redor de cada pólo geométrico apresentado na projeção estereográfica, e correspondente a uma posição de máxima intensidade, ou seja, curvas de níveis fechadas com indicação de valores de intensidade também chamadas de curvas de isovalor.

As figuras 2.8 e 2.9 mostram respectivamente um esquema, denominado goniômetro, da técnica de medição de figuras de pólos e um exemplo de uma figura de pólo.

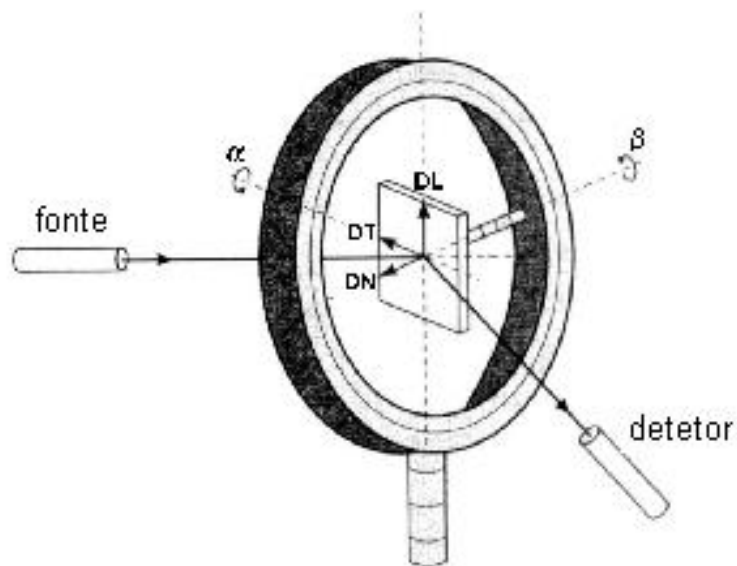


Figura 2.8 – Geometria de reflexão da técnica de difração de raios-X (RANDLE e ENGLER, 2000).

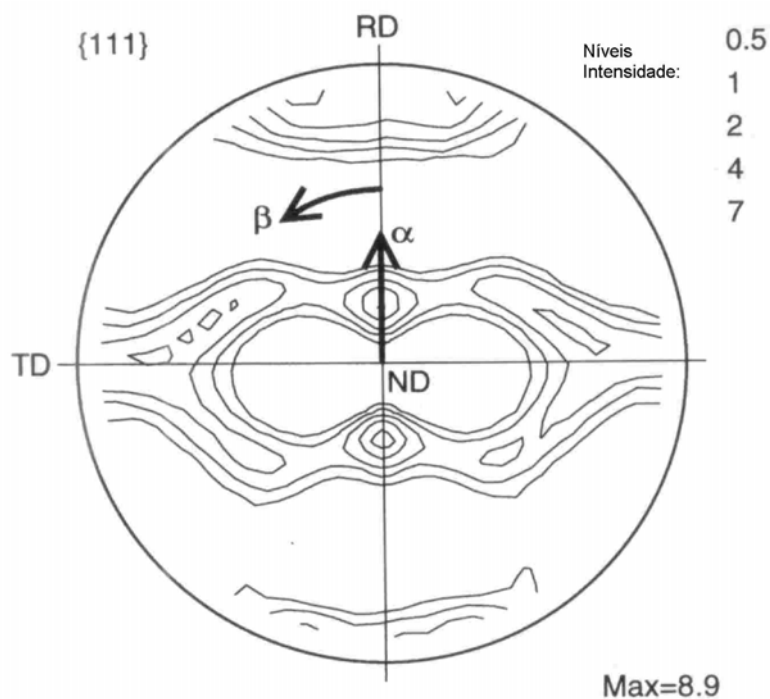


Figura 2.9 – Figura de pólo $\{111\}$ de alumínio laminado a frio com redução de 97%, com a definição dos ângulos α e β na figura de pólo. As densidades de orientação são dadas pelas linhas de isovalor. (RANDLE e ENGLER, 2000).

A descrição da textura com o auxílio de figuras de pólos diretas é bastante útil, mas as informações que estas contêm são incompletas ou semiquantitativas, já que

apenas os planos $\{hkl\}$ difratados pelo material são representados. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas por um plano e uma direção: $\{hkl\}\langle uvw \rangle$, e a fração volumétrica de cada orientação presente. Este tipo de representação pode ser obtido com o auxílio da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC).

2.3. Medida de textura em Materiais Multi-fásicos

Os princípios de análise de textura por raios-X descritos são aplicados a todos os materiais, independente de suas estruturas cristalinas. Contudo para o caso de materiais multi-fásicos ou de baixa simetria, algumas especificações devem ser consideradas:

- Problemas de separação de picos causada por espectros de difração ricos em fases;
- Fração volumétrica de várias fases nos materiais multi-fásicos;
- Absorção anisotrópica de raios-X refletidos.

Os materiais multi-fásicos são caracterizados por espectros de difração bastante ricos. A figura 2.10 mostra um exemplo de um difratograma de latão (bifásico α/β) contendo 20% de fase β em volume.

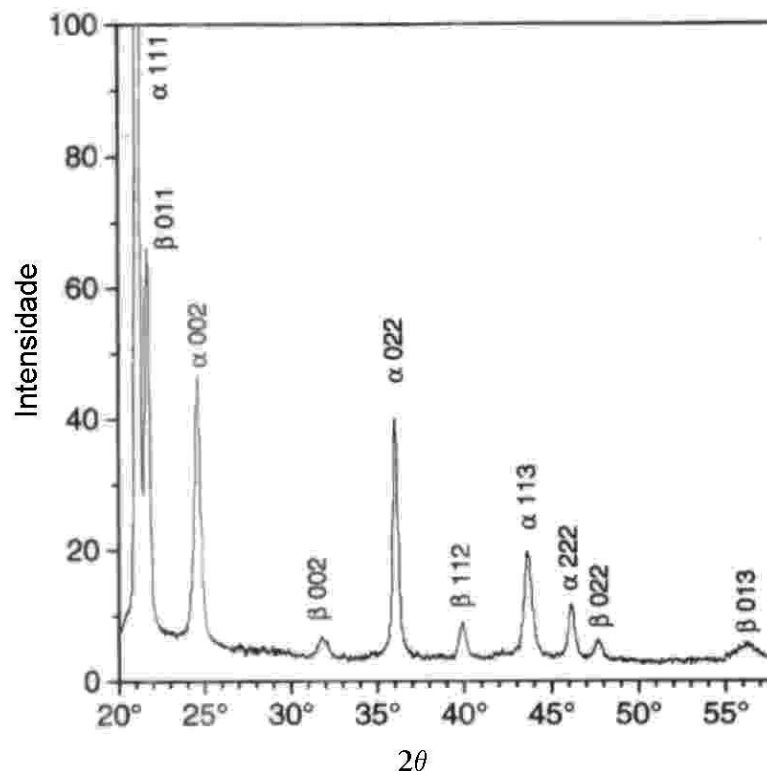


Figura 2.10 - Difratoograma de Latão bifásico (Cu-40%Zn) (RANDLE e ENGLER, 2000).

Os vários picos de difração situados próximos uns aos outros podem causar problemas de separação e um pode interferir na reflexão da fase seguinte. No exemplo mostrado, o pico do plano {111} da fase α é situado muito próximo ($0,5^\circ$) ao pico do plano {011} da fase β . Para o caso do aço inoxidável duplex, ocorre uma sobreposição parcial de picos. Somente o pico {111} da austenita γ CFC e o pico {011} da ferrita α CCC estão próximos um do outro. Quando isso ocorre, podem se utilizar os picos seguintes sem alteração dos resultados. Existem algumas formas de minimizar essa sobreposição parcial, como a utilização de menores *receiving slits* no detector ou utilização de tubos de raios-X com radiações de maiores comprimentos de onda.

No caso de materiais multi-fásicos, dois problemas adicionais devem ser considerados:

(i) A intensidade da radiação difratada é proporcional à fração volumétrica da fase considerada e, portanto, torna-se difícil determinar com precisão as figuras de pólo de fases com pequenas frações volumétricas (RANDLE e ENGLER, 2000). Geralmente, uma fração volumétrica de 5% é o limite inferior para a análise de textura por técnicas de difração de raios-X. No caso da difração de nêutrons, volumes muito

maiores contribuem para as intensidades refletidas. BUNGE e BROKMEIER (1988) obtiveram dados de textura confiáveis em alumínio com apenas 1% de cobre, e até mesmo picos de difração da ordem de 0,05% de cobre em alumínio puderam ser analisados (RANDLE e ENGLER, 2000).

(ii) Uma dada fase pode ser fortemente alongada. Em geral, materiais multifásicos deformados, apresentam fases alinhadas com a direção de deformação (figura 2.11 a). Diferenças na absorção dos raios-X em cada fase presente podem causar erros nas medidas de textura. Dependendo do ângulo de Bragg θ , e dos ângulos α e β da figura de pólo, a intensidade refletida em uma determinada fase tem que passar através de outras fases, e, portanto é atenuado por absorção (figura 2.11 b). No caso de grandes diferenças no coeficiente de absorção em diferentes fases, isso pode causar erros na distribuição de intensidades na figura de pólos obtida. (RANDLE e ENGLER, 2000)

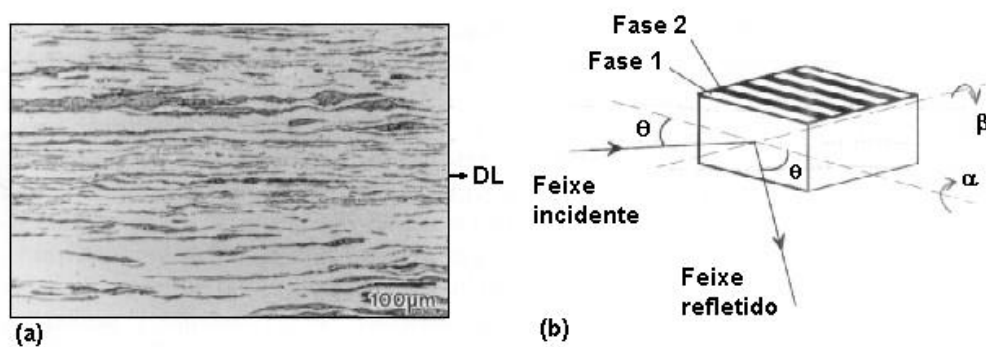


Figura 2.11 (a) Microestrutura de um liga bifásica Cu-40%Zn laminada a frio, mostrando o alinhamento das fases com a deformação; (b) representação esquemática da reflexão dos raios-X durante a medida da figura de pólo, ilustrando a ocorrência de absorção anisotrópica nas camadas da estrutura bifásica. (RANDLE e ENGLER, 2000)

2.4. Microtextura - Técnica de Padrões de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

Para técnicas de macrotextura, baseadas em difração de raios-X e nêutrons, o resultado primário é um perfil de intensidades difratadas que é característico de um grande volume amostral. Contudo, é possível determinar a orientação de volumes menores, até o ponto de se conseguir a orientação individual de um grão, a partir também de técnica de difração (textura local ou microtextura).

O desenvolvimento de uma técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) baseada na difração de elétrons retroespalhados (EBSD), mostrou grandes vantagens em termos de resolução espacial, preparação de amostras e interpretação de dados quando comparada a outras técnicas. Com o uso do EBSD é possível coletar e analisar uma grande quantidade de orientações individuais em um tempo viável (RANDLE e ENGLER, 2000). Essa técnica é baseada em padrões de difração de Kikuchi. A geometria do processo é mais facilmente explicada no caso da análise em microscopia eletrônica de transmissão (MET). Quando um feixe de elétrons penetra em um sólido, este se espalha em todas as direções. Isto significa que sempre deve haver elétrons que atingem os planos cristalinos no ângulo de Bragg (θ_B) e produzem interferência construtiva. A figura 2.12 (a) ilustra a situação para uma família de planos.

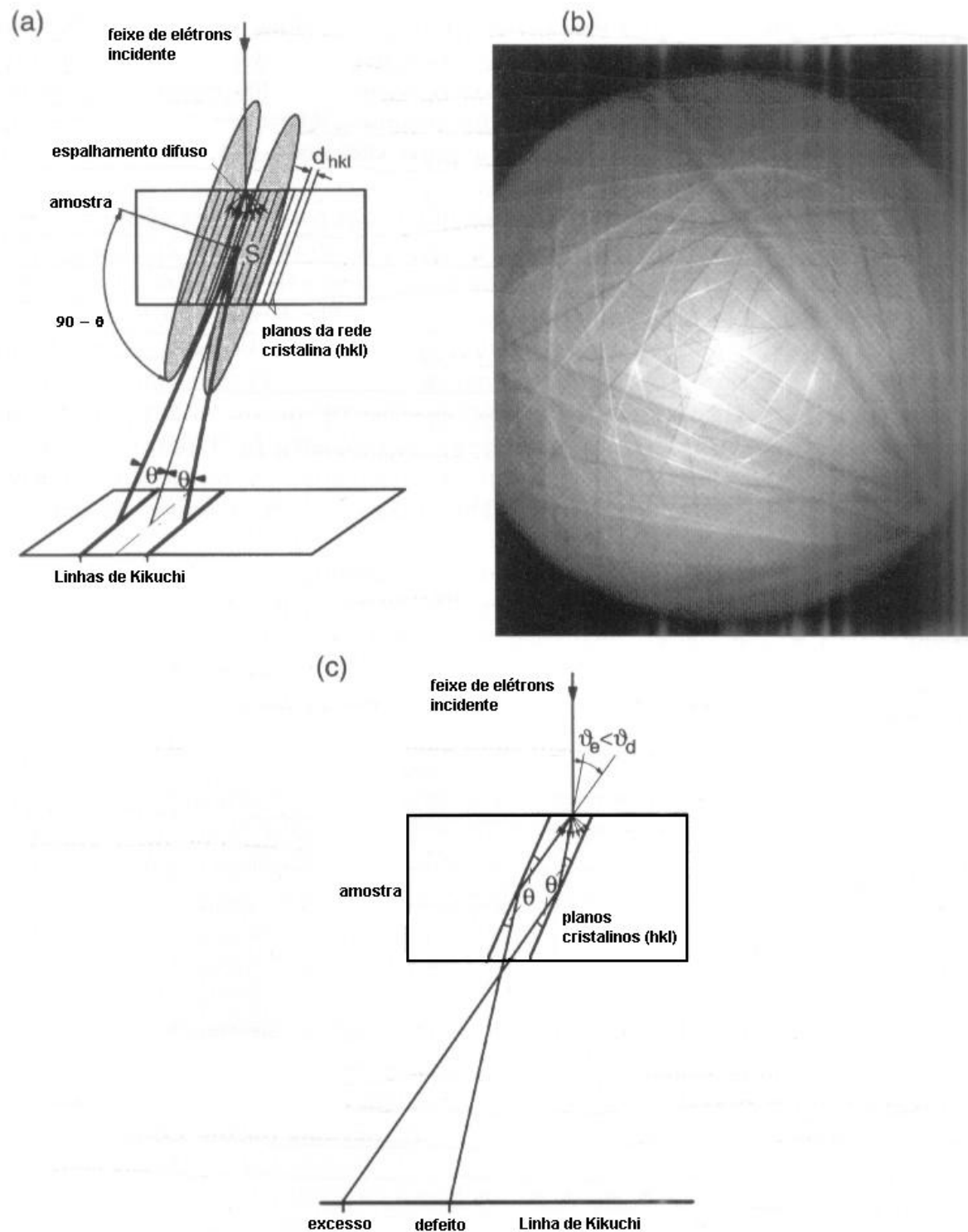


Figura 2.12 - Linhas de Kikuchi na geometria de transmissão numa amostra fina de MET. (a) Origem das linhas de Kikuchi pelo espalhamento inelástico de elétrons produzindo difração de Bragg na fonte S nos planos (hkl); (b) Padrão de Kikuchi do níquel (difração eletrônica do feixe convergente, voltagem de aceleração de 120 kV); (c) formação de linhas de Kikuchi de excesso e defeito (RANDLE e ENGLER, 2000).

O local geométrico da radiação difratada é a superfície de um cone (cone de Kossel) que se estende em torno da normal aos planos atômicos cuja metade do ângulo de vértice é de $90^\circ - \theta_B$.

Considerando a lei de Bragg ($\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta_B$, sendo λ o comprimento de onda) para os comprimentos de onda característicos dos elétrons e o espaçamento interplanar, θ_B é da ordem de $0,5^\circ$. Assim, o ângulo do vértice do cone de difração é próximo a 180° , ou seja, os cones são aproximadamente planos. Com a utilização de meios sensíveis – tela de fósforo com interface com uma câmera ou um filme – posicionados de forma a interceptar os cones de difração, tem-se um par de seções cônicas paralelas com curvatura tão pequena que aparentam ser linhas paralelas. Estas são as linhas de Kikuchi e observa-se que seu espaçamento é uma distância angular proporcional a $2\theta_B$ que, por sua vez, é proporcional ao espaçamento interplanar.

Assim, o padrão Kikuchi como um todo consiste de pares de linhas paralelas onde cada par ou “banda”, tem uma largura distinta e corresponde a um plano cristalográfico distinto. A interseção de bandas corresponde a um eixo de zona (pólos) e eixos de zona mais importantes se encontram na interseção de várias bandas. O padrão de Kikuchi, por conseguinte, compreende essencialmente todas as relações angulares no cristal – tanto ângulos interzonais quanto interplanares – e, por conseguinte, contem inerentemente a simetria do cristal. A figura 2.12 (b) é um padrão de Kikuchi do níquel obtido em microscópio eletrônico de transmissão. A orientação deste padrão é encontrada pela indexação, ou seja, identificação de pólos e bandas do padrão e cálculo da relação entre estas e alguns eixos de referência escolhidos.

A formação de linhas de defeito (mais escura) e excesso (mais clara) está na figura 2.12 (c). De uma forma geral, o ângulo ν_θ , entre o feixe primário e o feixe difratado que gera a linha de excesso, é menor que o ângulo ν_d , ângulo entre o feixe primário e o feixe que gera a linha de defeito. Isto porque a intensidade do feixe decresce com o ângulo de espalhamento ν . Portanto as linhas de defeito de baixa intensidade ocorrerão à medida que os elétrons são mais espalhados e não contribuem para a intensidade transmitida.

No microscópio eletrônico de varredura, a difração ocorre a partir da interação entre os elétrons primários “retro-espalhados” com planos de rede próximos à superfície da amostra. Inclinando a amostra de ângulos tipicamente na faixa de 60° - 70° , permite-se que mais elétrons sejam difratados e escapem em direção ao detector ou qualquer que seja o meio de gravação. A figura 2.13 mostra um diagrama

modificado para a formação de um par de linhas de Kikuchi em geometria de EBSD (difração de elétrons retro-espalhados) em amostra inclinada.

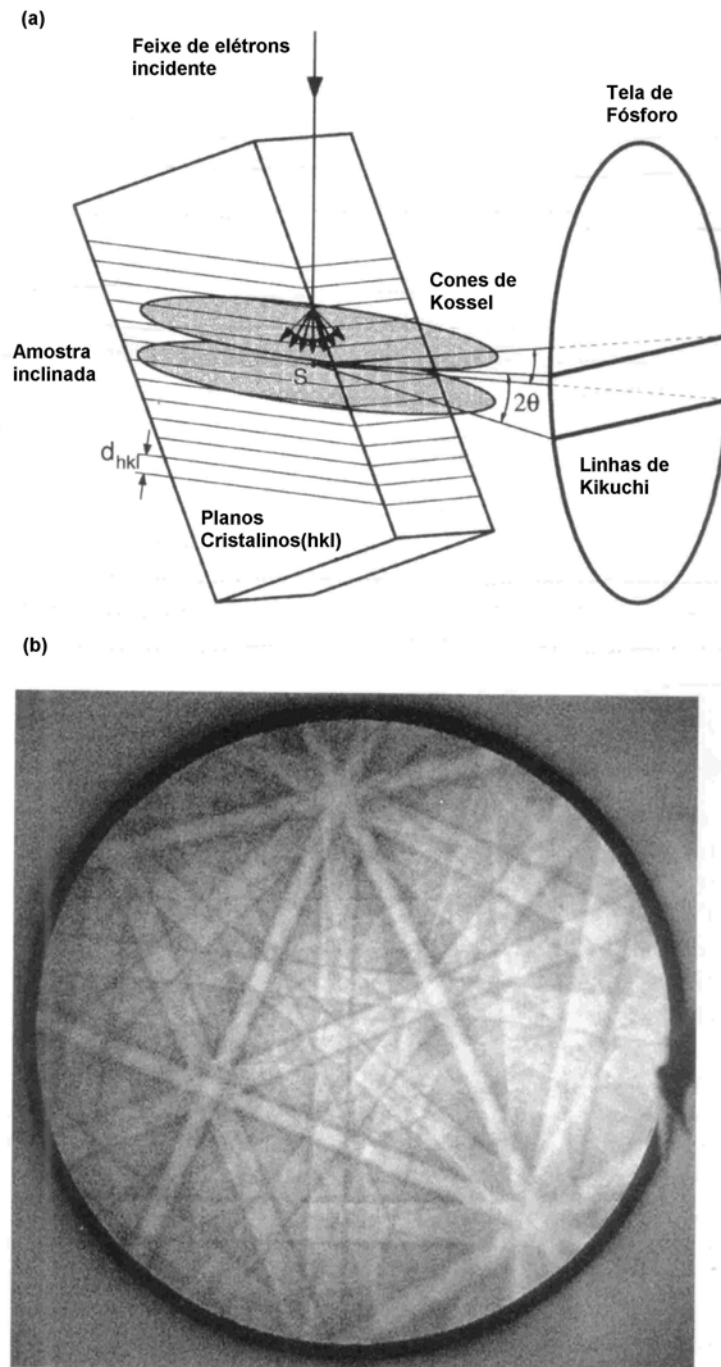


Figura 2.13 - Padrões de Kikuchi em EBSD. (a) Origem das linhas de Kikuchi em perspectiva de EBSD (amostra inclinada). (b) Padrão de EBSD do níquel (tensão de aceleração dos elétrons de 20kV). (RANDLE e ENGLER, 2000)

Comparando a obtenção dos padrões de Kikuchi no microscópio eletrônico de varredura e de transmissão, observa-se que o ângulo de captura para o microscópio

eletrônico de varredura é cerca de 5 vezes o do microscópio eletrônico de transmissão. Em consequência disso, a identificação e indexação dos elementos de simetria é mais fácil para EBSD em relação ao microscópio eletrônico de transmissão. Entretanto, as linhas de Kikuchi são mais facilmente distinguíveis no microscópio eletrônico de transmissão do que no de varredura. (RANDLE e ENGLER, 2000).

O padrão de Kikuchi é essencialmente uma projeção sobre uma superfície plana, um filme ou tela, de relações angulares do cristal. Qualitativamente, podemos retirar dos padrões de Kikuchi: deformação da rede através do aspecto mais difuso ou borrado; contornos de grão ou de fase pela mudança nos padrões de difração em tempo real; identificação de certas orientações, como a orientação de cubo $\{001\}<100>$. Quantitativamente, o que se faz é a indexação com determinação da posição das bandas e pólos em referencial externo.

A identificação dos padrões exige calibração. Atualmente programas permitem a aquisição e identificação automática e simultânea dos padrões. Os métodos utilizados para identificação dos padrões são os seguintes: elenco de sombras, orientação de cristal conhecido, aumenta de padrão e ajuste iterativo de padrão. (RANDLE e ENGLER 2000). O processo de indexação e processamento de informação da técnica de EBSD está ilustrado nas figuras 2.14 e 2.15.

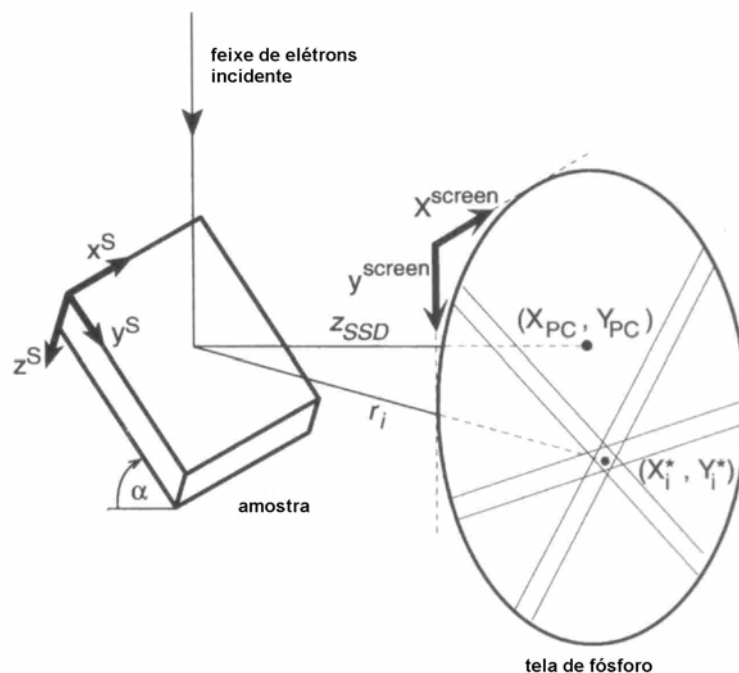


Figura 2.14 – Diagrama ilustrando a determinação de um padrão de EBSD (RANDLE e ENGLER, 2000).

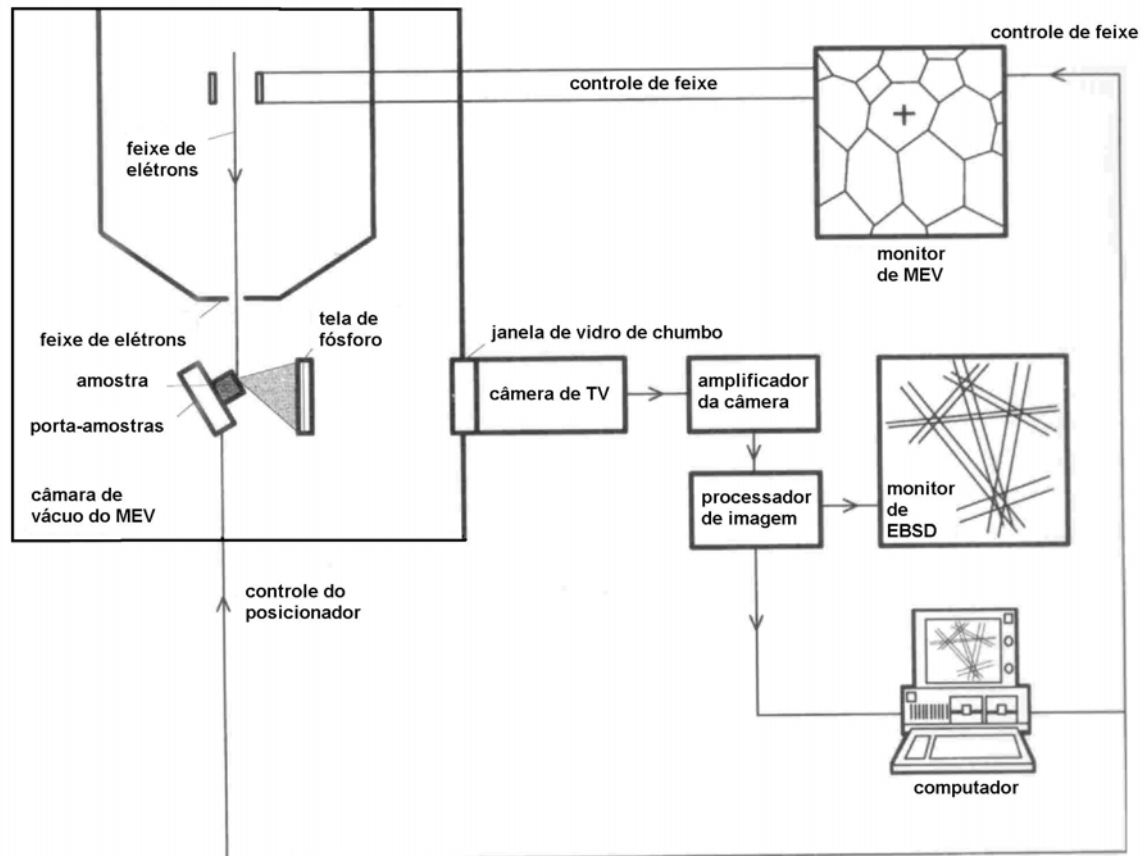


Figura 2.15 – Componentes de um sistema de EBSD (RANDLE e ENGLER, 2000).

A microtextura é composta por uma população de orientações as quais podem ser relacionadas a sua localização na amostra (RANDLE e ENGLER 2000). Estes dois fatores – a natureza discreta dos dados de orientação e a sua ligação com a microestrutura – abrem espaço para uma visão mais ampla e complexa para a avaliação e representação do que a macrotextura. São observadas duas linhas de trabalho fundamentais na natureza da microtextura: a distribuição estatística de dados de orientação e desorientação relacionados à microestrutura (RANDLE e ENGLER 2000). Outro aspecto importante é a obtenção de FDOC's.

A forma mais fácil de determinar uma distribuição contínua no espaço de Euler é a partir de medidas de orientação de grãos particulares.

2.5. Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica (FDOC)

A descrição da textura com o auxílio de figuras de pólos diretas é bastante útil, mas as informações nelas contidas são incompletas e semiquantitativas, já que os planos {hkl} representados são apenas aqueles difratados pelo material. Uma representação mais completa de textura deve incluir informações sobre a distribuição das orientações dos cristais, ou seja, por um plano e uma direção: (hkl) [uvw], e a fração volumétrica de cada orientação presente. Essas informações podem ser obtidas com o auxílio da Função de Distribuição de Orientações Cristalográficas (FDOC) (VIANA, 2001).

A FDOC expressa a densidade probabilidade de encontrar determinadas orientações (hkl) [uvw] em uma amostra do material. Essa probabilidade em uma amostra sem textura é igual a 1. Uma intensidade 2 em uma orientação, por exemplo, diz que esta orientação é duas vezes mais provável de estar presente na amostra do que a aleatoriedade. Na FDOC, a orientação de um cristal é definida segundo ângulos, denominados ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas, que aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] da célula unitária, que tornam os mesmos coincidentes com os eixos DL, DT e DN da chapa laminada, ou seja, relacionam os eixos macroscópicos do material com os eixos da célula do cristal. (VIANA, 2001). As convenções e o desenvolvimento matemático foram feitos separadamente por ROE (1965) e BUNGE (1979). O sistema definido por Bunge difere do sistema de Roe na definição dos ângulos de Euler. Bunge define os ângulos de Euler φ_1 , ϕ e φ_2 da seguinte forma:

- Rotação de φ_1 em torno de Z' (figura 2.16 b);
- Em seguida, rotação de ϕ em torno de X' (figura 2.16 c);
- Rotação de φ_2 em torno de Z' (figura 2.16 d).

No sistema definido por Roe, os ângulos de Euler são definidos por ψ , θ e ϕ . Os ângulos de Euler definidos por Roe e os definidos por Bunge obedecem as seguintes relações:

$$\varphi_1 = \psi + \frac{\pi}{2}, \phi = \theta, \varphi_2 = \phi - \frac{\pi}{2} \quad (1)$$

A notação utilizada neste trabalho será a proposta por Bunge, utilizando os ângulos φ_1 , ϕ e φ_2 .

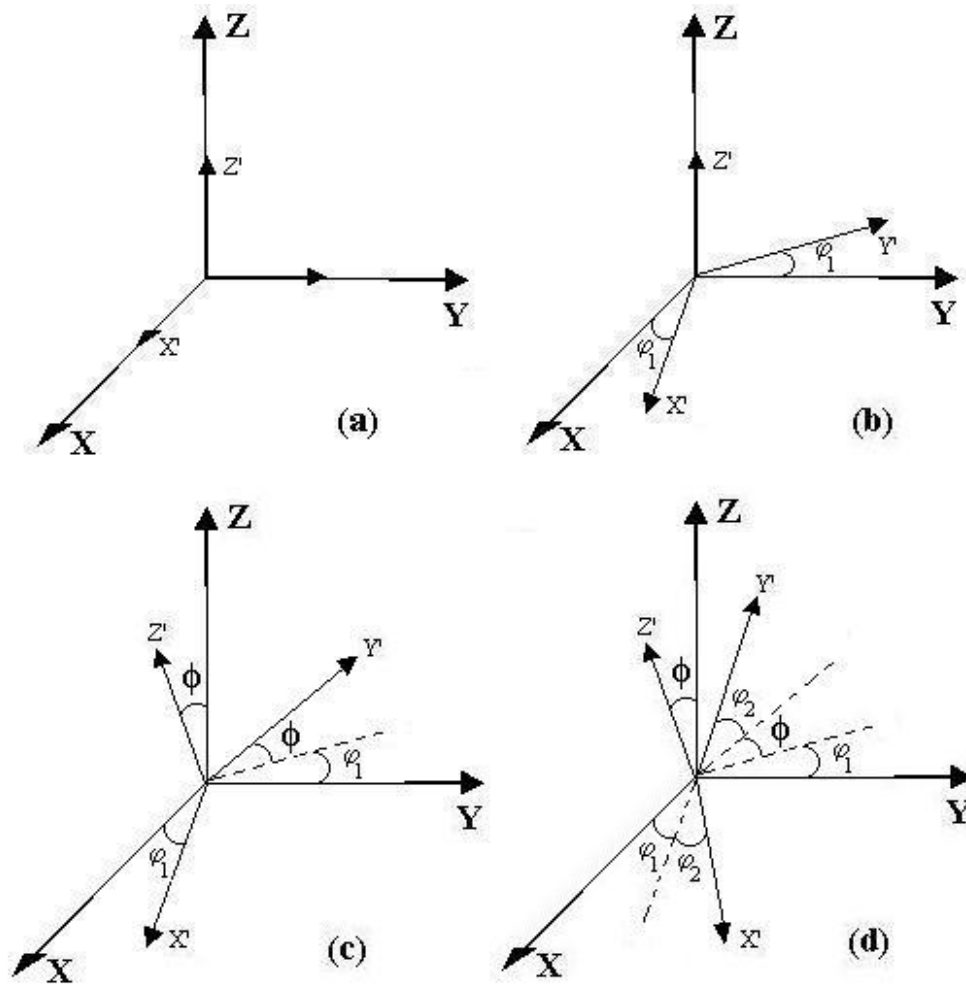


Figura 2.16 - Definição dos ângulos de Euler.

A textura é um termo coletivo para a distribuição não-uniforme de distribuição de orientações cristalográficas em um agregado policristalino. O intuito é estabelecer a fração volumétrica de um material que possui determinada orientação g , ou seja, (BUNGE, 1971a):

$$\frac{dV}{V} = f(g)dg \quad (2)$$

Onde a função $f(g)$ é definida como uma função de probabilidades de se encontrar determinado volume dV com orientação $f(g) = f(\psi, \theta, \phi)$ segundo Roe ou $f(g) = (\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ segundo Bunge.

No espaço de Euler, a diferencial de orientação é em notação de Roe:

$$dg = \frac{1}{8\pi^2} \sin\theta \cdot d\theta \cdot d\psi \cdot d\phi \quad (3)$$

A obtenção das FDOC's, para um sistema cúbico de corpo centrado (CCC), por exemplo, é calculada a partir de 3 figuras de pólos diretas, obtidas por difração de raios-X, ou pode ser medida diretamente, usando-se a técnica de padrões de elétrons retroespalhados (EBSD). As figuras de pólos podem ser normalizadas e representadas pela função $q(\alpha, \beta)$, como mostra a expressão 4. Tanto o método desenvolvido por Roe como o desenvolvimento por Bunge consistem em aproximar essas funções por somatório de séries tais que:

$$q(\alpha, \beta) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^l Q_{lm} P_{lm} \cos(\alpha) \exp(-im\beta) \quad (4)$$

onde os P_{lm} são polinômios de Legendre.

Roe (1965) propôs a expressão para a função $f(\psi, \theta, \phi)$ que se segue:

$$f(\psi, \theta, \phi) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^l \sum_{n=-l}^l W_{lmn} Z_{lmn} \cos\theta \exp(-im\psi) \exp(-in\phi) \quad (5)$$

onde Z_{lmn} são os polinômios generalizados de Legendre; W_{lmn} são coeficientes da FDOC e dependem do material e tratamentos termomecânicos aplicados. Roe mostrou também que existe uma relação entre os Q_{lm} , da expressão de $q(\alpha, \beta)$ obtidos para cada figura de pólo, e os W_{lmn} da expressão 6.

$$Q_{lm} = 2\pi \left(\frac{2}{2l+1} \right)^{\frac{1}{2}} \sum_{n=-l}^l W_{lmn} P_{ln} \cos(\beta) \exp(in\alpha) \quad (6)$$

Expressões semelhantes foram propostas por Bunge (1979). A função correspondente a $f(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ é a função:

$$f(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^l \sum_{n=-l}^l C_l^{mn} e^{im\varphi_2} P_l^{mn}(\phi) e^{in\varphi_1} \quad (7)$$

onde $P_l^{mn}(\phi)$ é uma generalização das funções associadas de Legendre e os coeficientes C_l^{mn} correspondem aos coeficientes W_{lmn} do desenvolvimento de Roe.

Comparando os métodos de Roe e Bunge, obtêm-se as seguintes relações:

$$f(\psi, \theta, \phi) = \frac{1}{8\pi^2} f(\phi_1, \phi, \phi_2) \quad (8)$$

$$Z_{lmn}(\phi) = i^{n-m} \sqrt{\frac{2l+1}{2}} P_l^{mn}(\phi) \quad (9)$$

$$W_{lmn} = \frac{1}{8\pi^2} \sqrt{\frac{2}{2l+1}} C_l^{n-m} \quad (10)$$

Proposto por KALLEND (1976) o Fator de Severidade de Textura (FTS), é um outro parâmetro importante na definição de textura. Ele consiste no desvio padrão médio da FDOC em relação a uma amostra sem textura. O FTS é definido como:

$$(FTS)^2 = 4\sqrt{2}\pi^2 \left\{ \sum_{l=1}^{\infty} \sum_{m=-l}^l \sum_{n=-l}^l W_{lmn}^2 \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (11)$$

O valor do FTS é zero para uma amostra sem textura, ou seja, com uma distribuição aleatória de grãos, e aumenta quanto mais texturizado for o material.

Após a obtenção das figuras de pólos, os dados são processados por uma seqüência de sub-rotinas que realizam além da normalização das figuras de pólos, o ajuste dos polinômios de Legendre, o calculo das partes não medidas das figuras e determinam os coeficientes das FDOC's. O novo arquivo gerado é usado pelo programa para calcular as seções de ϕ constante, no caso do método de Roe, ou ϕ_2 constante, quando se tratar do método de Bunge.

No caso das medidas de macrotextura, quando se utiliza os métodos de difratometria de raios-X ou nêutrons nas quais a amostra é “varrida” por inteiro, a quantidade necessária de figuras de pólos a serem coletadas para a construção da FDOC depende também do tipo de sistema a ser estudado. No caso do sistema cúbico, 3 a 4 figuras são coletadas, cada uma em relação a um determinado plano cristalino e cada figura é preenchida com grãos em torno deste plano (o pólo do plano é o centro da projeção estereográfica). Isto exige, no método de harmônicos, um

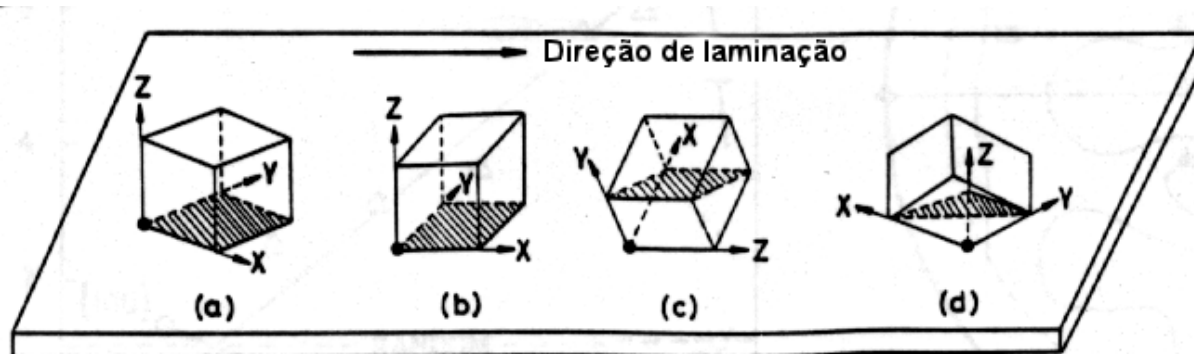
ajuste de mínimos quadrados das figuras para a construção da FDOC (KOCKS, 1998b e RANDLE e ENGLER, 2000).

No entanto, no caso de difratometria de raios-X, as figuras de pólos são geralmente incompletas. A aquisição é feita geralmente no intervalo entre 5° e 85° de ângulos de varredura com malha ($\alpha \times \beta$) 5° x 5°, em geometria de reflexão. Uma figura completa exigiria o uso da técnica de transmissão e uso de amostra fina. Isto, por vezes, é impraticável (WENK, 1998 e RANDLE e ENGLER, 2000). As figuras de pólos são simétricas por natureza e, quando o cálculo da FDOC é realizado, ocorrem erros devido a “fantasmas” na FDOC devido a ausência de termos ímpares na série de harmônicos. Isto exige o uso de métodos de correção. Existem também outros métodos de determinação da FDOC denominados métodos diretos ou discretos como o WIMW, ADC, método do vetor e método da componente que não apresentam o problema de “fantasmas” (KALLEND, 1998 e RANDLE E ENGLER, 2000).

WILLIAMS (1968a) foi o primeiro a propor um método direto e iterativo para a determinação da distribuição de orientações, mas devido à demanda computacional da época, este método tornou-se desfavorável se comparado ao método harmônico. Embora existam diferenças consideráveis entre os métodos direto e harmônico, todos eles apresentam limitações na determinação da distribuição de orientações, mas soluções para essas limitações podem ser mais facilmente incorporadas no método direto do que no método harmônico.

O algoritmo ADC (*Arbitrary Defined Cells*), por exemplo, embora seja similar ao WIMV, difere em alguns detalhes importantes. Onde o WIMV e os outros métodos diretos consideram linhas de projeção na figura de pólos relativa a células de distribuição de orientação, o ADC usa projeção de “tubos”, os quais a seção transversal é determinada pela forma da célula da figura de pólo relacionada. O cálculo da interseção destes “tubos” com as células de distribuição de orientação, embora consuma tempo, permite a obtenção da fração volumétrica de uma célula de distribuição de orientação que contribui para uma figura de pólo, e leva a um melhor resultado final.

No caso específico de chapas/tiras laminadas, as orientações dos grãos são definidas considerando qual dos planos cristalinos do cristal é paralelo ao plano macroscópico de laminação e, dentre as direções contidas neste, qual delas é paralela à direção macroscópica de laminação. A figura 2.17 ilustra algumas das orientações mais comumente encontradas no caso de material laminado.



- | | | | | |
|-----|-----------------------|---|-------|-----------------|
| (a) | Textura de deformação | : | (001) | [110] |
| (b) | Textura de cubo | : | (001) | [100] |
| (c) | Textura de aresta | : | (110) | [001] |
| (d) | Textura de vértice | : | (111) | [$\bar{1}10$] |

FIGURA 2.17 – Alguns tipos de textura comumente encontrada em aços para embutimento profundo (MISHRA e DÄRMANN, 1982)

A distribuição destas orientações no espaço de Euler depende da escolha para os eixos tridimensionais. Geralmente, adota-se um sistema ortogonal e a distribuição espacial é representada por seções bidimensionais (normalmente, φ_2 é mantido constante na notação de Bunge, ou ϕ na notação de Roe). A figura 2.18 mostra o posicionamento tridimensional de algumas orientações importantes para materiais cúbicos de corpo centrado (CCC) e cúbicos de face centrada (CFC). (KAY e JONAS, 1990).

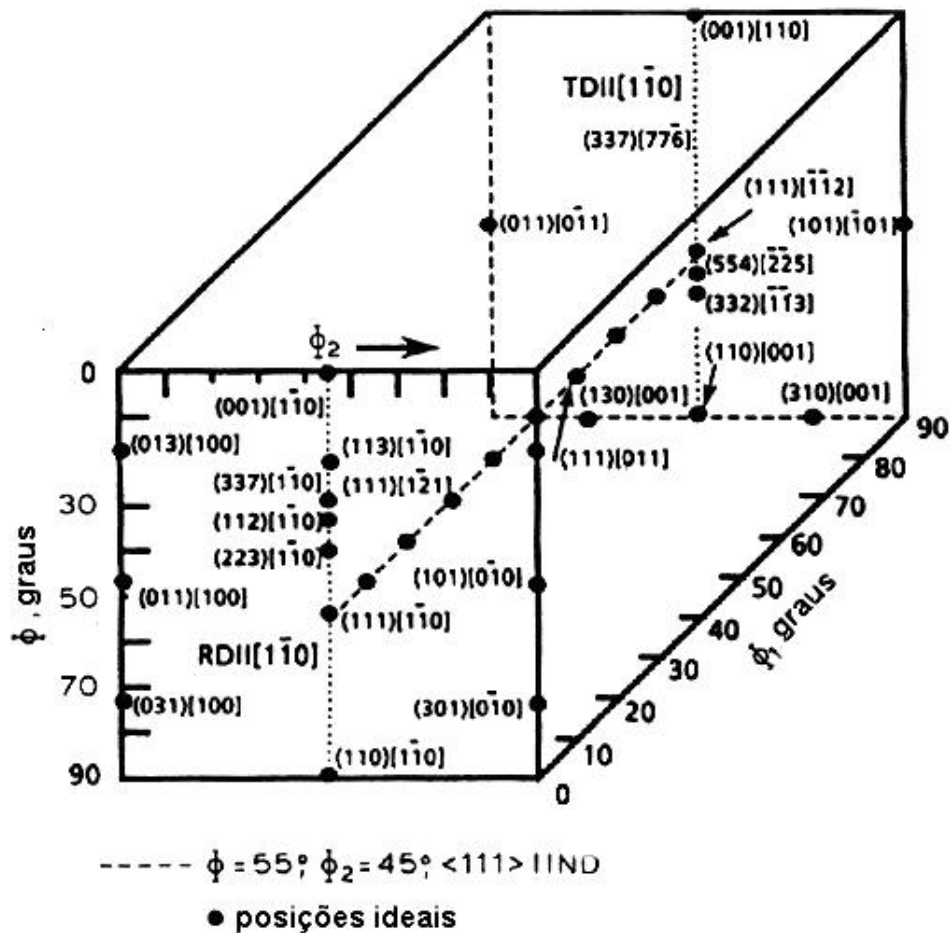


Figura 2.18 – Visão tridimensional no espaço de Euler de posições de algumas orientações ideais importantes.

É comum representar a textura dos aços usando apenas a seção de $\phi_2 = 45^\circ$ (Figura 2.19), pois nesta encontram-se as orientações mais importantes para a análise desses materiais. Esta é uma forma de representação de textura bastante útil quando se analisa a textura de diferentes amostras. No entanto, quando se necessita comparar com mais precisão diferentes texturas, a plotagem da função $f(\phi_1, \phi, \phi_2)$ em função de apenas um ângulo é mais adequada.

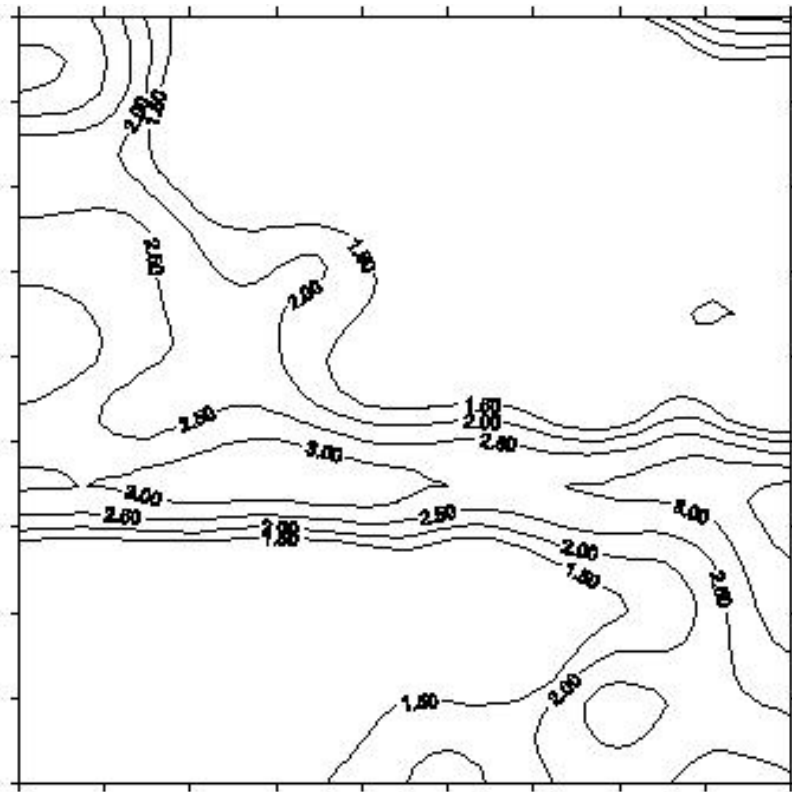


Figura 2.19 – Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ da fase ferrítica de um aço inoxidável duplex laminado a frio com redução de 60%.

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. Estas fibras são as seguintes:

- Fibra RD ou Fibra α : Vai das orientações $\{001\}\langle 110 \rangle$ a $\{110\}\langle 110 \rangle$ ao longo da família de direções $\langle 110 \rangle$, paralela à direção de laminação;

- Fibra ND ou Fibra γ : Vai das orientações $\{111\}\langle 110 \rangle$ a $\{111\}\langle 112 \rangle$ ao longo da família de direções $\langle 111 \rangle$, paralela ao plano normal da chapa;

- Fibra TD ou Fibra ε : Vai das orientações $\{001\}\langle 110 \rangle$ a $\{110\}\langle 001 \rangle$ ao longo da família de direções $\langle 110 \rangle$ paralela à direção transversal à direção de laminação.

A figura 2.20 mostra o ábaco contendo todas as posições das principais das principais orientações ao longo dessas fibras. Os planos (hkl) são representados pelas linhas e as direções [uvw] pelos pontos sobre estas linhas.

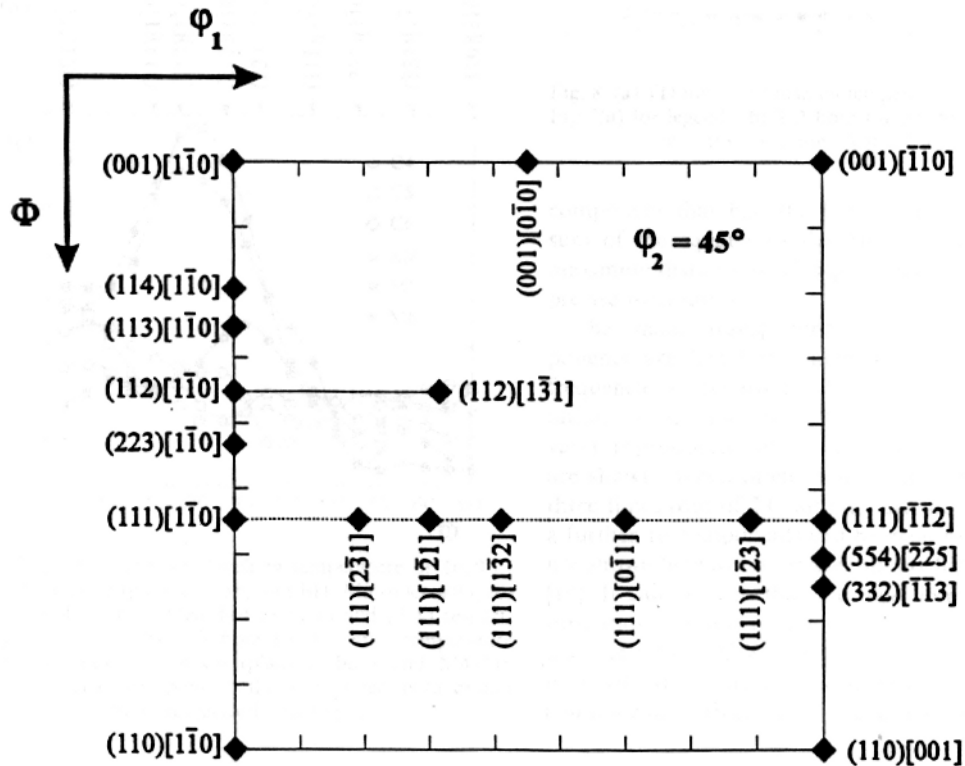


Figura 2.20 - Posições exatas de orientações importantes na seção de $\varphi_2 = 45^\circ$.
(BUTRON-GUILLÉN *et al*, 1994)

Para uma melhor compreensão, os exemplos a seguir são úteis:

-Em $\phi=0^\circ$ está o plano (001), em $\phi=54,8^\circ$ está o plano (111) e em $\phi=90^\circ$ está o plano (110);

-Ao longo da fibra ND temos em $\varphi_1 \cong 20^\circ$ a componente de textura (111)[$\bar{2}\bar{3}$ 1], ou seja, o plano (111) paralelo a direção normal à superfície de laminação e a direção [$\bar{2}\bar{3}$ 1], paralela a direção de laminação.

2.6. Fatores que Influenciam a Textura

A textura presente em materiais metálicos pode ser decorrente de vários fatores, dentre os quais, os mais importantes são (BERKOWITZ *et. al.*, 1969):

2.6.1. Textura Resultante de Solidificação

Um metal líquido ao ser derramado em um cadinho com paredes laterais isoladas e fundo resfriado, possui um fluxo de calor que se propaga na vertical, solidificando o metal do fundo para a superfície, formando uma estrutura granular “colunar”, com grãos alinhados com o fluxo de calor. Em metais cúbicos, a estrutura colunar possui uma orientação $\langle 100 \rangle$, o que significa que as arestas do cubo estão alinhadas com o eixo da coluna. O lingote solidificado possui uma textura $\langle 100 \rangle$, chamada de textura de cubo.

2.6.2. Textura Resultante de Deformação Plástica

Os cristais ou grãos de agregados policristalinos como materiais metálicos se orientam com a deformação plástica de maneira que determinadas direções cristalográficas se posicionam segundo as direções principais da estrutura cristalina do metal. Essa distribuição de orientação caracteriza a textura de deformação. (FREITAS, 2003)

Com o início do processo de deformação a partir de um material sem textura definida, somente nota-se a presença de textura de deformação quando se atinge reduções de 30% ou mais. O processo se completa somente com elevadas reduções, em torno de 90%. Caso exista uma textura inicial que é próxima daquela que se pretende obter, pode-se atingir essa última com intensidades de deformação menores. De qualquer forma a textura inicial não influencia na textura final, pois essa depende mesmo é do tipo de processo de deformação plástica ao qual o metal será submetido. (BRESCIANI FILHO *et al*, 1985)

As texturas de laminação a frio de materiais CFC, por exemplo, apresentam suas componentes principais ao longo de um tubo de orientações que se estende da orientação $\{112\}\langle 11\bar{2} \rangle$ até $\{112\}\langle 11\bar{1} \rangle$. Metais e ligas com baixa energia de falha de empilhamento (EFE), como o latão- α , tendem a esvaziar a região do tubo próxima de $\{112\}\langle 11\bar{1} \rangle$ enquanto materiais com alta energia de falha de empilhamento, como os aços carbono e o alumínio, fazem o oposto. O cobre, com energia de falha de empilhamento intermediária apresenta um tubo de orientações com intensidade aproximadamente constante e, por isso, é considerado possuir uma textura CFC de referência. (VIANA, 2001)

Já a textura de laminação a frio dos materiais CCC, se caracterizam por apresentarem suas orientações principais localizadas em duas fibras parciais:

$\{hkl\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle uvw \rangle$. Como já mencionado anteriormente, as fibras DL e DN são mais bem observadas na seção de $\varphi_2 = 45^\circ$.

2.6.3. Textura de Recristalização

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. Geralmente, o recozimento em temperaturas mais baixas de materiais levemente encruados, causa apenas recuperação e pequena ou nenhuma modificação da textura de deformação.

O recozimento em temperaturas mais elevadas causa freqüentemente recristalização. A ocorrência 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.

A recristalização pode ser definida como a eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de alto ângulo. O principal potencial termodinâmico para que a recristalização ocorra é a energia armazenada na deformação. Quando há a formação de uma região livre de defeitos circundada por um contorno de alto ângulo, a recristalização prossegue por um crescimento desse núcleo sobre a matriz encruada (MATHEUS, 1999).

O crescimento das regiões recristalizadas pela migração de contornos de alto ângulo continua até que os grãos recristalizados se toquem mutuamente, como mostrado na figura 2.21.

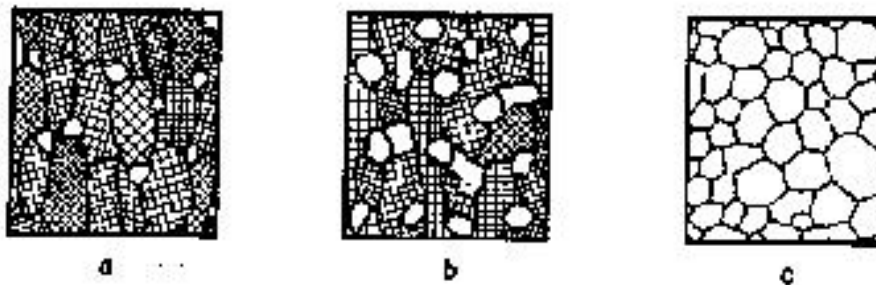


FIGURA 2.21 – Representação esquemática da recristalização. (a) início da recristalização; (b) 50% recristalizado; (c) recristalização completa (MATHEUS, 1999)

BURKE e TURNBULL sintetizaram o conhecimento disponível sobre a recristalização na forma de sete “leis”:

- 1) Para que a recristalização ocorra, é necessária uma deformação plástica mínima;
- 2) Quanto menor o grau de deformação, mais alta é a temperatura para início da recristalização;
- 3) Quanto mais longo o tempo de recozimento, menor é a temperatura necessária para ocorrência da recristalização;
- 4) O tamanho de grão final depende, fortemente, do grau de deformação e, fracamente, da temperatura de recozimento. Quanto maior o grau de deformação e/ou menor a temperatura de recozimento, menor será o tamanho de grão final;
- 5) Quanto maior o tamanho de grão original, maior é o grau de deformação necessário para que a recristalização se complete no mesmo tempo e temperatura de recozimento;
- 6) O grau de redução necessário para se obter um mesmo endurecimento por deformação, encruamento, aumenta com o aumento da temperatura de deformação. Para um dado grau de redução, quanto maior a temperatura de deformação, maior é a temperatura de recristalização e maior é o tamanho de grão final;
- 7) O aquecimento continuado após o término da recristalização causa crescimento de grão.

A textura de recristalização 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. Mais adiante será mostrado em mais detalhes a importância do estudo da evolução da textura de recristalização.

2.6.3.1. Recristalização em Aços Inoxidáveis Duplex

Como mencionado anteriormente, os aços inoxidáveis duplex possuem em sua microestrutura uma mistura de grãos ferríticos e austeníticos. Uma microestrutura completamente ferrítica se forma durante a solidificação. Uma transformação parcial

para austenita ocorre durante o resfriamento, onde precipitados desta fase nucleiam na matriz ferrítica.

Os aços inoxidáveis duplex são materiais interessantes no que diz respeito a sua recristalização, devido às características dissimilares dos constituintes de sua microestrutura. A fase ferrítica CCC possui inúmeros sistemas de deslizamento e maior energia de falha de empilhamento enquanto a fase austenítica possui menos sistemas de deslizamento e menor energia de falha de empilhamento. O endurecimento por deformação e a força motriz para a recristalização da austenita são maiores do que para a ferrita, além disso, o processo de recristalização é difusional, e a difusão no caso da ferrita é mais rápida do que na austenita. Várias precipitações podem ocorrer durante o processo de recristalização, dependendo da faixa de temperatura utilizada, sendo a mais importante a da fase sigma.

REICK *et al*, 1998, observaram que durante o tratamento térmico abaixo de 1000°C dos aços inoxidáveis duplex, ocorrem pelo menos cinco reações no estado sólido: recuperação e recristalização da austenita, recuperação e recristalização da ferrita e transformação eutetóide da ferrita em fase sigma e austenita. A figura 2.22 mostra um diagrama TTT onde é possível separar as diferentes reações no estado sólido das duas fases (ferrita e austenita) como uma função do tempo e da temperatura.

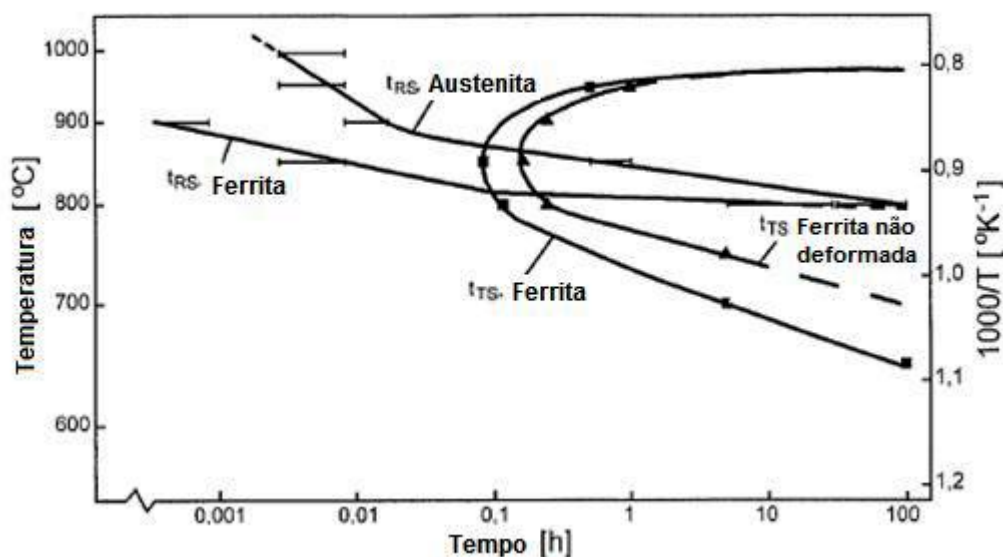


Figura 2.22 – Diagrama TTT após laminação a frio com redução de 20% e recozimento. RS representa o início da recristalização e TS representa o início da transformação eutetóide da ferrita em fase sigma e austenita [REICK *et al*, 1998].

JIMENEZ *et al* (2000) observaram que a recristalização do aço inoxidável duplex ocorre quando se observa grãos austeníticos, inicialmente alongados, se apresentarem em colônias onde os grãos possuem tamanhos em torno de 10 μm , cercados por uma microestrutura lamelar de ferrita. Essa recristalização ocorre após o recozimento em temperaturas acima de 850°C.

2.7. Textura Cristalográfica de Materiais Monofásicos

As texturas de recristalização e deformação de materiais CCC monofásicos são similares entre si, porém com pequenas diferenças, dependentes da textura inicial, microestrutura, condições de precipitação entre outras. Na tabela 2.1 são mostradas diferentes condições para materiais CCC e as texturas normalmente observadas nestas condições.

Tabela 2.1 – Textura normalmente observada em aços laminados (CCC) e recristalizados.(HÖLSCHER,1991)

		Baixo Carbono	Ligado ao Cromo
Laminado a Quente	Textura	Homogênea ao longo da espessura	Não Homogênea ao longo da espessura. Forte Textura de laminação e fibras α e γ . Componentes $\{011\}<100>$ e $\{112\}<111>$ são comuns.
Laminado a Frio	Textura	Aumento da intensidade das fibras α e γ para laminações inferiores a 75%, principalmente das componentes $\{112\}<110>$ e $\{111\}<112>$. Para deformações superiores a 75% um aumento da componente $\{111\}<110>$ é comum.	Aumento das componentes $\{112\}<110>$ e $\{111\}<110>$. Forte componente $\{001\}<110>$.
Recristalizados	Textura	Grande diminuição das orientações da fibra fibras α , Fortalecimento da componente Goss com o aumento das bandas de cisalhamento e fortalecimento da componente $\{111\}<112>$	

Materiais CFC apresentam suas componentes principais ao longo de um tubo de orientações que se estende da orientação $\{110\}\langle 11-2 \rangle$ até $\{112\}\langle 11-1 \rangle$. Metais e ligas com baixa energia de falha de empilhamento, tendem a esvaziar a região do tubo próxima de $\{112\}\langle 11-1 \rangle$ enquanto materiais com alta energia de falha de empilhamento, como os aços carbono e o alumínio, fazem o oposto. Energias intermediárias apresentam um tubo de orientações com intensidade aproximadamente constante. As componentes Goss, Brass, S, Cobre e Cubo são as orientações presentes ao tubo de orientações CFC. (VIANA, 2001)

2.8. Textura em Materiais Bi-fásicos – Aços Inoxidáveis Duplex

HUTCHINSON e JONSON estudaram a textura e anisotropia em aços inoxidáveis duplex SS 2377. Foram estudadas chapas laminadas a quente com diferentes níveis de redução. Uma análise semiquantitativa da anisotropia mecânica que estava presente anteriormente foi feita a partir do cálculo das FDOC's em ambas as fases.

As chapas foram produzidas por laminação a quente, recozidas e temperadas para equalizar as proporções de fase α (ferrita) e fase γ (austenita). Toda a análise de textura foi realizada a meia espessura das amostras e os picos (110) da fase α e (111) da fase γ foram omitidos para evitar erros devido à sobreposição dos mesmos. Pelas figuras de pólos (200), ambas as fases das diferentes amostras possuem em geral as mesmas componentes, mas a medida que aumenta-se a redução, essas componentes tornam-se mais acentuadas como observa-se na figura 2.23.

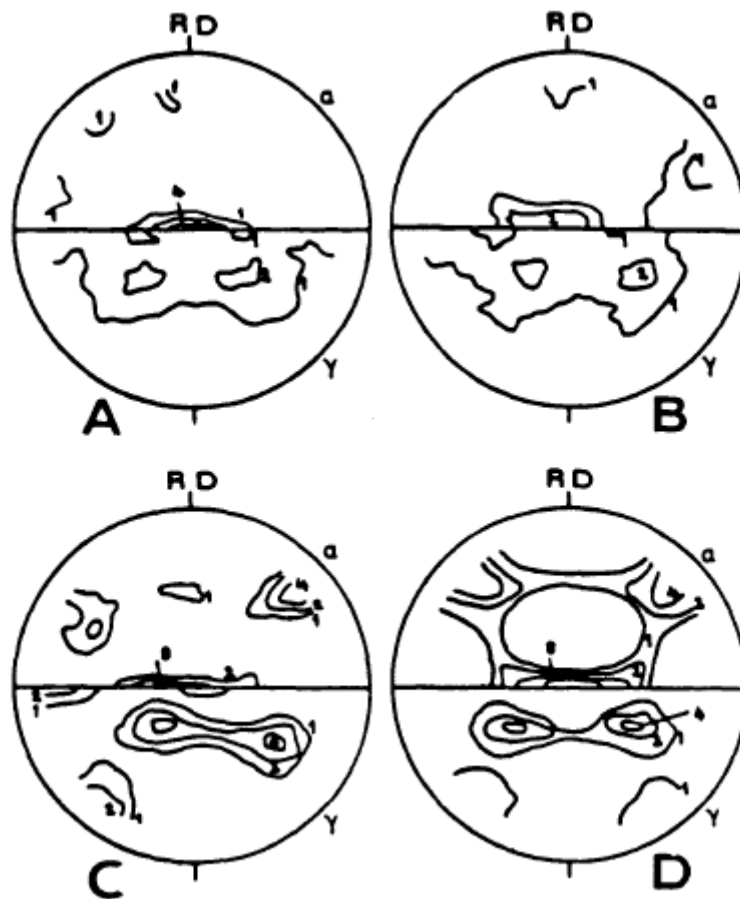
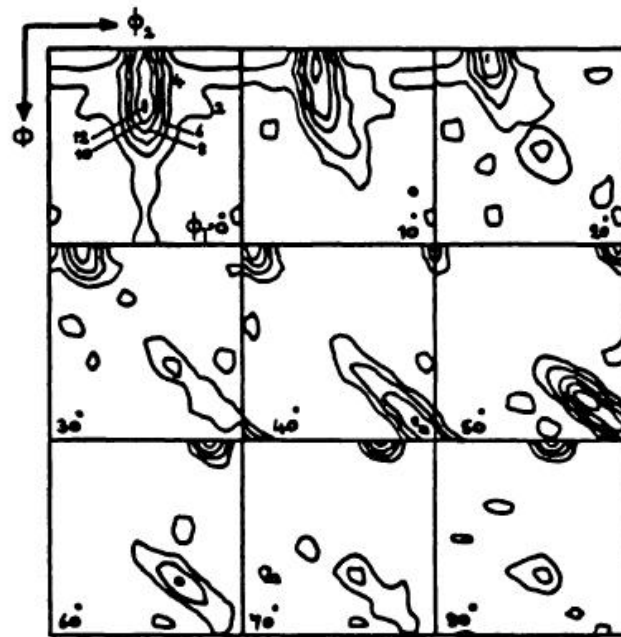
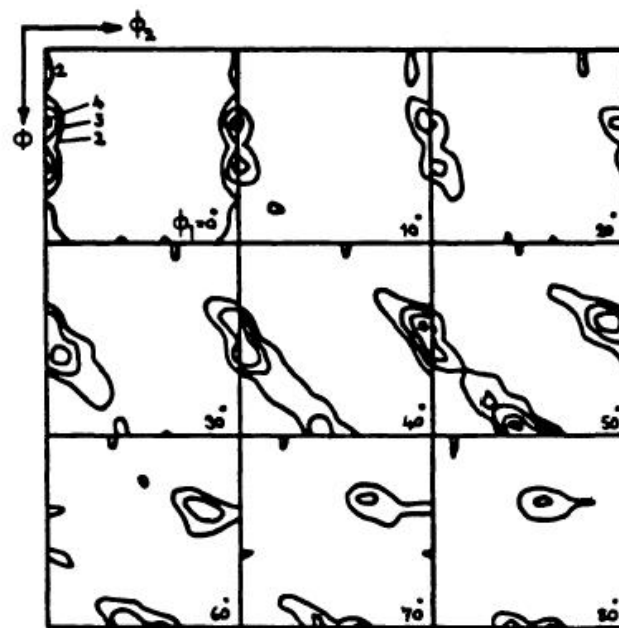


Figura 2.23 – Figuras de pólos para a ferrita (metade superior) e austenita (metade inferior) para as chapas A-D (HUTCHINSON e JONSON).

A chapa com maior redução também apresentou uma considerável assimetria devido a efeitos residuais resultantes da estrutura grosseira de lingotamento. A textura de ambas as fases é bem mais acentuada se comparada a de aços inoxidáveis monofásicos estudados individualmente. A assimetria da figura de pólo levou a uma análise das FDOC's das fases α e γ da amostra com maior redução. Essas FDOC's são mostradas na figura 2.24.



a



b

Figura 2.24 – Distribuição de orientações para a chapa D (a) ferrita e (b) austenita.
(HUTCHINSON e JONSON, 1986).

A textura da ferrita consiste principalmente de uma fibra se estendendo de (100) [011] até (211) [011]. Existem também componentes que não se estendem da mesma forma como (311) [232] e (322) [241].

Uma característica interessante observada por Hutchinson e Jonson foi que na fase α havia uma total ausência de componentes (111) [uvw], normalmente

observadas em materiais CCC nas mesmas condições. A textura da austenita foi bem definida, embora não tão acentuada como na ferrita.

As texturas observadas por Hutchinson e Jonson, neste tipo de aço inoxidável duplex foram difíceis de interpretar à medida que podem envolver fatores tanto relacionados à laminação a quente quanto ao recozimento. Eles concluíram que a temperatura, por exemplo, influencia não somente na recristalização, mas também nas proporções relativas de ambas as fases, e que é possível que o crescimento de uma fase dentro da outra associada à mudança de temperatura seja uma forma de recristalização determinante no resultado final da textura.

Já AKDUT e FOCT (1995) estudaram a textura de aços inoxidáveis duplex com diferentes teores de nitrogênio e laminados a frio. A amostra denominada D1 possuía um teor de nitrogênio de 0,153 % (em peso) e a amostra denominada D2 um teor de 0,62%. Apesar de microestruturas iniciais diferentes e texturas iniciais até certo ponto fracas, as fases CFC de ambos dos aços, mostraram um desenvolvimento similar, típico de materiais CFC com baixa energia de falha de empilhamento como a austenita. Mas de maneira oposta a um material austenítico monofásico, as intensidades nesse caso foram 50% menores. As figuras 2.25 e 2.26 mostram as texturas de laminação da fase austenítica dos aços D1 e D2 respectivamente, em sua camada central.

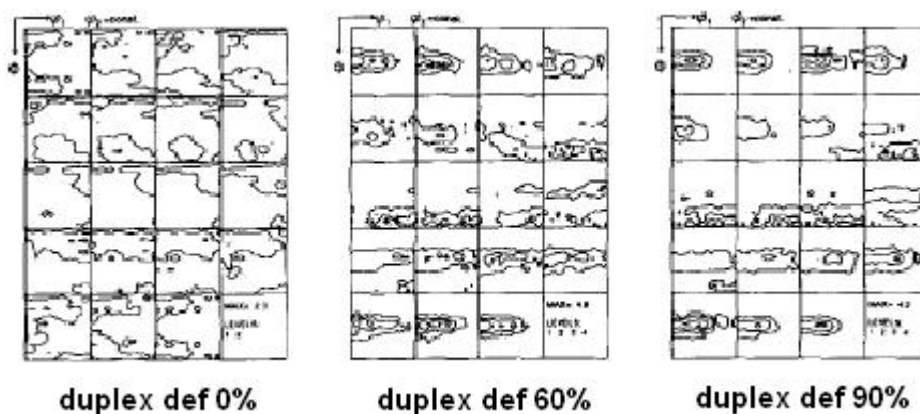


Figura 2.25 – Textura de laminação da fase austenítica do aço duplex D1. (AKDUT e FOCT ,1995)

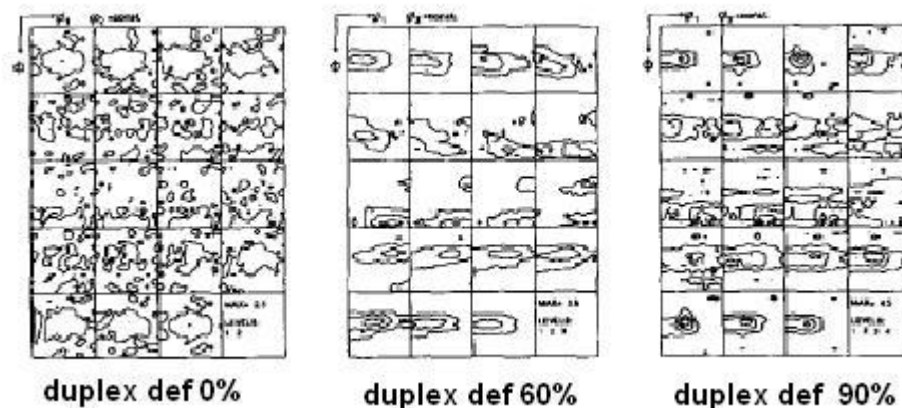


Figura 2.26 – Textura de laminação da fase austenítica do aço duplex D2. (AKDUT e FOCT, 1995)

A textura da austenita iniciou-se com fracas componentes Goss $(011) \langle 100 \rangle$ e Cu $(112) \langle 111 \rangle$, mas a fibra τ se desenvolveu rapidamente. Para baixas reduções a componente $(112) \langle 111 \rangle$ permaneceu quase sem mudanças na amostra D1, mas é rapidamente reduzida em altas deformações (90%). Em ambas as amostras, a deformação da fase austenítica provém de considerável maclação de orientação Cu $(112) \langle 111 \rangle$.

As FDOC's das fases ferríticas são mostradas nas figuras 2.27 e 2.28. Ao contrário das fases CFC, a diferença no desenvolvimento das amostras D1 e D2 são insignificantes. A textura da fase α do aço duplex D1 a primeira vista pareceu típica para um aço ferrítico de alto teor de cromo, no qual a textura de laminação a frio é caracterizada pela presença das orientações típicas da fibra α , $(001) \langle 110 \rangle$, $(112) \langle 110 \rangle$ e $(111) \langle 110 \rangle$, além de orientações características da fibra γ , $(111) \langle 110 \rangle$, $(111) \langle 112 \rangle$, mas com algumas diferenças notáveis.

Devido a um pré-tratamento do aço D1, os grãos que se encontravam paralelos ao eixo de laminação, exibiam inicialmente uma fraca textura de laminação a frio com orientações $(112) \langle 110 \rangle$, dominante da fibra α . O pico isolado na fibra α de D1 indica principalmente um deslizamento nos planos (110) desde que um deslizamento adicional nos planos $(112) \langle 123 \rangle$ a um tipo de textura de fibra.

De maneira oposta a D1, a textura da fase CCC de D2 permanece quase aleatória. Isto se atribui a sua microestrutura e ao alto teor de nitrogênio (0,62%), que leva a um aumento das tensões internas durante a laminação devido ao impedimento efetivo da movimentação das discordâncias.

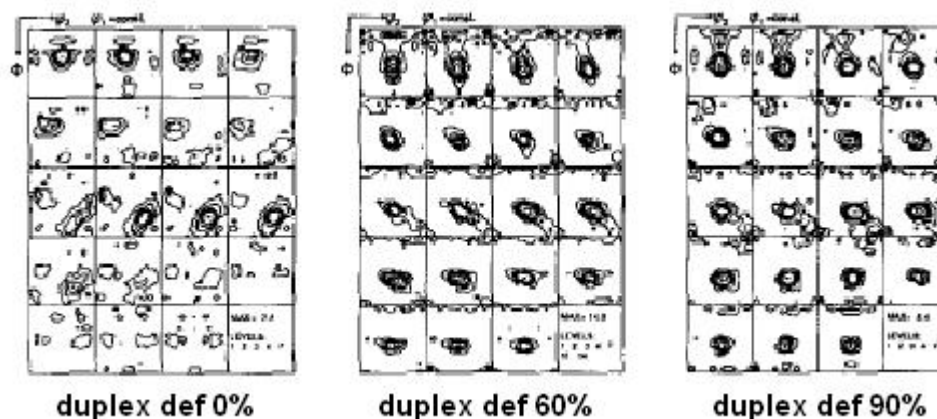


Figura 2.27 – Textura de laminação da fase ferrítica do aço duplex D1.(AKDUT e FOCT, 1995).

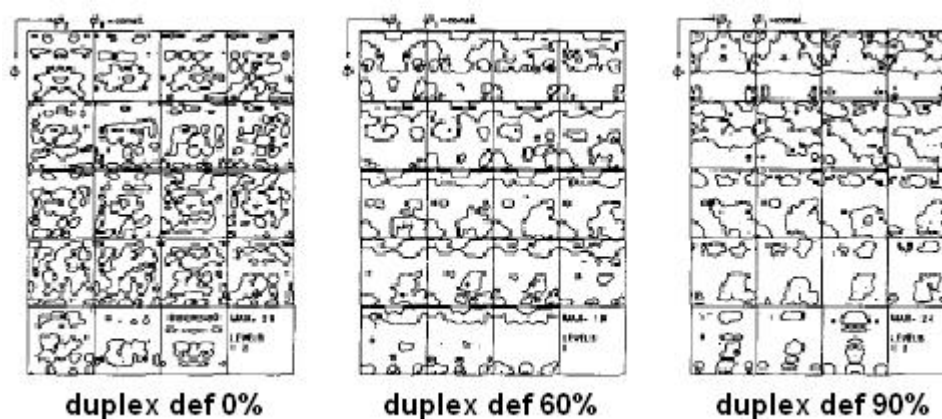


Figura 2.28 – Textura de laminação da fase ferrítica do aço duplex D2 (AKDUT e FOCT, 1995).

2.9. Evolução da textura de recristalização

A mudança nas componentes da textura durante os processos de recozimento após a laminação a frio é importante, pois a partir dessa determinação, é possível identificar quais os valores variáveis dos processos anteriores ao recozimento e até mesmo do próprio tratamento que levariam aos mecanismos de evolução de textura. Estes mecanismos identificados permitem observar maneiras de formar texturas mais desejáveis em termos de melhora de propriedades. Além disso, como mencionado anteriormente, a textura de recristalização é um dos principais fatores responsáveis pela anisotropia de propriedades de produtos trabalhados. Apesar de muitas pesquisas terem sido desenvolvidas a fim de entender a evolução da textura de recristalização, os mecanismos responsáveis pela sua formação ainda são controversos. Esta controvérsia está associada a complexidade microestrutural e falta

de homogeneidade que existe no estado deformado, as diferentes taxas de nucleação para diferentes orientações de grãos deformados e as diferentes taxas de crescimento dos núcleos nas vizinhanças da matriz deformada.

A textura de recristalização formada a partir de uma textura resultante de uma deformação plástica pode se caracterizar por três tipos diferentes:

- textura com distribuição aleatória das posições dos cristais ou “ausência” de textura;
- textura coincidente com a textura original de deformação;
- textura diferente da textura original, mas com marcantes posições preferenciais dos cristais.

De uma maneira geral, as texturas de recristalização dependem do tipo da intensidade da deformação plástica, do grau de pureza e composição dos metais, da estrutura cristalográfica dos metais e das condições do tratamento térmico de recozimento. (BRESCIANI FILHO *et al*, 1991).

Além disso, dois fatores são determinantes no entendimento da textura de recristalização: a nucleação e o crescimento de novos grãos na matriz deformada. A teoria da nucleação orientada assume que núcleos com orientações específicas se formam mais rapidamente do que com outras orientações e conseqüentemente determinam a textura de recristalização. Já a teoria do crescimento orientado afirma que existem relações específicas de rotação com a rápida migração do contorno de grão (PARK e SZPUNAR, 2003).

PARK e SZPUNAR (2003) estudaram a evolução de textura de recristalização em aços elétricos e observaram que nestes aços predomina a nucleação orientada, fato este confirmado pelo fato de que a área dos núcleos ou grãos recristalizados com uma orientação específica permaneciam constantes durante o processo de recristalização. Grande parte dos núcleos possuía um ângulo de desorientação de 22-55° com a matriz deformada.

Grãos deformados que possuíam textura com fibra γ , tal como $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 112 \rangle$, geralmente desapareciam logo no início do processo de recristalização, contudo, grãos deformados que possuíam fibra α como $\{001\} \langle 110 \rangle$ e $\{112\} \langle 110 \rangle$, são consumidos ao longo do processo de recristalização. Esta diferença foi atribuída a diferença de energia armazenada entre grãos com diferentes orientações.

Foi observado também que novos grãos com textura do tipo Goss, nos aços elétricos nucleiam principalmente nas bandas de cisalhamento em grãos deformados com orientações $\{111\} \langle 112 \rangle$, $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{112\} \langle 110 \rangle$ e que o número de bandas de cisalhamento diminuem na mesma ordem. A nucleação de novos grãos com textura

do tipo cubo também ocorrem nas bandas de cisalhamento, mas a densidade desses núcleos é menor do que grãos com textura Goss.

TEODÓSIO (1982) estudou, por meio da técnica de Kossel, as orientações de grãos recristalizados em amostras de aço baixo carbono e microligado ao Nb laminados a frio, no início da recristalização (7%-8% de grãos recristalizados), próximas da meia recristalização para o aço ao Nb (42%) e totalmente recristalizadas.

Por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e técnica de Kossel, foi possível identificar grãos recristalizados, medir tamanho de grãos e orientações cristalográficas nas amostras parcialmente recristalizadas e a desorientação de grãos em relação à orientação principal das colônias de grãos. Os grãos de uma colônia apresentaram tendência de possuir as mesmas componentes ou próximas entre si.

TEODÓSIO (1982) observou que ocorreu nucleação orientada já nos primeiros grãos recristalizados do aço baixo carbono comum e que estes apareceram em regiões recuperadas e nos contornos de grãos deformados. No aço microligado ao Nb, os resultados foram significativamente alterados em relação ao aço carbono dada a precipitação de NbC que dificultam a recristalização (KAY *et al.*, 1994). Detectou-se que, apesar da nucleação orientada que ocorre no início do processo de recristalização, esta não influenciou a textura de recristalização total do aço estudado. Contudo, os resultados foram baseados em medidas realizadas em no máximo 111 grãos nas amostras parcialmente recristalizadas.

SAKAI *et al.* (1988) estudaram o efeito da deformação heterogênea que pode ocorrer na laminação. Esta heterogeneidade é devido à deformação cisalhante entre os rolos e a tira por fricção, se não houver uma lubrificação adequada, gerando gradiente de textura na espessura entre a superfície e o centro em aço microligado ao Ti e laminado em alta velocidade na região da ferrita e recozido. Foi observado um decréscimo da intensidade de $\langle 111 \rangle$ // ND com o progresso da recristalização tanto nas amostras lubrificadas quanto nas amostras não lubrificadas. Contudo, o comportamento geral das componentes com a recristalização para a amostra com lubrificação e sem lubrificação foram opostos, sendo que, na região mais severamente cisalhada, observou-se que $\langle 110 \rangle$ // ND, que era mais intensa decresceu com a recristalização.

SAMAJDAR *et al.* (1998) em outra análise passaram a relacionar macrotextura e microtextura. Neste caso, foi escolhido um aço LI que foi processado com temperatura de reaquecimento de 1250°C e temperatura de finalização de 910°C, laminado a quente com 80% de redução e a frio com 90% e totalmente recozido em banho de sal de 675 °C a 800°C em intervalos de 50°C entre 700°C e 800°C. Os tempos de recozimento foram diferentes. A macrotextura revelou que a mudança de

temperaturas de recozimento na faixa de 650°C a 700°C não afetou a textura final de recristalização. Notou-se que o aumento da intensidade da fibra γ com a recristalização se deveu ao aumento na orientação $\{111\} \langle 112 \rangle$, e a orientação $\{111\} \langle 110 \rangle$ se manteve basicamente no mesmo nível de intensidade, excetuando-se um pequeno crescimento no início da recristalização. Até 70% de recristalização, a queda na intensidade da fibra α foi causada basicamente pela queda na componente $\{112\} \langle 110 \rangle$. Entre 70% e 96%, uma queda mais rápida em ambas as componentes foi detectada.

Estudos de microscopia de imagens de orientação foram realizados. Esta é uma técnica que tem como fundamento a reconstituição das imagens da microestrutura através das informações de microtextura (ADAMS *et al.*, 1993 e RANDLE e ENGLER, 2000), macrotextura e MET. Neste estudo assumiu-se o critério de que qualquer região com espessura 2 μm na direção ND (as amostras foram observadas na seção RD-ND) e que não contivesse contornos de baixo/alto ângulo foi considerada grão recristalizado uma vez que o tamanho médio dos subgrãos foi de 1 μm (SAMAJDAR, 1997). As bandas/grãos deformados eram regiões com uma única orientação, tipicamente estiradas na RD e contendo contornos de baixo ângulo (1°-20°).

Nas análises das amostras de início de recristalização (1%), os grãos originais da laminação a quente foram divididos, na média em três bandas de deformação (SAMAJDAR *et al.*, 1998). Os grãos recristalizados apresentaram a tendência de se formarem a partir de bandas de mesma orientação. Os autores atentaram também para a possibilidade de que o espaçamento entre as bandas de deformação de mesma orientação determinaria a disponibilidade de grãos recristalizados de mesma orientação. As medidas de microscopia de imagens de orientação mostraram que o espaçamento médio aumentava com o progresso da recristalização.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Material

O aço utilizado na realização deste trabalho é um aço inoxidável duplex UNS S31803 segundo a norma ASTM A 240. Sua composição química está mostrada na tabela 3.1. O mesmo foi recebido em forma de tiras laminadas a quente com dimensões de 40 mm de largura e 4 mm de espessura.

Tabela 3.1 – Composição química do aço inoxidável duplex S31803

Composição química (% peso)				
C	Ni	Mo	Cr	N
0,02	5,44	2,49	22,3	0,16

3.2. Metodologia

3.2.1. Processo de Laminação

O aço inoxidável duplex utilizado foi submetido a processos de redução da sua espessura por laminação a frio (temperatura ambiente). Inicialmente as amostras foram laminadas com pequenas reduções de 10, 20, 30 e 40% para análise do desenvolvimento da textura de deformação. Também foram laminadas amostras com redução de 60% e de 90% para a análise do desenvolvimento da textura de recristalização. Estas laminações foram realizadas com a utilização de um laminador piloto disponível departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará. Todas as amostras foram laminadas na mesma direção.

3.2.2. Tratamento Térmico de Recozimento

Com o objetivo de obter diferentes frações recristalizadas do material laminado a frio, foram realizados diferentes tratamentos térmicos de recozimento nas amostras reduzidas 60% e 90%, baseados nos digramas TTT das figuras 2.5 e 2.20, no diagrama ternário da figura 2.4 e no diagrama de fases construído com a ajuda software THERMOCALC para se ter uma idéia das fases que poderão vir a aparecer. Todas as amostras foram tratadas a uma temperatura de 600°C e resfriadas em água.

Os tempos de tratamento para as amostras laminadas 60% foram de 7, 12, 30, 60 e 75 minutos. Já para as amostras laminadas 90%, os tempos de tratamento foram de 3, 8, 15, 30 e 60 minutos. Para a amostra tratada a 800°C os tempos de tratamento da amostra laminada com redução de 60% foram de 5, 10, 20, 30 e 60 minutos e para as amostras laminada com redução de 90% os tempos foram de 1, 3, 5, 10 e 30 minutos. De forma semelhante na temperatura de 1000°C, os tempos de tratamento para a amostra laminada 60% e 90% foram de 3, 5, 10, 30, 60 minutos. As tabelas 3.2 a 3.4 resumem os tratamentos térmicos que foram realizados. Os tempos foram baseados em diagramas de fase Fe-Cr-Ni e no diagrama TTT da figura 2.22. A dimensão das amostras tratadas foi de 10 mm x 10 mm.

Tabela 3.2 - Tratamentos térmicos realizados

Amostras tratadas a 600°C e resfriadas em água					
Redução	Tempo de tratamento (minutos)				
60%	7	12	30	60	75
90%	3	8	15	30	60

Tabela 3.3 - Tratamentos térmicos realizados

Amostras tratadas a 800°C e resfriadas em água					
Redução	Tempo de tratamento (minutos)				
60%	5	10	20	30	60
90%	1	3	5	10	30

Tabela 3.4 - Tratamentos térmicos realizados

Amostras tratadas a 1000°C e resfriadas em água					
Redução	Tempo de tratamento (minutos)				
60%	3	5	10	30	60
90%	3	5	10	30	60

3.2.3. Fração Recristalizada

A análise de fração recristalizada das amostras foi feita a partir dos dados de contornos de alto e de baixo ângulo obtidos por EBSD e a partir de uma análise dos

dados de índice de qualidade da imagem obtida por EBSD. . Para comparação, também foi utilizado o software Channel 5 da HKL.

3.2.4. Análise de Textura

De todas as amostras tratadas e não tratadas foram retiradas amostras com dimensões de 20 x 20 mm para análise de textura.

3.2.4.1. Macrotextura

Para a análise de macrotextura, as amostras foram submetidas a técnica de difração de raios-X, através de um goniômetro semelhante ao mostrado na figura 2.6, montado em um difratômetro de raios-X da marca PHILIPS, modelo X'PERT PRO. Os parâmetros das medidas serão os seguintes: α (da figura 2.6) variando de 0° a 80° com passo de 5° , β (da figura 2.6) variando de 0° a 360° com passo de 2 segundos. Com essa técnica foram obtidas as figuras de pólo para cada amostra. A radiação para a análise foi $K\alpha$ de cobalto (Co) e Molibdênio (Mo). A análise da textura foi realizada na superfície da amostra laminada e a meia espessura das mesmas amostras, como mostrado na figura 4.1. Para atingir a meia espessura, as amostras foram debastadas com lixas de granulometria 80, 100 e 220.

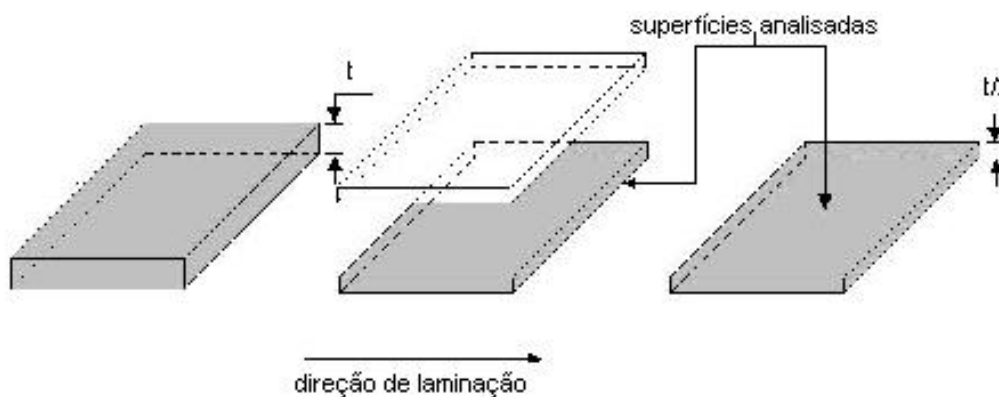


Figura 3.1 – Amostras para análise de textura

Após o processo de desbaste das amostras, a mesma teve sua superfície submetida a um ataque químico com ácido fluorídrico (HF) com o objetivo de eliminar as tensões residuais deixadas pelas lixas, pois estas tensões podem influenciar na análise de textura do material.

As FDOC's foram calculadas por meio do programa LABOTEX disponível no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará. Para a fase ferrítica foi analisada a seção de $\varphi_2=45^\circ$ e para a fase austenítica foram analisadas as seções de $\varphi_2=0^\circ$ e $\varphi_2=45^\circ$.

3.2.4.2. Microtextura

As orientações cristalográficas dos novos grãos recristalizados e deformados foram determinadas em amostras parcialmente recristalizadas do aço inoxidável duplex estudado utilizando a técnica de EBSD, com o equipamento disponível no LACAM da Universidade Federal do Ceará.

As amostras foram lixadas com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600 e 1200. Após o lixamento, foram polidas em pasta de diamante com granulometria 6, 3 e 1 μm . Após o polimento com pasta de diamante as amostras foram polidas com sílica coloidal (0,06 μm) em politriz automática com uma velocidade de 30 r.p.m e uma força de 10 N.

Também foram analisadas as relações entre as orientações cristalográficas dos novos grãos recristalizados e os da matriz adjacente deformada. As análises foram realizadas através de um microscópio eletrônico de varredura PHILIPS XL-30 equipado com detectores de elétrons secundários e retro-espalhados, EDX e sistema de EBSD da Oxford que fazem parte do sistema.

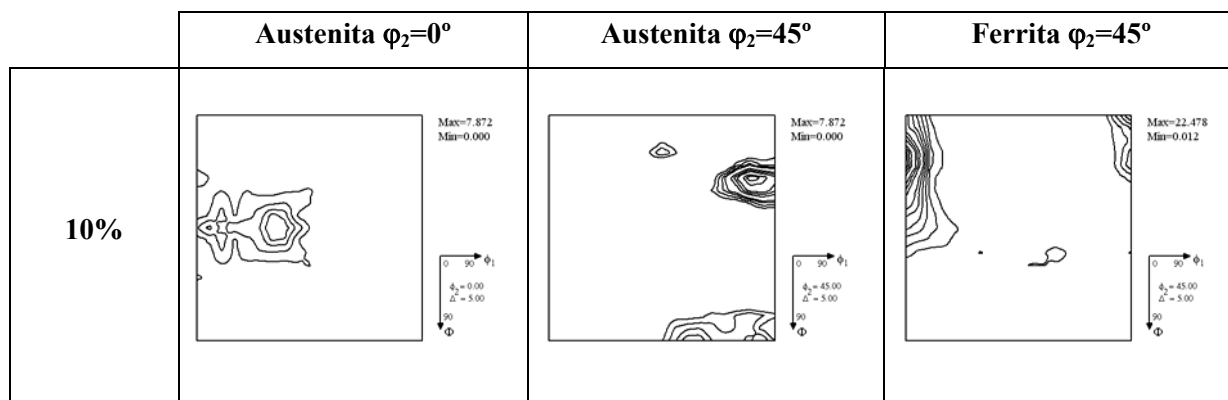
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Influência da Deformação na Textura do Aço Inoxidável

Na tabela 4.1 estão detalhadas todas as componentes presentes nas amostras e suas respectivas intensidades, tanto da fase ferrítica quanto da fase austenítica. As principais componentes de textura para o material como recebido na fase ferrítica são uma componente de textura $\{001\} \langle 110 \rangle$ com uma intensidade de 6.2 e as componentes $\{113\} \langle 1-10 \rangle$ e $\{112\} \langle 11-1 \rangle$ (cobre) com intensidades 2.6 e 2.4 respectivamente. Foi observada também a componente Goss, mas com uma fraca intensidade, em torno de 1.5. A austenita apresenta uma fraca textura tendo como principais componentes $\{213\} \langle -3-64 \rangle$ (S) e $\{110\} \langle 1-12 \rangle$ (Brass). A figura 4.1 compara as FDOCs (seções de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ -notação de Bunge- para a fase austenítica e a seção $\varphi_2 = 45^\circ$ para a fase ferrítica) para amostra deformadas 10%, 20%, 30%, 40% e como recebida.

KEICHEL *et al* (2003 a) mostrou que o comportamento cristalográfico durante a deformação leva a mudança de textura específica tanto em metais CCC quanto em CFC. Mudanças na distribuição da deformação ao longo do volume da amostra e até mesmo os mecanismos de recristalização podem alterar a textura desses materiais. Ao se analisar um material bifásico, comparando-o com um monofásico, informações sobre a influência de uma segunda fase na textura e até mesmo dos mecanismos de endurecimento deste material podem ser analisadas.

Este comportamento pode ser observado nas amostras de aço inoxidável duplex em pequenas deformações, onde uma variação no comportamento de certas componentes, principalmente nas menores deformações foi observada.



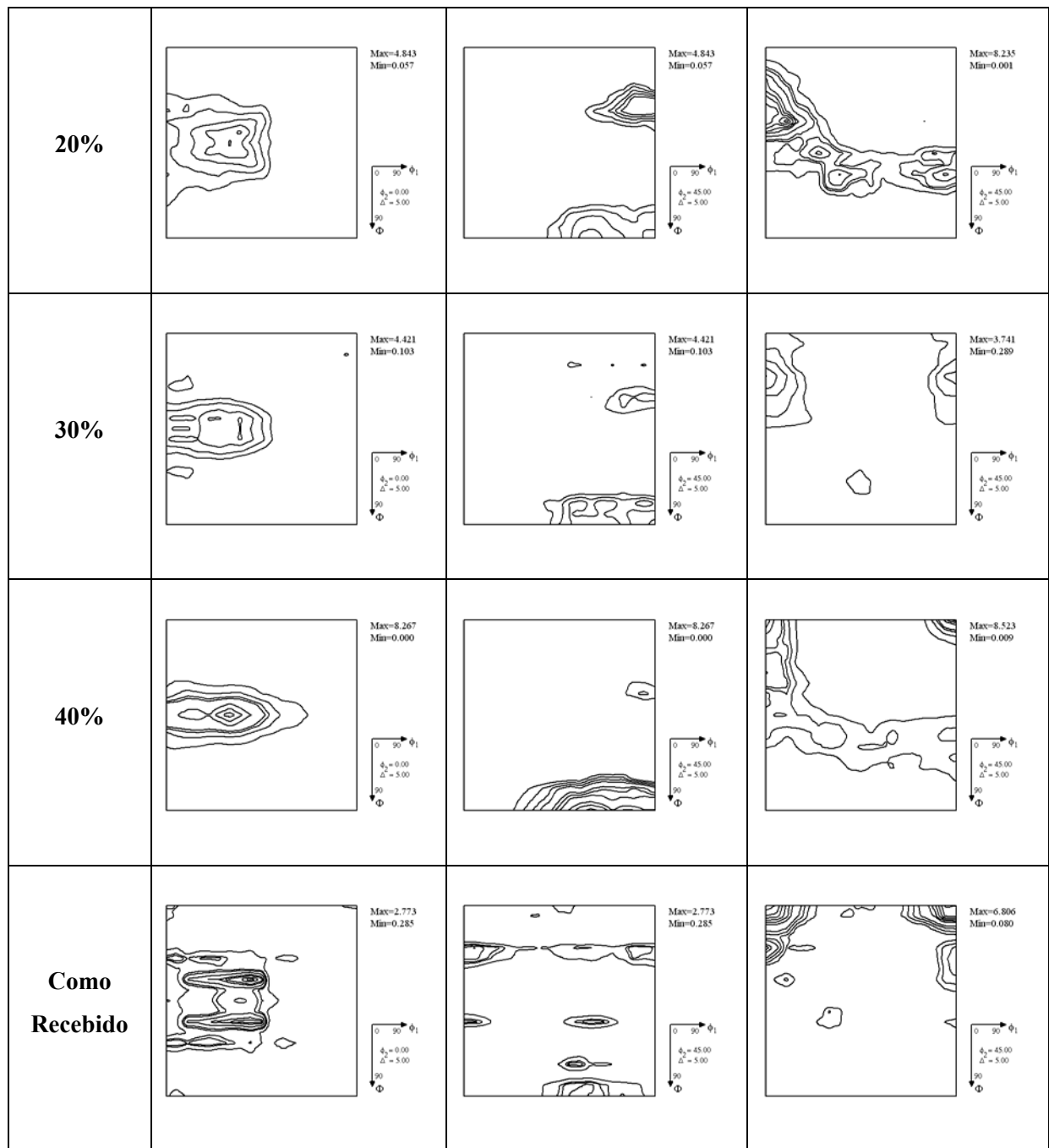


Figura 4.1 - FDOC's das fases ferríticas e austeníticas das amostras laminadas 10, 20, 30, 40% e como recebida.

Tabela 4.1: Orientações presentes e suas respectivas intensidades

FERRITA			AUSTENITA		
Condição da Amostra	Orientações	Intensidade	Condição da Amostra	Orientações	Intensidade
Como Recebida (Laminada a Quente)	{001}<110>	6.2	Como Recebida (Laminada a Quente)	{213}<-3-64>S-3	2.0
	{113}<1-10>	2.6		{110}<1-12>brass	2.0
	{112}<11-1>(cobre)	2.4		{113}<1-12>	1.9
	{111}<-1-12>	2.0		{111}<01-1>	1.8
	{001}<100>(Cubo)	1.8		{123}<41-2>	1.8
	{110}<001>(Goss)	1.5		{001}<100>Cubo	1.4
Laminada 10%	{113}<1-10>	15.7	Laminada 10%	{110}<001>Goss	1.4
	{112}<1-10>	10.8		{110}<1-12>brass	3.6
	{001}<110>	10.6		{112}<11-1>(cobre)	2.8
	{111}<01-1>	3.6		{213}<-3-64>S-3	2.6
	{111}<-1-12>	2.7		{110}<001>Goss	2.2
	{323}<1-31>	1.6		{123}<41-2>	2.2
Laminada 20%	{112}<1-10>	7.7	Laminada 20%	{013}<100>	1.7
	{113}<1-10>	7.2		{110}<1-12>brass	3.2
	{111}<-1-12>	4.2		{213}<-3-64>S-3	2.8
	{323}<1-31>	3.5		{123}<41-2>	2.5
	{111}<01-1>	2.8		{112}<11-1>(cobre)	2.1
	{122}<2-21>	1.9		{110}<001>Goss	2.0
Laminada 30%	{001}<110>	1.3	Laminada 30%	{013}<100>	1.6
	{113}<1-10>	3.2		{525}<1-51>	1.5
	{112}<1-10>	2.2		{110}<1-11>	1.4
	{112}<11-1>(cobre)	1.8		{110}<1-12>brass	3.1
	{001}<110>	1.8		{110}<001>Goss	2.3
	{122}<2-21>	1.7		{213}<-3-64>S-3	2.2
Laminada 40%	{323}<1-31>	1.3	Laminada 40%	{123}<41-2>	1.8
	{111}<-1-12>	1.3		{112}<11-1>(cobre)	1.6
	{001}<110>	8.3		{110}<1-12>brass	7.5
	{113}<1-10>	6.6		{110}<001>Goss	6.7
	{111}<01-1>	4.3		{110}<1-11>	3.4
	{111}<-1-12>	4.0		{123}<41-2> R	3.3
	{112}<1-10>	3.6		{132}<6-43> S	2.8
	{525}<1-51>	2.3		{112}<11-1>(cobre)	2.2
	{122}<2-21>	2.2		{101}<52-5>	1.8
	{323}<1-31>	1.7			
	{112}<11-1>(cobre)	1.2			

4.1.1. Fase Ferrítica

Como mencionado, as amostras analisadas foram laminadas a frio a partir do material como recebido (laminado a quente). A figura 4.1 mostra a seção de $\varphi_2=45^\circ$ para a fase ferrítica da amostra laminada 10% (redução em espessura). Observou-se a componente {113} <1-10> com uma forte intensidade, da ordem de 15.7. Comparando essa componente com a do material como recebido observa-se um aumento em torno de 6 vezes. As componentes de textura {112} <1-10> e {001} <110> também apresentaram uma forte intensidade, da ordem de 10.9 e 10.6 respectivamente. Outras componentes puderam ser observadas com intensidades menores, entre elas as orientações {111} <01-1>, {111} <-1-12> e {323} <1-31> com intensidades de 3.7, 2.7 e 1.7 respectivamente.

Na amostra deformada 20% duas componentes destacaram-se por suas intensidades elevadas. São elas as componentes {112} <1-10> e {113} <1-10> com intensidades de 7.8 e 7.2 respectivamente. A componente {113} <1-10> que

apresentou na amostra deformada 10% uma alta intensidade, teve seu valor reduzido de quase 50% enquanto a componente $\{112\}\langle 1-10\rangle$ teve uma diminuição da sua intensidade da ordem de 34%. A componente $\{323\}\langle 1-31\rangle$ teve um aumento na sua intensidade, passando de 1.6 da amostra deformada 10% para 3.5. As componentes $\{111\}\langle -1-12\rangle$ e $\{111\}\langle 01-1\rangle$ também estão presentes na amostra deformada 20%. A componente $\{122\}\langle 2-21\rangle$, antes não presente, apareceu com uma intensidade relativamente fraca, em torno de 1.9.

A amostra deformada 30% apresentou componentes com intensidades mais baixas. A componente $\{113\}\langle 1-10\rangle$ presente de forma bastante intensa na amostra deformada 10%, apresentou para este nível de deformação uma intensidade de 3.2. A componente $\{112\}\langle 1-10\rangle$, também presente de forma intensa nas deformações de 10 e 20%, apresentou intensidade da ordem de 2.2. A componente Cobre antes presente na amostra como recebida, apresentou uma intensidade de 1.8.

Na amostra deformada 40%, as duas componentes mais intensas, $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{113\}\langle 1-10\rangle$ apresentaram intensidades de 8.3 e 6.6 respectivamente. Após o pico de intensidade em 10% de deformação, a componente $\{001\}\langle 110\rangle$ apresentou um decréscimo da intensidade nas deformações de 20 e 30% e novamente um aumento para 40% de deformação. As componentes $\{111\}\langle 01-1\rangle$ e $\{111\}\langle -1-12\rangle$, apresentaram intensidades de 4.3 e 4 respectivamente. A componente $\{111\}\langle 01-1\rangle$ estava ausente na deformação de 30%. A componente $\{112\}\langle 1-10\rangle$ apresentou intensidades máximas nas deformações de 10 e 20%. Em 30% a intensidades foi baixa, voltando a aumentar em 40%. Surgiu a componente $\{525\}\langle 1-51\rangle$ com intensidade de 2.3 e a componente $\{122\}\langle 2-21\rangle$ presente antes apenas na deformação de 30%, apresentou um pequeno aumento, passando assim para uma intensidade de 2.2.

KEICHEL *et al* (2003 a) mostrou que a textura de um aço inoxidável duplex laminado a frio a partir de materiais extrudados e forjados são similares a textura de um aço inoxidável ferrítico monofásico. Também observou que a textura do material bifásico laminado a quente, apresenta algumas diferenças na textura da fase ferrítica quando comparado ao material monofásico. A fibra α entre as componentes $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$ é mais intensa para o aço duplex laminado a quente. O aço inoxidável duplex forjado e o ferrítico monofásico também apresentam a componente $\{111\}\langle 112\rangle$ além de uma fibra γ com fracas intensidades, diferente dos demais aços duplex com diferentes tratamentos termomecânicos, onde essas componentes desaparecem completamente.

Pela análise da fibra α na figura 4.2, observa-se que as componentes mais intensas encontram-se entre as componentes $\{001\}\langle 110\rangle$ - $\{112\}\langle 110\rangle$, com destaque

para a componente $\{113\}\langle 110\rangle$. Grandes diferenças de intensidades foram observadas entre estas componentes. Para baixas deformações, da ordem de 10% de redução em espessura encontram-se as maiores intensidades que diminuem sensivelmente com a evolução da deformação até 30%. As demais orientações apresentaram pouca variação na fibra α .

Segundo KEICHEL *et al* (2003 a), a fibra γ para diversos tratamentos termomecânicos de aços inoxidáveis duplex e ferríticos monofásicos é muito fraca, chegando em certos aços duplex até mesmo a ser inexistente. Isso foi observado para amostras tratadas termomecanicamente e posteriormente laminadas a frio com reduções acima de 90%. Além disso, uma forte componente $\{112\}\langle 110\rangle$ foi observada na fibra α dos aços duplex. Para os ferríticos monofásicos, também foi observada a componente $\{111\}\langle 112\rangle$. Estudaram também sem evidências concretas que o desenvolvimento da textura, mais especificamente das altas intensidades da componente Goss podem estar relegionadas com a formação de martensita induzida por deformação e pela interação de bandas de cisalhamento e de maclas de deformação.

No material aço duplex estudado, diferente de Keichel, a fibra γ (figura 4.3) mostrou-se pouco definida para o material como recebido. Para deformação da ordem de 10% as intensidades entre as componentes $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{111\}\langle 112\rangle$ apresentaram-se de forma decrescente com máximo em $\{111\}\langle 110\rangle$. O comportamento da componente $\{111\}\langle 110\rangle$ mostrou-se semelhante a $\{hkl\}\langle 110\rangle$ na fibra α com relação aos níveis de deformação. A fibra γ diferenciou-se de alguns aços inoxidáveis duplex e ferríticos estudados por Keichel. Apresentou intensidades consideráveis de 5 a 6 para baixas deformações.

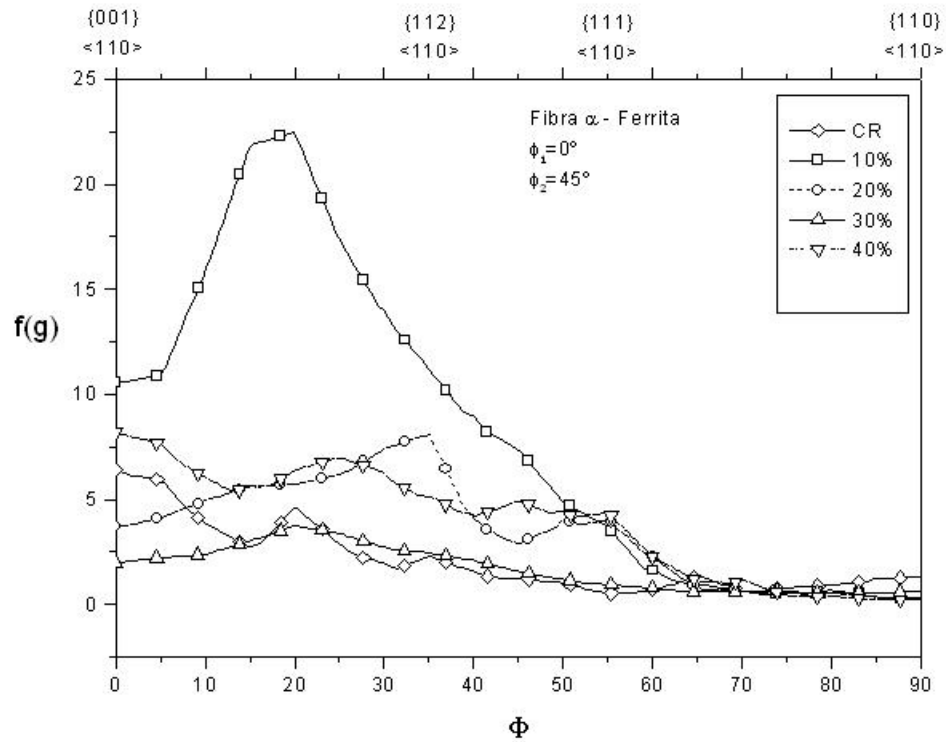


Figura 4.2 – Evolução da fibra α para fase ferrítica.

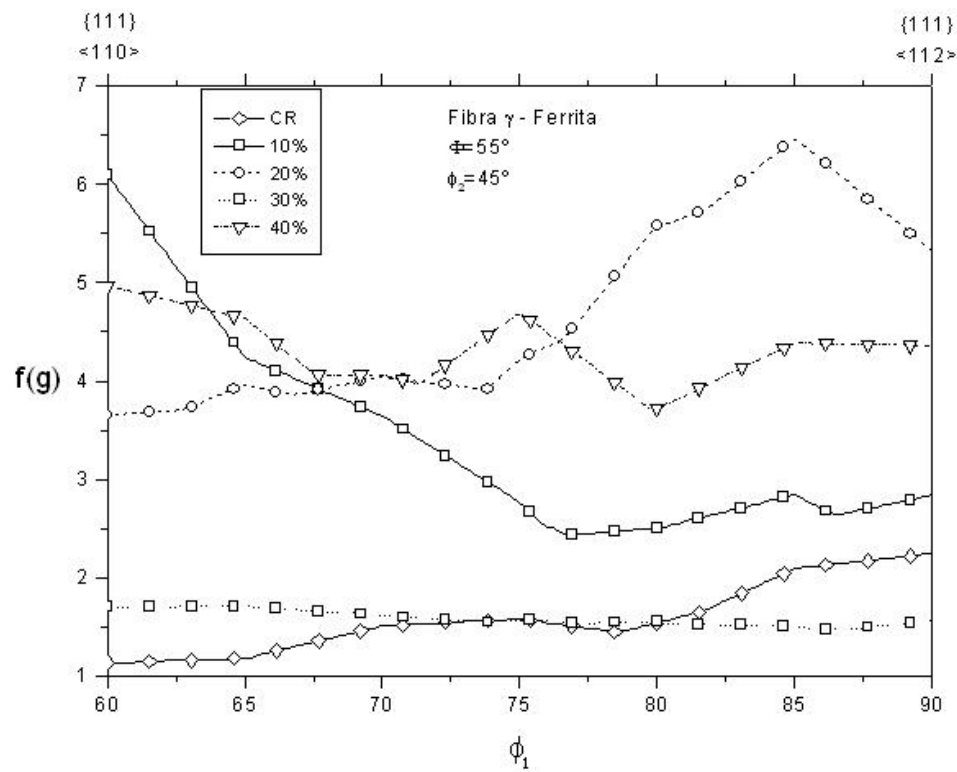


Figura 4.3 – Evolução da fibra γ para a fase ferrítica.

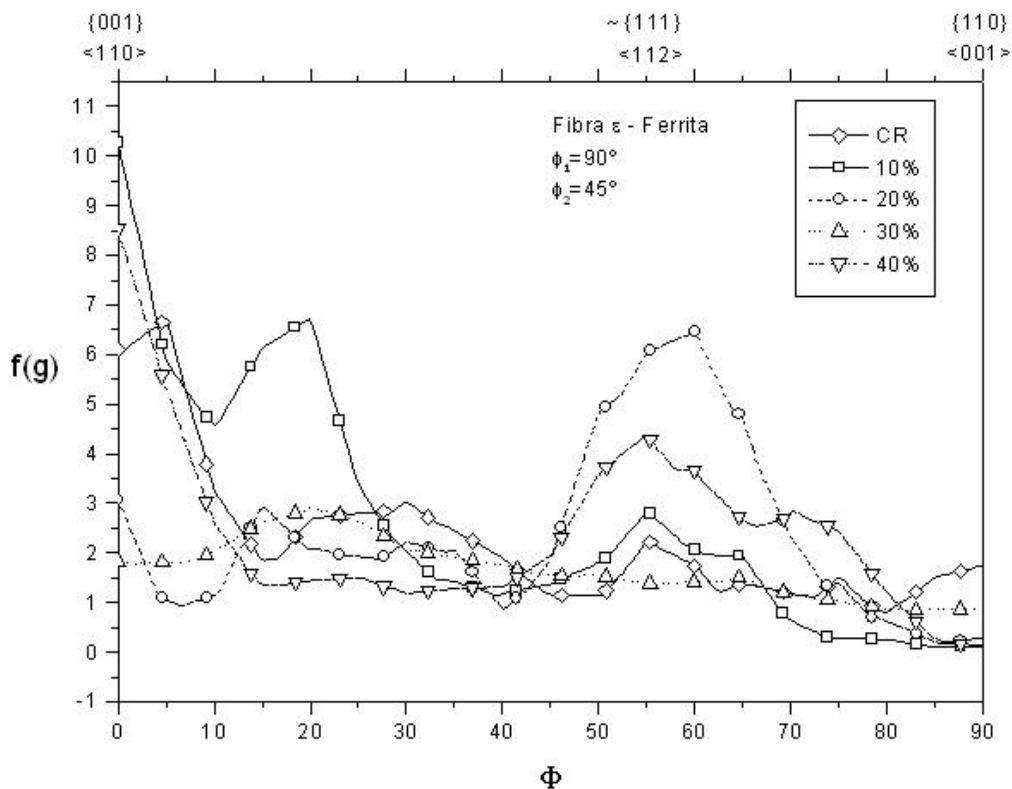


Figura 4.4 - Evolução da fibra ϵ para a fase ferrítica

4.1.2. Fase Austenítica

Segundo KUMAR e GOSH (2007), a evolução de textura da fase γ de um aço inoxidável austenítico é típica de materiais CFC, diferenciando-se por apresentar a componente Brass apenas para deformações de 90% em amostras analisadas na superfície. Já nas amostras analisadas em meia espessura essa componente já se apresentava em pequenas reduções. KEICHEL observou que a evolução da textura da fase austenítica de materiais monofásicos é semelhante a da fase austenítica do aço inoxidável duplex.

Pela análise da figura 4.1 e da tabela 4.1, as FDOC's da amostra como recebida apresentou fracas componentes S, Brass, Cubo e Goss com intensidades de 2, 1.4 e 1.4 respectivamente. As componentes $\{113\} \langle 1-12 \rangle$, $\{111\} \langle 01-1 \rangle$ e $\{123\} \langle 41-2 \rangle$ também apresentaram intensidades fracas, em torno de 1.9 e 1.8. Após a laminação a frio com reduções de 10 a 40% em sua espessura, a componente Brass manteve-se estável até 30% de deformação com intensidades em torno de 3. Já para a deformação de 40% a componente teve um desenvolvimento considerável, com sua intensidade passando para 7.5. Em todas as amostras, inclusive na como recebida, a

componente brass esteve presente como a componente mais intensa. Este resultado difere do esperado para um aço inoxidável austenítico de acordo com KUMAR. Uma explicação para este resultado seria a influência da segunda fase presente. A componente Goss apresentou comportamento semelhante. Na amostra como recebida e nas deformações de 10, 20 e 30% a intensidade da componente Goss manteve-se entre 1.4 e 2.3. Já para 40% de deformação a intensidade teve um considerável aumento, ficando em torno de 6.7. A componente S apresentou pouca variação de sua intensidade com o aumento da deformação, mantendo-se assim entre 2 e 2.8. Pode-se observar também que as componentes $\{113\} \langle 1-12 \rangle$ e $\{111\} \langle 01-1 \rangle$ presentes na amostra como recebida com intensidades fracas de 1.9 e 1.8, logo nas pequenas deformações desapareceram e que novas componentes se desenvolveram na deformação de 40%. São elas as componentes $\{110\} \langle 1-11 \rangle$ e $\{101\} \langle 52-5 \rangle$ com intensidades de 3.4 e 1.7 respectivamente. Observou-se também que a componente cobre desenvolve-se a partir de pequenas deformações, mas sua intensidade se mantém entre 2.8 e 1.6, onde o máximo encontra-se na deformação de 10%.

Na análise da fibra τ , observam-se duas componentes de destaque: $\{211\} \langle 111 \rangle$ e $\{011\} \langle 100 \rangle$. A componente $\{211\} \langle 111 \rangle$ mostrou-se mais intensa para a deformação de 10%, decrescendo com o aumento da mesma. Já a componente $\{011\} \langle 100 \rangle$ apresentou-se mais intensa para a deformação de 40%, mantendo-se estável e menos intensa para as deformações de 10, 20, e 30%.

As variações das intensidades das orientações ou até mesmo as transições de textura para metais CFC, segundo KUMAR e GOSH (2007) são relacionadas com a Energia de Falha de Empilhamento (EFE) dos metais. Sabe-se que componentes do tipo Cobre e Brass se desenvolvem em materiais com baixa energia de falha de empilhamento e isso ocorre devido à influência da EFE nos mecanismos de deformação plástica dos metais.

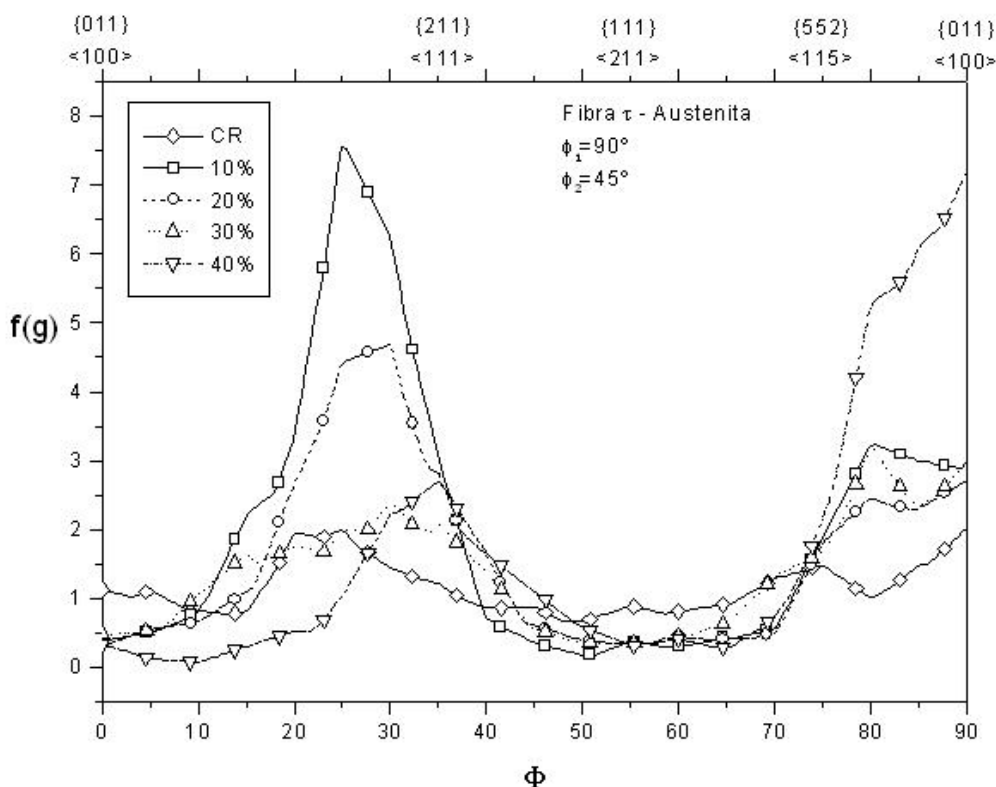


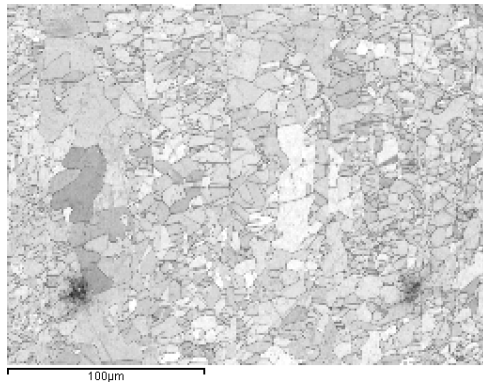
Figura 4.5 – Evolução da fibra τ para a fase austenítica.

4.2. Análise por EBSD das Amostras com Baixos Níveis de Deformação.

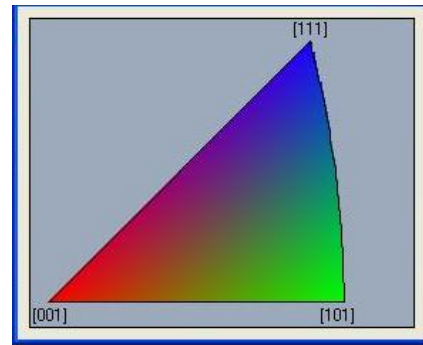
As figuras 4.6 a 4.9 apresentam a evolução dos mapas de qualidade, padrões de cores, mapas de orientação na direção normal para as fases ferrítica e austenítica. Através dos mapas de qualidade pode-se observar o aumento de pontos não resolvidos principalmente na fase austenítica indicando que a quantidade de defeitos aumenta nesta fase mais que na ferrita. A textura da fase ferrítica se caracteriza pela predominância da cor azul indicando um plano preferencial $\{111\}$. A fase austenita não apresenta um plano preferencial, mas apresenta um refino de grão com a deformação mais acentuada que a ferrita.

A figura 4.10 corresponde a 4 mapeamentos de EBSD unidos e analisados com o software REDS. A figura (a) corresponde aos grãos ferríticos com orientações $[111]$, $[100]$ e $[110]$ paralelas à direção normal e a figura (b) paralelas à direção de laminação. É possível observar uma predominância da textura $\{111\} \langle 110 \rangle$. Esta textura é confirmada pela FDOC da figura 4.11, referente aos quatro mapeamentos onde são visíveis as componentes de textura $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{332\} \langle 110 \rangle$. A figura 4.12 apresenta os mapas de orientação nas direções normal e de laminação da fase

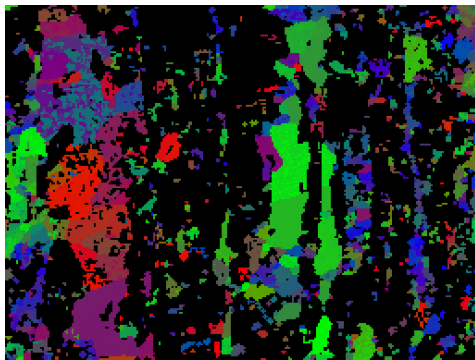
austenítica. Na figura 4.13 estão as seções de $\varphi_2 = 0^\circ$ e 45° da FDOC desta fase mostrando as principais orientações $\{110\} \langle 112 \rangle$, $\{113\} \langle 112 \rangle$ e $\{001\} \langle 100 \rangle$.



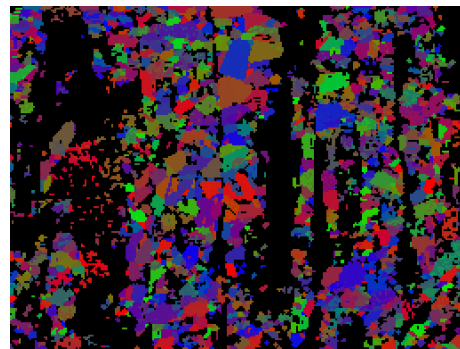
(a)



(b)

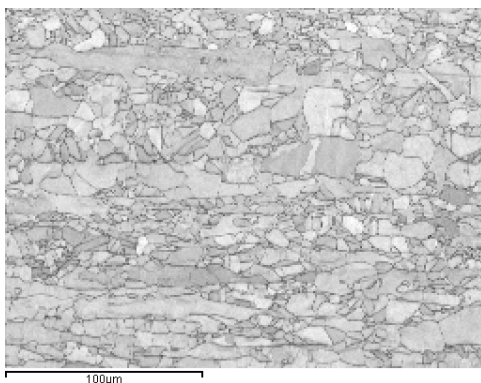


(c)

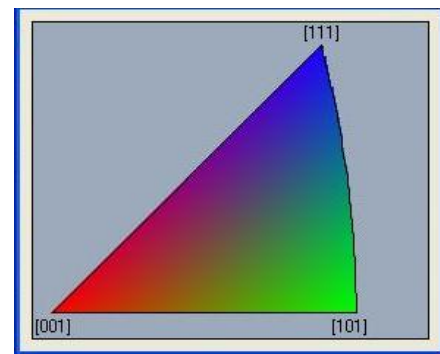


(d)

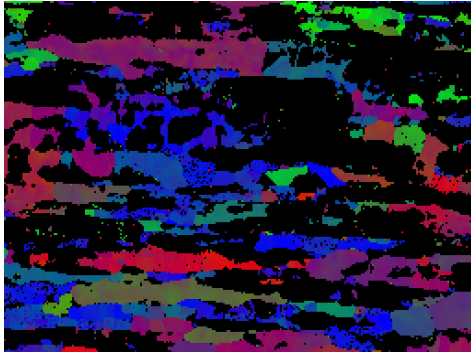
Figura 4.6 - EBSD da amostra como recebida. (a) padrão de qualidade (b) Textura ferrita (c) Textura austenita. (d) Padrão de cores



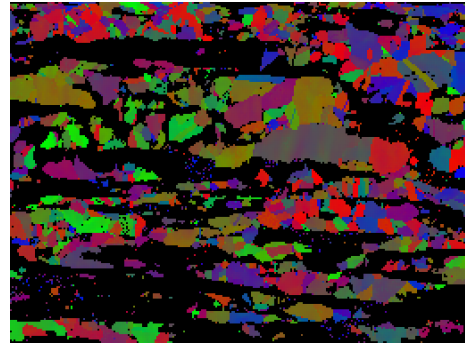
(a)



(b)

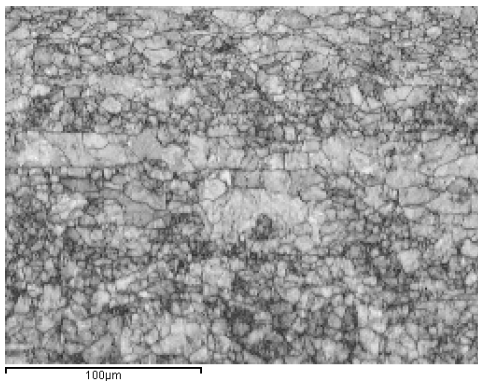


(c)

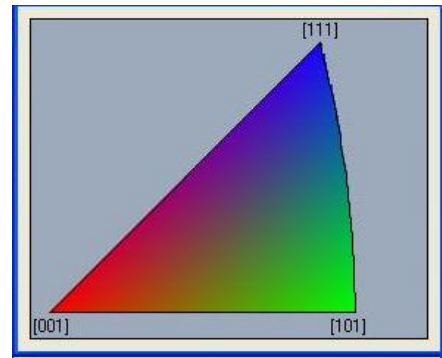


(d)

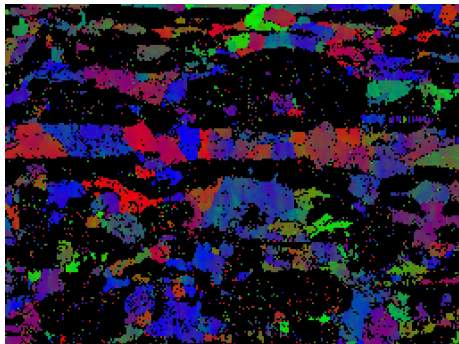
Figura 4.7 - EBSD da amostra laminada 10%. (a) padrão de qualidade (b) Textura ferrita (c) Textura austenita.(d) Padrão de cores



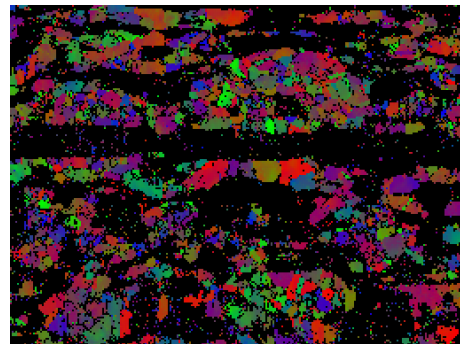
(a)



(b)

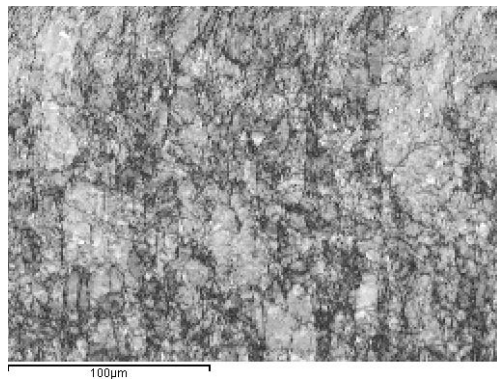


(c)

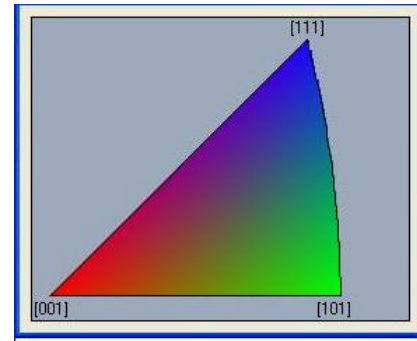


(d)

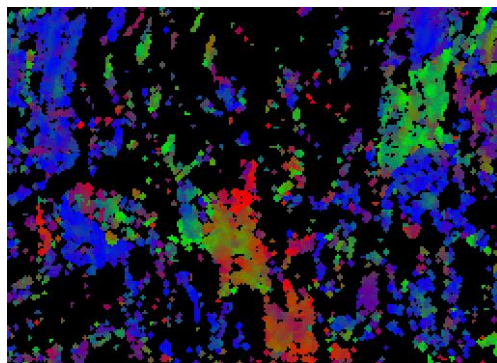
Figura 4.8 - EBSD da amostra laminada 20% (a) padrão de qualidade (b) Textura ferrita (c) Textura austenita.(d) Padrão de cores



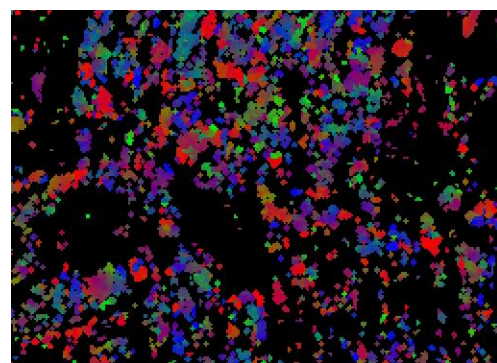
(a)



(b)

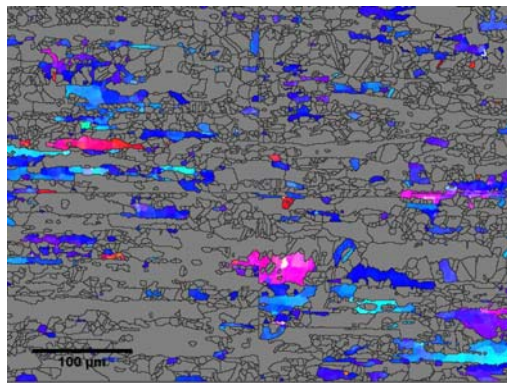


(c)

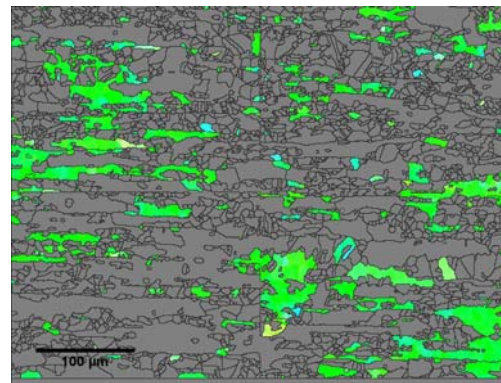


(d)

Figura 4.9 - EBSD da amostra laminada 30% (a) padrão de qualidade (b) Textura ferrita (c) Textura austenita.(d) Padrão de cores



(a)



(b)

Figura 4.10 – 4 mapeamentos unidos e analisados com o software REDS. (a) Grãos ferríticos com orientações [111], [100] e [110] paralelos a direção normal a laminação. (b) Grãos ferríticos com orientações [111], [100] e [110] paralelos a direção de laminação.

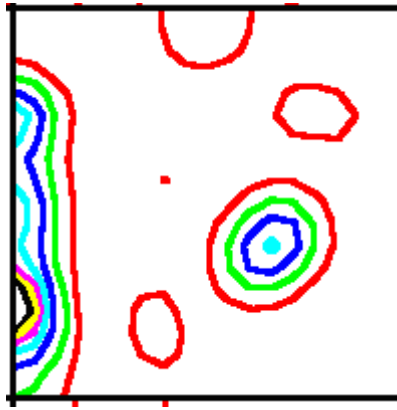
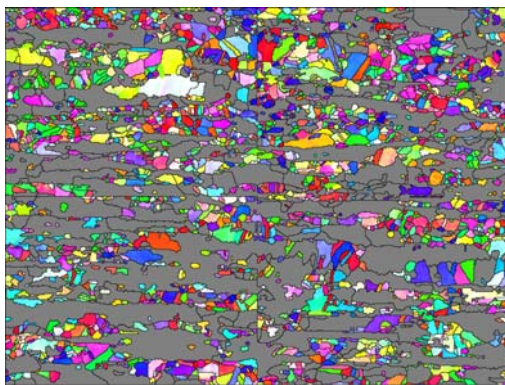
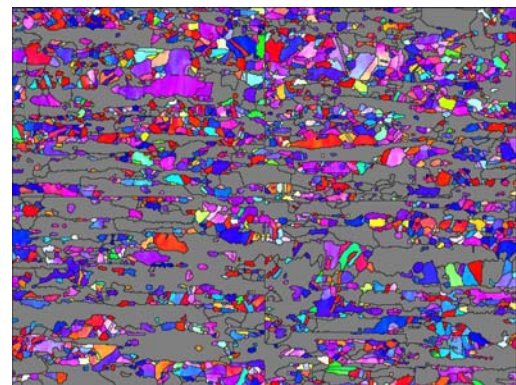


Figura 4.11 – FDOC da fase ferrítica referente aos 4 mapeamentos unidos.

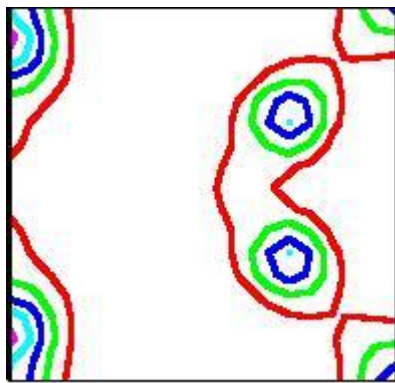


(a)

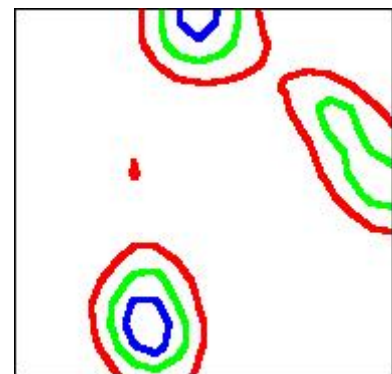


(b)

Figura 4.12 – 4 mapas de orientação unidos referentes a direções normal e de laminação da fase austenítica



(a)



(b)

Figura 4.13 - FDOC da fase austenítica referente aos 4 mapeamentos unidos. Seção de $\varphi_2=0^\circ$ (a) e $\varphi_2=45^\circ$ (b).

4.3. Textura de Amostras Tratadas a 600°C, 800°C e 1000°C após Deformação a Frio.

REICK *et al* estudaram a recristalização de um aço inoxidável duplex deformado 20% por laminação a frio. Experimentos mostraram que após o trabalho a frio a fase austenítica apresentou um endurecimento por deformação e conseqüentemente uma força motriz para a recristalização maior do que a fase ferrítica. O estudo da microestrutura mostrou a formação de células de discordâncias além de uma alta incidência de falhas de empilhamento na austenita.

A textura de laminação a frio de materiais monofásicos com estrutura cristalina CCC se caracteriza por uma componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ bem acentuada e por componentes secundárias $\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$ (KURDJUMOW e SACHS, 1930).

ULHAQ *et al* observou o desenvolvimento de novas componentes de textura em aço inoxidável duplex após deformação por tração. Após deformação de 20% e tratamento térmico a 850°C e 475°C ocorreram mudanças na textura da fase ferrítica, sendo estas mudanças não observadas na fase austenítica.

KEICHEL *et al.* (1993a) e RAABE (2003) compararam a textura de deformação e de recristalização de aços inoxidáveis duplex com as de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos monofásicos. O desenvolvimento da textura durante o recozimento da fase austenítica do aço inoxidável duplex mostrou diferenças quando comparado com o aço inoxidável austenítico monofásico, diferenças essas atribuídas aos efeitos da microestrutura deformada e da morfologia da fase no processo de recristalização. Foi observado para a fase ferrítica uma dependência da textura de deformação no desenvolvimento da textura de recristalização. Em aços ferríticos, as principais componentes da textura de deformação são $\{001\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$, sendo estas mantidas caso ocorra apenas recuperação, enquanto as componentes $\{111\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle 112 \rangle$ aparecem durante a recristalização, principalmente devido a energia armazenada durante a laminação e o movimento dos contornos de grão. Caso ocorra recristalização primária, as componentes $\{100\}\langle 110 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$ na fibra α desaparecem e a fibra gama ou até mesmo uma forte componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ se desenvolvem. Esses casos apresentaram-se de forma semelhante nos aços inoxidáveis duplex.

As figuras 4.14 a 4.27 mostram a evolução das FDOC's das amostras laminadas 60 e 90% e das mesmas amostras tratadas a 600, 800 e 1000°C em diferentes tempos, tanto da fase ferrítica quanto da fase austenítica. Nas tabelas 4.2 a 4.5 são detalhadas as componentes presentes na ferrita e na austenita e suas respectivas intensidades.

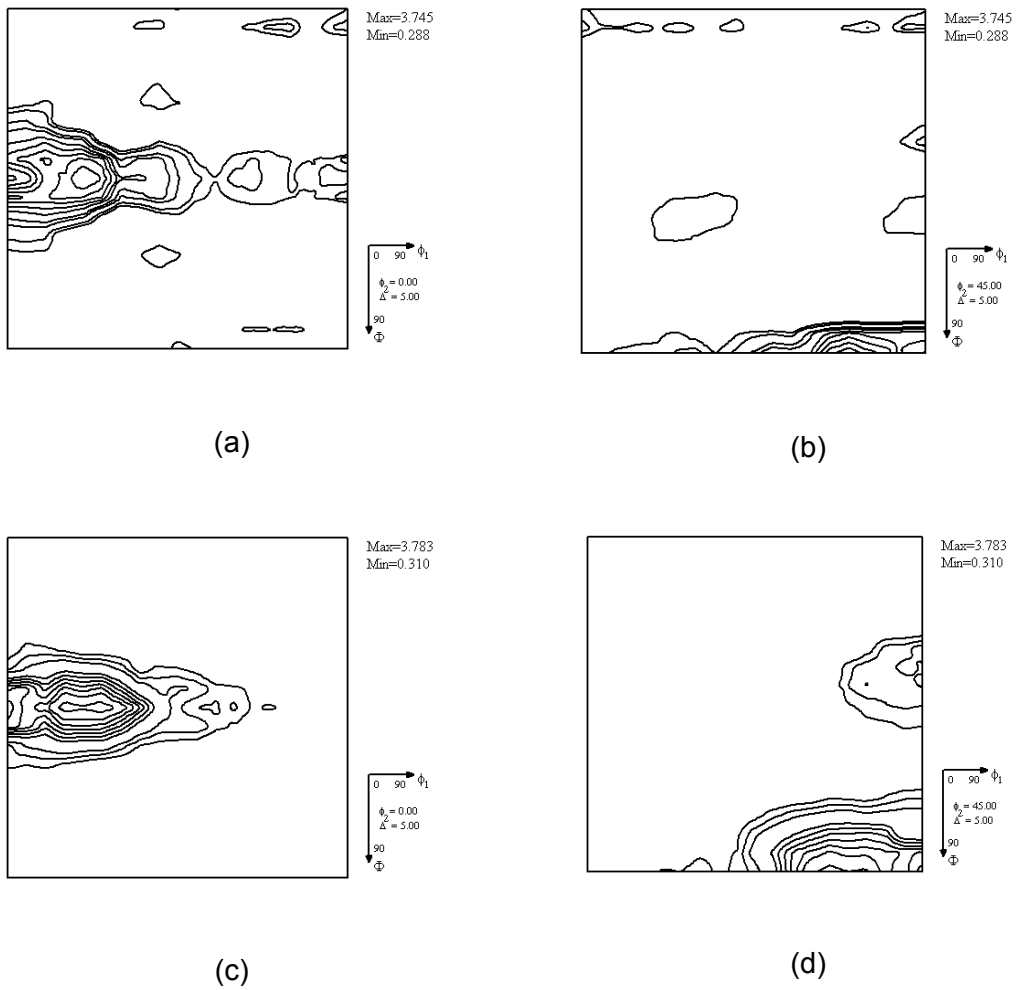


Figura 4.14 – Seções $\phi_2 = 0^\circ$ e 45° das FDOC's da fase austenítica das amostras laminadas 60% (a) e (b) 90% (c) e (d).

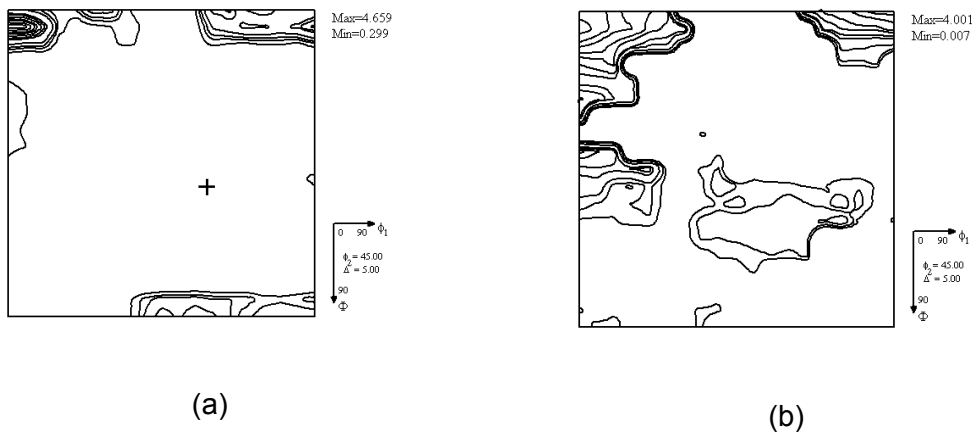
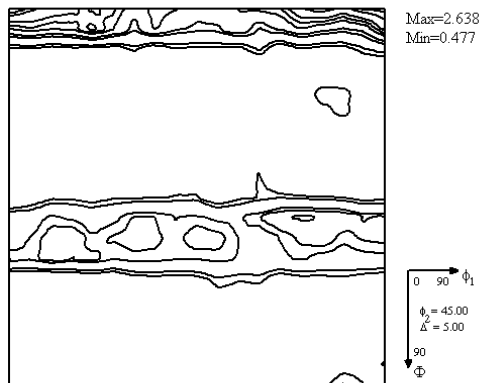
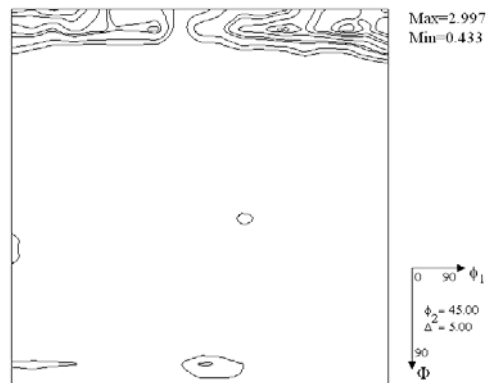


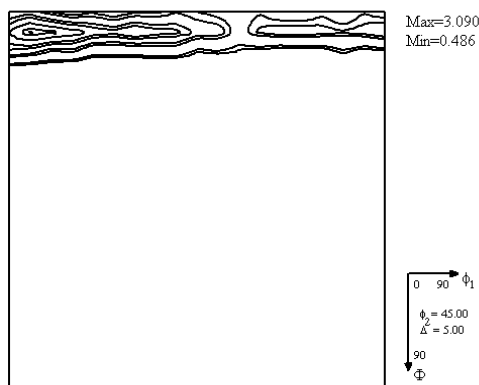
Figura 4.15 – Seções $\phi_2 = 45^\circ$ das FDOC'S da fase ferrítica das amostras deformadas 60% (a) e 90%(b).



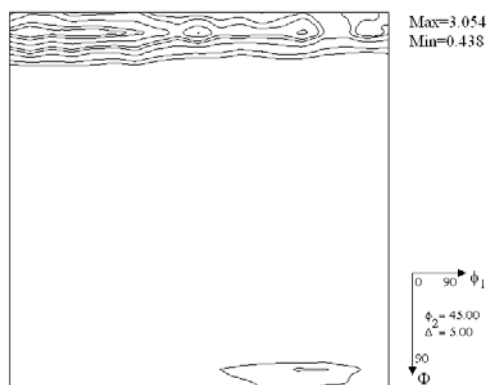
(a) 07 minutos



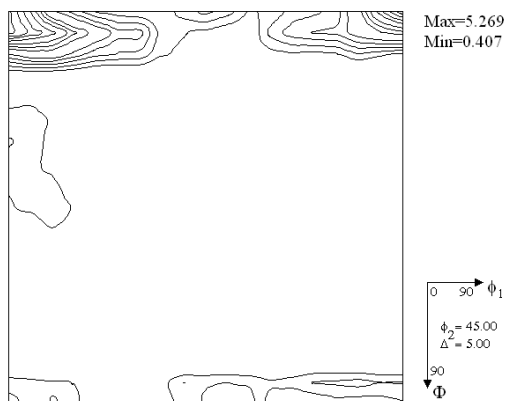
(b) 12 minutos



(c) 30 minutos

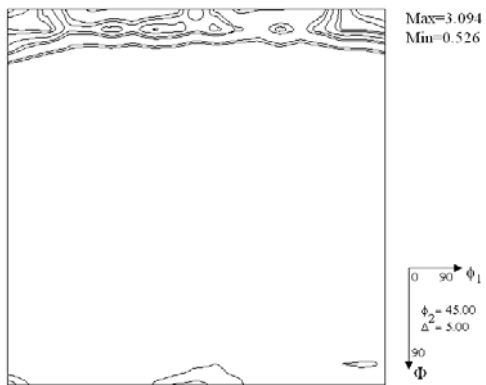


(d) 60 minutos

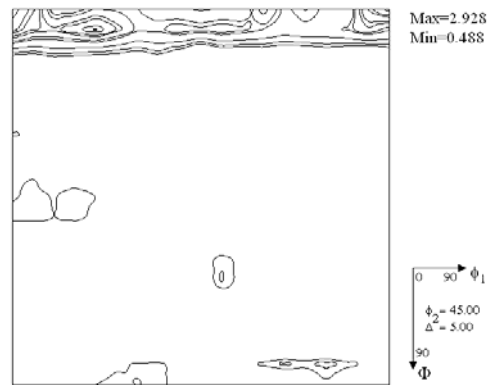


(e) 75 minutos

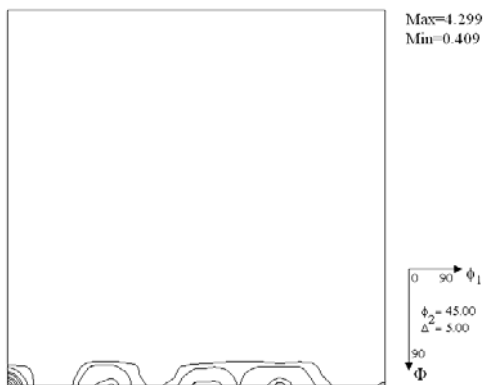
Figura 4.16 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ das FDOC'S da fase ferrítica das amostras laminadas 60% tratada a 600°C em diferentes tempos.



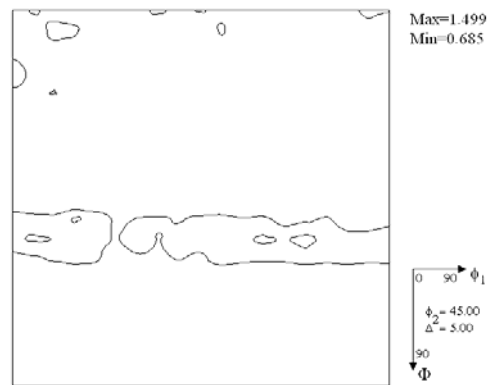
(a) 05 minutos



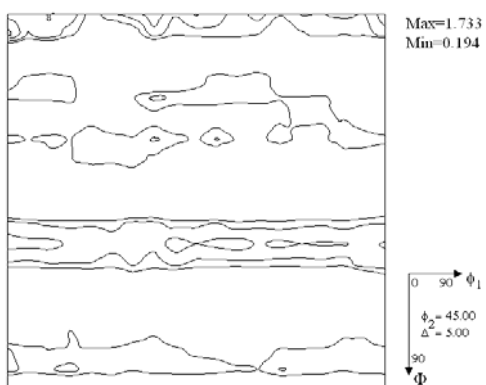
(b) 10 minutos



(c) 20 minutos

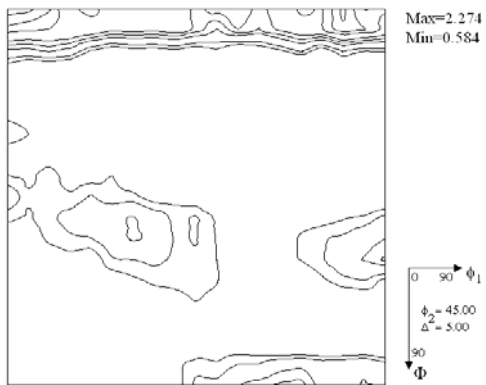


(d) 30 minutos

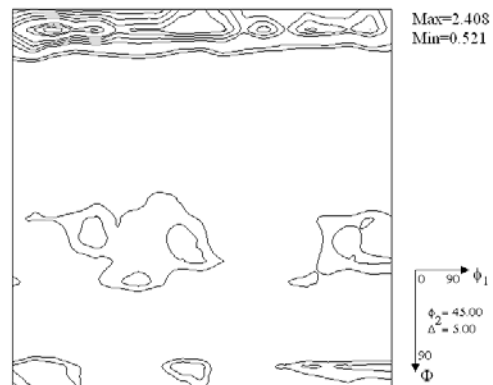


(e) 60 minutos

Figura 4.17 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ das FDOC'S da fase ferrítica das amostras laminadas 60% tratada a 800°C em diferentes tempos.



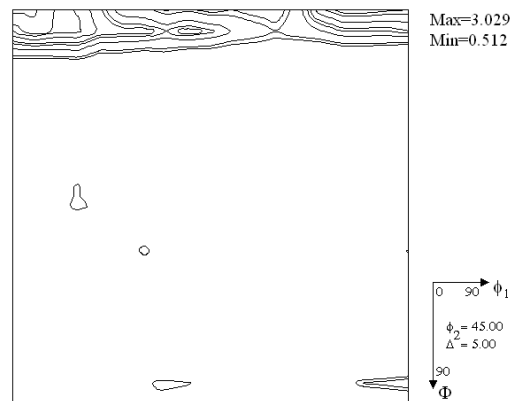
(a) 01 minuto



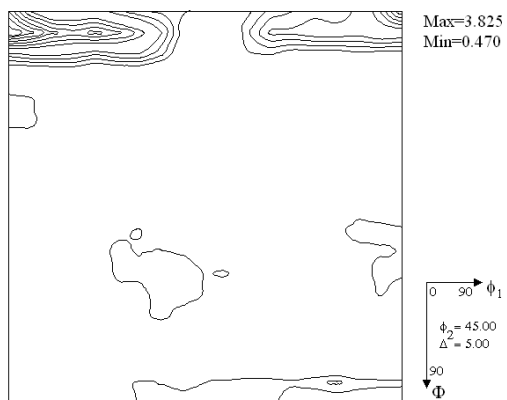
(b) 03 minutos



(c) 05 minutos

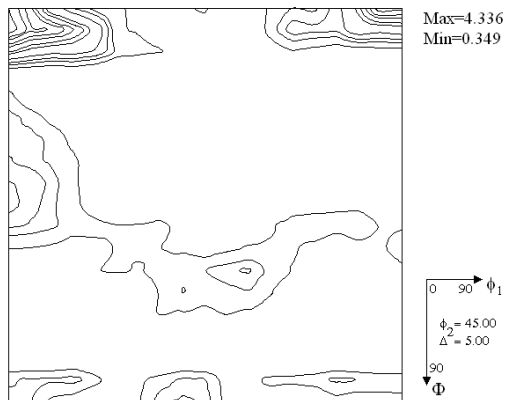


(d) 10 minutos

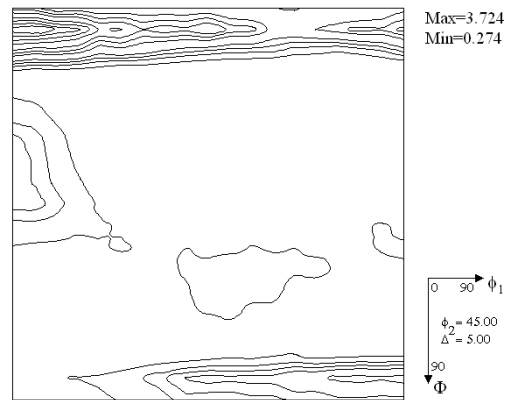


(e) 15 minutos

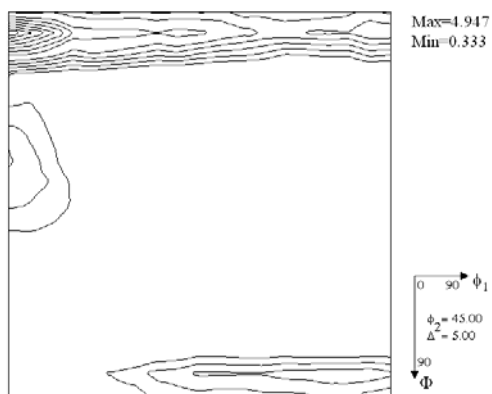
Figura 4.18 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ das FDOC'S da fase ferrítica das amostras laminadas 60% tratada a 1000°C em diferentes tempos.



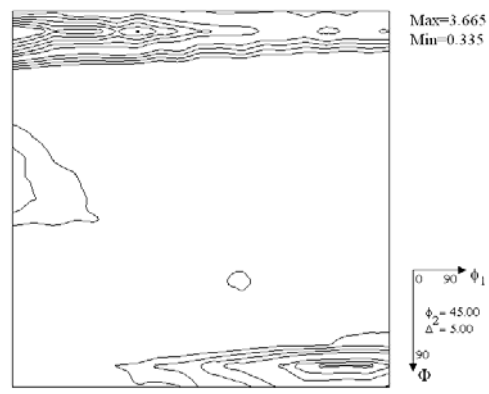
(a) 03 minutos



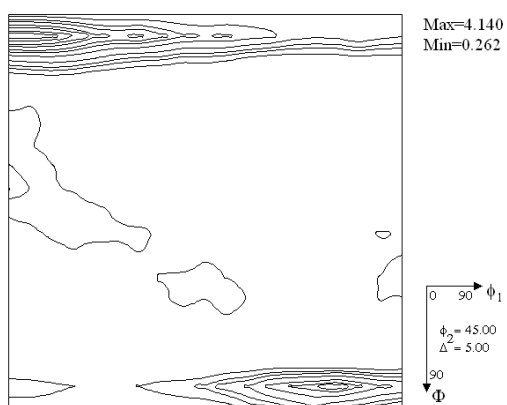
(b) 08 minutos



(c) 15 minutos

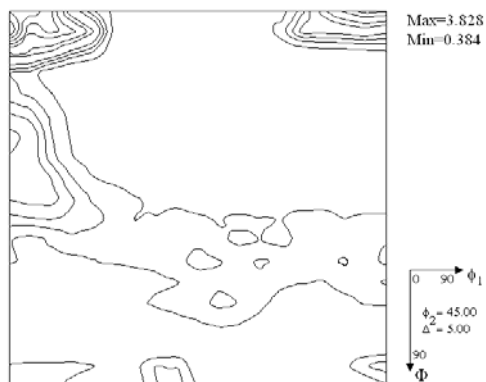


(d) 30 minutos

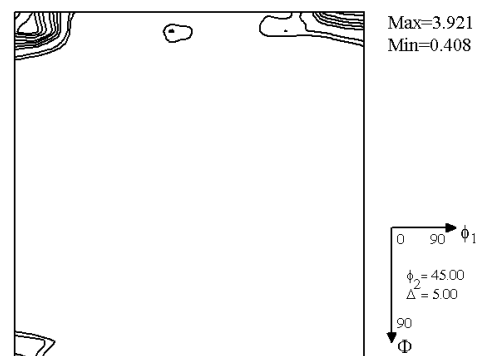


(e) 60 minutos

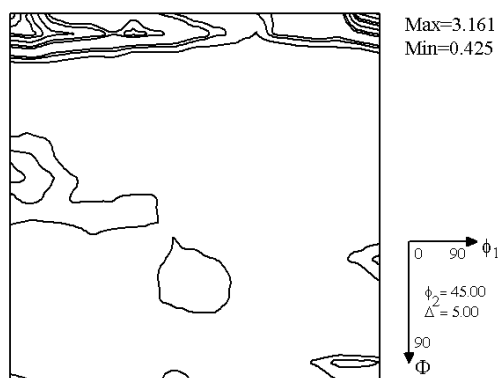
Figura 4.19 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ das FDOC'S da fase ferrítica das amostras laminadas 90% tratada a 600°C em diferentes tempos.



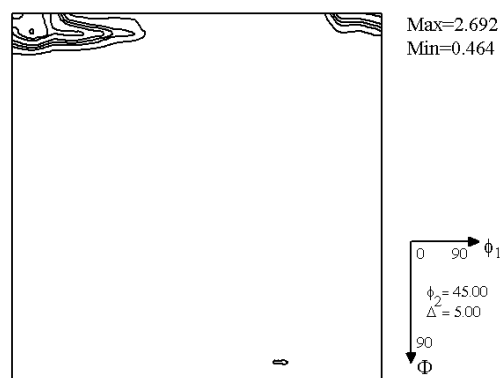
(a) 01 minuto



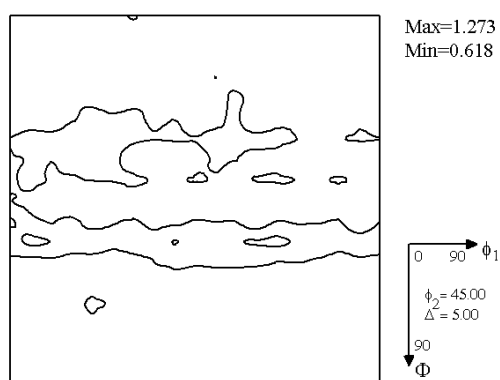
(b) 03 minutos



(c) 05 minutos

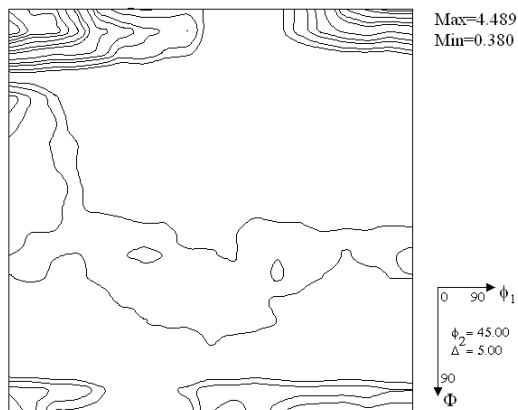


(d) 10 minutos

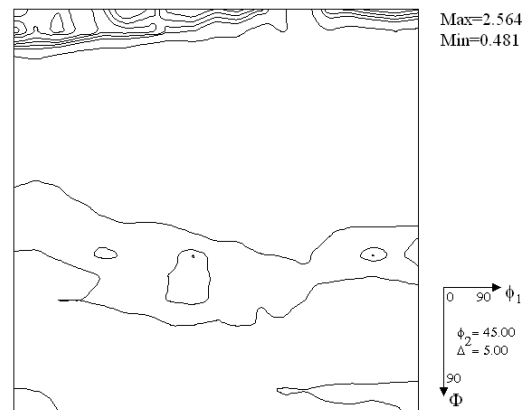


(e) 30 minutos

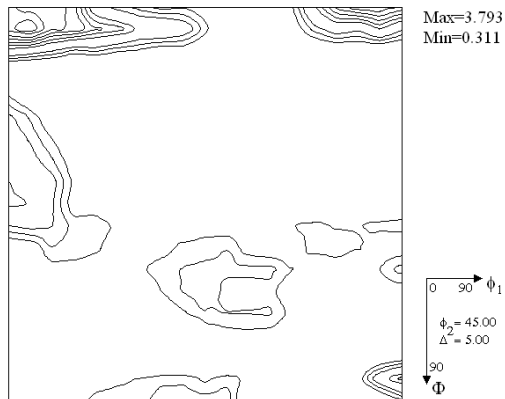
Figura 4.20 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ das FDOC'S da fase ferrítica das amostras laminadas 90% tratada a 800°C em diferentes tempos.



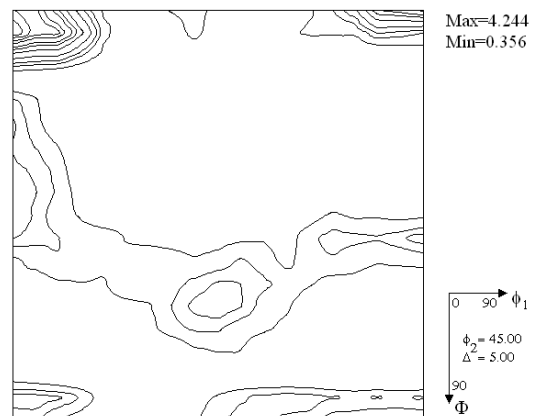
(a) 01 minuto



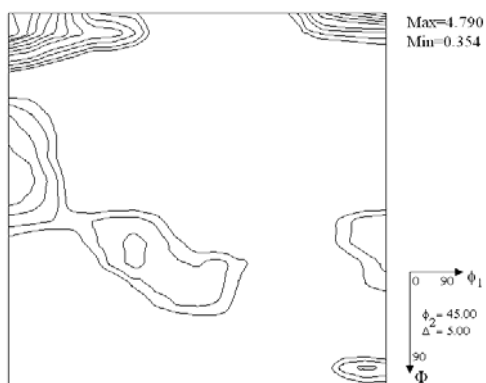
(b) 03 minutos



(c) 05 minutos

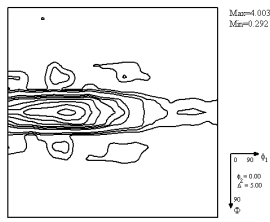


(d) 10 minutos

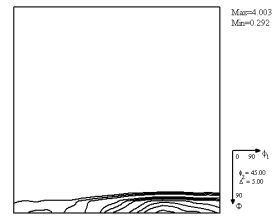


(e) 15 minutos

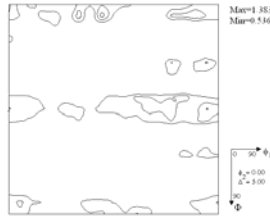
Figura 4.21 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ das FDOC'S da fase ferrítica das amostras laminadas 90% tratada a 1000°C em diferentes tempos.



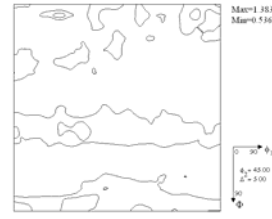
(a) 07 minutos $\phi_2=0^\circ$



(b) 07 minutos $\phi_2=45^\circ$



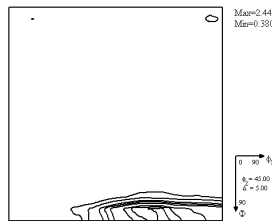
(c) 12 minutos $\phi_2=0^\circ$



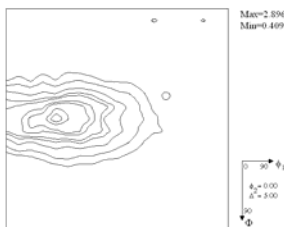
(d) 12 minutos $\phi_2=45^\circ$



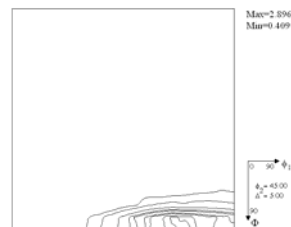
(e) 30 minutos $\phi_2=0^\circ$



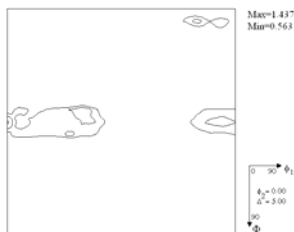
(f) 30 minutos $\phi_2=45^\circ$



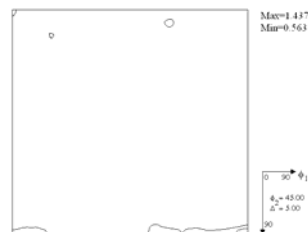
(g) 60 minutos $\phi_2=0^\circ$



(h) 60 minutos $\phi_2=45^\circ$

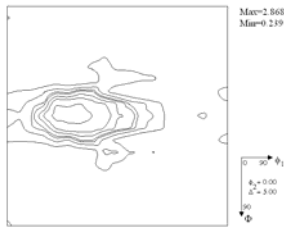


(i) 75 minutos $\phi_2=0^\circ$

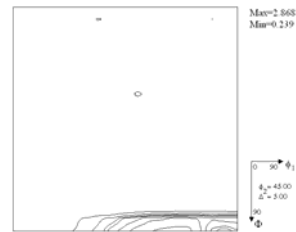


(j) 75 minutos $\phi_2=45^\circ$

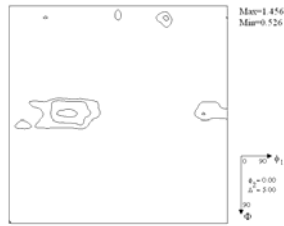
Figura 4.22 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ $\phi_2 = 0^\circ$ das FDOC'S da fase austenítica das amostras laminadas 60% tratada a 600°C em diferentes tempos.



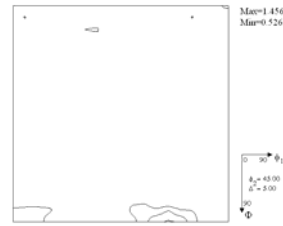
(a) 05 minutos $\phi_2=0^\circ$



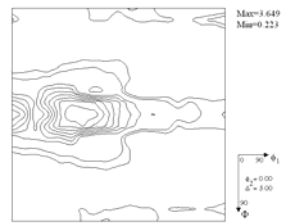
(b) 05 minutos $\phi_2=45^\circ$



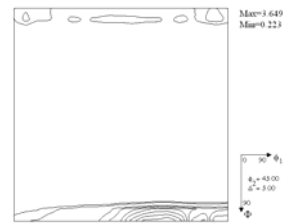
(c) 10 minutos $\phi_2=0^\circ$



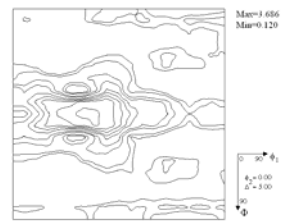
(d) 10 minutos $\phi_2=45^\circ$



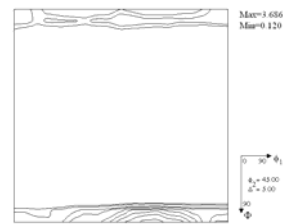
(e) 20 minutos $\phi_2=0^\circ$



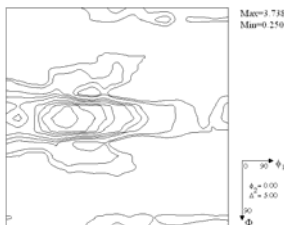
(f) 20 minutos $\phi_2=45^\circ$



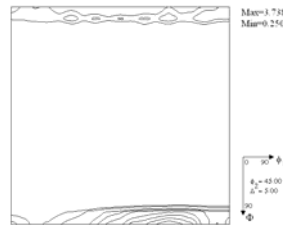
(g) 30 minutos $\phi_2=0^\circ$



(h) 30 minutos $\phi_2=45^\circ$

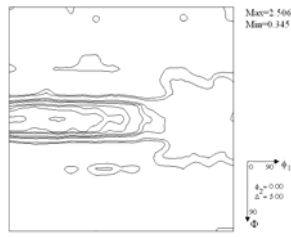


(i) 60 minutos $\phi_2=0^\circ$

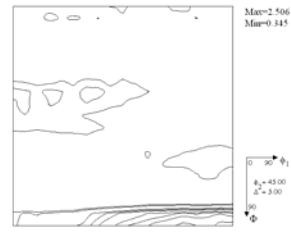


(j) 60 minutos $\phi_2=45^\circ$

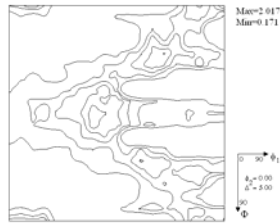
Figura 4.23 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ $\phi_2 = 0^\circ$ das FDOC'S da fase austenítica das amostras laminadas 60% tratada a 800°C em diferentes tempos.



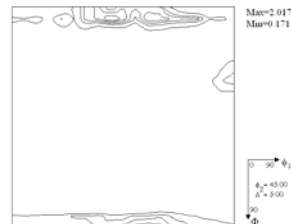
(a) 01 minuto $\phi_2=0$



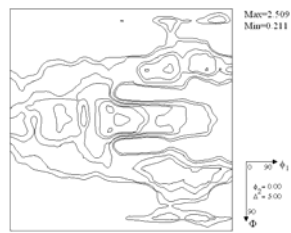
(b) 01 minuto $\phi_2=45^\circ$



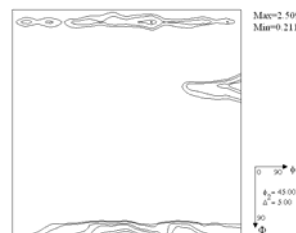
(c) 03 minutos $\phi_2=0$



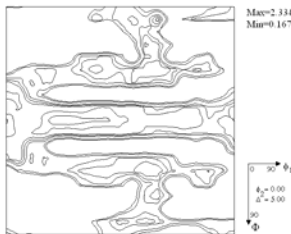
(d) 03 minutos $\phi_2=45^\circ$



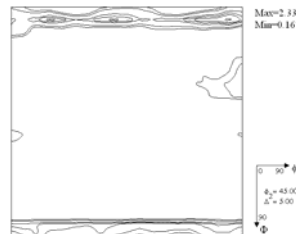
(e) 05 minutos $\phi_2=0$



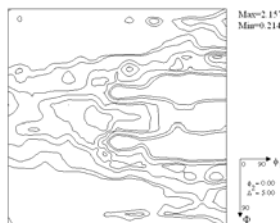
(f) 05 minutos $\phi_2=45^\circ$



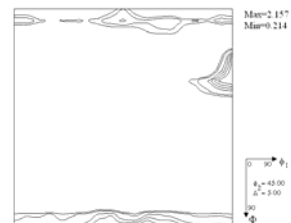
(g) 10 minutos $\phi_2=0$



(h) 10 minutos $\phi_2=45^\circ$

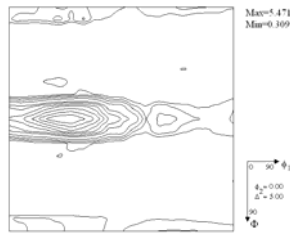


(i) 15 minutos $\phi_2=0$

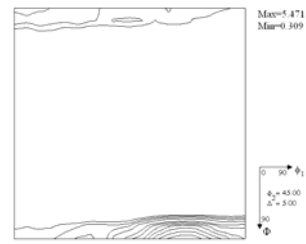


(j) 15 minutos $\phi_2=45^\circ$

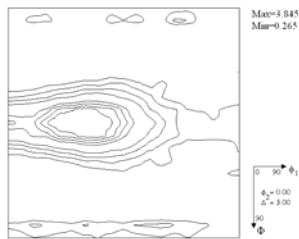
Figura 4.24 - Seções $\varphi_2 = 45^\circ$ $\varphi_2 = 0^\circ$ das FDOC'S da fase austenítica das amostras laminadas 60% tratada a 1000°C em diferentes tempos.



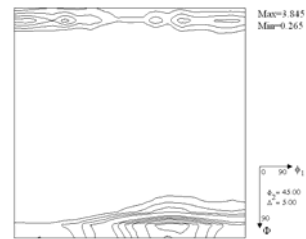
(a) 03 minutos $\phi_2=0^\circ$



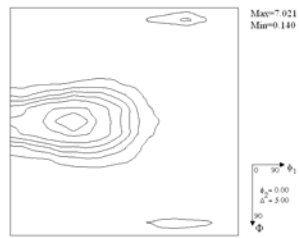
(b) 03 minutos $\phi_2=45^\circ$



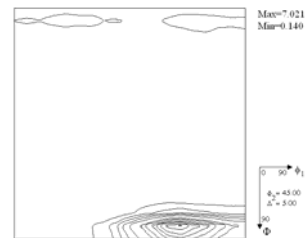
(c) 08 minutos $\phi_2=0^\circ$



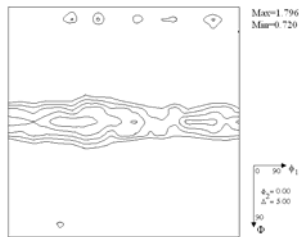
(d) 08 minutos $\phi_2=45^\circ$



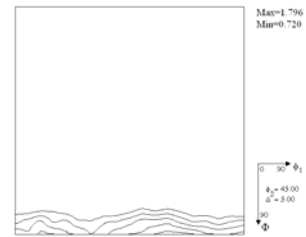
(e) 15 minutos $\phi_2=0^\circ$



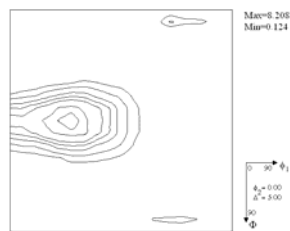
(f) 15 minutos $\phi_2=45^\circ$



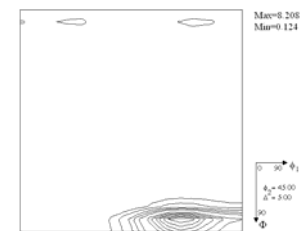
(g) 30 minutos $\phi_2=0^\circ$



(h) 30 minutos $\phi_2=45^\circ$

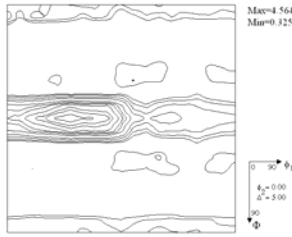


(i) 60 minutos $\phi_2=0^\circ$

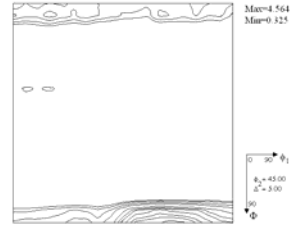


(j) 60 minutos $\phi_2=45^\circ$

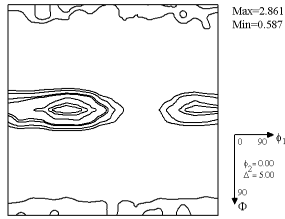
Figura 4.25 - Seções $\varphi_2 = 45^\circ$ $\varphi_2 = 0^\circ$ das FDOC'S da fase austenítica das amostras laminadas 90% tratada a 600°C em diferentes tempos.



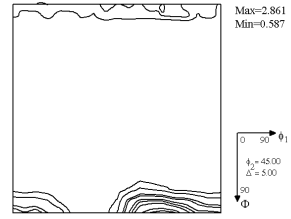
(a) 01 minuto $\phi_2=0^\circ$



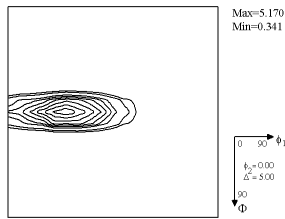
(b) 01 minuto $\phi_2=45^\circ$



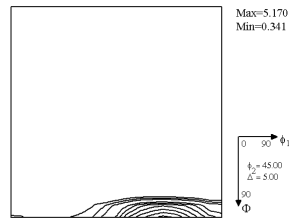
(c) 03 minutos $\phi_2=0^\circ$



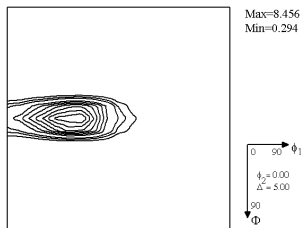
(d) 03 minutos $\phi_2=45^\circ$



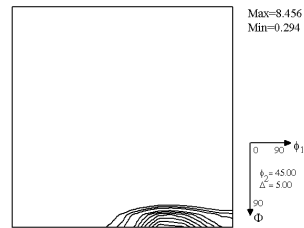
(e) 05 minutos $\phi_2=0^\circ$



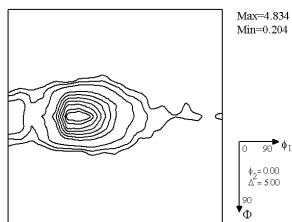
(f) 05 minutos $\phi_2=45^\circ$



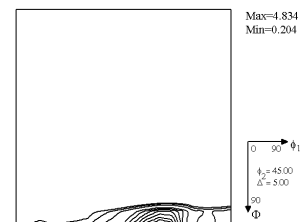
(g) 10 minutos $\phi_2=0^\circ$



(h) 10 minutos $\phi_2=45^\circ$

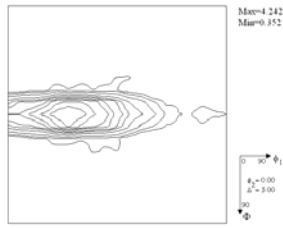


(i) 30 minutos $\phi_2=0^\circ$

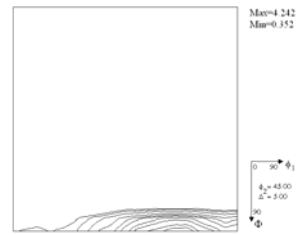


(j) 30 minutos $\phi_2=45^\circ$

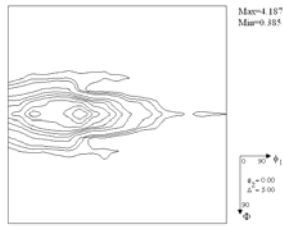
Figura 4.26 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ $\phi_2 = 0^\circ$ das FDOC'S da fase austenítica das amostras laminadas 90% tratada a 800°C em diferentes tempos.



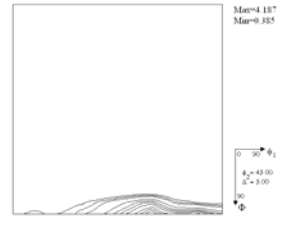
(a) 01 minuto $\phi_2=0^\circ$



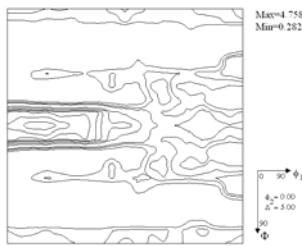
(b) 01 minuto $\phi_2=45^\circ$



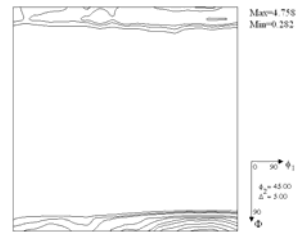
(c) 03 minutos $\phi_2=0^\circ$



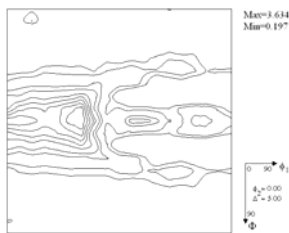
(d) 03 minutos $\phi_2=45^\circ$



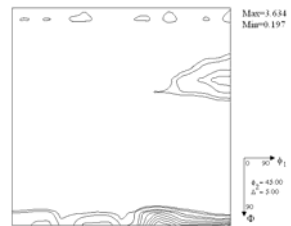
(e) 05 minutos $\phi_2=0^\circ$



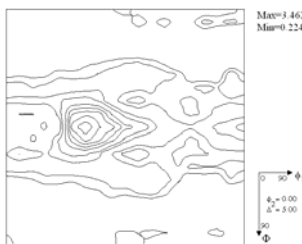
(f) 05 minutos $\phi_2=45^\circ$



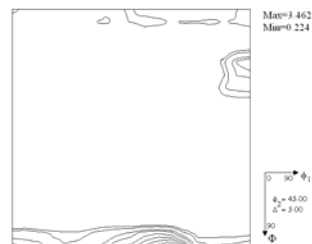
(g) 10 minutos $\phi_2=0^\circ$



(h) 10 minutos $\phi_2=45^\circ$



(i) 15 minutos $\phi_2=0^\circ$



(j) 15 minutos $\phi_2=45^\circ$

Figura 4.27 - Seções $\phi_2 = 45^\circ$ $\phi_2 = 0^\circ$ das FDOC'S da fase austenítica das amostras laminadas 90% tratada a 1000°C em diferentes tempos.

Tabela .4.2 – Componentes e intensidades da fase ferrítica das amostras laminadas 60% tratadas.

FERRITA			
Condição da Amostra	Tempo de tratamento	Orientações	Intensidade
Laminada 60% - Tratada a 600°C	07 minutos	{001}<110>	2,6
		{001}<100> Cubo	1,9
		{111}<-1-12>	1,9
		{111}<01-1>	1,6
	12 minutos	{001}<110>	2,6
		{111}<01-1>	1,4
		{110}<-1-12>Brass	1,3
		{001}<100> Cubo	1,3
		{112}<-11-1>Cobre	1,3
		{122}<-2-21>	1,2
	30 minutos	{001}<100> Cubo	2,1
		{001}<110>	2,1
		{013}<100>	1,3
		{110}<-1-11>	1,3
	60 minutos	{110}<-1-12>Brass	1,2
		{001}<110>	2,2
		{001}<100> Cubo	1,9
		{013}<100>	1,3
	75 minutos	{110}<-1-12>Brass	1,3
		{323}<-1-31>	1,2
		{001}<110>	5,0
		{013}<100>	2,2
		{001}<100> Cubo	2,0
		{110}<-1-12>Brass	1,8
Laminada 60% - Tratada a 800°C	05 minutos	{112}<-1-10>	1,5
		{113}<-1-10>	1,5
		{101}<-52-5>	1,3
		{001}<110>	3,0
		{001}<100> Cubo	2,4
		{110}<-1-12>Brass	1,5
	10 minutos	{110}<-1-11>	1,5
		{013}<100>	1,4
		{112}<-1-10>	1,4
		{113}<-1-10>	1,2
		{001}<110>	2,8
		{001}<100> Cubo	1,6
	20 minutos	{110}<-1-11>	1,3
		{112}<-1-10>	1,2
		{111}<-1-12>	1,2
		{110}<-1-12>Brass	2,1
		{110}<001> Goss	2,0
		{101}<-52-5>	1,9
	30 minutos	{101}<-1-11>	1,9
		{001}<100> Cubo	1,3
		{001}<110>	1,3
		{111}<01-1>	1,3
		{111}<-1-12>	1,3
		{111}<01-1>	1,5
Laminada 60% - Tratada a 1000°C	01 minuto	{001}<100> Cubo	1,5
		{110}<-1-12>Brass	1,5
		{111}<-1-12>	1,5
		{110}<001> Goss	1,5
		{323}<-1-31>	1,2
		{001}<110>	2,0
	03 minutos	{001}<100> Cubo	2,0
		{001}<110>	1,5
		{101}<-52-5>	1,2
		{111}<-1-12>	1,2
		{233}<01-1>	1,2
		{001}<110>	4,6
	05 minutos	{110}<-1-12>Brass	1,6
		{110}<-1-11>	1,5
		{101}<-52-5>	1,5
		{113}<-1-10>	1,4
		{112}<-1-10>	1,4
		{111}<-1-12>	1,3
	10 minutos	{001}<100> Cubo	1,3
		{323}<-1-31>	1,2
		{001}<110>	2,9
		{111}<-1-12>	1,5
		{001}<100> Cubo	1,5
		{101}<-52-5>	1,4
	15 minutos	{112}<-1-10>	1,4
		{110}<-1-11>	1,2
		{323}<-1-31>	1,2
		{001}<110>	3,3
		{013}<100>	1,9
		{110}<-1-12>Brass	1,5
		{110}<-1-11>	1,5
		{111}<-1-12>	1,3
		{113}<-1-10>	1,3
		{001}<100> Cubo	1,3

Tabela 4.3 - Componentes e intensidades da fase austenítica das amostras laminadas 60% e tratadas.

AUSTENITA			
Condição da Amostra	Tempo de tratamento	Orientações	Intensidade
Laminada 60% - Tratada a 600°C	07 minutos	{110}<001> Goss	3,4
		{110}<1-12> Brass	3,4
		{110}<1-11>	2,1
		{101}<52-5>	1,7
		{112}<11-1>Cobre	1,3
	12 minutos	{001}<110>	1,3
		{110}<001> Goss	1,2
	30 minutos	{110}<1-12> Brass	2,1
		{110}<001> Goss	2
		{110}<1-11>	1,5
	60 minutos	{110}<1-12> Brass	2,3
		{110}<001> Goss	2,3
		{110}<1-11>	1,5
		{525}<1-51>	1,3
	75 minutos	{110}<001> Goss	1,4
		{110}<1-12> Brass	1,3
		{101}<52-5>	1,2
Laminada 60% - Tratada a 800°C	05 minutos	{110}<1-12> Brass	2,7
		{110}<001> Goss	1,9
		{110}<1-11>	1,8
		{101}<52-5>	1,3
		{001}<100> Cubo	1,2
	10 minutos	{110}<1-12> Brass	1,3
		{110}<001> Goss	3,5
	20 minutos	{110}<1-12> Brass	3,1
		{110}<001> Goss	2,2
		{101}<52-5>	1,9
		{001}<110>	1,6
		{001}<100> Cubo	1,2
	30 minutos	{110}<1-12> Brass	3,6
		{110}<1-11>	2,5
		{110}<001> Goss	2,0
		{001}<110>	1,9
		{101}<52-5>	1,8
		{001}<100> Cubo	1,5
	60 minutos	{112}<11-1>Cobre	1,4
		{110}<1-12> Brass	3,3
		{110}<001> Goss	2,6
		{110}<1-11>	2,4
		{001}<110>	1,9
		{101}<52-5>	1,7
Laminada 60% - Tratada a 1000°C	01 minuto	{110}<001> Goss	2,5
		{110}<1-12> Brass	2,2
		{110}<1-11>	1,8
		{101}<52-5>	1,6
		{112}<1-10>	1,3
		{323}<1-31>	1,2
	03 minutos	{001}<100> Cubo	1,2
		{110}<1-12> Brass	1,9
		{001}<100> Cubo	1,7
		{101}<52-5>	1,6
		{110}<1-11>	1,6
		{110}<001> Goss	1,5
	05 minutos	{112}<11-1>Cobre	1,3
		{110}<1-11>	2,2
		{110}<1-12> Brass	2,1
		{110}<001> Goss	1,9
		{101}<52-5>	1,7
		{112}<11-1>Cobre	1,6
	10 minutos	{001}<100> Cubo	1,3
		{110}<1-12> Brass	2,2
		{110}<001> Goss	2,2
		{101}<52-5>	2,0
		{110}<1-11>	1,9
		{001}<110>	1,6
		{001}<100> Cubo	1,5
	15 minutos	{112}<11-1>Cobre	1,4
		{111}<-1-12>	1,4
		{111}<01-1>	1,3
		{110}<1-12> Brass	2,0
		{110}<1-11>	1,9
		{110}<001> Goss	1,8
		{101}<52-5>	1,6
		{112}<11-1>Cobre	1,6
		{001}<100> Cubo	1,5

Tabela 4.4 - Componentes e intensidades da fase ferrítica das amostras laminadas 90% e tratadas.

FERRITA			
Condição da Amostra	Tempo de tratamento	Orientações	Intensidade
Laminada 90% - Tratada 600°C	03 minutos	{001}<110>	3.9
		{112}<1-10>	1.9
		{110}<1-10>	1.8
		{113}<1-10>	1.8
		{013}<100>	1.5
		{111}<-1-12>	1.4
		{111}<01-1>	1.3
		{001}<100> Cubo	1.3
	08 minutos	{001}<110>	2.2
		{001}<100> Cubo	2.0
		{112}<1-10>	1.7
		{110}<001> Goss	1.6
		{110}<-1-12> Brass	1.4
		{110}<-1-11>	1.3
		{113}<-1-10>	1.3
		{013}<100>	1.3
	15 minutos	{001}<110>	2.3
		{001}<100> Cubo	2.0
		{112}<1-10>	1.8
		{013}<100>	1.6
		{113}<-1-10>	1.4
		{110}<-1-12> Brass	1.3
		{110}<001> Goss	1.3
		{110}<-1-11>	1.3
	30 minutos	{001}<110>	2.0
		{001}<100> Cubo	1.8
		{110}<001> Goss	1.7
		{110}<-1-12> Brass	1.5
		{112}<-1-10>	1.4
		{013}<100>	1.3
		{001}<110>	2.2
		{001}<100> Cubo	2.0
	60 minutos	{112}<1-10>	1.5
		{013}<100>	1.4
		{110}<-1-12> Brass	1.3
		{113}<-1-10>	1.3
		{323}<-1-31>	1.2
Laminada 90% - Tratada 800°C	01 minuto	{001}<110>	3.6
		{112}<-1-10>	2.3
		{113}<-1-10>	2.0
		{323}<-1-31>	1.6
		{110}<-1-11>	1.5
		{122}<-2-21>	1.4
		{111}<-1-12>	1.3
		{001}<110>	3.5
	03 minutos	{112}<-1-10>	1.6
		{110}<-1-12> Brass	1.6
		{111}<-1-12>	1.3
		{122}<-2-21>	1.3
		{113}<-1-10>	1.3
		{233}<01-1>	1.3
		{001}<100> Cubo	1.3
		{013}<100>	1.3
	05 minutos	{001}<110>	3.0
		{112}<-1-10>	1.6
		{122}<-2-21>	1.4
		{001}<100> Cubo	1.3
		{323}<-1-31>	1.3
		{110}<001> Goss	1.3
		{110}<-1-11>	1.2
		{001}<110>	2.5
	10 minutos	{110}<001> Goss	1.5
		{001}<100> Cubo	1.4
		{113}<-1-10>	1.3
		{112}<-1-10>	1.3
		{110}<-1-12> Brass	1.3
		{111}<-1-12>	1.2
		{101}<-52-5>	1.2
		Sem Componente Significativas	
Laminada 90% - Tratada 1000°C	01 minuto	{001}<110>	3.8
		{113}<-1-10>	1.7
		{112}<-1-10>	1.6
		{110}<-1-12> Brass	1.6
		{111}<01-1>	1.4
		{013}<100>	1.3
		{122}<-2-21>	1.3
		{001}<110>	2.0
	03 minutos	{001}<100> Cubo	2.0
		{111}<-1-12>	1.7
		{110}<001> Goss	1.6
		{111}<01-1>	1.4
		{233}<01-1>	1.3
		{122}<-2-21>	1.3
		{112}<-1-10>	1.2
		{001}<110>	3.2
	05 minutos	{112}<-1-10>	2.0
		{113}<-1-10>	1.7
		{110}<-1-11>	1.7
		{122}<-2-21>	1.5
		{101}<-52-5>	1.3
		{001}<100> Cubo	1.3
		{323}<-1-31>	1.2
		{111}<-1-12>	1.2
	10 minutos	{001}<110>	3.6
		{112}<-1-10>	1.8
		{110}<-1-12> Brass	1.7
		{113}<-1-10>	1.7
		{122}<-2-21>	1.6
		{111}<-1-12>	1.5
		{013}<100>	1.4
		{001}<100> Cubo	1.2
	15 minutos	{111}<01-1>	1.2
		{001}<110>	4.3
		{112}<-1-10>	2.4
		{111}<-1-12>	2.1
		{113}<-1-10>	1.9
		{122}<-2-21>	1.6
		{323}<-1-31>	1.6
		{111}<01-1>	1.4
		{101}<-52-5>	1.2
		{110}<001> Goss	1.2

Tabela 4.5 - Componentes e intensidades da fase austenítica das amostras laminadas 90% e tratadas.

AUSTENITA			
Condição da Amostra	Tempo de tratamento	Orientações	Intensidade
Laminada 90% - Tratada 600°C	03 minutos	{110}<1-12> Brass	4.7
		{110}<001> Goss	4.0
		{110}<1-11>	2.0
		{101}<52-5>	1.9
		{001}<100> Cubo	1.8
		{001}<110>	1.6
		{112}<11-1>Cobre	1.3
	08 minutos	{110}<1-12> Brass	3.0
		{110}<001> Goss	2.6
		{110}<1-11>	2.0
		{101}<52-5>	1.3
	15 minutos	{110}<1-12> Brass	3.9
		{110}<001> Goss	3.3
		{110}<1-11>	1.5
	30 minutos	{110}<1-12> Brass	1.7
		{110}<001> Goss	1.7
		{101}<52-5>	1.6
		{110}<1-11>	1.5
	60 minutos	{110}<1-12> Brass	4.2
		{110}<001> Goss	4.1
		{110}<1-11>	1.4
Laminada 90% - Tratada 800°C	01 minuto	{110}<1-12> Brass	4.4
		{110}<001> Goss	3.2
		{110}<1-11>	2.2
		{101}<52-5>	2.0
		{001}<100> Cubo	1.7
		{001}<110>	1.6
		{112}<1-10>	1.3
	03 minutos	{110}<1-12> Brass	2.6
		{110}<001> Goss	2.2
		{101}<52-5>	1.9
		{001}<100> Cubo	1.6
		{001}<110>	1.4
		{111}<-1-12>	1.3
	05 minutos	{110}<1-12> Brass	4.4
		{110}<001> Goss	3.4
		{110}<1-11>	2.2
		{101}<52-5>	1.6
		{001}<100> Cubo	1.5
		{112}<1-10>	1.4
		{001}<110>	1.4
	10 minutos	{110}<1-12> Brass	6.7
		{110}<001> Goss	4.6
		{110}<1-11>	2.5
		{101}<52-5>	1.5
		{123}<-41-2> R	1.4
	30 minutos	{110}<1-12> Brass	4.4
		{110}<001> Goss	2.7
		{110}<1-11>	2.1
		{101}<52-5>	1.7
		{001}<110>	1.3
Laminada 90% - Tratada 1000°C	01 minuto	{001}<100> Cubo	1.2
		{323}<-1-31>	1.2
		{110}<1-12> Brass	3.8
		{110}<001> Goss	3.3
		{110}<1-11>	2.6
	03 minutos	{101}<52-5>	1.6
		{001}<110>	1.3
		{001}<100> Cubo	1.3
		{112}<11-1>Cobre	1.2
		{112}<1-10>	1.2
		{110}<001> Goss	4.1
	05 minutos	{110}<1-12> Brass	3.4
		{101}<52-5>	2.5
		{110}<1-11>	2.3
		{001}<100> Cubo	2.3
		{001}<110>	2.3
		{111}<-1-12>	1.4
		{112}<11-1>Cobre	1.2
	10 minutos	{112}<1-10>	1.2
		{110}<001> Goss	3.3
		{110}<1-12> Brass	2.7
		{110}<1-11>	2.4
		{101}<52-5>	2.1
		{112}<11-1>Cobre	2.0
	15 minutos	{001}<100> Cubo	1.4
		{001}<110>	1.4
		{110}<1-12> Brass	3.1
		{110}<1-11>	2.1
		{110}<001> Goss	1.9
		{101}<52-5>	1.8
		{001}<110>	1.5
		{001}<100> Cubo	1.4
		{112}<11-1>Cobre	1.3

4.3.1. Amostras deformadas 60% - Fase Ferrítica

Em todos os estágios do tratamento térmico a 600°C para a amostra deformada 60% na fase ferrítica, a componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ apresentou-se entre as mais intensas, mostrando-se máxima (com intensidade de 5) no tempo de 75 minutos. A componente Cubo e Brass também foram observadas, mas com baixas intensidades, da ordem de 1.3 e 2.0. Outra componente que se desenvolveu com o tempo de tratamento foi $\{013\}\langle 100 \rangle$, mas com intensidade baixa, em torno de 1.5.

As figuras 4.28 e 4.29 e 4.30 mostram a evolução das fibras α para as amostras deformadas 60% tratadas a 600°C, 800°C e 1000°C em diferentes tempos para a fase ferrítica. O principal pico para a amostra tratada a 600°C pode ser observado para a componente $\{001\}\langle 110 \rangle$, sendo observada uma tendência de aumento desta componente com o tempo. Para o tempo de 75 minutos observou-se a intensidade máxima em torno de 5, apenas um pouco maior do que para a amostra apenas deformada 60%. Outro pico observado com menor intensidade (em torno de 2) foi na componente $\{111\}\langle 110 \rangle$. Esta componente foi observada com intensidade um pouco maior apenas para o menor tempo que foi de 07 minutos.

Para deformações de 50 a 70%, RAABE e LÜCKE (2003) observou o desenvolvimento da componente Goss durante o recozimento, sendo a máxima intensidade observada para a deformação de 70% em aços inoxidáveis ferríticos.

Diferente do observado por RAABE (1993) nos aços monofásicos, a componente Goss apenas foi observada com uma intensidade de 2 com 20 minutos de tratamento a 800°C, não sendo observada em tempos mais longos. Também foi observada com 1 minuto de tratamento a 1000°C também não sendo observada em tempos mais longos.

A componente $\{111\}\langle -1-12 \rangle$ apareceu com uma intensidade baixa e constante em torno de 1.5 nos tratamentos a 800°C e 1000°C já nos primeiros minutos. RAABE (2003) afirma que a componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ em aços ferríticos após a recristalização primária, pode ser interpretada como uma rotação de 35° do plano $\langle 110 \rangle$ entre a componente $\{112\}\langle 110 \rangle$, componente esta também observada com baixas intensidades nos mesmo tempos e temperaturas onde foram observadas as componentes $\{111\}\langle 112 \rangle$. Esta componente pode crescer preferencialmente em grãos de orientação $\{112\}\langle 110 \rangle$. Em experimentos com policristais, a componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ pode também se desenvolver a partir de nucleação orientada e a partir daí, formar contornos de grão em $\{111\}\langle 110 \rangle$.

Na figura 4.29 observa-se a fibra α para uma deformação de 60%, tratada na temperatura de 800°C. Neste caso, o comportamento da componente $\{001\}\langle 110 \rangle$

apresentou-se da seguinte forma: a medida que se aumenta o tempo de tratamento a componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ diminui a sua intensidade. Este comportamento pode ser atribuído à formação de fase σ , que será discutido mais adiante. Para o tempo de 20 minutos a componente $\{110\}\langle 110 \rangle$ apresentou um pico com intensidade aproximadamente 4. Para a temperatura de 1000°C (figura 4.30) a tendência da componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ com o tempo é aumentar, sendo a máxima intensidade de 5 observada para o tempo de 05 minutos. Esta intensidade foi maior do que a da amostra apenas deformada 60%.

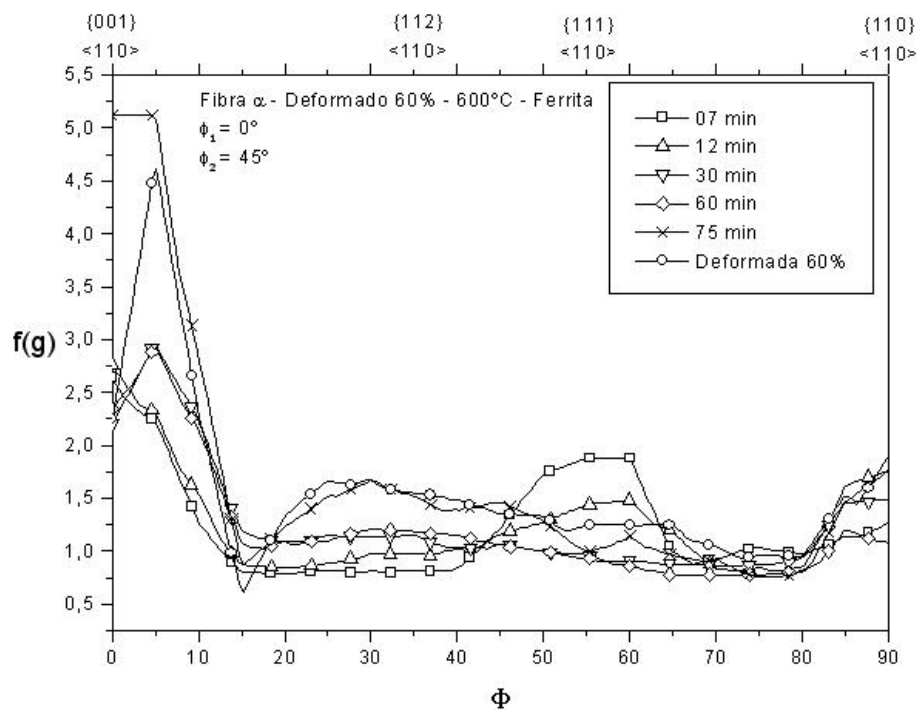


Figura 4.28 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra α na amostra deformada 60% tratada a 600°C.

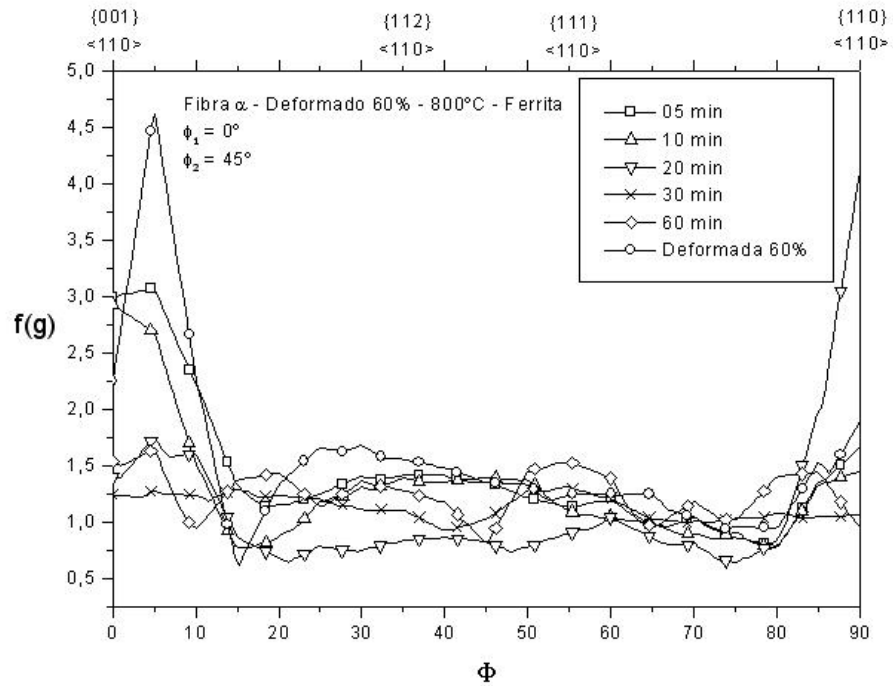


Figura 4.29 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra α na amostra deformada 60% tratada a 800°C.

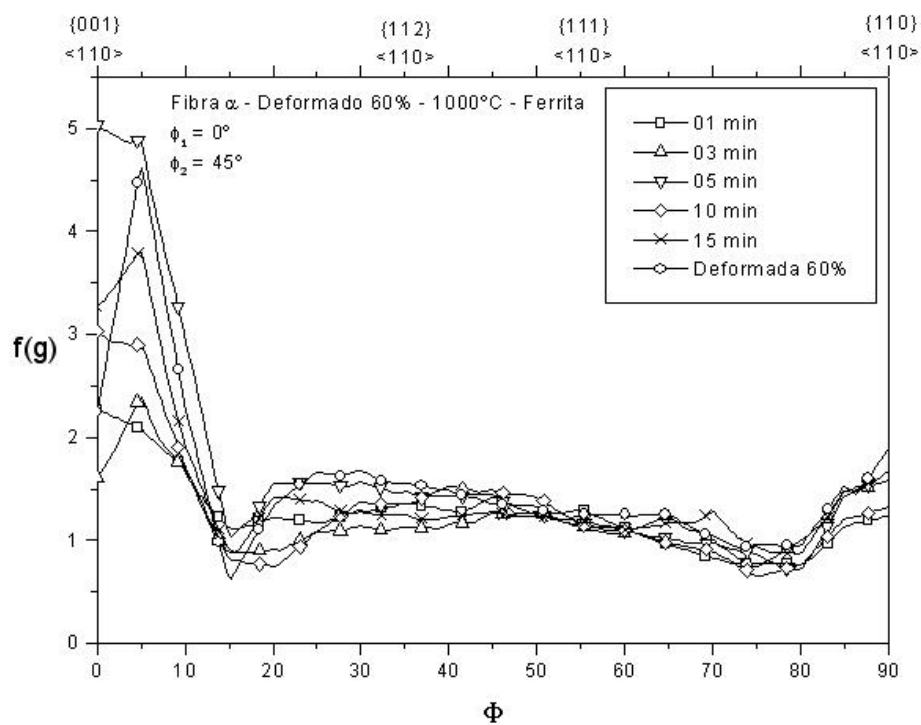


Figura 4.30 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra α na amostra deformada 60% tratada a 1000°C.

O mesmo comportamento das componentes $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{110\}\langle 001\rangle$ pode ser observado na fibra ε para tratamento a 600°C , mostrado na figura 4.31. Pode-se observar que, para o menor tempo de tratamento (07 minutos), a componente $\{111\}\langle 112\rangle$ apresenta um sutil aumento de intensidade. As componentes $\{111\}\langle 110\rangle$ e $\{111\}\langle 112\rangle$ armazenam uma energia maior durante a laminação, desta forma, possui condições mais favoráveis para nucleação e movimento de contorno de grão (KEICHEL *et al* 2003 b).

Nas temperaturas de 800°C e 1000°C (figuras 4.32 e 4.33) nenhuma mudança significativa foi observada na intensidade da componente $\{111\}\langle 112\rangle$, que permaneceu baixa, em torno de 1,5.

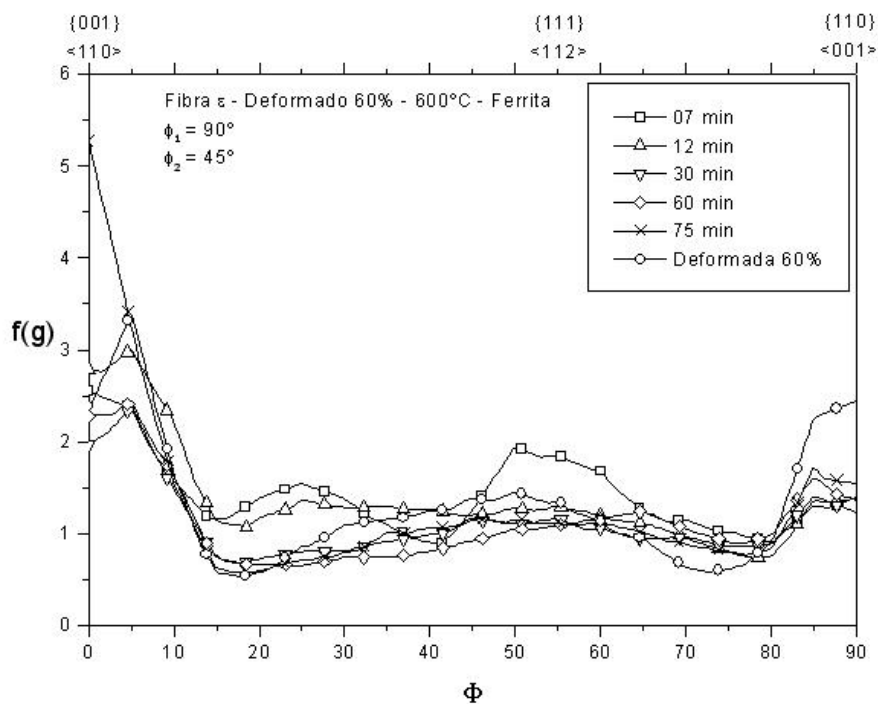


Figura 4.31 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra ε na amostra deformada 60% tratada a 600°C .

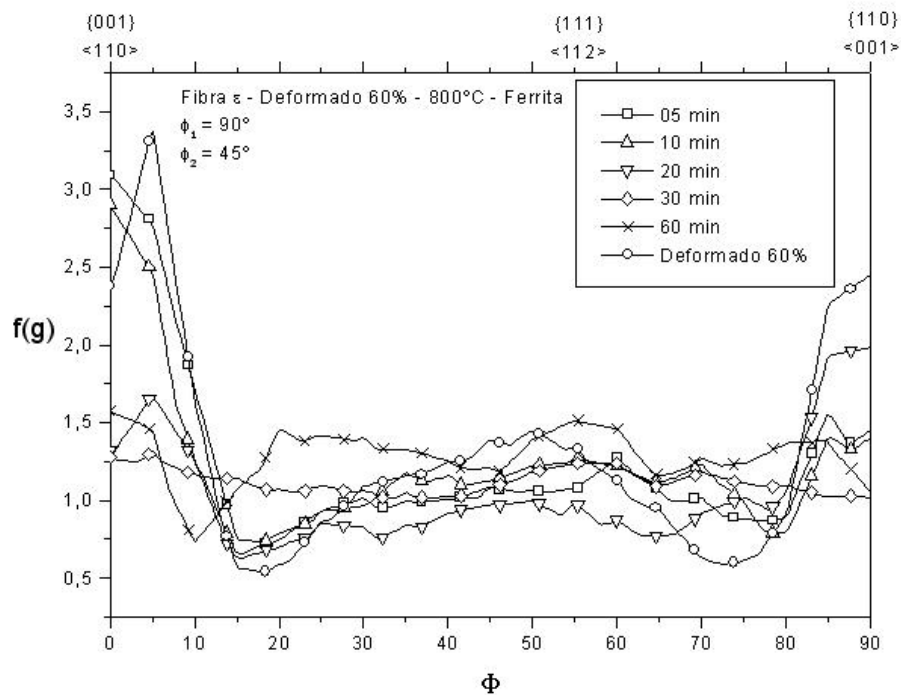


Figura 4.32- Alterações nas intensidades ao longo da fibra ϵ na amostra deformada 60% tratada a 800°C.

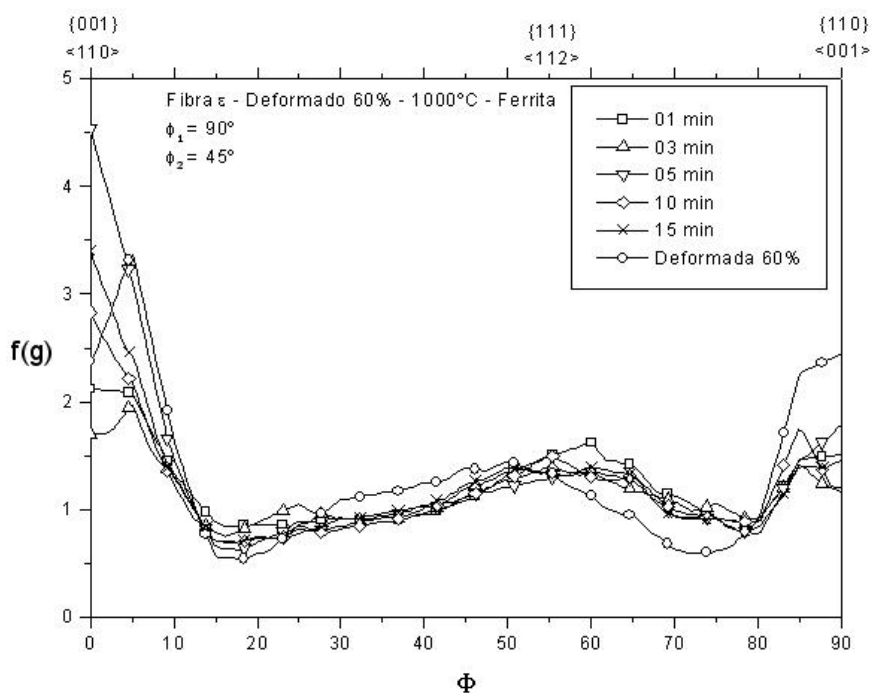


Figura 4.33 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra ϵ na amostra deformada 60% tratada a 1000°C.

Segundo KEICHEL *et al* (2003 b), caso ocorra recristalização primária, um desenvolvimento da fibra γ é observado ou pelo menos um forte desenvolvimento da componente $\{111\}\langle 112\rangle$.

Nas figuras 4.34 a 4.36, observa-se o desenvolvimento da fibra γ para as 3 temperaturas estudadas. Apenas para a temperatura de 600°C no menor tempo de tratamento é observado um sutil aumento da fibra que se estende da componente $\{111\}\langle 110\rangle$ a $\{110\}\langle 001\rangle$. A intensidade observada é de aproximadamente 2.

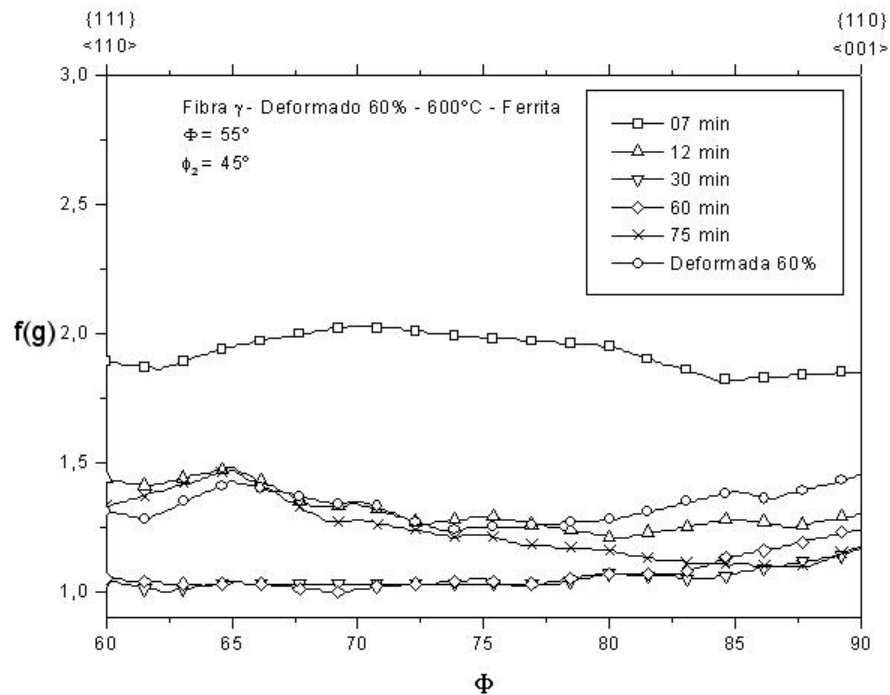


Figura 4.34 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra γ na amostra deformada 60% tratada a 600°C.

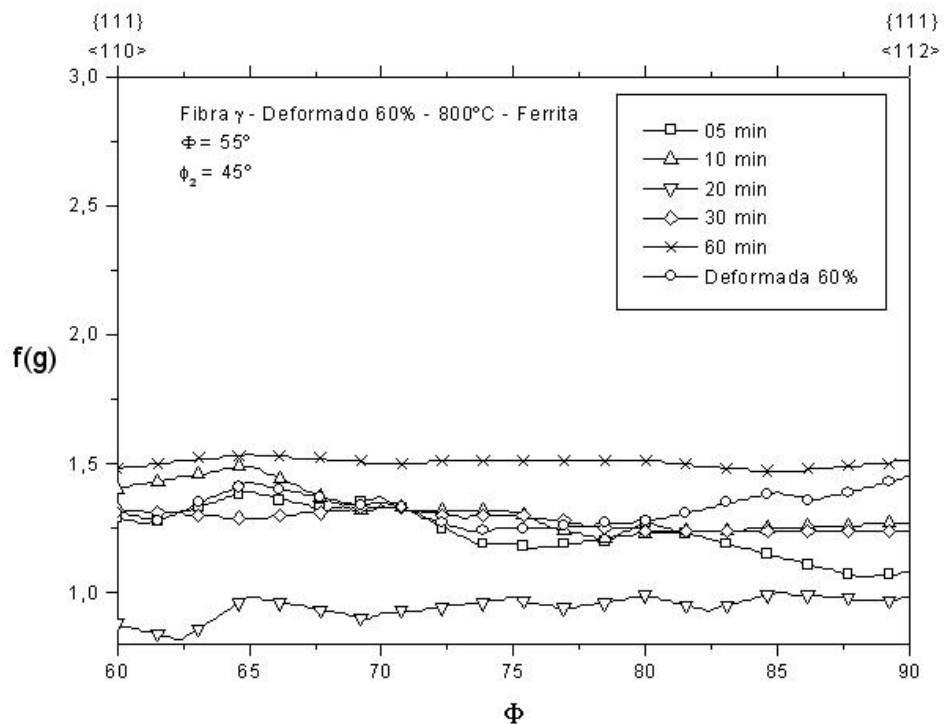


Figura 4.35 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra γ na amostra deformada 60% tratada a 800°C.

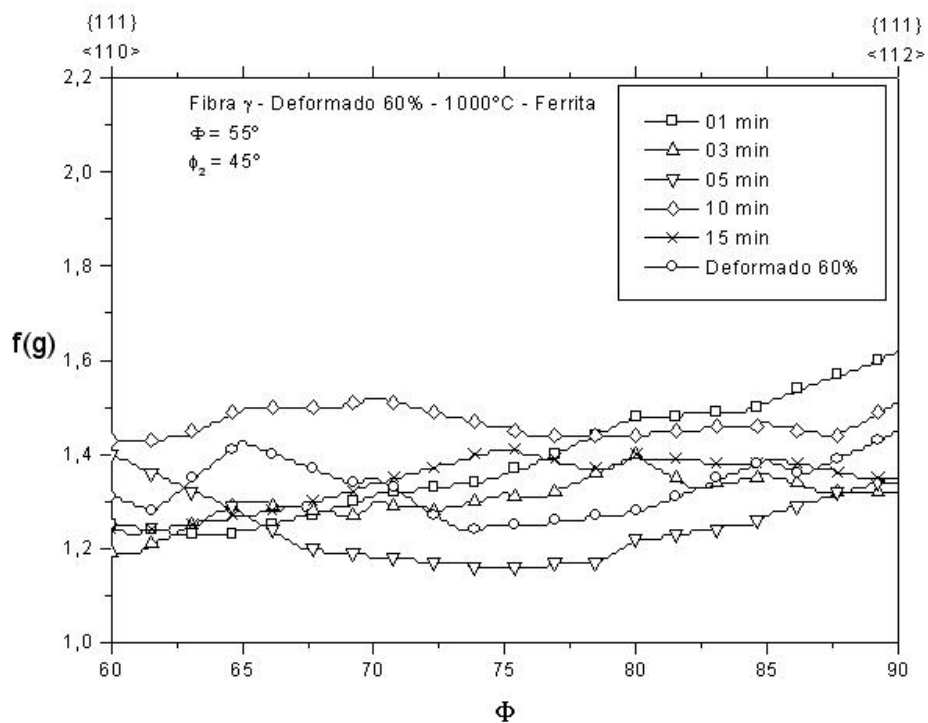


Figura 4.36 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra γ na amostra deformada 60% tratada a 1000°C.

4.3.2. Amostras deformadas 90% - Fase Ferrítica

De forma semelhante a amostra laminada 60%, a componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ mostrou-se presente em todas as temperaturas e em todos os tempos de tratamento como a componente mais intensa, apresentando intensidade variando de 2 a 9. As maiores intensidades foram observadas para nas temperaturas de 800°C e 1000°C, sendo que a 800°C todas as componentes apresentaram intensidade decrescente, pois a quantidade de ferrita presente diminui consideravelmente, como pode ser constatado seção 4.3, devido a formação de fase σ .

A mesma análise das fibras α , ε e γ foi feita para a deformação de 90%.

A amostra deformada 90% sem tratamento, apresentou o maior pico de intensidade da componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ na fibra α . Foi observada uma intensidade de aproximadamente 9. A componente $\{110\}\langle 110 \rangle$ também se apresentou com uma intensidade ligeiramente superior as observadas durante o tratamento térmico.

Diferente da amostra deformada 60% tratada na mesma temperatura, o tempo de tratamento, ou seja, o aumento da fração recristalizada, não intensifica a componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ (figura 4.37). Para esta componente nas temperaturas estudadas, tempos menores de tratamento causam intensidades maiores. Quando comparada com o material apenas deformado, observa-se uma diminuição de intensidade de aproximadamente 44% desta componente para as amostras que foram tratadas termicamente nas temperaturas da 600°C, 800°C e 1000°C.

Este fato pode ser um dos fatores que mostra a forte influência da textura de deformação na evolução da textura de recristalização na fase ferrítica.

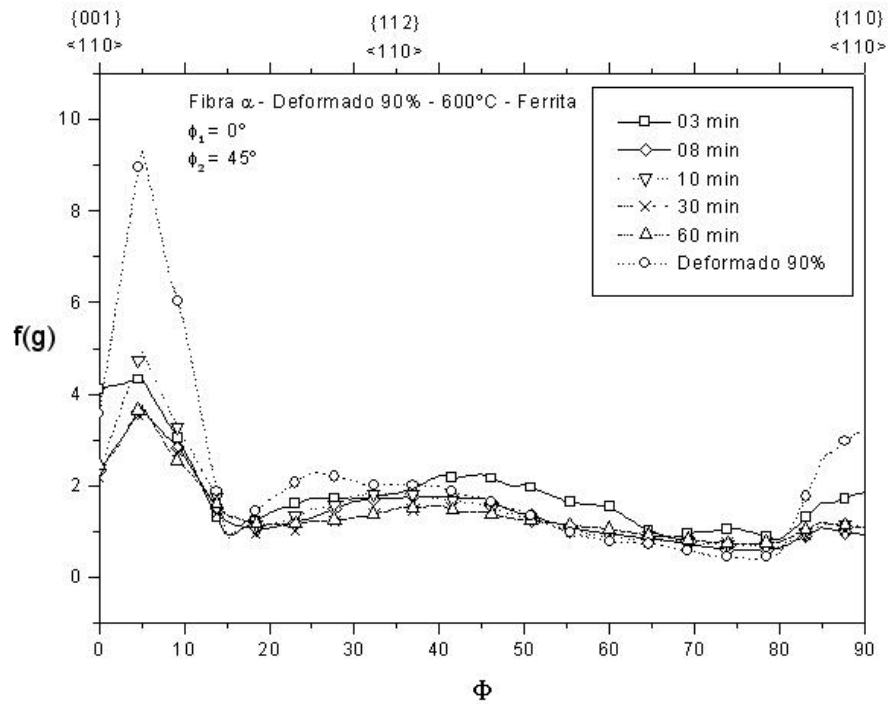


Figura 4.37 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra α na amostra deformada 90% tratada a 600°C.

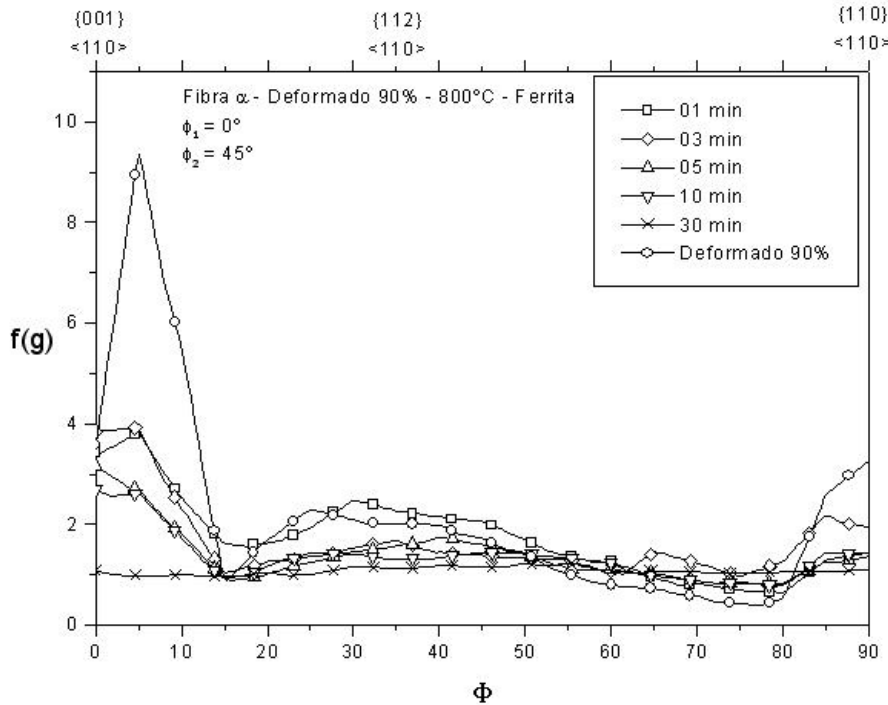


Figura 4.38 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra α na amostra deformada 90% tratada a 800°C.

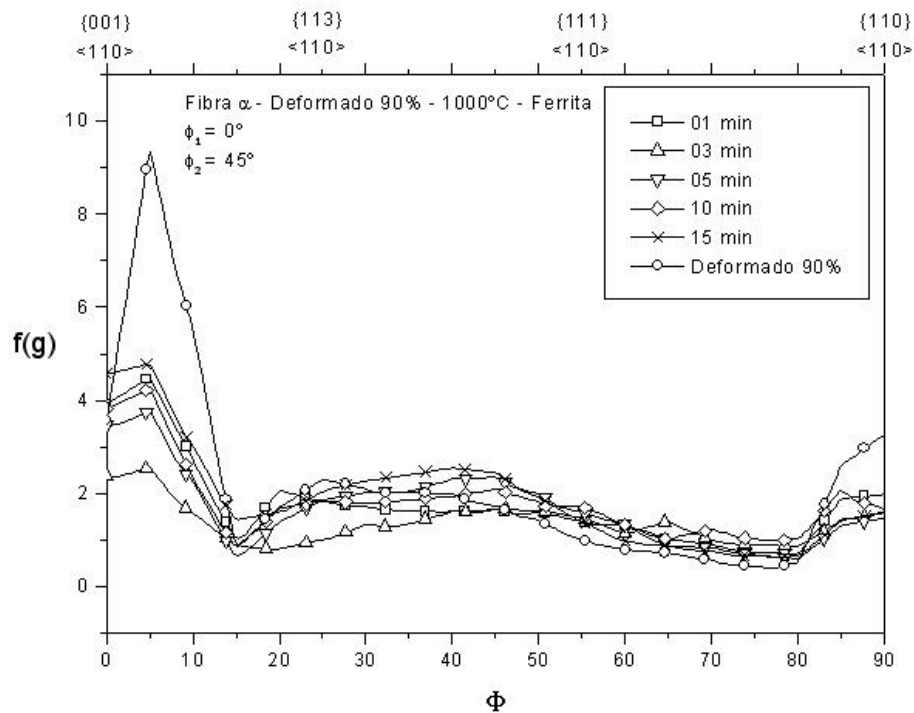


Figura 4.39 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra α na amostra deformada 90% tratada a 1000°C.

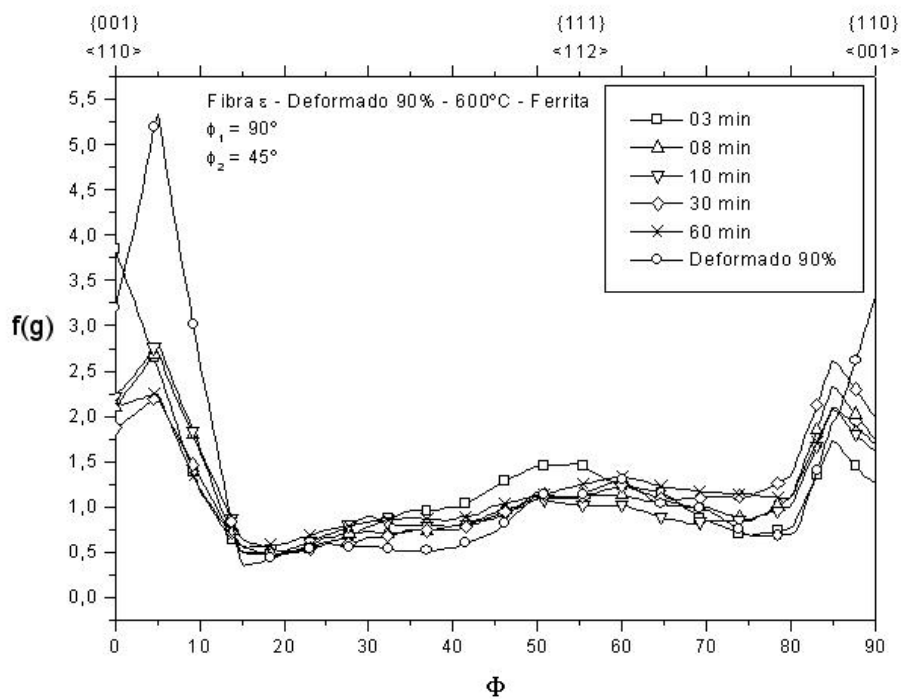


Figura 4.40 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra ε na amostra deformada 90% tratada a 600°C.

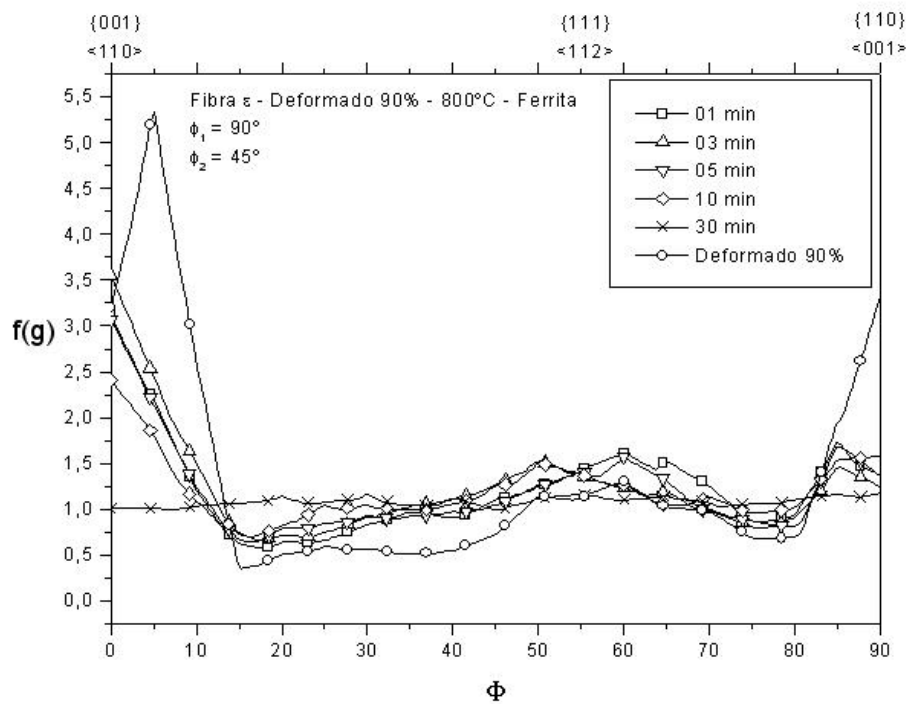


Figura 4.41 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra ε na amostra deformada 90% tratada a 800°C.

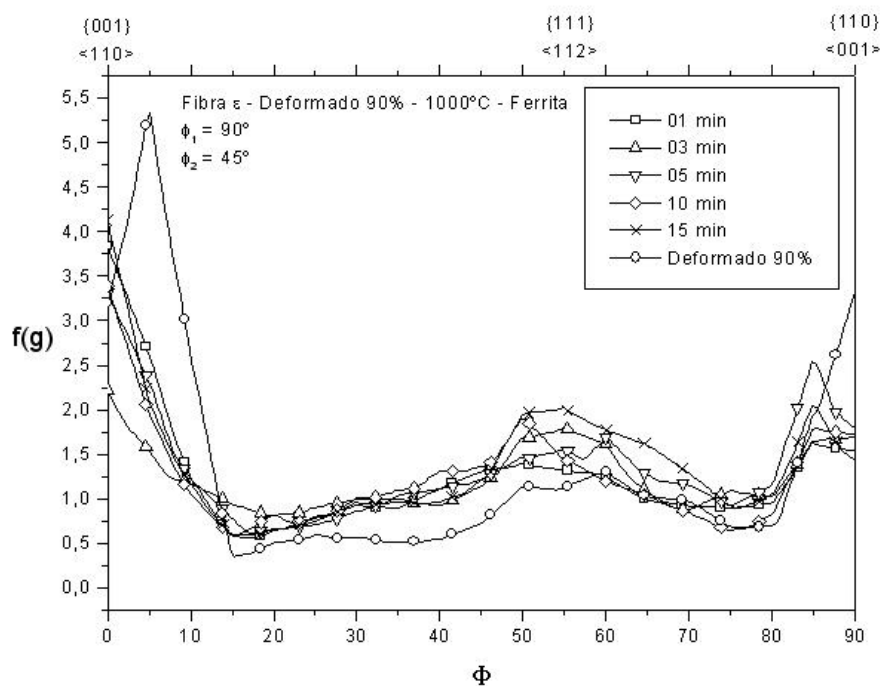


Figura 4.42 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra ε na amostra deformada 90% tratada a 1000°C.

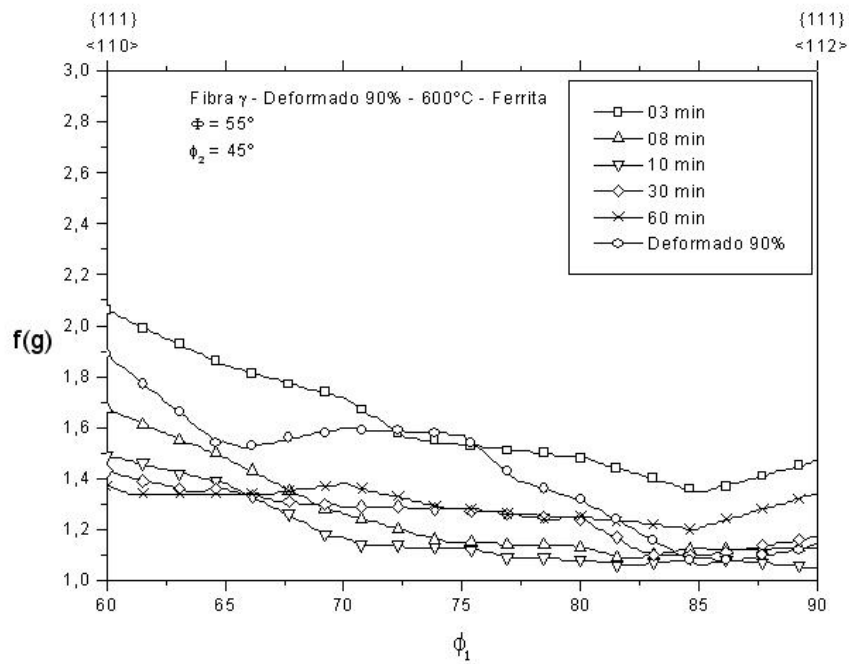


Figura 4.43 - Alterações nas intensidades ao longo da fibra γ na amostra deformada 90% tratada a 600°C.

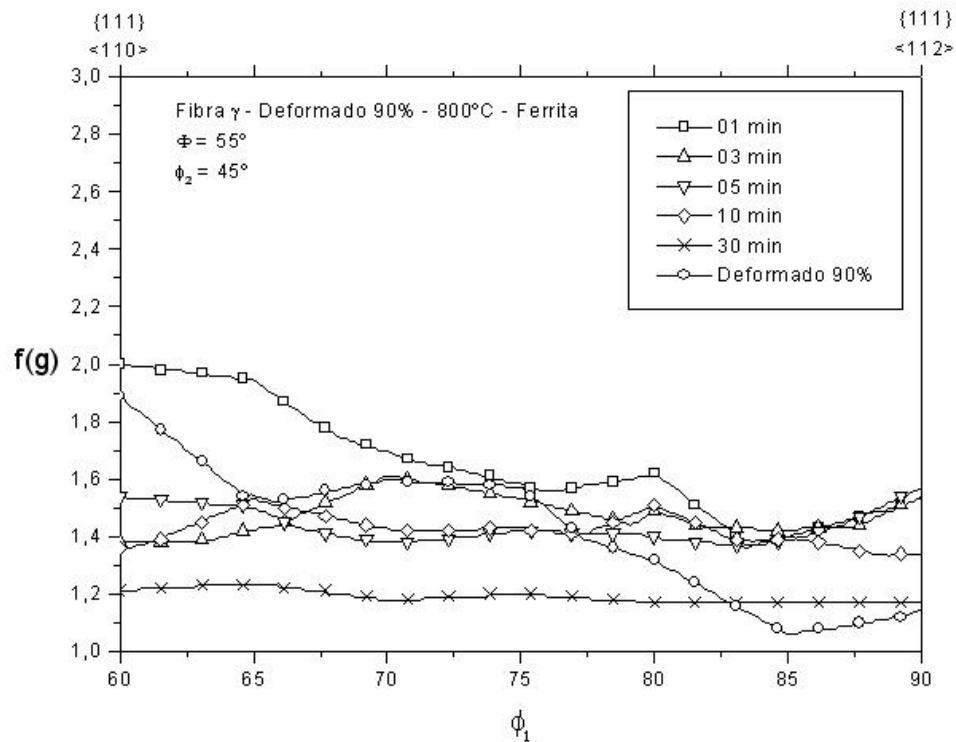


Figura 4.44- Alterações nas intensidades ao longo da fibra γ na amostra deformada 90% tratada a 800°C.

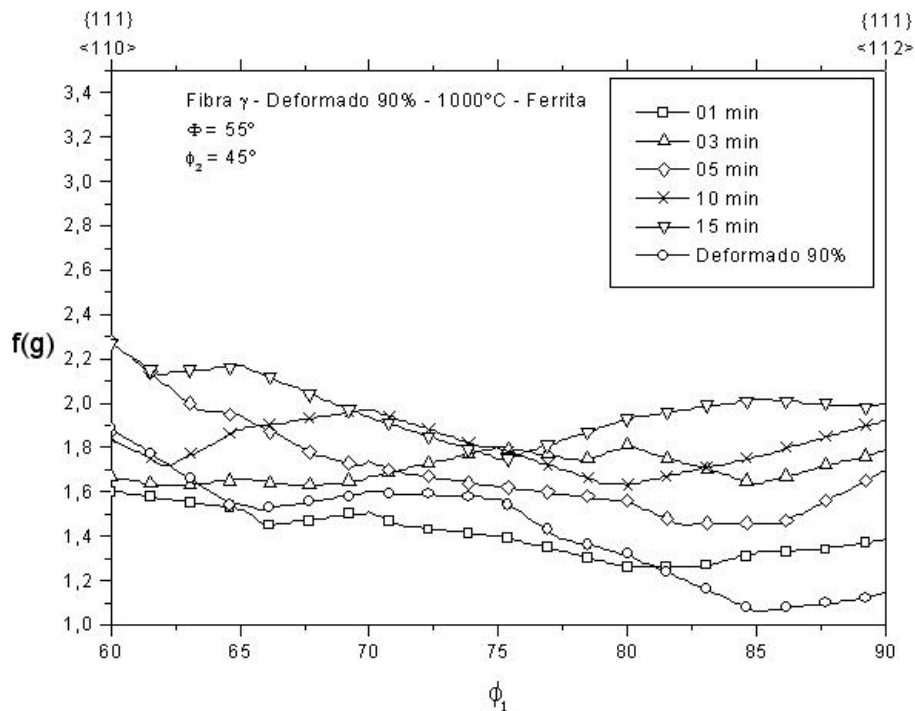


Figura 4.45- Alterações nas intensidades ao longo da fibra γ na amostra deformada 90% tratada a 1000°C.

4.3.3. Amostras deformadas 60% e 90% - FASE AUSTENÍTICA

KEICHEL *et al* (2003 b) observou que a textura de recristalização da fase austenítica dos aços inoxidáveis duplex é bastante dependente da textura de deformação, especialmente as componentes Goss e D. A textura de deformação remanescente pode ser atribuída à ausência de crescimento orientado ocasionado pela baixa mobilidade dos contornos de grão. A baixa energia de falha de empilhamento favorece a formação de maclas durante a recristalização e o aparecimento da componente D. Observou também que aparentemente a não formação de bandas de cisalhamento na microestrutura da austenita deformada no aço inoxidável duplex, diferente do observado nos aços inoxidáveis austeníticos monofásicos, favorece diferentes pontos de nucleação e assim, diferentes texturas de recristalização.

Durante os tratamentos da amostra deformada 60% nas temperaturas de 600, 800 e 1000°C, as componentes Brass e Goss mostraram-se sempre presentes entre as principais, mas suas intensidades não foram altas.

No tratamento a 600°C, todas as intensidades foram baixas, inclusive as componentes Brass e Goss. Além dessas, também foram observadas nesta

temperatura as componentes $\{110\}<1-11>$, $\{525\}<1-51>$ e $\{101\}<52-5>$, porém com baixas intensidades (em torno de 1.5) nos maiores tempos de tratamento.

Apenas no tratamento a 800°C, onde a quantidade de austenita e de fase σ são máximas, as componentes Brass, Goss e $\{110\}<1-11>$ apresentaram as maiores intensidades, mesmo assim estas ficaram entre 1.8 e 3.6, sendo este máximo para o tempo de 30 minutos. Também aos 30 minutos e 20 minutos de tratamento podem ser observadas uma componentes Cobre e Cubo de baixa intensidade (1.5 e 1.2), componentes estas não presentes aos 60 minutos de tratamento.

Na temperatura de 1000°C as componentes Brass, Goss e $\{110\}<1-11>$, continuaram sendo as mais intensas, porém as intensidades diminuíram mais ainda e não passaram de 2.5. As componentes Cobre e Cubo, diferentes das demais condições de tempo e temperatura, mostraram-se presentes, apesar de em baixas intensidades, em todas as temperaturas de tratamento.

Na amostra deformada 90% sem tratamento, as componentes Brass, Goss e Cobre mostraram-se mais intensas com intensidades de 2.7, 2.3 e 1.8 respectivamente. Além dessas orientações, outras com intensidades menores foram observadas, entre elas $\{111\}<-1-12>$, $\{001\}<110>$, $\{101\}<52-5>$, $\{110\}<1-11>$ e componente Cubo. Todas elas apresentaram intensidades variando 1.5 a 1.7.

Já para as amostras laminadas 90% e tratadas, foram observadas intensidades maiores das componentes Goss, Brass e $\{110\}<1-11>$ em todas as temperaturas de tratamento e essas componentes para esta deformação também foram as mais intensas.

Poucas componentes diferentes das observadas na laminação a frio se desenvolveram nas diferentes temperaturas de tratamento, fato este que mostra que a textura remanescente da deformação sofre poucas mudanças após a recristalização do aço. Na temperatura de 800°C, assim como observado na amostra deformada 60%, com 90% de deformação, a quantidade de fase sigma é muito elevada, levando assim ao aparecimento de componentes, mesmo que com baixas intensidades, não observadas em nenhuma outra condição estudada. A componente R $\{123\}<41-2>$ foi observada aos 10 minutos de tratamento com uma intensidades de 1.4, e a componente $\{323\}<1-31>$ aos 30 minutos com uma intensidade de 1.2.

CHOWDHURY *et al* (2007) mostraram que para aço inoxidável austenítico 304L, a formação da componente Goss pode ocorrer devido à formação de maclas durante a recristalização. Este fato pode explicar a observação constante da componente Goss ao longo das temperaturas de tratamento. As maclas de recristalização puderam ser observadas para a temperatura de 1000°C nas amostras deformadas 60 e 90% através da técnica de EBSD como será visto na seção 4.5.

4.4. Alterações da Textura Cristalográfica com Tratamento Térmico

4.4.1. A precipitação da fase σ

O refinamento de grão promovido pela estrutura duplex e a presença de elementos de liga promovem um aumento de resistência mecânica maior do que nos aços ferríticos e austeníticos monofásicos como o AISI 304 e o AISI 430 respectivamente. Contudo, quando esses aços são expostos a temperaturas na faixa de 300 a 500°C, pode ocorrer a formação de fase α' . Em temperaturas mais elevadas na faixa entre 500 e 1000°C, podem ocorrer outras transformações no estado sólido como a formação de carbonetos e nitretos de cromo e formação de fase sigma.

A formação dessas fases causa geralmente a diminuição da resistência mecânica e da resistência à corrosão desses aços. Em sistemas Fe-Cr-Ni, a fase sigma possui uma composição Fe-Cr e uma estrutura cristalina tetragonal com 30 átomos por célula unitária. A diminuição da resistência à corrosão ocorre, pois a fase sigma consome o cromo e o molibdênio da matriz, causando assim uma diminuição destes elementos na mesma. De uma maneira geral elementos de liga estabilizadores da ferrita favorecem a formação da fase sigma, especialmente o molibdênio e o cromo. Além da composição química, outros fatores favorecem a formação da fase sigma como o tamanho de grão. Além disso, a fase sigma é mais facilmente formada em regiões de maior energia como contornos de grãos e interfaces.

REICK *et al* (1992) estudaram o processo de recristalização em aço inoxidável duplex 2205 e concluíram que a cinética de recristalização na ferrita é mais rápida do que na austenita.

A figura 4.46 mostra todas as fases esperadas com tratamentos entre 500°C e 1100°C calculados com o Thermocalc[®] para o aço inoxidável duplex UNS S31803 com a composição da tabela 3.1. Esta curva mostra os teores das fases presentes neste intervalo de temperatura do material em condições de equilíbrio. Na temperatura de 800°C tem-se o máximo valor teórico de fase sigma, que é de aproximadamente 30% e a ferrita é quase que completamente consumida pela reação $\delta \rightarrow \sigma + \gamma$. De acordo com o diagrama TTT a máxima cinética de transformação ocorre entre 800 e 900°C. Após essas observações foi escolhida a temperatura de 800°C para o estudo.

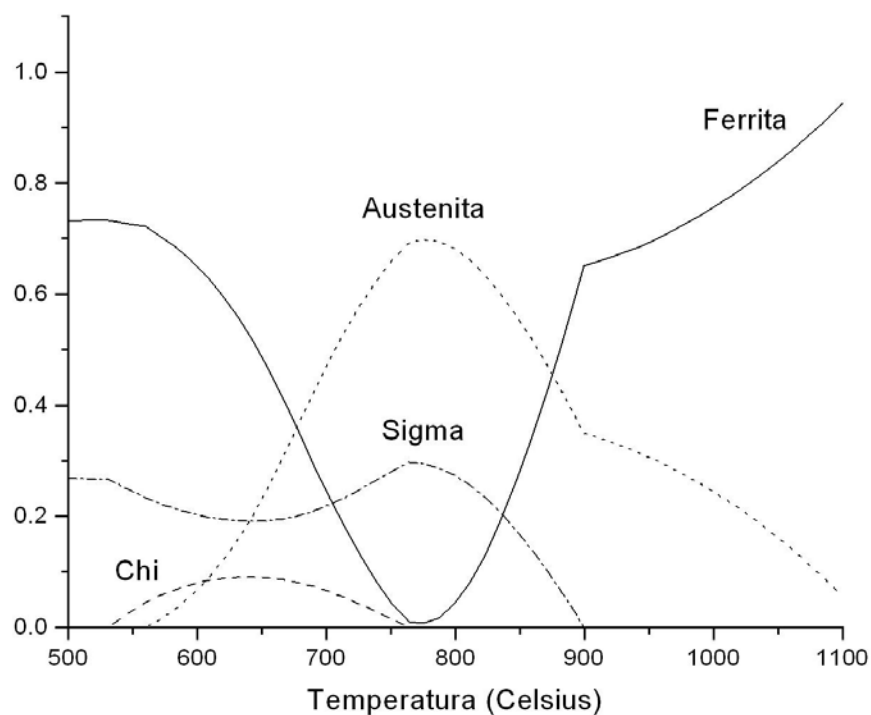


Figura 4.46 – % em peso das fases presentes no aço inoxidável duplex com composição especificada em função da temperatura.

O teor de fase sigma formada no envelhecimento é bastante influenciado por trabalho a frio. As figuras 4.47 e 4.48 comparam as microestruturas das amostras sem deformação e laminada a frio com redução de espessura de 60%, ambas tratadas a 800°C durante 30 minutos. A fase sigma corresponde à área escura em ambas as figuras.

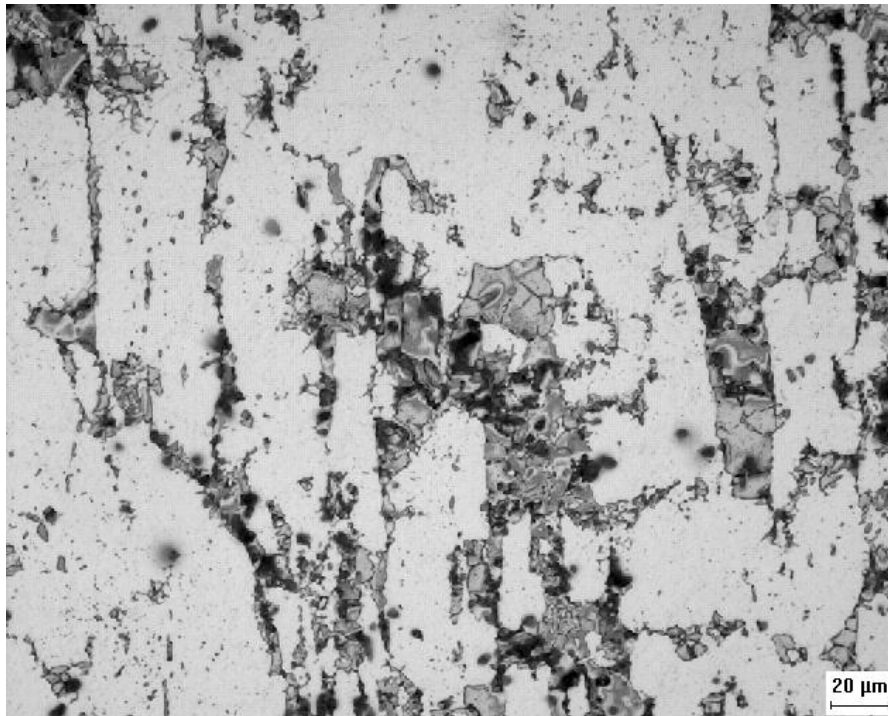


Figura 4.47 - Microscopia ótica da amostra sem deformação tratada a 800°C durante 30 minutos.



Figura 4.48 – Microscopia ótica da amostra laminada a frio com redução de 60% de espessura tratada a 800°C durante 30 minutos.

O teor de fase sigma aumentou consideravelmente. As figuras 4.49 e 4.50 mostram a microscopia eletrônica de varredura das amostras laminadas a frio com redução de 60% tratadas a 800°C durante 5 e 60 minutos utilizando o detector de elétrons retroespalhados. Nestas imagens, fase escura corresponde a ferrita, a fase clara corresponde a sigma e a fase de tom intermediário e mais abundante corresponde a austenita. Na amostra envelhecida durante 60 minutos (figura 4.50) a quantidade de ferrita observada é muito pequena, desta forma está de acordo com as previsões do Thermocalc[®] na figura 4.46.

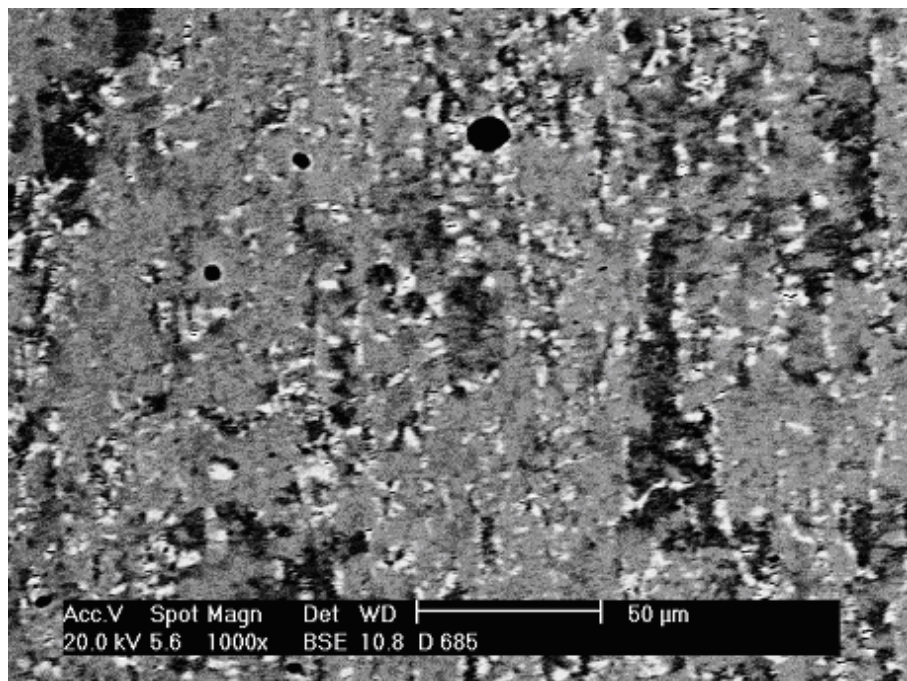


Figura 4.49 – Microscopia eletrônica de varredura da amostra laminada 60% e envelhecida durante 5 minutos a 800°C.

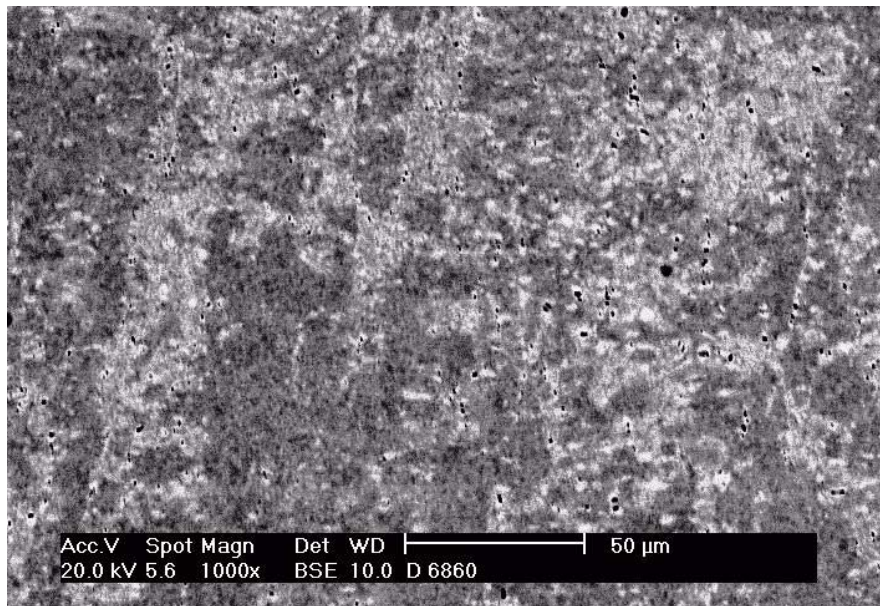


Figura 4.50 - Microscopia eletrônica de varredura da amostra laminada 60% e envelhecida durante 60 minutos a 800°C.

Afigura 4.51 mostra o difratograma das amostras laminadas a frio com redução de 60 % sem tratamento, envelhecida durante 5 minutos e 60 minutos na temperatura de 800°C. Os resultados observados confirmam a diminuição da fase ferrítica (α) e o aumento da fase sigma (σ) com o tempo de exposição.

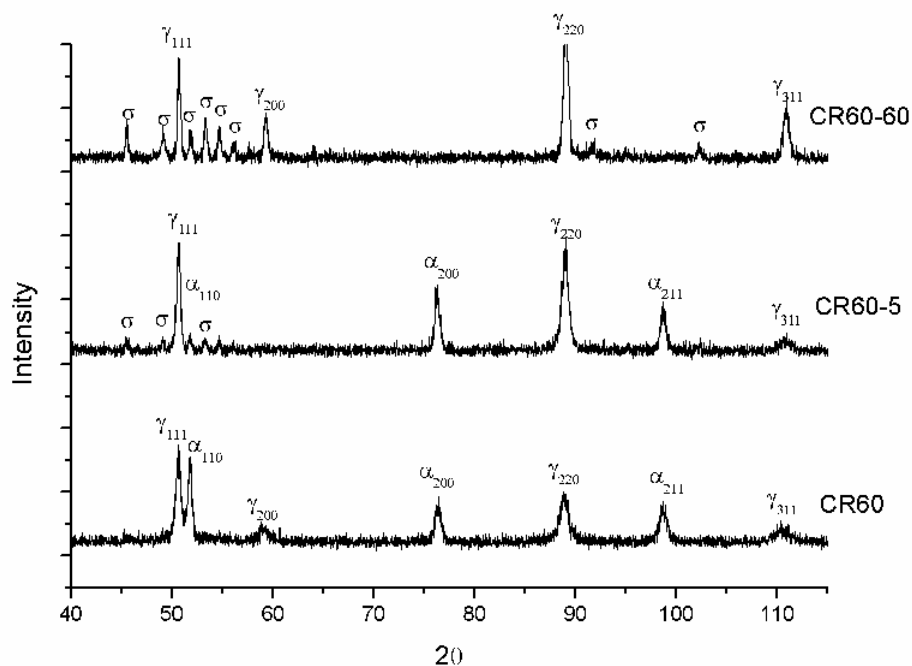
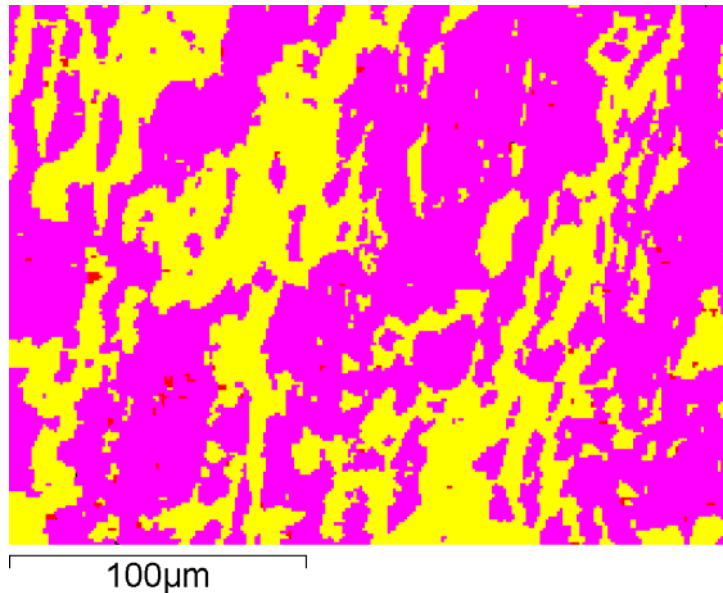
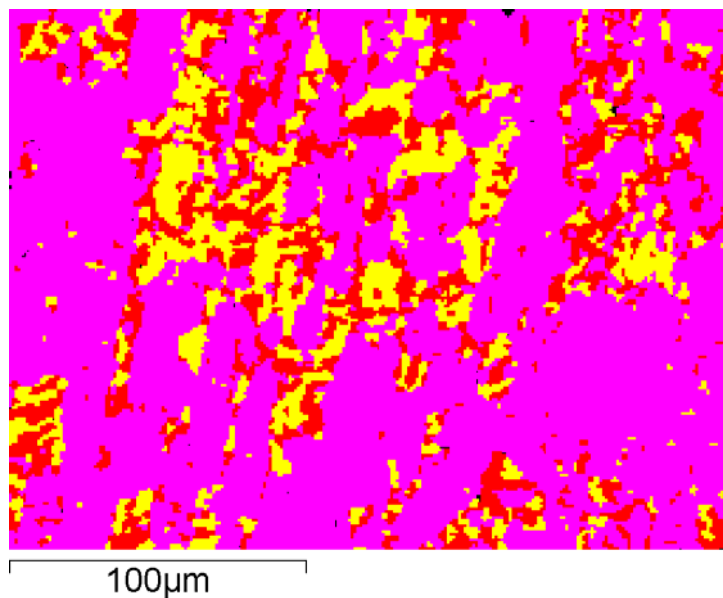


Figura 4.51 – Difratograma de raios-x das amostras laminadas 60% e envelhecidas durante 5 e 60 minutos a 800°C.

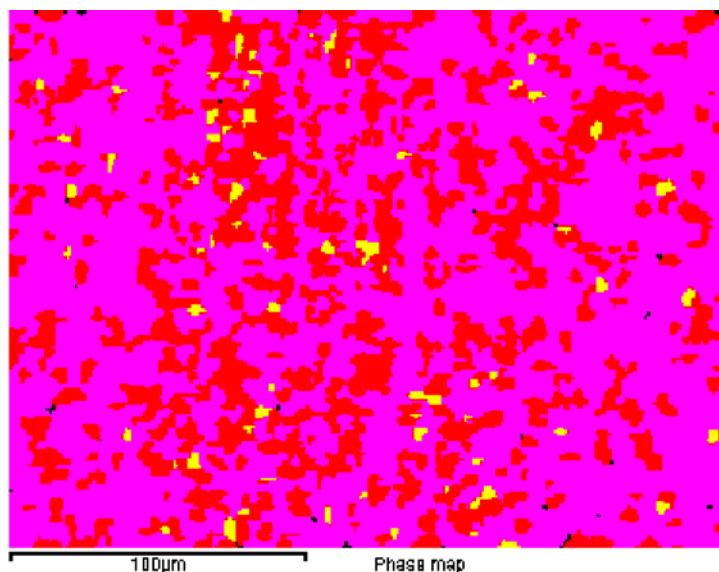
As figuras 4.52 (a), 4.52 (b) e 4.52 (c) mostram o mapa de fases obtidos por EBSD para as amostras sem deformação tratada a 800°C durante 05 e 60 minutos e da amostra laminada a frio com redução de 60 % na sua espessura tratada na mesma temperatura. A fase σ é representada pela cor vermelha, ferrita cor amarela e austenita cor der .sa



(a)



(b)



(c)

Figura 4.52- Resultados de EBSD da amostra sem deformação tratadas a 800° durante 05(a) e 60(b) minutos e da amostra laminada 60% tratada na mesma temperatura durante 60 minutos (c).

Nas figuras, a fase vermelha representa a fase sigma, a fase amarela representa a ferrita e a fase cor de rosa representa a austenita. A técnica de EBSD foi utilizada para analisar e quantificar as amostras em diferentes condições. As amostras envelhecidas sem deformação prévia tiveram suas fases facilmente quantificadas, diferente das amostras laminadas a frio. Devido à deformação, os mapas de qualidade foram mais difíceis de conseguir. A quantidade de pontos não resolvidos aumenta consideravelmente com a deformação do material sem o tratamento térmico. Esta é principal dificuldade na quantificação de fases através do EBSD. A quantificação das fases para a amostra laminada a frio e envelhecida durante 60 minutos a 800°C (CR60-60, na figura 4.52 c), apresentou um padrão de qualidade aceitável, devido à amostra já apresentar recristalização parcial. A tabela 4.6 mostra a quantificação de fases nas condições analisadas.

Tabela 4.6 – Condições e quantificação das amostras analisadas por EBSD.

Condição	% σ	% Ferrita	% Austenita	Pontos Não Resolvido
ND-5	0,4	39,3	59,9	0,5
ND-30	4,6	30,4	64,2	0,8
ND-60	16,3	14,0	66,8	2,8
CR60-60	27,7	1,8	68,6	0,9

As figuras 4.53 (a) e 4.53 (b) mostram os mapas de orientação obtidos por EBSD para a fase sigma na amostra CR60-60 na direção normal e na direção de laminação respectivamente. Foi observado que a fase sigma não apresenta uma textura acentuada, já que nenhuma das três cores (azul, vermelho e verde) predomina sobre a outra.

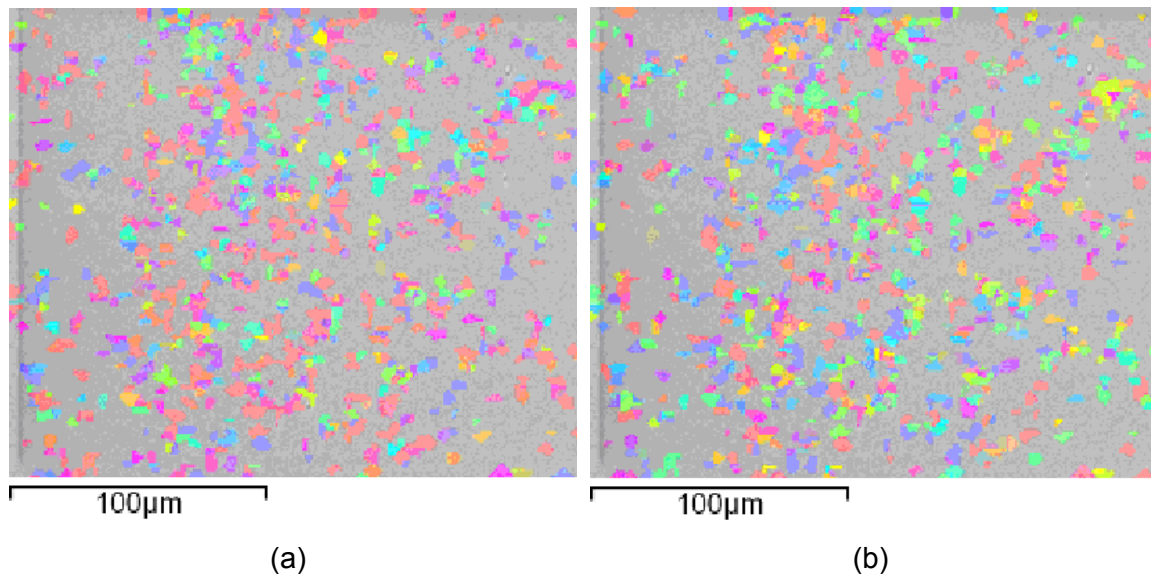
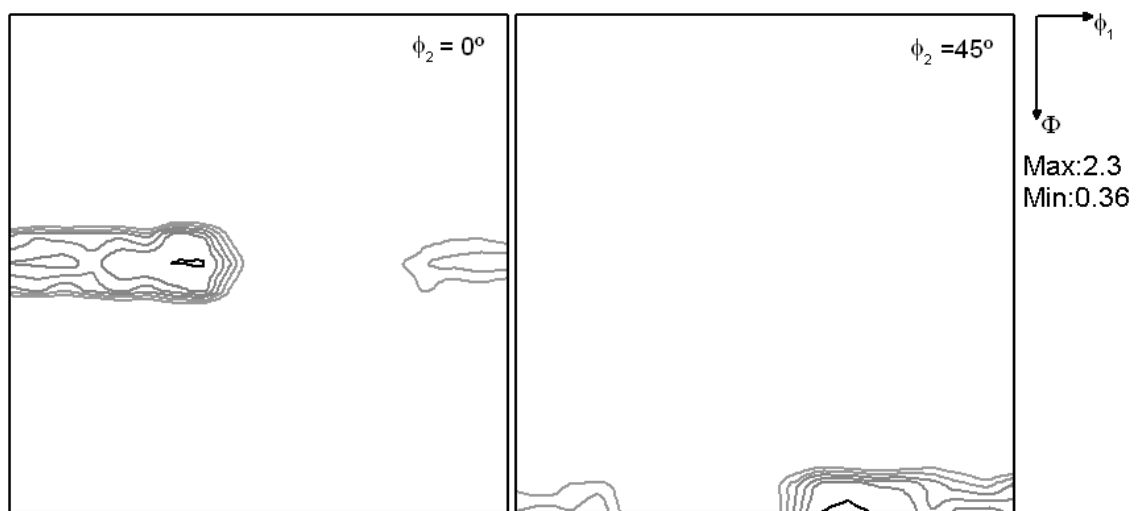
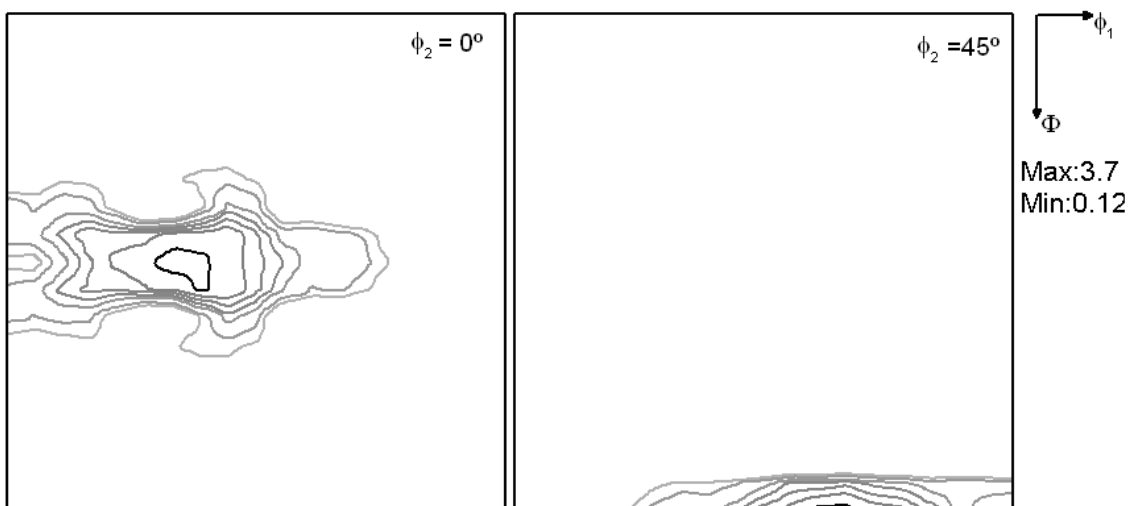


Figura 4.53 – Mapas de orientações da fase σ na amostra laminada 60% tratada a 800°C durante 60 minutos para a direção normal a direção de laminação (a) e direção de laminação (b).

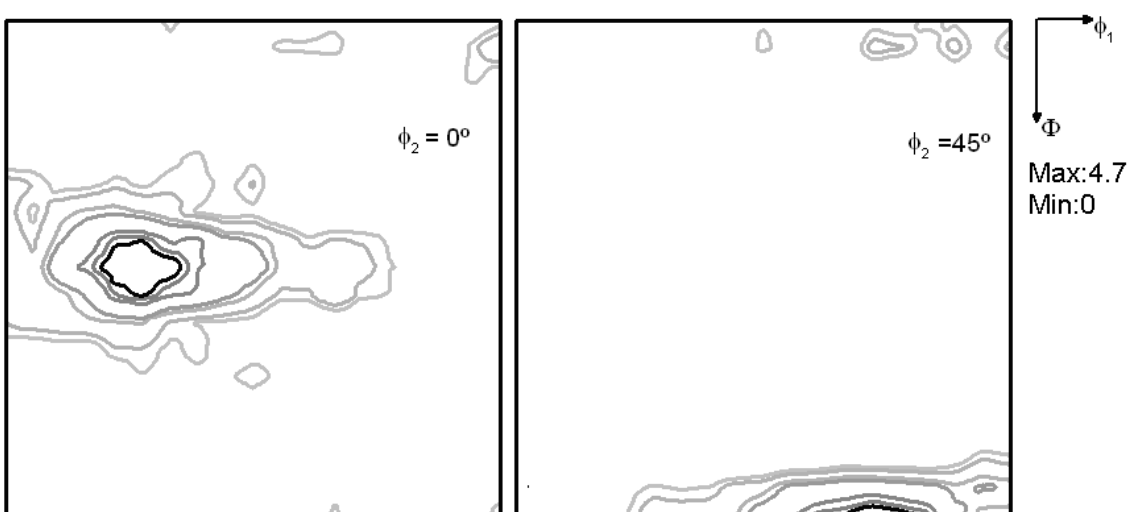
Já a macrotextura observada nas amostras laminadas a frio e envelhecidas (CR60-60, CR60-30, CR60-60) mostra que o aumento do teor de fase sigma muda a textura da austenita de acordo com a figura 4.54.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.54- Seções das FDOC's da fase austenítica das amostras tratadas a 5(a), 30(b) e 60 minutos(c).

O principal efeito observado foi o aumento da componente Brass ($\{110\}\langle 112 \rangle$) que passou de uma intensidade 1 na amostra sem tratamento, para uma intensidade 4 na amostra envelhecida a 800°C durante uma hora. A figura 4.55 mostra a evolução da componente Brass com tempo de exposição na temperatura de 800°C.

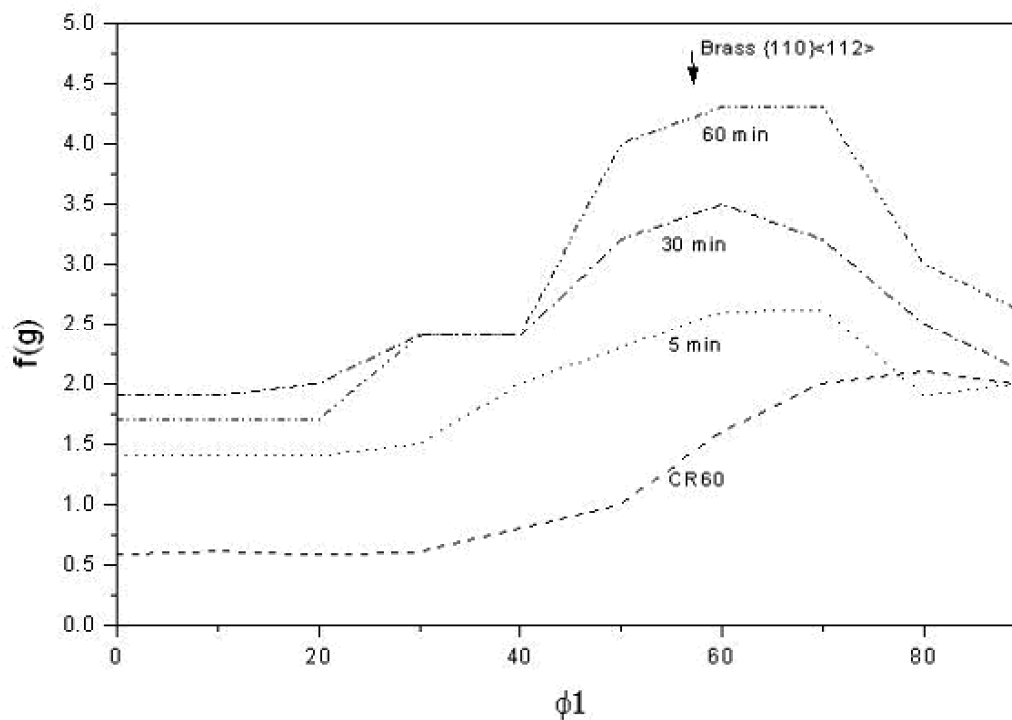


Figura 4.55 – Evolução da componente Brass com o tempo de exposição a 800°C.

A precipitação de fase σ teve um grande aumento nas amostras previamente deformadas a frio (60% de redução em espessura) e posteriormente envelhecidas na temperatura de 800°C quando comparadas a amostra não deformadas e posteriormente envelhecidas.

4.5. Evolução da textura com a recristalização

4.5.1. - Utilização da técnica de EBSD no estudo de evolução da textura

A evolução da recristalização pode ser analisada por EBSD a partir de algumas observações: regiões não recristalizadas da amostra contêm grande quantidade de discordâncias, estruturas celulares ou subgrãos. Se essas regiões são tais que padrões de qualidade não possam ser obtidos, então este fato pode ser usado como um critério para diferenciar uma região recristalizada de outra não recristalizada.

4.5.2. Amostras deformadas 60% e tratadas a 1000°C com diferentes tempos

Serão apresentados a seguir os resultados obtidos em amostras deformadas 60% a frio e submetidas a tratamentos térmicos na temperatura de 1000°C com diferentes tempos: 3, 5, 10, 30 e 60 minutos. Analisando a Figura 4.56 podemos observar a evolução do padrão de qualidade de EBSD com o tempo de tratamento térmico na temperatura de 1000°C. Este é um dos parâmetros indicativos da recristalização. A amostra tratada por 3 minutos apresenta uma grande proporção de pontos não resolvidos e um padrão de qualidade de uma microestrutura deformada. Já a amostra tratada por 5 minutos apresentou um padrão de qualidade bem superior indicando uma recristalização parcial. As amostras tratadas durante 10 minutos e 30 minutos apresentam alto grau de recristalização caracterizado pelo mapa de qualidade e pelo histograma de padrão de qualidade (IQ) mostrados na figura 4.56.

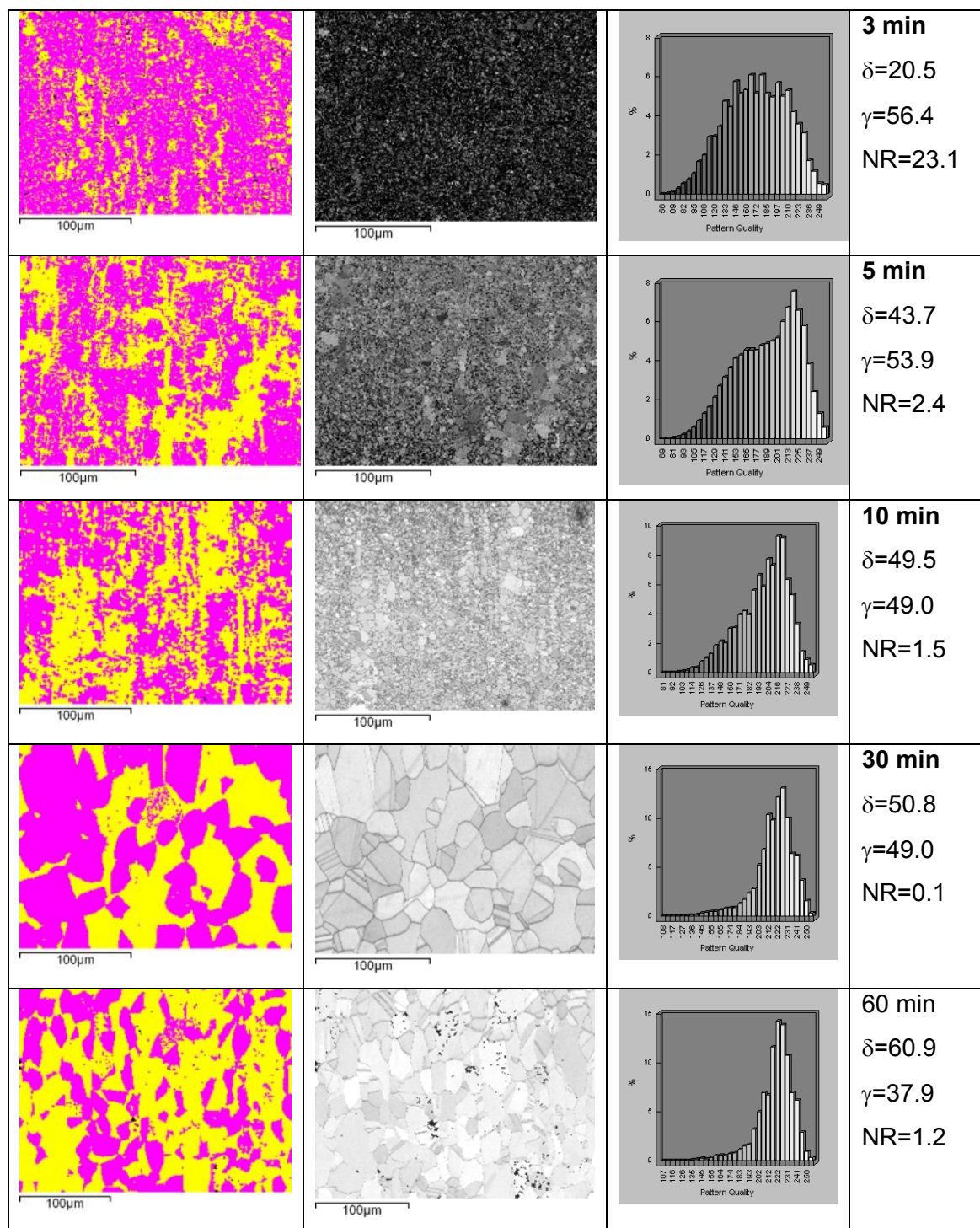
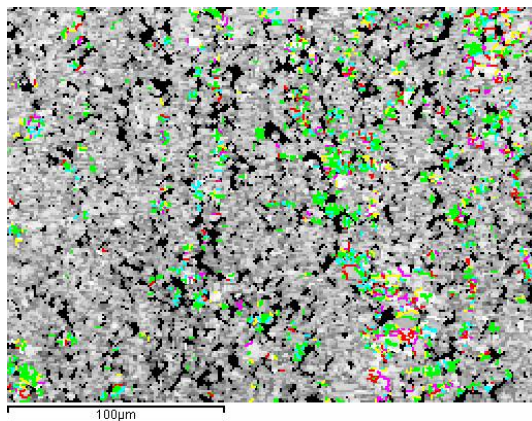


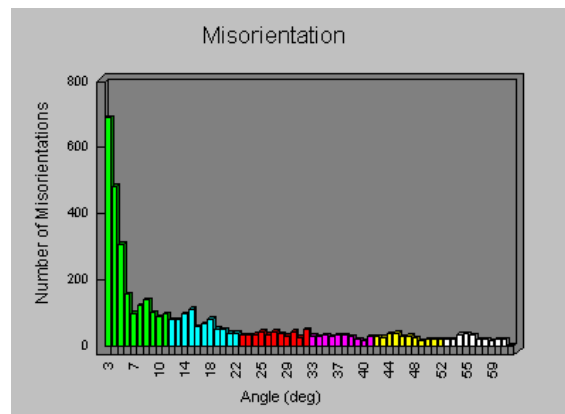
Figura 4.56 – Mapa de fases, mapa de qualidade e histograma do padrão de qualidade das amostras deformadas 60% e envelhecidas a 1000°C em diferentes tempos.

4.5.2.1. Fase Ferrítica

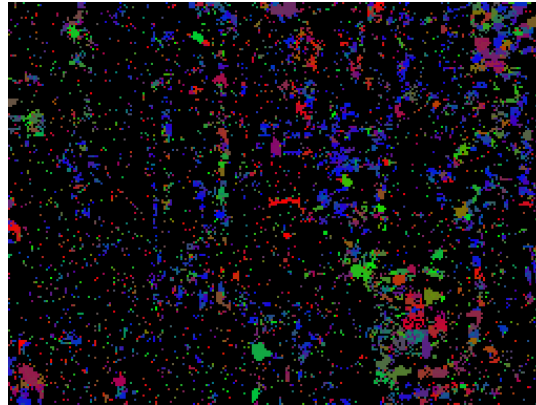
Na figura 4.57 é possível observar grande número contornos de baixo ângulo indicando pouca recristalização. Pode-se observa que a qualidade do padrão é característica de amostras deformadas, ou seja com baixa qualidade. Observa-se uma predominância do plano preferencial $\{111\}$. As componente $\{111\}<110>$ e $\{001\}<110>$ são mais evidentes, ocupando 11,26% e 7,24% do volume da amostra e uma intensidade de 2.4 e 3.1 respectivamente.



(a)

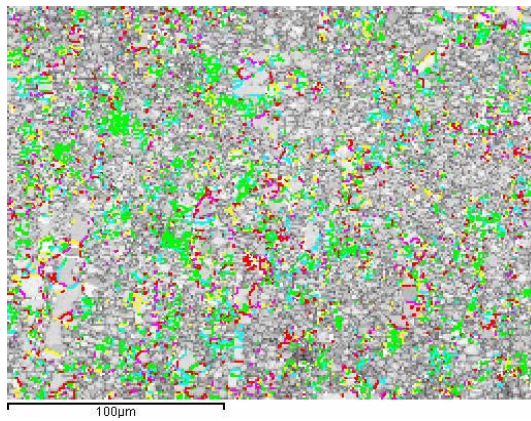


(b)

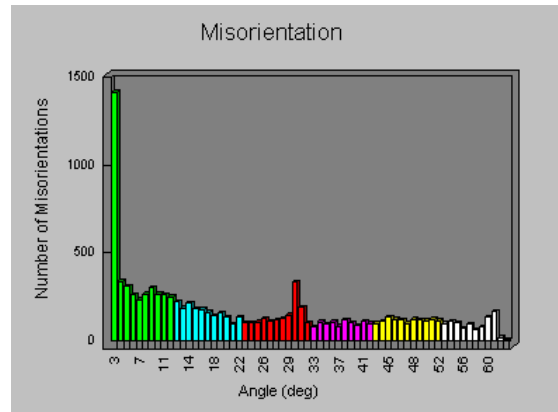


(c)

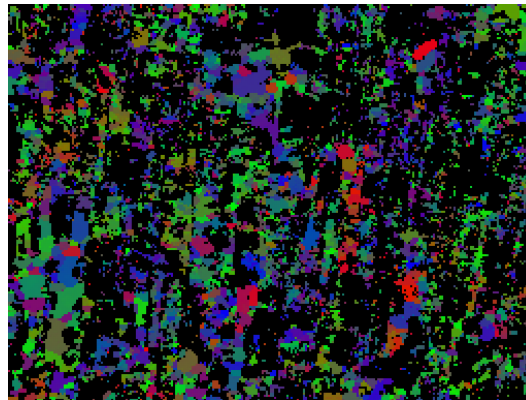
Figura 4.57 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 03 minutos. Fase Ferrítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.



(a)



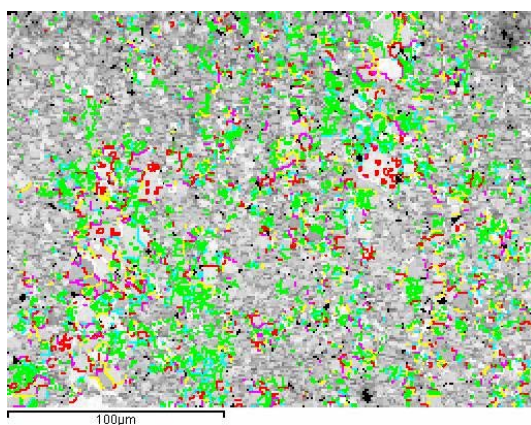
(b)



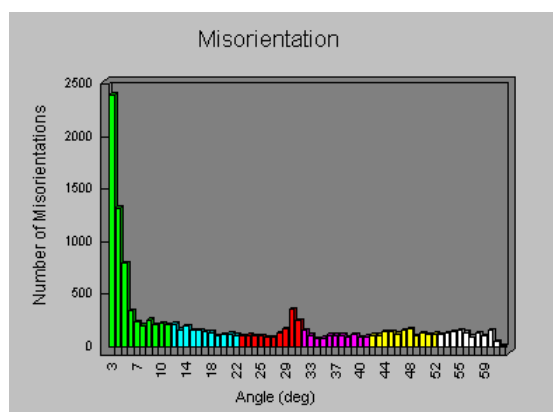
(c)

Figura 4.58 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 05 minutos. Fase Ferrítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

Pequeno aumento do numero de contornos de alto ângulo, indicando recristalização parcial além de aumento no padrão de qualidade. Já é possível observar um aumento dos planos $\{101\}$ com o aumento da fração recristalizada. A componente $\{101\}<101>$ com intensidade de 2.5.



(a)



(b)

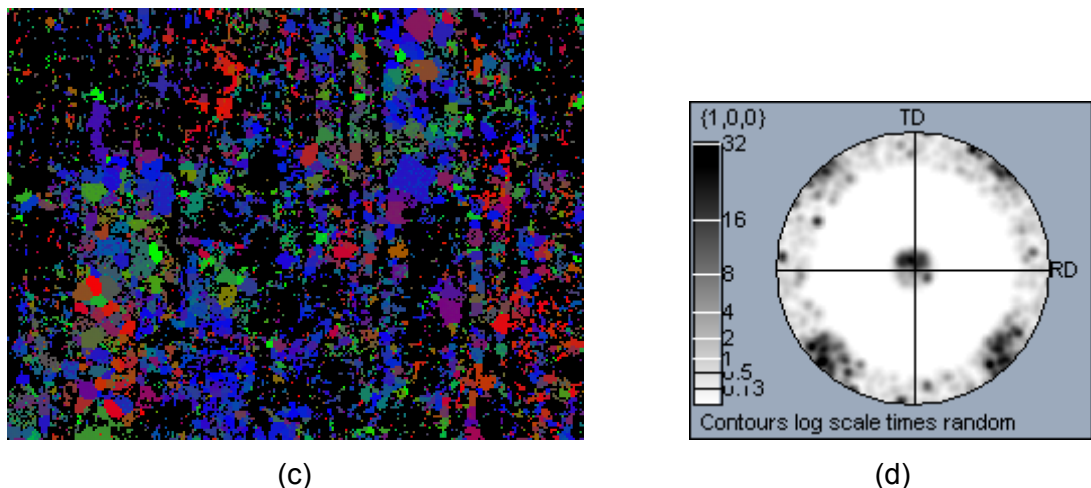
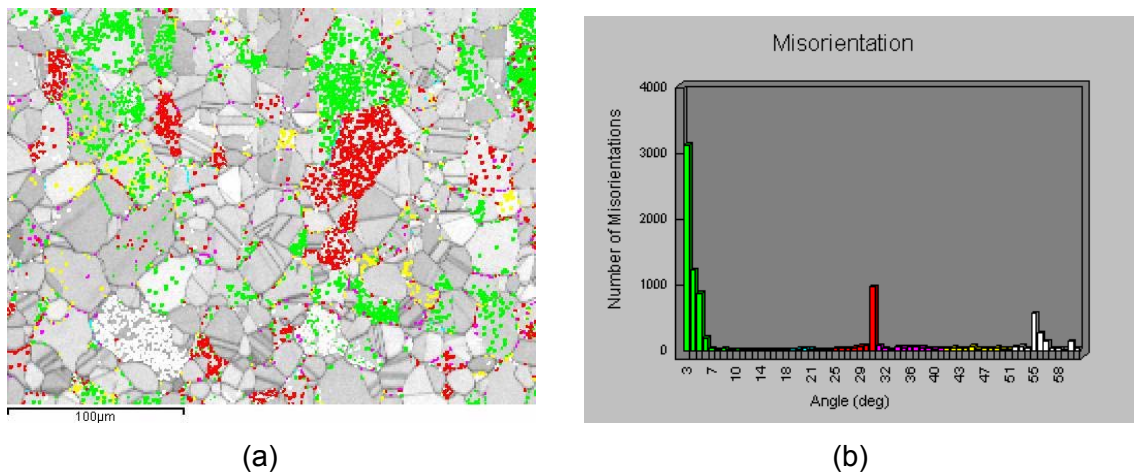
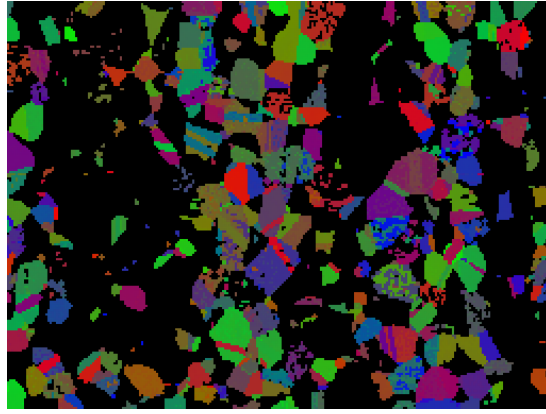


Figura 4.59 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 10 minutos. Fase Ferrítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal (d) Figura de pólo referente aos grãos com contorno de baixo ângulo.

Com o progresso da recristalização o aumento do plano $\{111\}$ já é evidente. E assim a componente $\{111\} \langle 101 \rangle$ com uma intensidade de 4 é observada. A figura de pólo obtida a partir dos contornos de grãos de baixo ângulo que ainda restavam, indica que os grãos não recristalizados apresentam uma componente $\{100\} \langle 011 \rangle$.

Nas amostras tratadas durante 30 minutos (figura 4.60) já se observa um alto padrão de qualidade com grande número de grãos recristalizados, contornos de alto ângulo e presença de maclas de recozimento. Isso se observa pela definição que os grãos apresentam nos padrões. Já não é possível observar a presença de uma textura predominante, fato este comprovado pelo balanço de cores observado no mapa. A partir daí já é possível considerar a amostra totalmente recristalizada, tanto pela observação do padrão de qualidade, quanto pela morfologia dos grãos, que apresentam forma equiaxial.



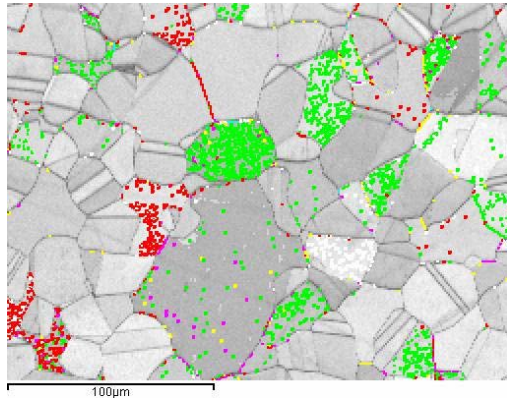


(c)

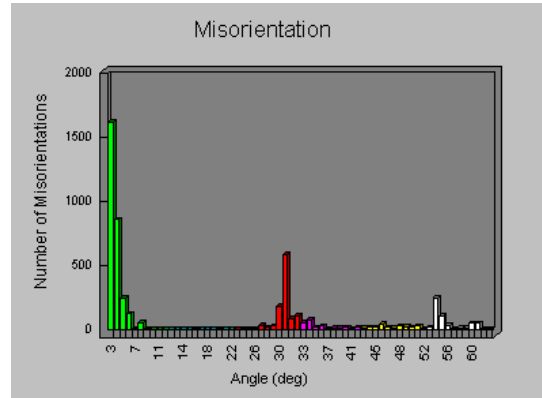
Figura 4.60 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 30 minutos. Fase Ferrítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

Na figura 4.61 grãos crescidos e uma aleatoriedade de planos podem ser observados além de um padrão de qualidade de grãos já recristalizados. Uma componente $\{111\}<110>$ pode ser observada com intensidade 3.

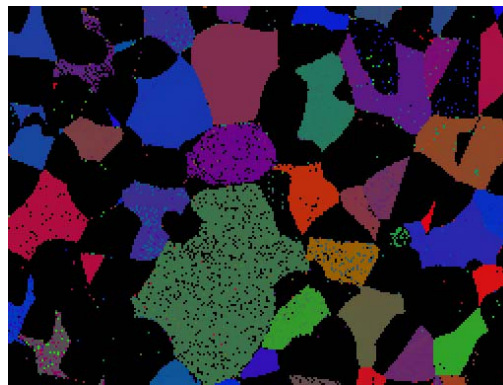
60 minutos



(a)



(b)



(c)

Figura 4.61 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 60 minutos. Fase Ferrítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

4.5.2.2. Fase Austenítica

03 MINUTOS

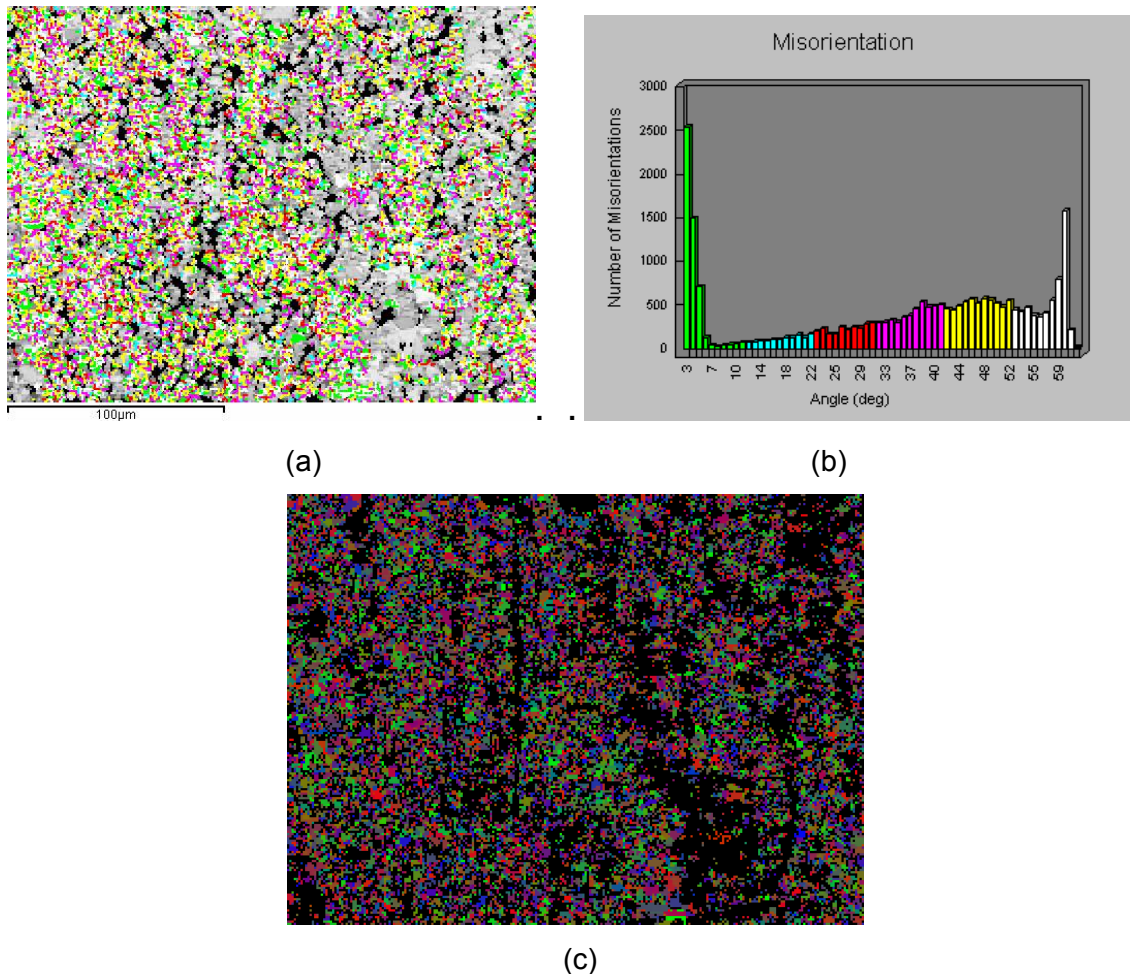


Figura 4.62 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 03 minutos. Fase austenítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

Já aos 3 minutos é possível observar grande quantidade de contornos de alto ângulo, indicando assim recristalização e indicando uma força motriz para a recristalização maior do que a observada para a ferrita. Porém nenhuma componente ou plano preferencial pode ser destacada devido a aleatoriedade de cores observadas no mapa de orientações.

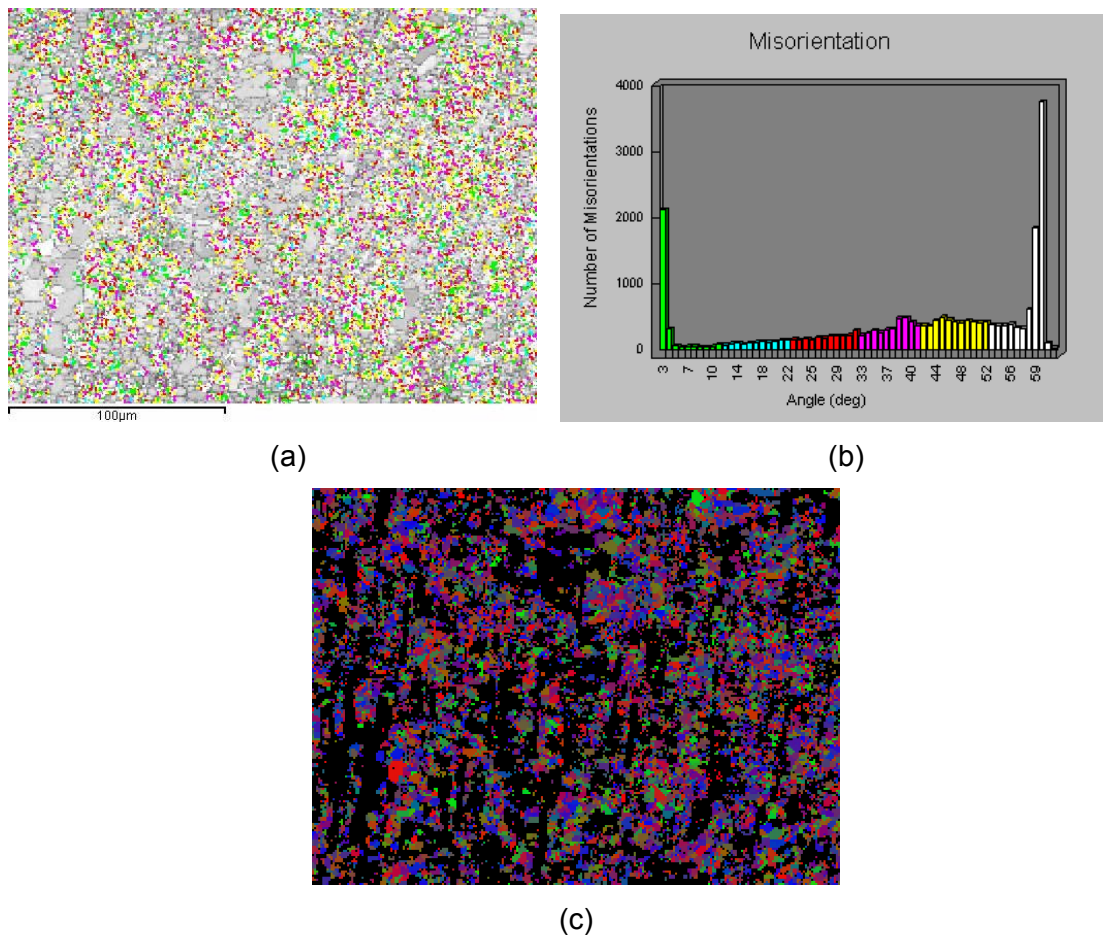
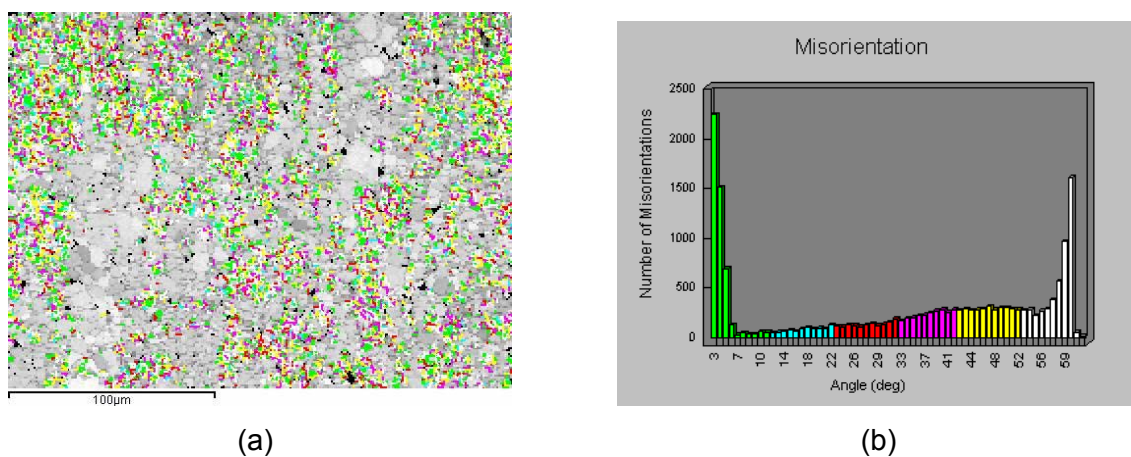
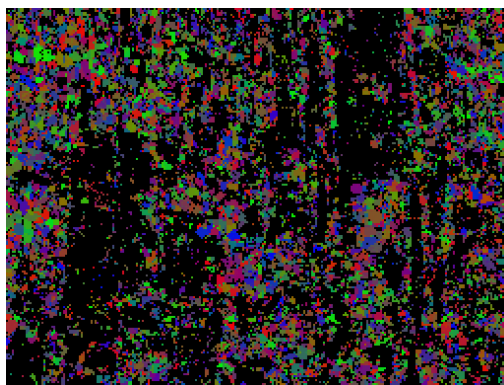


Figura 4.63 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 05 minutos. Fase austenítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Freqüência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

Aos 5 minutos, já é possível observar um padrão de qualidade bem superior e uma quantidade de grãos recristalizados já é visível, indicando assim recristalização parcial maior do que o tempo de 03 minutos. As orientações já apresentam um certo destaque para os planos preferenciais $\{001\}$ e $\{101\}$. Uma fraca componente $\{111\}<110>$ com intensidade 1.84 pode ser observada.



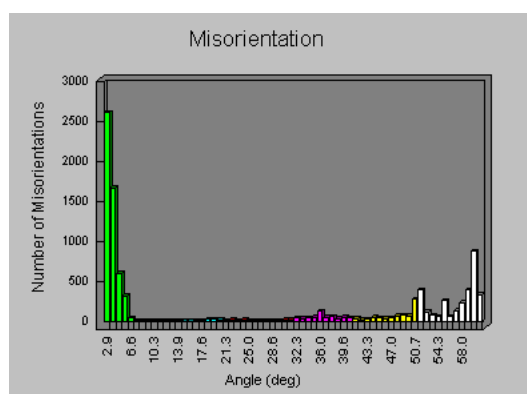


(c)

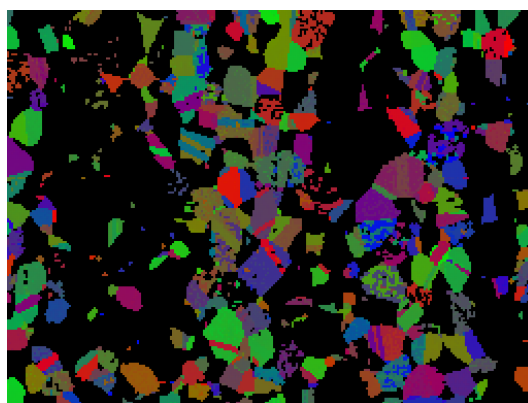
Figura 4.64 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 10 minutos. Fase austenítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.



(a)

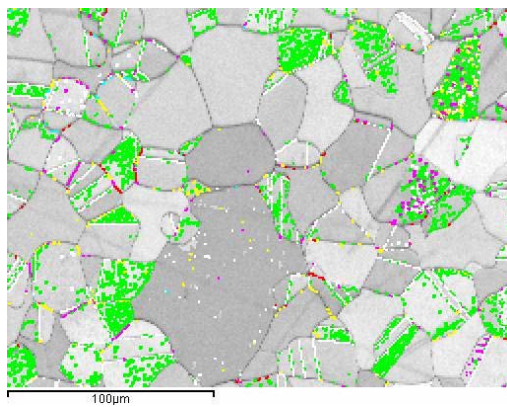


(b)

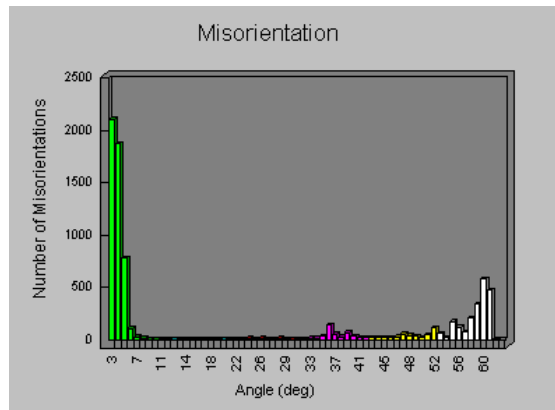


(c)

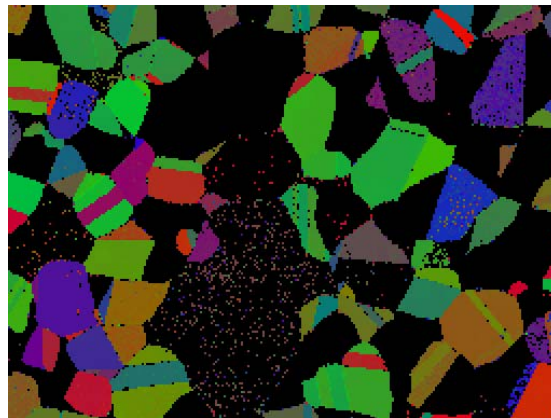
Figura 4.65 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 30 minutos. Fase austenítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.66 – EBSD da amostra deformada 60% tratada a 1000°C durante 60 minutos. Fase austenítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

A evolução da recristalização pode ser observada claramente ao longo do tempo pela melhora clara do padrão de qualidade e observação do aparecimento de maclas de recozimento e a observação de grãos equiaxiais se desenvolvendo e crescendo. Para a deformação de 60 %, a fase austenítica se apresentou sem textura aparente, pois as quantidades de cores nos mapas de orientação se apresentaram balanceadas em todos tempos, exceto no tempo de 60 minutos.

No tempo de 60 minutos uma leve predominância dos planos preferenciais $\{101\}$ pode ser observada, mostrando uma tendência a crescimento orientado de grãos austeníticos. Componentes $\{101\}\langle 111 \rangle$ e $\{101\}\langle 010 \rangle$ com intensidades de 2 e 2.1 respectivamente são observadas.

4.5.3. Amostras deformadas 90% e tratadas a 1000°C com diferentes tempos

4.5.3.1 Fase Ferrítica

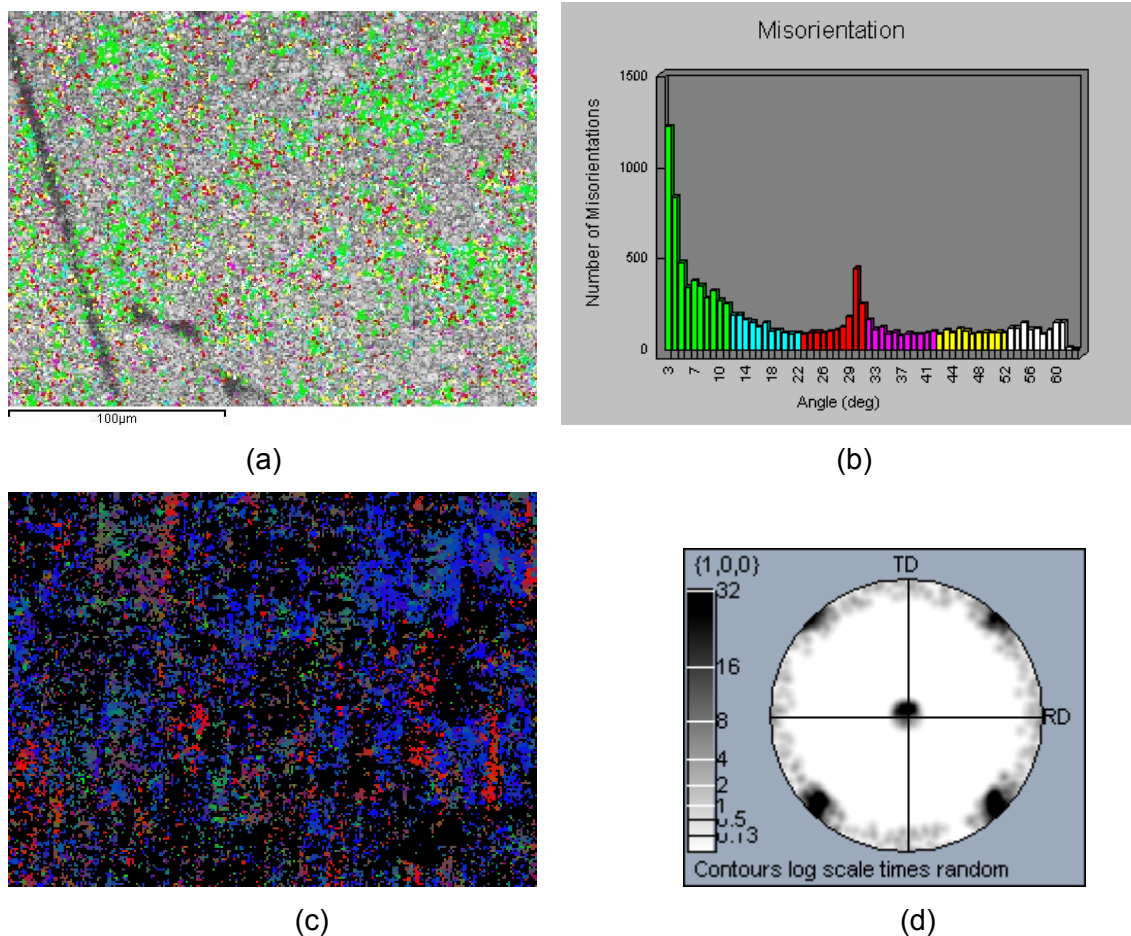
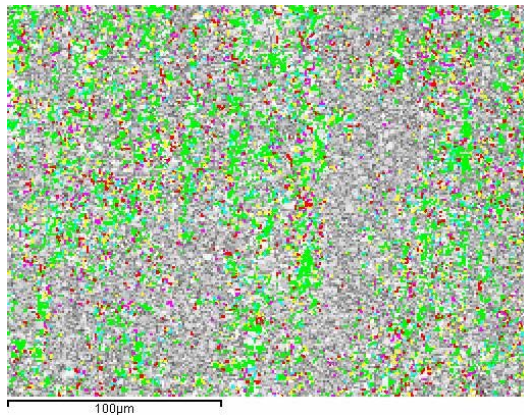
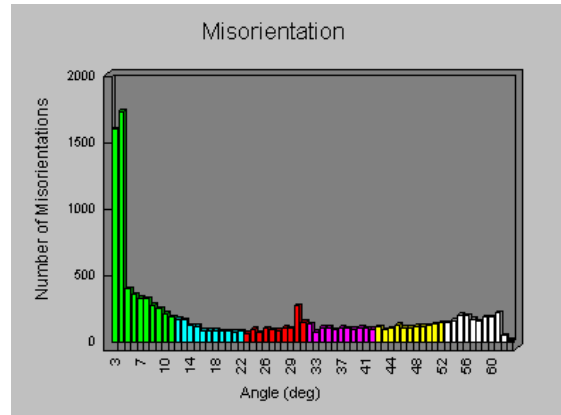


Figura 4.67 – EBSD da amostra deformada 90% tratada a 1000°C durante 05 minutos. Fase ferrítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal, (d) Figura de pólo referente aos grãos com contorno de baixo ângulo.

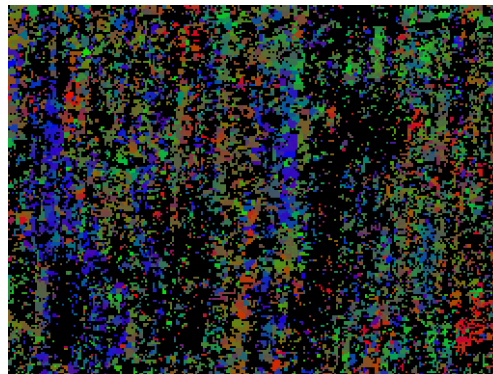
Para a amostra deformada 90%, a fase ferrítica, para o tempo de tratamento igual a 05 minutos apresentou claramente o plano preferencial $\{111\}$ se destacando. Assim uma componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ com intensidade 6.5 é observada. Além disso, pela figura de pólo na figura 4.58(d) é possível observar que os grãos não recristalizados, ou seja, que apresentam contorno de baixo ângulo, possuem uma componente $\{100\}\langle 011 \rangle$ componente esta que permaneceu após o tratamento com uma intensidade de 2. O nível de recristalização observado para 5 minutos é bem inicial, como é possível observar pelo padrão de qualidade na figura 4.58 (a).



(a)



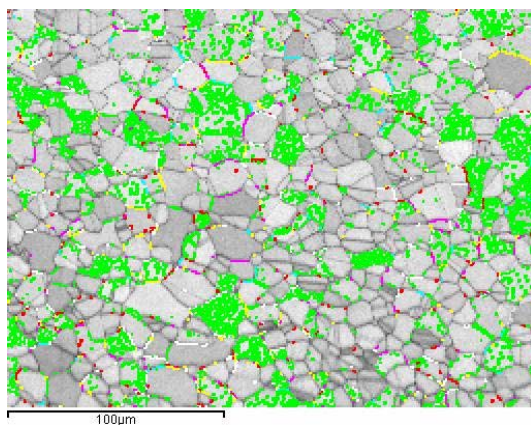
(b)



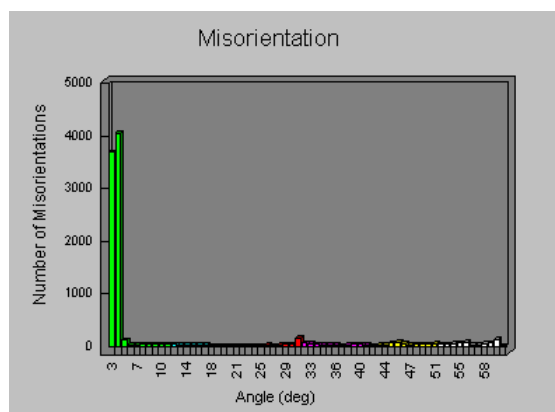
(c)

Figura 4.68 – EBSD da amostra deformada 90% tratada a 1000°C durante 10 minutos. Fase ferrítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

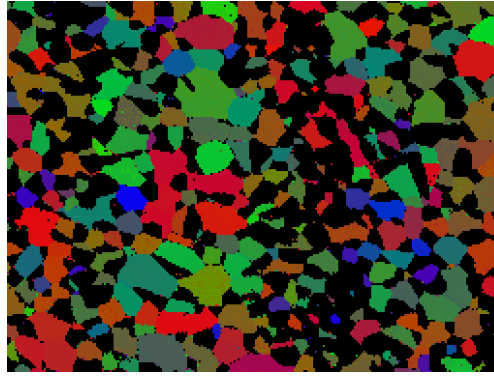
Aos 10 minutos (figura 4.68) já é possível observar uma diminuição dos planos preferenciais $\{111\}$ e um crescimento dos planos $\{101\}$. O padrão de qualidade já apresenta uma qualidade superior e já é possível observar pequenos grãos equiaxiais se desenvolvendo. Componentes $\{552\}\langle 110 \rangle$, $\{323\}\langle 331 \rangle$ e $\{001\}\langle 110 \rangle$ são observadas, mas intensidades em torno de 2.



(a)



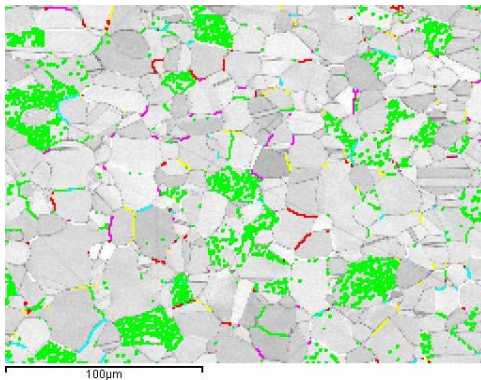
(b)



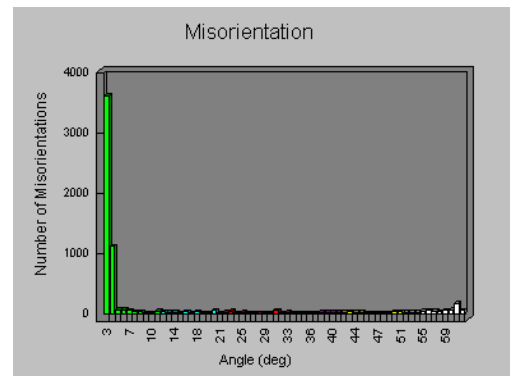
(c)

Figura 4.69 – EBSD da amostra deformada 90% tratada a 1000°C durante 30 minutos. Fase ferrítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

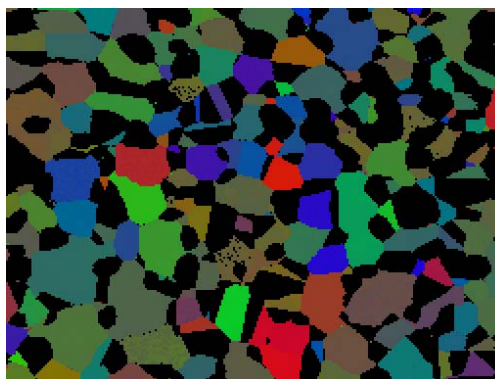
Em 30 minutos (figura 4.69), amostra já se encontra totalmente recristalizada. No padrão de qualidade já é possível observar claramente todos os grãos. Um plano preferencial diferente dos demais tempos se destaca: o plano {001}.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.61 – EBSD da amostra deformada 90% tratada a 1000°C durante 60 minutos. Fase ferrítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

Com o aumento do tempo, o padrão de qualidade tornou-se superior, sendo possível observar os grãos claramente e também um crescimento dos mesmos. Os planos preferenciais observados aos 30 minutos apresentaram uma visível diminuição enquanto os planos preferenciais $\{101\}$ voltaram a se destacar. As principais componentes observadas foram $\{001\}<110>$, $\{101\}<10-1>$ e $\{205\}<5-5-2>$ com intensidade de 4, 5.7 e 3.5 respectivamente.

4.5.3.2. Fase Austenítica

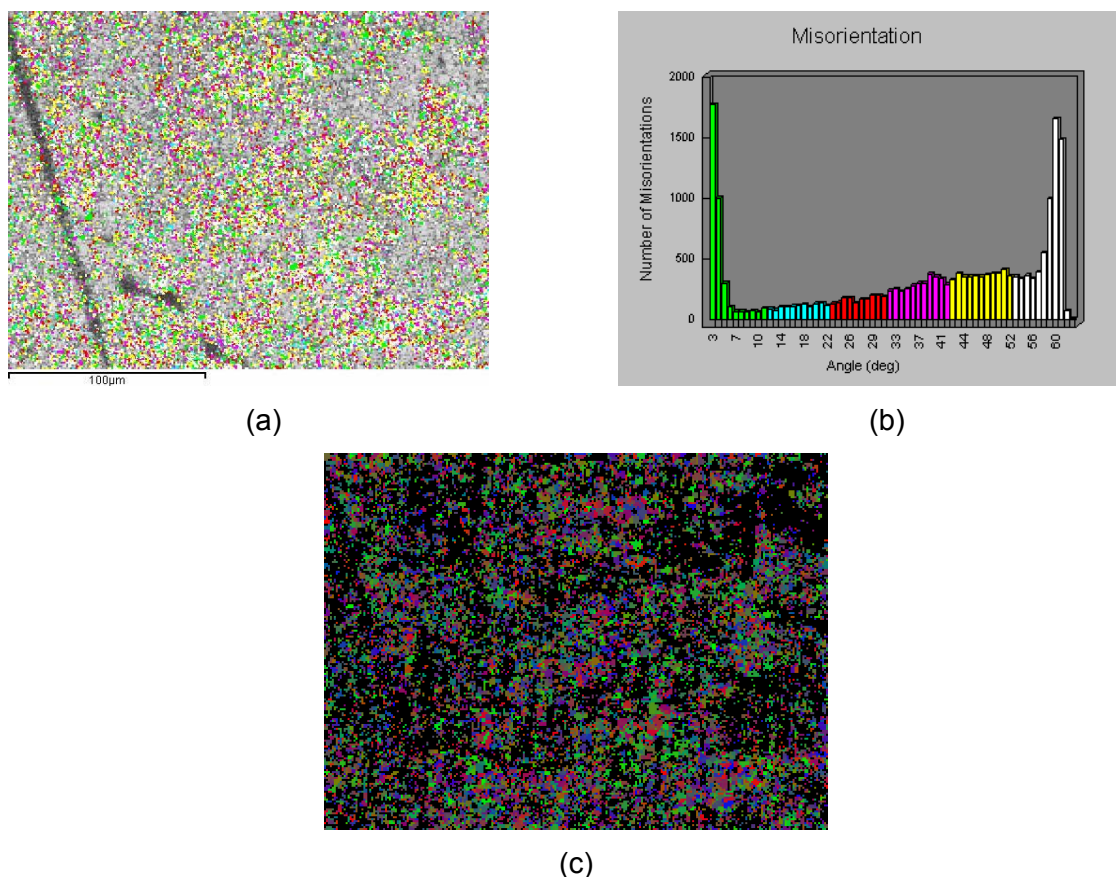
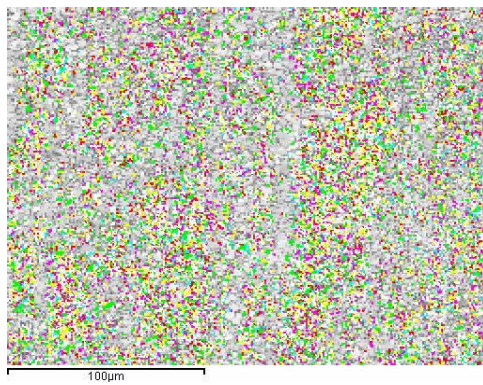
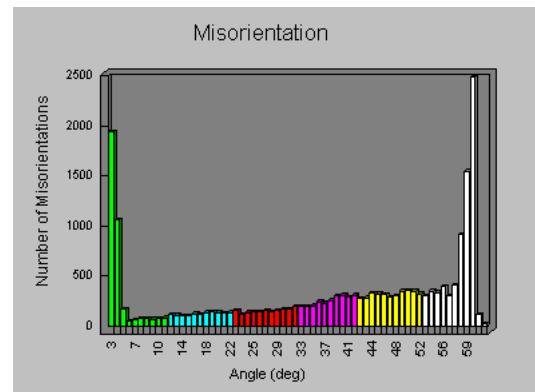


Figura 4.70 – EBSD da amostra deformada 90% tratada a 1000°C durante 05 minutos. Fase austenítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Freqüência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

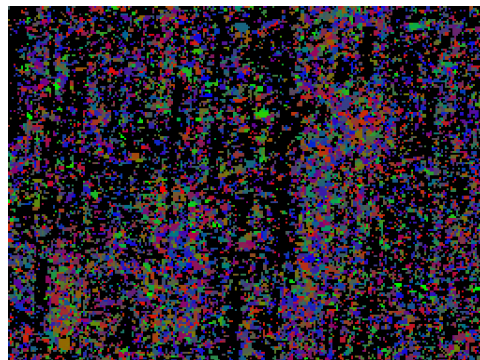
Aos 05 minutos, com o padrão de qualidade ainda baixo, nota-se que a recrystalização ainda encontra-se no início, com grande quantidade de defeitos e grãos muito finos. Porém no mapa de orientações uma quantidade de planos preferenciais $\{101\}$ já começa a se destacar. A componente $\{101\}<111>$ pode ser observada com uma intensidade de 2.5.



(a)

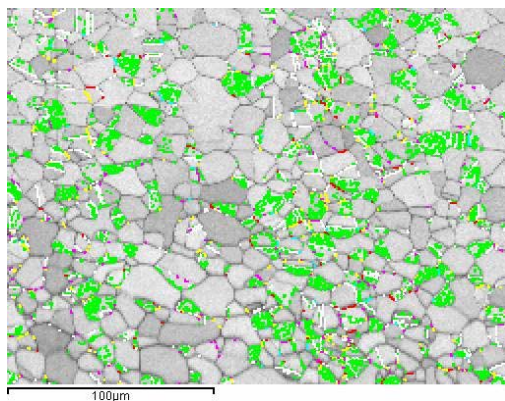


(b)

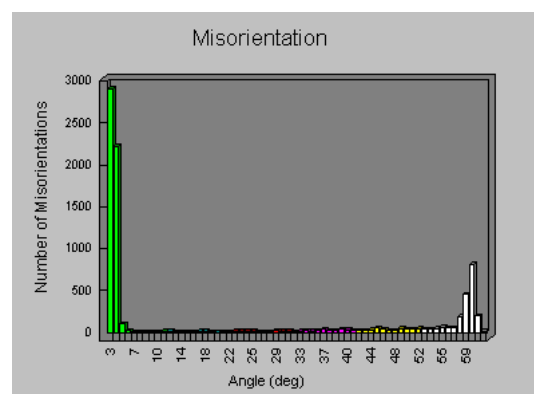


(c)

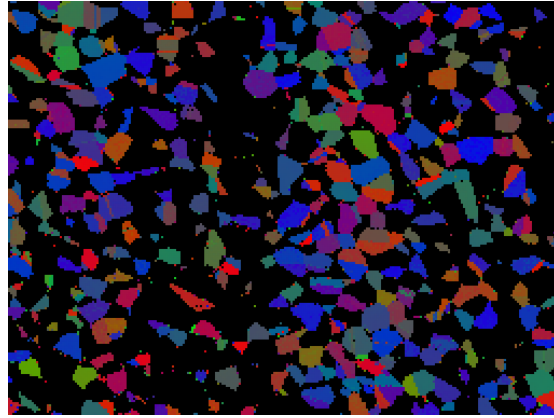
Figura 4.71 – EBSD da amostra deformada 90% tratada a 1000°C durante 10 minutos. Fase austenítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.



(a)

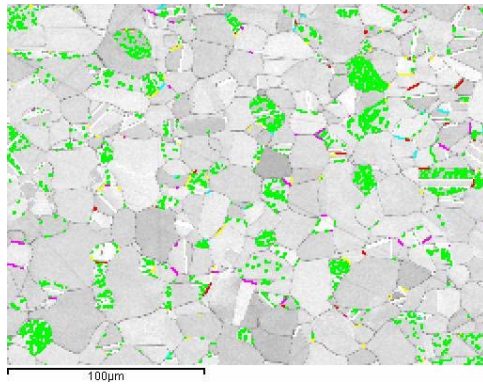


(b)

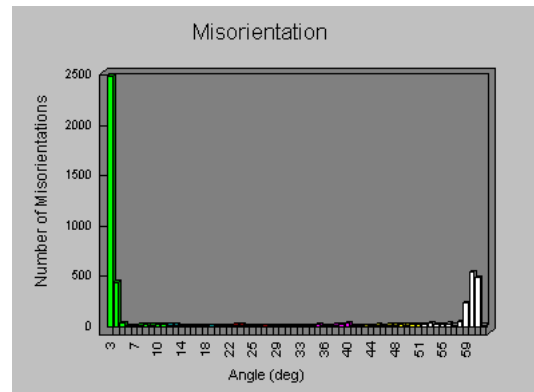


(c)

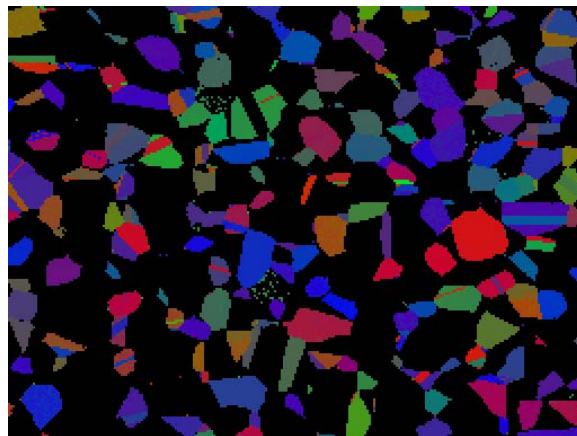
Figura 4.72 – EBSD da amostra deformada 90% tratada a 1000°C durante 30 minutos. Fase austenítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.73 – EBSD da amostra deformada 90% tratada a 1000°C durante 60 minutos. Fase austenítica. (a) Padrão de qualidade, (b) Frequência de contornos de alto e baixo ângulo, (c) Mapa de orientações referentes a direção normal.

Observando as figura 4.71 a 4.73, é possível observar uma mudança nos planos preferenciais. Diminuem os planos {101} observados aos 05 minutos (figura 4.70), e partir dos 10 minutos de tratamento e para os tempos de 30 e 60 minutos, a fase austenítica, desenvolve planos preferenciais {111}. Aos 30 minutos os grãos já se encontram recristalizados e no tempo de 60 minutos já é possível notar o crescimento dos mesmos. Diferente da aleatoriedade observada para a deformação na fase austenítica com a deformação de 60 %, aos 90 %, uma tendência de desenvolvimento da componente {111}<110> e uma diminuição da componente {110}<111> com a recristalização.

Segundo HUMPREYS *et al* (1999), outra forma de observar a evolução da recristalização é pela quantidade de contornos de alto e de baixo ângulo. Durante a recristalização do metal deformado as características e a distribuição dos contornos de grão mudam significativamente. Assim, durante a recristalização, a fração de contornos de alto ângulo aumenta. São considerados contornos de alto ângulo aqueles que apresentarem *misorientation* igual ou superior a 15°. Conseqüentemente, aqueles com valores inferiores a 15° serão considerados contornos de baixo ângulo.

Segundo HUMPHREYS *et al* (1999), a mudança na fração de contornos de grãos de alto ângulo (CGAA) durante o recozimento poder usada como um instrumento para estimar a fração recristalizada de amostras deformadas (% Rec).

$$\% Rec = \frac{CGAA_T - CGAA_A}{CGAA_R - CGAA_A} \times 100 \quad (12)$$

Onde CGAA_A representa a fração de CGAA antes da recristalização, CGAA_R representa a fração de CGAA após a recristalização e CGAA_T a fração após recozimento numa temperatura T.

Tomando como base este trabalho, estimou-se a fração recristalizada a partir dos contornos de baixo ângulo de cada fase:

$$\% \text{ Recristalizada da fase} = 100 - \left(\frac{\% CGBA da fase}{\% fase} * 100 \right) \quad (13)$$

4.6. Frações Recristalizadas

Tomando como base o trabalho de HUMPREYS *et al* (1999), uma análise a partir de quantidade de contornos de alto e de baixo ângulo foi realizada e a equação (13).

Foi utilizado o tratamento a 1000°C para observar a evolução da recristalização e consequentemente da textura através da técnica de EBSD. Devido à dificuldade de obtenção de padrões de qualidade satisfatórios, as amostras deformadas não puderam ser observadas. Nas figuras 4.74 e 4.75, podem ser observadas as micrografias das seções longitudinais das amostras deformadas 60 e 90% respectivamente.

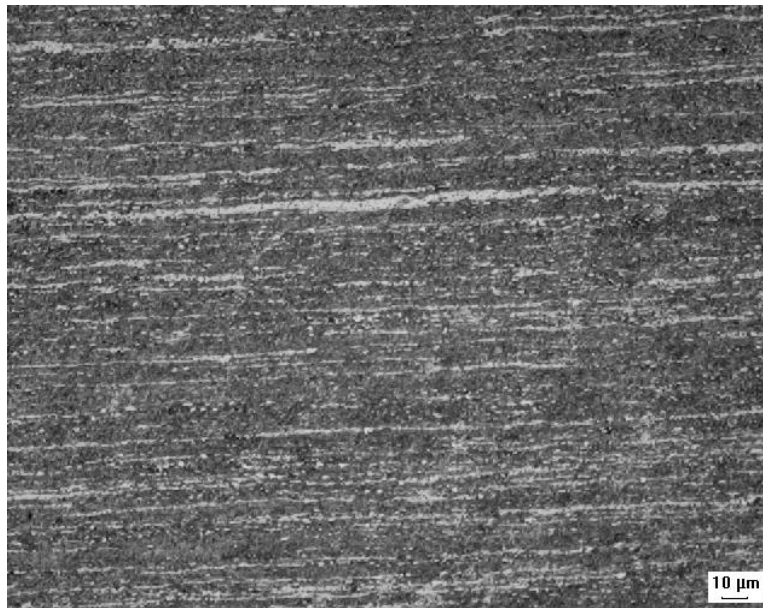


Figura 4.74 - Micrografia da amostra deformada 60%.

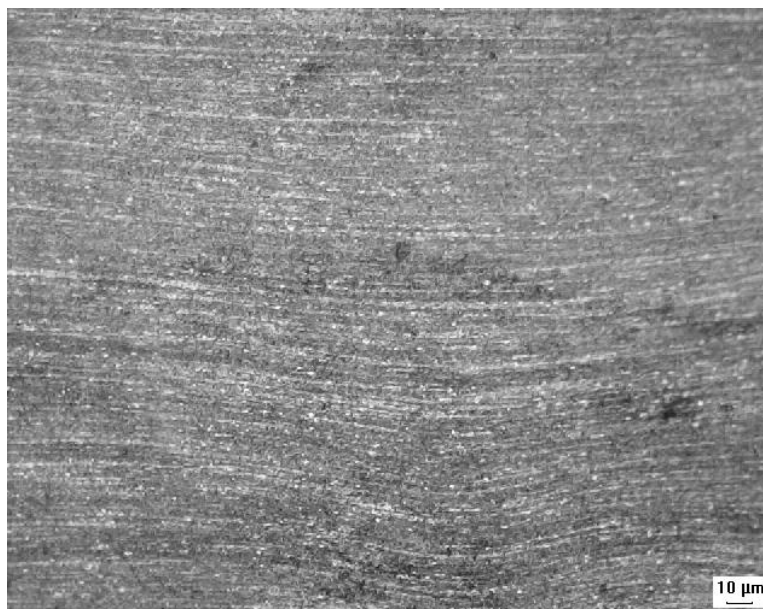
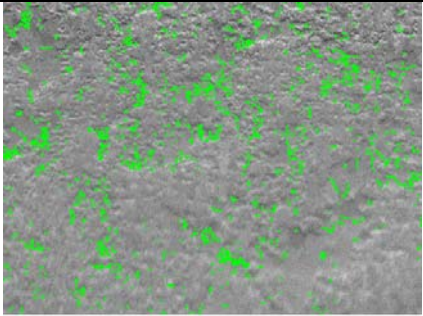
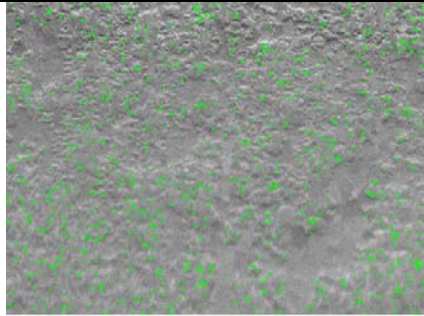
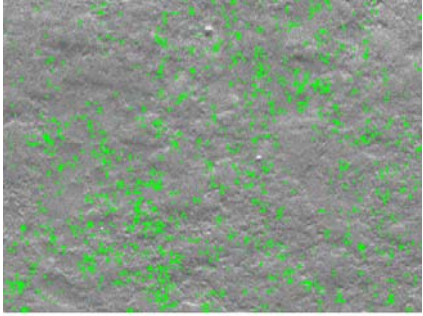
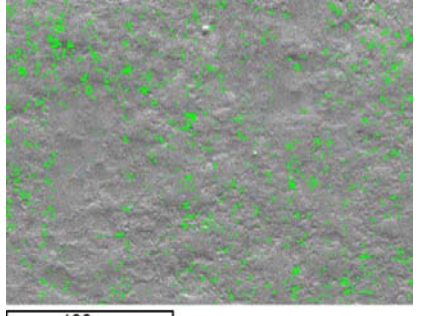


Figura 4.75 - Micrografia da amostra deformada 90%.

Para utilização do método de Humphreys foi considerado inicialmente o material deformado 60%.

À medida que as amostras são deformadas, as fases presentes (ferrita e austenita) vão se alinhando de forma alternada em camadas paralelas entre si e os grãos vão ficando cada vez mais finos, e não alongados, como em materiais mais dúcteis. Essas observações feitas sobre a microestrutura e a dificuldade natural de obtenção de padrões de qualidade para amostras deformadas, explicam a ausência de resultados de EBSD para essas amostras.

Os resultados das frações recristalizadas baseados na equação 13 são apresentados na figura 4.76. A princípio para a fase ferrítica os resultados apresentaram-se de maneira coerente. Aos 05 minutos 84,6 % dos grãos já apresentavam contornos de alto ângulo, ou seja, já se encontrariam recristalizados. Este valor evoluiu até os 30 minutos de tratamento onde apresentou aproximadamente 93% de grãos recristalizados. Já para a fase austenítica, resultados coerentes não foram observados, já que com o tempo, pelo método aplicado, a fração recristalizada observada varia aumentando e diminuindo.

Ferrita	Austenita	
		5 min $R_F=84,6$ $R_A=93,5$
		10 min $R_F=86,7$ $R_A=90\%$

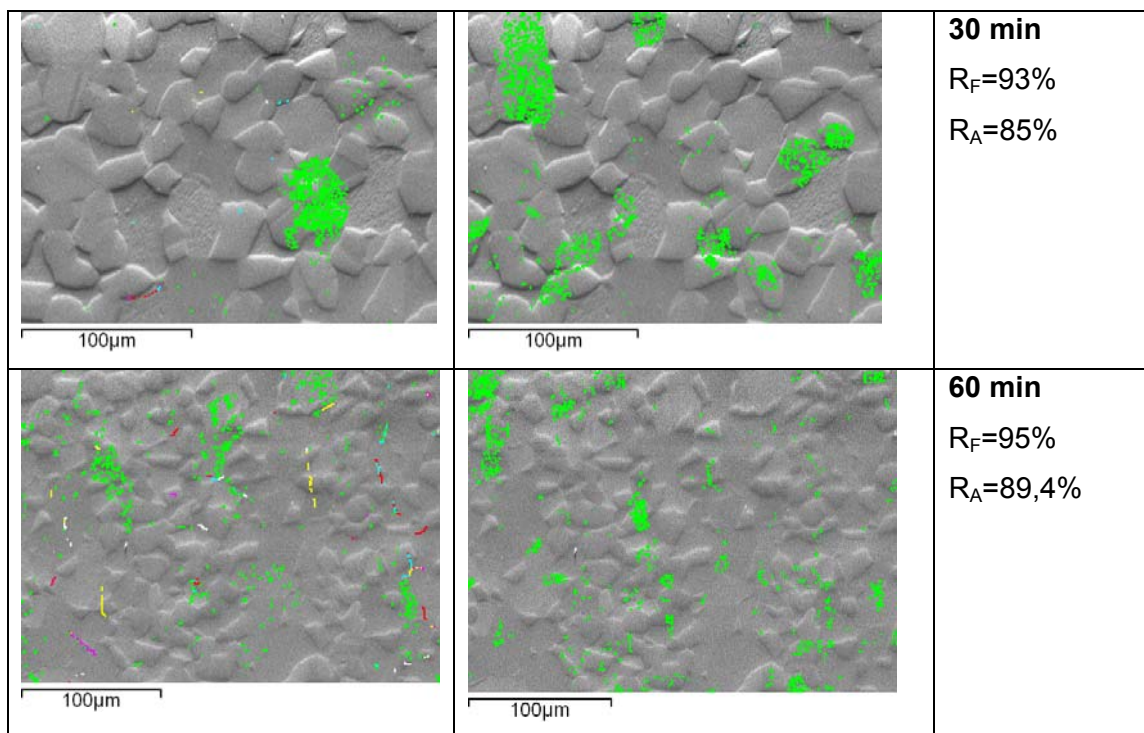
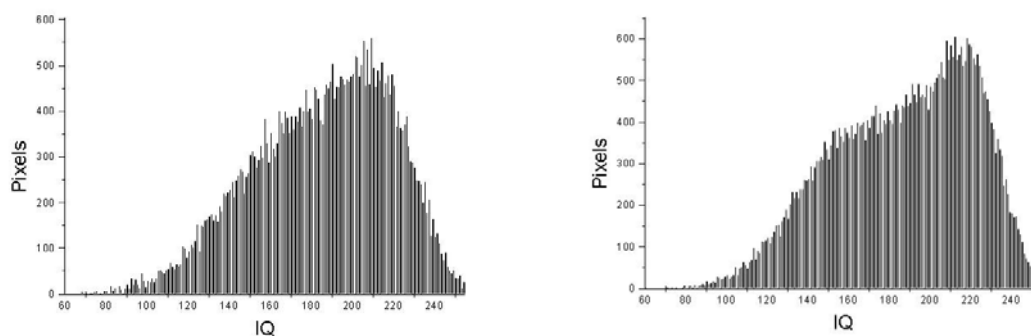


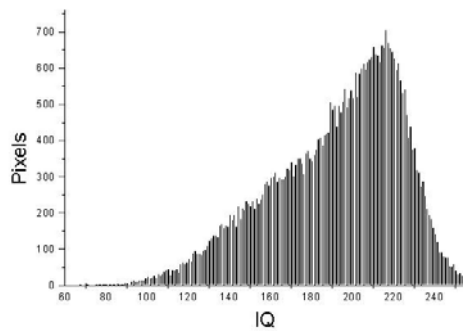
Figure 4.76 – Amostras laminadas 60% tratadas em diferentes tempos. Contornos de baixo ângulo e fração recristalizada das fases ferrítica e austenítica são mostrados.

WU *et al* (2005) relacionou a qualidade da imagem (IQ) adquirida por EBSD, que representa o contraste e a qualidade com a qual as linhas de Kikuchi são adquiridas, com a caracterização de contorno de grão, distribuição de deformação e medida de fração volumétrica de fases. PETROV *et al* (2007) em seu estudo mostrou que contornos de baixo ângulo possuem um valor de IQ entre 80 e 160. De forma análoga, os contornos de alto ângulo estão associados aos valores maiores de IQ, variando de 161 a 255.

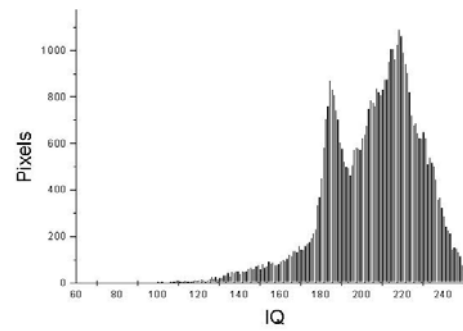
A figura 4.77 mostra os gráficos onde a quantidade de pixels e os índices de qualidade da imagem das amostras laminadas 60 e 90% tratadas a 1000°C estão relacionados.



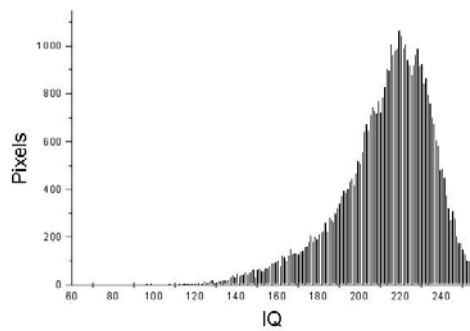
(a) 60% 1000°C 03 minutos



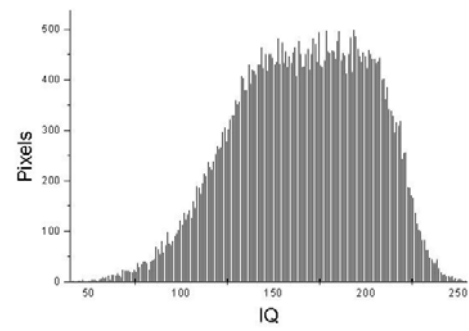
(b) 60% 1000°C 05 minutos



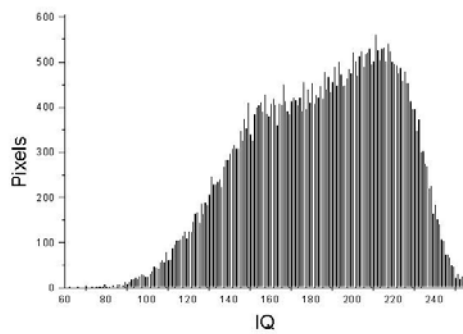
(c) 60% 1000°C 10 minutos



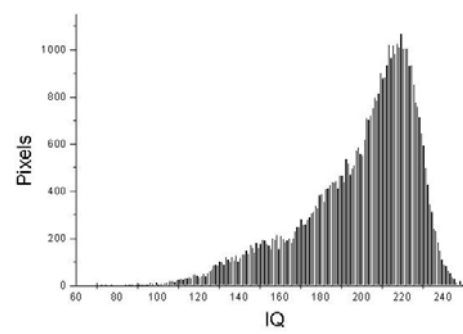
(d) 60% 1000°C 30 minutos



(e) 60% 1000°C 60 minutos



(f) 90% 1000°C 05 minutos

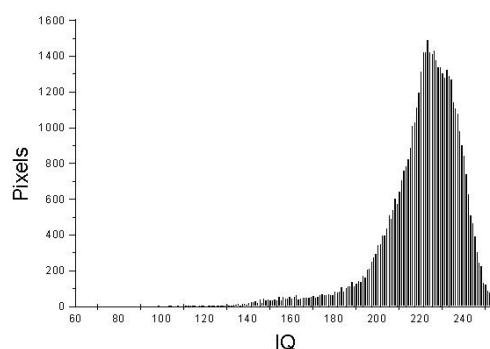


(g) 90% 1000°C 10 minutos



(h) 90% 1000°C 30 minutos





(i) 90% 1000°C 60 minutos

Figura 4.77 - Índice de qualidade da imagem das amostras deformadas 60 e 90% tratadas a 1000°C em diferentes tempos.

A partir daí é possível distinguir o quanto de contornos de alto e de baixo ângulo se tem nas amostras e relacionar com a recristalização.

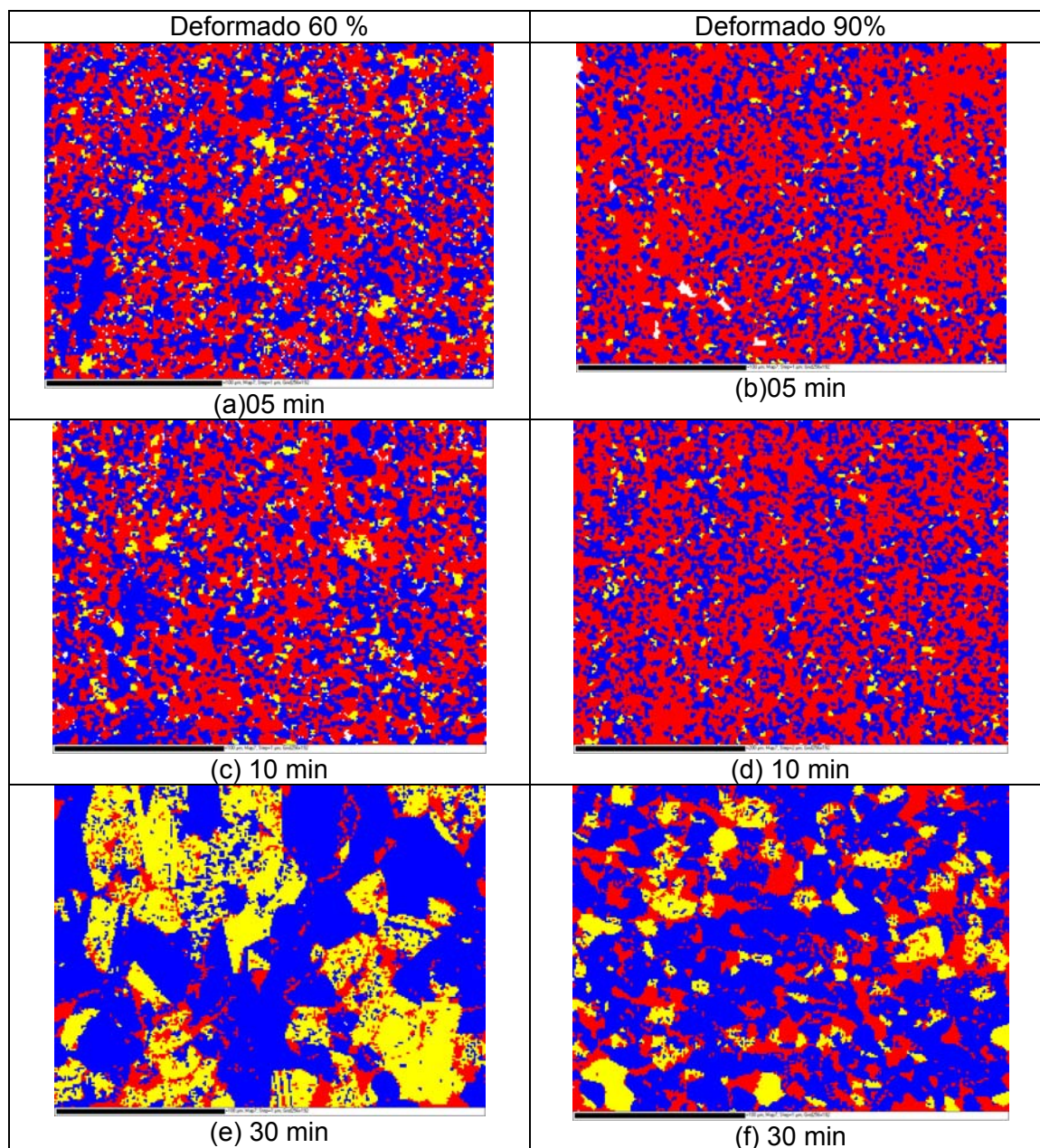
O acompanhamento da evolução da recristalização da amostra foi realizado baseado nestes princípios. Diferente do método de Humprheys, aqui não se distingue recristalização de ferrita e austenita. Na tabela 4.7 é apresentada a evolução da recristalização das amostras em diferentes condições de deformação plástica e tempo de tratamento.

Tabela 4.7 – Frações recristalizadas das amostras baseadas no método de WU.

Condição da amostra	% Recristalização
Laminada 60% - 1000°C – 03 minutos	67%
Laminada 60% - 1000°C – 05 minutos	75%
Laminada 60% - 1000°C – 10 minutos	74%
Laminada 60% - 1000°C – 30 minutos	96%
Laminada 60% - 1000°C – 60 minutos	94%
Laminada 90% - 1000°C – 05 minutos	43%
Laminada 90% - 1000°C – 10 minutos	74%
Laminada 90% - 1000°C – 30 minutos	89%
Laminada 90% - 1000°C – 60 minutos	98%

Poucas diferenças foram observadas comparando os 2 métodos, desta forma as frações recristalizadas serão consideradas as da tabela 4.7.

Para se ter mais um parâmetro de comparação das frações recristalizadas foi utilizado o programa Channel 5 da HKL para se obter as frações recristalizadas das fases ferríticas e austeníticas. A figura 4.78 mostra as imagens das amostras deformadas 60 e 90% onde estão indicadas pelas diferentes cores as partes deformadas, referentes à sub-estruturas e recristalizadas. Também é possível observar claramente a evolução e aumento da área referente a recristalização com o aumento do tempo.



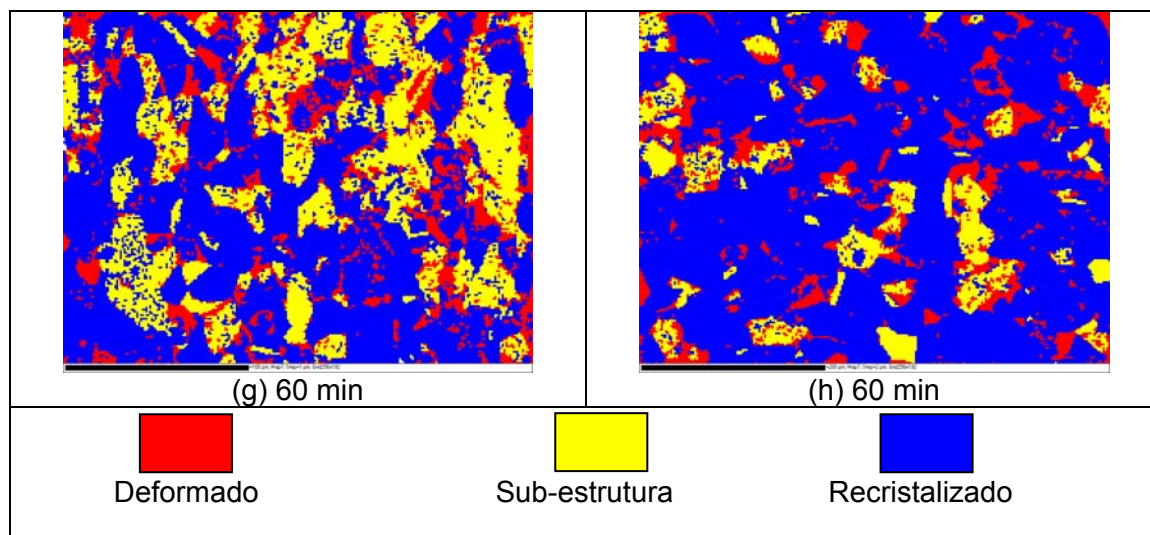


Figura 4.78 – Amostras laminadas 60 e 90% em diferentes tempos, com indicação da fração recristalizada, da deformação e das sub-estruturas.

A partir destes resultados foi possível obter as frações recristalizadas para cada fase. Na tabela 4.8 é observada a evolução da recristalização com o tempo na fase ferrítica e na fase austenítica.

Tabela 4.8 – Frações recristalizadas das fases ferríticas e austeníticas das amostras laminadas 60 e 90% tratadas a 1000 °C.

Condição da amostra	% Recrist. Ferrita	% Recrist. Austenita
Lam.60% - 1000 °C -05min	45,9	73,8
Lam.60% - 1000 °C -10min	41,1	58,7
Lam.60% - 1000 °C -30min	91	86,24
Lam.60% - 1000 °C -60min	86,6	80,2
Lam.90% - 1000 °C -05min	22,2	48,4
Lam.90% - 1000 °C -10min	29,6	54,5
Lam.90% - 1000 °C -30min	75	73,5
Lam.90% - 1000 °C -60min	87,4	82,5

Diferenças foram encontradas para os menores tempos de tratamento na fase ferrítica da amostra deformada 60 %. Para os demais tempos e deformações poucas diferenças foram observadas. Desta forma, os resultados obtidos a partir do IQ da imagem obtida por EBSD pode ser tomado como parâmetro de determinação de fração recristalizada para o aço inoxidável duplex estudado.

5. Conclusões

A evolução da textura e a influência da deformação plástica para o aço inoxidável duplex UNS S31803 foram estudadas. As principais conclusões foram:

1. Para baixas deformações (10-30%), o aço inoxidável duplex estudado apresenta duas componentes de destaque na fase ferrítica, que são $\{113\} \langle 110 \rangle$ e $\{112\} \langle 110 \rangle$. A componente $\{112\} \langle 110 \rangle$ pode ser observada em aços ferríticos monofásicos, porém a componente $\{113\} \langle 110 \rangle$ não é observada.
2. Na fase austenítica, para deformações progressivas, a componente Brass $\{110\} \langle 112 \rangle$ se destaca e se desenvolve para até 30% de deformação, porém as intensidades foram baixas.
3. A componente Goss apresentou-se com baixas intensidades para pequenas deformações, porém, com o aumento das deformações ela se desenvolve de maneira considerável.
4. A microtextura mostra uma predominância do plano preferencial $\{111\}$ na fase ferrítica em pequenas deformações.
5. Diferente dos aços ferríticos monofásicos, a componente Goss não apresentou desenvolvimento significativo durante o recozimento das amostras com altas deformações.
6. Na temperatura de 800°C, a componente $\{001\} \langle 110 \rangle$ diminui com o tempo, já que está associada à quantidade de fase ferrítica, que nesta temperatura diminui devido à formação de fase σ .
7. Na fase austenítica, durante o recozimento, as componentes Brass e Goss foram observadas com baixas intensidades, exceto a 800°C. Em aços monofásicos austeníticos as componentes Brass e Goss são dominantes.
8. Tanto na fase austenítica, quanto na ferrítica, observou-se uma grande dependência da textura de deformação na textura de recristalização, fato este também observado em aços inoxidáveis monofásicos.
9. A precipitação de fase σ teve um grande aumento nas amostras previamente deformadas a frio e posteriormente tratadas a 800°C.
10. A fase σ na amostra laminada 60% e envelhecida a 800°C durante 60 minutos não apresenta textura predominante.

11. A textura nas amostras laminadas a frio e envelhecidas a 800°C durante 60 minutos sofreu mudanças de textura na fase austenítica, onde a componente Brass passou de uma intensidade 1 para 4.
12. A fase ferrítica da amostra deformada 60% e envelhecida a 1000°C apresenta ao longo da recristalização uma tendência de desenvolvimento da componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ em sua microtextura na região analisada.
13. A microtextura da fase austenítica da amostra deformada 60% e envelhecida a 1000°C não apresenta uma textura predominante ao longo da recristalização.
14. Para amostras deformadas 90% envelhecidas a 1000°C em diferentes níveis de recristalização, apresentou em sua microtextura um desenvolvimento da componente $\{110\}\langle 110 \rangle$ e uma diminuição da componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ na fase ferrítica.
15. Para amostras deformadas 90% envelhecidas a 1000°C em diferentes níveis de recristalização, apresentou em sua microtextura um desenvolvimento da componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ e uma diminuição da componente $\{110\}\langle 111 \rangle$ na fase austenítica.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Relacionar as modificações das componentes de textura observadas devido à deformação e a recristalização com as propriedades mecânicas e a anisotropia do aço inoxidável duplex em cada fase;
- Analisar as relações de orientação entre as fases ferrítica e austenítica;
- Observar em amostras deformadas em altos graus de deformação a frio a incidência de bandas de cisalhamento e seu efeito nas mudanças da textura do material;
- Observar nas amostras recristalizadas a formação de maclas de recristalização na fase austenítica e o seu efeito nas componentes de textura observadas.
- Comparar os resultados das frações recristalizadas obtidos pela análise dos índices de qualidade das imagens obtidas por EBSD com métodos externos de determinação, como microdureza e metalografia.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM INTERNATIONAL, 1995, *Stainless Steels (Asm Specialty Handbook)*.

ADAMS, B. L., WRIGHT, S. I., KUNZE, K., 1993, "Orientation Imaging: the Emergence of a New Microscopy", *Metallurgical Transactions*, v. 24A, n. 4 (Apr.), pp. 819-831.

AKDUT, N., FOCT, J., 1995, "Phase Boundaries and Deformation in High Nitrogen Duplex Stainless Steels, I. – Rolling Texture Development", *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol 32, N 1 , pp. 103-108.

BERKOWITZ, A. E., KNELLER E., 1969, *Magnetism and Metallurgie*, Volume 2, Academic Press.

BRESCIANI FILHO, E., ZAVAGLIA, C. A. C., BOTTON, S. T., NERY, F.A.. C., *Conformação Plástica dos Metais*, Volume II, 2ª edição, Campinas, Editora da UNICAMP, 1985.

BUNGE, H. J., 1971a, "The Caracterization of the Polycrystalline State by Distribution Functions", In: *Quantitative Analysis of Textures*, pp. 7-17, Cracow, Sep.

BUNGE, H. J., 1971b, "The Calculation of the Three-Dimensional Orientation Distribution Function from Experimental Data", In: *Quantitative Analysis of Textures*, pp. 18-31, Cracow, Sep.

BUNGE, H. J., ESLING, C., 1979, *Quantitative Texture Analysis*, 1ª Edição, França, Société Française de Métallurgie.

BUNGE, H. J., 1988, *Proc. 8th International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 8)*, (Ed. J.S. Kallend and G. Gottstein), TMS, Warrendale Pa, 69.

BURKE, J. E., TURNBULL, D.: *Recrystallization and grain growth*, Pergamon, Londres, 1952.

BUTRON-GUILLÉN, M. P., J. J. JONAS, RAY, R. K., 1994, "Effect of Austenite Pacaking on Texture Formation in a Plain Carbon and a Nb Microalloyed Steel", *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 42, n. 11 (Nov.), pp. 3615-3627.

CHEN, T.H., WENG, K.L., YANG, J.R., 2002, "Th Effect of High Temperature on the Microstrutural Stability and Toughness Property in a 2205 Duplex Stainless Steel", *Materials Science and Engineering*, v. 338, pp. 259-270.

CHOWDHURY, S. G., DATTA, S., KUMAR, B. R., GHOSH, R.N., 2007, "Randomization of Texture During Recrystallization of Austenite in a Cold Rolled Metastable Austenitic Stainless Steel", *Materials Science and Engineering A*, v. 443, pp 114-119.

CIZEK, P., WYNNE, B. P., RAINFORTH, W. M., 2006, "EBSD Investigation of Microstructure and Texture Characteristics of Hot Deformed Duplex Stainless Steel", *Journal of Microscopy*, v. 222, Pt 2 (May), pp. 85-96.

CULLITY, B. D., 1967, *Elements of X-ray Diffraction*, 3ª Edição, USA, Addison-Wesley Publishing Company.

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.

GARZÓN, C. M., TSCHIPTSCHIN, A. P., 2006, "EBSD Texture Analysis of a High Temperature Gas Nitrided Duplex Stainless Steel" , *Materials Science and Engineering A*, v. 441, Issues 1-2, December 2006, pp 230-238.

GUNN, R.N., 2003, *Duplex Stainless Steel, Properties and Aplications*, Cambridge, Abbingon Puplishing.

HÖLSCHER, M., RAABE, D., LÜCKE, K., 1991, "Rolling and Recrystallization Textures of BCC Steels" , *Materials Technology*, Steel Research 62, n.12, pp 567-575.

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

HUMPHREYS, F. J., HUANG, Y., BROUGH, I., HARRIS, C., 1999, “*Electron Backscatter Diffraction of Grain and Subgrain Structures – Resolution Considerations*”, *Journal of Microscopy*, v. 195, Pt 3 (Sep), pp 212-216.

HUTCHINSON, W. B., SCHILIPPENBACH, U. V., JONSON, J., 1986 “*Texture and Anisotropy in Duplex Stainless Steel SS 2377*”, *Proceedings of Duplex Stainless Steel*, v. 1-2.

HUTCHINSON, W. B., RYDE, L., LINDH, E., TAGASHIRA, K., 1998, “Texture in Hot Rolled Austenite and Resulting Transformation Products”, *Materials Science and Engineering A*, v. 257, pp. 9-17.

JAZAERI, H., HUMPHREYS, F. J., 2004, “Quantifying Recrystallization by Electron Backscatter Diffraction”, *Journal of Microscopy*, v. 213, Pt 3 (Mar), pp. 241-241.

JIMENEZ, J. A., CARSI, M., RUANO, O. A., 2000, “Characterization of a δ/γ duplex stainless steel”, *Journal of Materials Science*, v. 35, pp. 907-915.

KALLEND, J. S., MORRIS, P. P., DAVIES, 1976, “*Texture Transformations – The misorientation distribution function*”, *Acta Metallurgical*, pp361 – 370.

KALLEND, J. S., 1998, “Determination of the Orientation Distribution from Pole Figure Data”, In: Kocks, U. F., Tomé, C., Wenk, H.-R. (eds), *Texture and Anisotropy*, pp. 10-32, 1 ed., Chapter 3, Cambridge, UK, Cambridge University Press.

KAY, R. K., JONAS, J. J., 1990, “Transformation Textures in Steels”, *International Materials Reviews*, 1990, v. 35, n. 1 (Jan. – Feb.), pp. 1-36.

KAY, R. K., JONAS, J. J., BUTRÓN-GUILLÉN, M. P. *et al.*, 1994b, “Transformation Textures in Steels”, *ISIJ International*, v. 34, n. 12 (Dec.), pp. 927-942.

KEICHEL, J., FOCT, J., GOTTSTEIN, G., 2003a, “Deformation and Annealing Behavior of Nitrogen Alloyed Duplex Stainless Steels. Part I: Rolling”, *ISIJ International*, 2003, v. 43, n. 11, pp. 1781-1787.

KEICHEL, J., FOCT, J., GOTTSTEIN, G., 2003b, "Deformation and Annealing Behavior of Nitrogen Alloyed Duplex Stainless Steels. Part II: Annealing", *ISIJ International*, 2003, v. 43, n. 11, pp. 1788-1794.

KOCKS, U. F., 1998a, "Anisotropy and Symmetry", In: Kocks, U. F., Tomé, C., Wenk, H.-R. (eds), *Texture and Anisotropy*, pp. 10-43, 1 ed., Chapter 1, Cambridge, UK, Cambridge University Press.

KOCKS, U. F., 1998b, "The Representation of Orientations and Textures", In: Kocks, U. F., Tomé, C., Wenk, H.-R. (eds), *Texture and Anisotropy*, pp. 44-101, 1 ed., Chapter 2, Cambridge, UK, Cambridge University Press.

KUMAR, B. R., GOSH, M., 2007, "Surface and Mid-Plane Texture Evolution in Austenite Phase of Cold Rolled Austenitic Stainless Steel", *Materials Science and Engineering A*, v. 457, pp. 236-245.

MATHEUS, J. R. G., 1999, *Textura de Laminação a Morno em Aços Livres de Interciais (LI)*. Dissertação de M.Sc., IME, Rio de Janeiro-RJ.

MISHRA, S., DÄRMANN, C., 1982, "Role and Control of Texture in Deep-Drawing Steels", *International Metals Reviews*, v. 27, n. 6 (Nov. – Dec.), pp. 307-320.

PADILHA, A. F., GUEDES, L. C., 2004, *Aços Inoxidáveis Austeníticos, Brasil*, Hemus, Butterworth & Co. Ltda.

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

PETROV, R., KESTENS, L., WASILKOWSKA, A., HOUBAERT, Y., 2007, "Microstructure and Texture of a Lightly Deformed TRIP-Assisted Steel Characterized by Means of the EBSD Technique", *Materials Science and Engineering A*, v. 447, pp. 285-297.

RAABE, D., 2003, "Overview on Basic Types of Rolling Textures of Steels", *Materials Technology*, steel research 74, n 5, pp 327-337.

RAABE, D., LÜCKE, K., 1993, "Texture of Ferritic Stainless Steels", *Materials Science and Technology*, v.9, April 1993.

RANDLE, V., ENGLER, O., 2000, *Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture & Orientation Mapping*. 1 ed. Amsterdam, Gordon and Breach Science Publishers.

REICK, W., POHL, M., PADILHA, A.F., "Recrystallization – Transformation Combined During Annealing of a Cold Rolled Ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steel" , ISIJ, International, vol.38, n6, pp. 567-571, 1998.

ROE, R. J., 1965, "Description of Cristallite Orientation in Polycrystalline Materials III. General Solution to Pole Figure Inversion" , Journal of Applied Physics, Volume 36, N°6 June.

SAKAI, T., SAITO, Y., KATO, K., 1988, "Texture Formation in Low Carbon Ti Bearing Steel Sheets by High Speed Hot Rolling in Ferrite Region", *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v. 28, n. 12 (Dec.), pp. 1036-1042.

SAMAJDAR, I., VERLINDEN, B., VAN HOUTTE, P. *et al.*, 1997, "γ-Fibre Recrystallization Texture in IF-Steel: an Investigation on the Recrystallization Mechanisms", *Materials Science and Engineering*, v. A238, n. 2 (Nov.), pp. 343-350.

SAMAJDAR, I., VERLINDEN, B., VAN HOUTTE, P., 1998, "Development of Recrystallization Texture in IF-Steel: an Effort to Explain Developments in Global Texture from Microtextural Studies", *Acta Materialia*, v. 46, n. 8 (Aug.), pp. 869-874.

TAVARES, S. S. M. , SILVA, M.R., PARDAL, J. M., ABREU, H. F. G., GOMES, A. M., 2006, "Microstrutural Changes Produced by Plastic Deformation in the UNS S31803 Duplex Stainless Steel", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 180, pp. 318-322.

TEODÓSIO, J. R., 1982, *Aplicação da Técnica de Kossel no Estudo da Formação da Textura de Recristalização em Aços Baixo-Carbono*, Tese de D. Sc., COPPE, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

ULHAQ, A., WEILAND, H., BUNGE, H. J., 1994 "Influence of Ageing on the Texture Development of Tensile-Deformed Duplex Steel", *Journal of Materials Science*, v. 29, pp. 2168-2176.

VIANA, C. S. C., PAULA, A. S., 2001 "Textura de Deformação". In: *Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão*, pp. 23-37, São Paulo.

WENK, H.-R., 1998, "Pole Figure Measurements with Diffraction Techniques", In: Kocks, U. F., Tomé, C., Wenk, H.-R. (eds), *Texture and Anisotropy*, pp. 127-177, 1 ed., Chapter 4, Cambridge, UK, Cambridge University Press.

WU, J., WRAY, P. J., GARCIA, C. I., HUA, M., DEARDO, A., 2005 "Image Quality Analysis: A New Method of Characterizing Microstructures", *ISIJ International*, v.45, pp. 254-262.