

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
SECRETARIA DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE MESTRADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

ALBERTO LUIZ NASCIMENTO COSTA

**FORMAÇÃO DA TEXTURA DE RECRISTALIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS
FERRÍTICOS AISI 430A E 430E**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientador: Carlos Sérgio da Costa Viana, Ph. D.

Rio de Janeiro

2006

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

c2006

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha.

Rio de Janeiro – RJCEP: 22290 – 270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmар ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do orientador(es).

C837 Costa, Alberto Luiz Nascimento.

Formação da Textura de Recristalização dos Aços Inoxidáveis Ferríticos AISI 430A e 430E / Alberto Luiz Nascimento Costa – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2006.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2006.

1. Engenharia de Materiais
2. Aço Inoxidável Ferrítico
3. Textura Cristalográfica. I. Instituto Militar de Engenharia. II. Título

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

ALBERTO LUIZ NASCIMENTO COSTA

**FORMAÇÃO DA TEXTURA DE RECRISTALIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS
FERRÍTICOS AISI 430A E 430E**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Mestrado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais.

Orientador: Carlos Sérgio da Costa Viana, Ph. D.

Aprovada em 30 de junho de 2006 pela seguinte banca examinadora:

Prof. Carlos Sérgio da Costa Viana, Ph. D. do IME - Presidente

Prof. Luiz Henrique de Almeida, D. Sc. COPPE-UFRJ

Prof. André Luis Pinto, DC. IME

Rio de Janeiro

2006

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me dado forças para encarar todos os desafios em minha vida, inclusive durante a realização deste trabalho.

Aos meus pais, João Luiz Costa e Eunice do Rosário Nascimento Costa, por todos os ensinamentos que me passaram sobre a vida e por sempre apoiarem as decisões tomadas em minha vida. Mesmo ausente de corpo, minha mãe sempre me deu forças e tenho certeza que, onde quer que ela esteja, está muito orgulhosa por eu ter chegado aonde cheguei.

Ao orientador, professor e amigo Carlos Sérgio da Costa Viana, por toda a paciência e dedicação, pois sem sua contribuição não seria possível a realização deste trabalho.

Ao IME, por ter me dado o privilégio de realizar este trabalho nesta instituição.

A ACESITA, por ter fornecido o material utilizado na realização deste trabalho.

Aos membros da banca, pela contribuição para o engrandecimento deste trabalho.

Aos meus irmãos, Luiz Alberto e Luciana, por sempre me apoiarem e fornecer todo suporte necessário ao longo de toda minha vida.

Ao amigo Bruno e sua família, por me hospedarem em sua residência durante esses anos que fiquei no Rio de Janeiro.

A minha namorada, amiga e companheira de todas as horas, Priscilla Coutinho de Azevedo, por ter sempre me dado muita força e todo apoio necessário, inclusive nos momentos que precisei ficar ausente.

Aos professores Nadia e Fontana, da Universidade Federal Fluminense - EEIMVR, por gentilmente cederem o Laboratório de Metalografia.

Ao Centro de Pesquisas da CSN, em especial o técnico de Laboratório Julio César Lopes por toda dedicação durante os tratamentos térmicos.

Ao professor Hamilton da Universidade Federal do Ceará, por gentilmente ceder o Laboratório de Caracterização de Materiais, em especial, o difratômetro de raios X e o EBSD.

A Sheyla Vasconcellos, por todo empenho e paciência durante a realização das análises na UFC, que sem dúvida foi de extrema importância para a execução deste trabalho.

A amiga e companheira Claudia Nazaré dos Santos, por todo o empenho e dedicação neste trabalho, que certamente sem ela não teria sido finalizado.

Ao amigo Ricardo Matheus, por sempre ter discutido sobre meu trabalho, por ter sempre fornecido informações importantes e por ser o companheiro que é.

Ao meu amigo Douglas e sua família, por me hospedarem em sua residência nas vezes que precisei ficar em Volta Redonda e por todo o acompanhamento do trabalho ao longo desses anos.

Aos meus amigos do IME, Campissi, Elaine, Christian, Itamar, Diegles, Alisson e Rodrigo. Que nossa amizade seja eterna e que todos obtenham sucesso em suas vidas.

Aos meus amigos da UFF, que também me ajudaram muito nas vezes que precisei usar os laboratórios da UFF.

A toda minha família e amigos que de alguma forma contribuíram para que eu chegasse aonde cheguei. Muito obrigado a todos.

SUMÁRIO

| | |
|--|-----------|
| LISTA DE ILUSTRAÇÕES..... | 8 |
| LISTA DE TABELAS..... | 12 |
| LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS..... | 13 |
| 1. INTRODUÇÃO | 19 |
| 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 21 |
| 2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS..... | 21 |
| 2.2 O FENÔMENO DE ESTRIAMENTO (“RIDGING”)..... | 22 |
| 2.2 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA | 23 |
| 2.3 RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO | 24 |
| 2.4 TEXTURAS | 30 |
| 2.4.1 TEXTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO LAMINADO A QUENTE | 30 |
| 2.4.2 TEXTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO LAMINADO A FRIO | 33 |
| 2.4.3 TEXTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO RECOZIDO..... | 36 |
| 3. MATERIAIS E MÉTODOS | 39 |
| 3.1 MATERIAL UTILIZADO..... | 39 |
| 3.1.1 IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS | 39 |
| 3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL | 40 |
| 3.2.1 LAMINAÇÃO A QUENTE | 40 |
| 3.2.2 LAMINAÇÃO A FRIO | 41 |
| 3.2.3 RECOZIMENTO..... | 42 |
| 3.2.4 METALOGRAFIA QUANTITATIVA | 43 |
| 3.2.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS – X | 44 |
| 3.2.6 EBSD E MIO | 45 |

| | |
|--|-----------|
| A preparação das amostras analisadas por EBSD foram submetidas à polimento em sílica coloidal, por 90 minutos, após terem passados pelas etapas de lixamento e polimento descritas na seção 3.2.4..... | 47 |
| 3.2.7 PROGRAMA “MENU DE TEXTURE” (MT) | 47 |
| 3.2.8 CONVERSÃO DE ARQUIVOS “*.TSV” E “*.CSV” EM “*.ANG” (UFC-CONV.EXE)..... | 48 |
| 3.2.9 CONVERSÃO DE ARQUIVOS “*.ANG” EM “*.ORI” | 48 |
| 3.2.10 DISTRIBUIÇÃO DOS IQs (QI-DIST.EXE)..... | 49 |
| 3.2.11 “GAUSSFIT.EXE” | 49 |
| 3.2.12 DETERMINAÇÃO DO PONTO DE INTERSECÇÃO ENTRE DUAS GAUSSIANAS (X-GAUSS.EXE)..... | 51 |
| 3.2.13 NOVA DISTRIBUIÇÃO DOS VALORES DE IQ (GRAINSUB.EXE) | 52 |
| 3.2.14 PROGRAMA DE SOMA E / OU SUBTRAÇÃO DE ODFs (“ODF-SUM4.EXE”)..... | 52 |
| 4. RESULTADOS | 54 |
| 4.2 METALOGRAFIA E TAMANHO DE GRÃO..... | 54 |
| 4.2.1 LAMINAÇÃO A QUENTE | 54 |
| 4.2.2 LAMINAÇÃO A FRIO | 56 |
| 4.2.3 AMOSTRAS PARCIALMENTE E COMPLETAMENTE RECRISTALIZADAS..... | 57 |
| 4.2.3.1 AMOSTRAS DO 430A..... | 57 |
| 4.2.3.2 AMOSTRAS DO 430E..... | 59 |
| 4.3 FRAÇÃO RECRISTALIZADA..... | 61 |
| 4.4 DIFRAÇÃO DE RAIOS X | 65 |
| 4.5 EBSD E MIO | 68 |
| 4.5.1 TEXTURAS E MICROTATURAS DOS MATERIAIS TRATADOS | 68 |
| 4.5.2 FORMAÇÃO DA TEXTURA DE RECRISTALIZAÇÃO..... | 77 |
| 4.5.3 GRÁFICOS DE IQ..... | 80 |

| | |
|--|----|
| 5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS | 82 |
| 5.1 METALOGRAFIA E TAMANHO DE GRÃO..... | 82 |
| 5.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS – X | 83 |
| 5.3 EBSD E MIO | 84 |
| 5.3.1 MAPAS DE QUALIDADE E DE ORIENTAÇÃO | 84 |
| 5.3.2 GRÁFICOS DE BARRA DE IQ: AJUSTE DE GAUSSIANAS..... | 85 |
| 5.3.3 FUNÇÕES DE DISTRIBUIÇÃO DE ORIENTAÇÃO – ODF | 85 |
| 6. CONCLUSÕES | 87 |
| 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 89 |
| 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 90 |

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

| | |
|--|----|
| FIG. 2. 1 - Aparência macroscópica do fenômeno de "ridging" em um aço inoxidável ferrítico do tipo 430. CÂNDIDO, 2003..... | 23 |
| FIG. 2. 2 - Curva típica da cinética de recristalização durante recozimento isotérmico (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996)..... | 25 |
| FIG. 2. 3 - Microestrutura de um aço elétrico de grão não-orientado deformado a frio entre 80-90% e posteriormente recristalizado com presença de aglomerados de grãos grandes e grãos pequenos(FALLEIROS & CAMPOS, 2001). | 27 |
| FIG. 2. 4 - Representação esquemática da dependência da taxa de nucleação com a orientação em ferro deformado (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996). | 28 |
| FIG. 2. 5 - Efeito do espaçamento entre partículas na recristalização de monocristais de alumínio-cobre deformados 60% a frio e recozidos a 305°C. (a) Tempo para 50% de recristalização; (b) Tamanho de grão após recristalização (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996)..... | 29 |
| FIG. 2. 6 - Efeito do tamanho de partícula na recristalização em liga Al-Si reduzida 50% por laminação a frio e recozida a 300°. (a) Tempo para 50% de recristalização; (b) Tamanho de grão após recristalização (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996). | 29 |
| FIG. 2. 7 - Variação da microestrutura, deformação cisalhante e orientação preferencial através da espessura de uma chapa deformada 30% a 1000°C numa velocidade de 0,24 m/s (SAKAI, T., et al., 1991). | 31 |
| FIG. 2. 8 - Textura de um aço baixo carbono laminado 60% a frio; seções de $\varphi_2 = 0^\circ$ a $\varphi_2 = 90^\circ$, em intervalos de 5° . Notação de Bunge (Viana, 2003)..... | 34 |
| FIG. 2. 9 - Seções de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ de um aço LI laminado 60% a frio (Viana, 2003). | 35 |
| FIG. 2. 10 - ODF ($\varphi_2=45^\circ$) de um aço baixo carbono laminado a frio (a) 50%, (b) 74%, (c) 95% e (d) ábaco com as principais componentes (Hutchinson, 1999). | 36 |

| | |
|---|--------------------------------------|
| FIG. 2. 11 - Intensidade da textura numa amostra de aço inoxidável com 17%Cr para várias deformações e várias regiões através da espessura. (RAABE, D., LUCKE, K., 1993)..... | 37 |
| FIG.3. 1. Forno utilizado para tratamento térmico..... | 42 |
| FIG.3. 2 - Laminador piloto do IME. | 41 |
| FIG.3. 3 – Microscópio Óptico e analisador de imagem “Image Pro-Plus”..... | 43 |
| FIG.3. 4 – Microdurômetro utilizado. | Erro! Indicador não definido. |
| FIG.3. 5 – Difratômetro Philips utilizado para análise da textura..... | 45 |
| FIG. 3. 6 – Posicionamento da amostra no MEV para obtenção dos padrões de Kikuchi..... | 46 |
| FIG.3. 7 – Equipamento utilizado para realização do EBSD..... | 47 |
| FIG.3. 8 – Gaussianas criadas com auxílio do programa GAUSS-FIT.EXE. | 51 |
| FIG. 4. 1 - Micrografia da borda da seção longitudinal do aço 430A laminado a quente. Aumento 50X..... | 54 |
| FIG. 4. 2 - Micrografia do centro da amostra do aço 430A laminado a quente, na seção longitudinal. Notam-se partículas alinhadas em DL. Aumento 200X..... | 55 |
| FIG. 4. 3 - Micrografia da borda da amostra do aço 430E laminado a quente, na seção longitudinal. Aumento 100X. DL é horizontal..... | 55 |
| FIG. 4. 4 - Micrografia do centro da amostra do aço 430E laminado a quente, na seção longitudinal. Aumento 100X. DL é horizontal..... | 56 |
| FIG. 4. 5 - Micrografia da seção longitudinal da amostra do aço 430A laminado 80% a frio. Aumento 200X. DL é horizontal..... | 56 |
| FIG. 4. 6 - Micrografia da seção longitudinal da amostra do aço 430E laminado 80% a frio. Aumento 200X. DL é horizontal..... | 57 |

| | | | | |
|--|-------|----|---|----|
| FIG. 4. 7 - Micrografia da seção longitudinal do material 430A recozido a 750°C. | | | | |
| Aumento | 50X. | DL | é | |
| horizontal..... | | | | 57 |
| FIG. 4. 8 - Micrografia da seção longitudinal do material 430A recozido a 800°C. | | | | |
| Aumento | 200X. | DL | é | |
| horizontal..... | | | | 58 |
| FIG. 4. 9 - Micrografia da seção longitudinal do material 430A recozido a 850°C. | | | | |
| Aumento | 200X. | DL | é | |
| horizontal..... | | | | 58 |
| FIG. 4. 10 - Micrografia da seção longitudinal do material 430A recozido a 900°C. | | | | |
| Aumento | 200X. | DL | é | |
| horizontal..... | | | | 59 |
| FIG. 4. 11 - Micrografia da seção longitudinal do material 430E recozido a 825°C. | | | | |
| Aumento | 200X. | DL | é | |
| horizontal..... | | | | 60 |
| FIG. 4. 12 - Micrografia da seção longitudinal do material 430E recozido a 850°C. | | | | |
| Aumento | 200X. | DL | é | |
| horizontal..... | | | | 60 |
| FIG. 4. 13 - Micrografia da seção longitudinal do material 430E recozido a 875°C. | | | | |
| Aumento | 200X. | DL | é | |
| horizontal..... | | | | 61 |
| FIG. 4. 14 – Mapa de IQ da amostra 430A750..... | | | | 62 |
| FIG. 4. 15 – Imagem construída com auxílio do analisador de imagem. As regiões em vermelho representam os grãos recristalizados e as regiões em branco representam a região recuperada. Amostra 430A750..... | | | | 62 |
| FIG. 4. 16 - Mapa de IQ do material 430E tratado termicamente a 825°C..... | | | | 63 |
| FIG. 4. 17 - Imagem construída com auxílio do analisador de imagem. As regiões em vermelho representam os grãos recristalizados e as regiões em branco representam a região recuperada. Amostra 430E825..... | | | | 63 |

| | |
|--|----|
| FIG. 4. 18 - Mapa de IQ da amostra 430E850..... | 64 |
| FIG. 4. 19 - Imagem construída com auxílio do analisador de imagem. As regiões em vermelho representam os grãos recristalizados e as regiões em branco representam a região recuperada. Amostra 430E850..... | 64 |
| FIG. 4. 20 - Seção de $\varphi_2 = 45^\circ$, em notação de Bunge, com as principais componentes de textura..... | 65 |
| FIG. 4. 21 - ODF do material 430A na condição de laminado a quente..... | 66 |
| FIG. 4. 22 - ODF do material 430E na condição de laminado a quente..... | 66 |
| FIG. 4. 23 - ODF do material 430A na condição de laminado a frio..... | 67 |
| FIG. 4. 24 - ODF do material 430E na condição de laminado a frio..... | 67 |
| FIG. 4. 25 - Ábacos de $\varphi_2 = 45^\circ$, para interpretação da FDOC, e o triângulo estereográfico para análise dos mapas de orientação..... | 69 |
| FIG. 4. 26 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 3,6) do material 430A750. DL é vertical..... | 70 |
| FIG. 4. 27 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 3,5) do material 430A800. DL é vertical..... | 71 |
| FIG. 4. 28 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 4,5) do material 430A850. DL é vertical..... | 72 |
| FIG. 4. 29 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 3,9) do material 430A900. DL é vertical..... | 73 |
| FIG. 4. 30 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 7,6) do material 430E825. DL é vertical..... | 74 |

| | |
|--|----|
| FIG. 4. 31 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 8,2) do material 430E850. DL é vertical..... | 75 |
| FIG. 4. 32 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 2,9) do material 430E875. DL é vertical..... | 76 |
| FIG. 4. 33 – ODF da amostra 430A750: (a) ODF total (máx=3,6), (b) Região recristalizada e (c) região recuperada. | 77 |
| FIG. 4. 34 – ODF da amostra 430E825: (a) ODF total (máx= 7,6), (b) Região recristalizada e (c) região recuperada. | 78 |
| FIG. 4. 35 – ODF da amostra 430E850: (a) ODF total (máx= 8,2), (b) Região recristalizada e (c) região recuperada. | 79 |
| FIG. 4. 36. Gráficos de IQ X Fração, referente ao material 430A nas temperaturas de (a) 750, (b) 800, (c) 850 e (d) 900 ⁰ C..... | 80 |
| FIG. 4. 37 Gráficos de IQ X Fração, referente ao material 430E nas temperaturas de (a) 825, (b) 850 e (c) 875 ⁰ C..... | 81 |

LISTA DE TABELAS

| | | |
|-----------|---|----|
| TAB. 3. 1 | Composição química dos aços analisados (% em peso). | 39 |
| TAB. 3.2 | Identificação das amostras submetidas a tratamento térmico de recristalização..... | 40 |
| TAB. 3. 3 | Identificação das amostras laminadas a quente e laminadas a frio..... | 40 |
| TAB. 3. 4 | Seqüência de laminação a frio utilizada. | 42 |
| TAB. 4. 1 | Tamanho de grão em μm | 61 |
| TAB.4. 2 | Área medida e fração recristalizada da amostra 430A750..... | 62 |
| TAB. 4. 3 | Área medida e fração recristalizada do material 430E825. | 63 |
| TAB. 4. 4 | Área medida e fração recristalizada da amostra 430E850..... | 64 |
| TAB. 4. 5 | Parâmetro de Severidade de Textura (PST). | 68 |
| TAB. 4. 6 | Dados referentes às varreduras. | 68 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

| | | |
|---------|---|--|
| ACESITA | - | Companhia de Aços Especiais ACESITA S,A, |
| AISI | - | American Iron and Steel Institute |
| ASTM | - | American Society for Testing Materials (Sociedade Americana de Teste de Materiais) |
| BF | - | Bobina a Frio |
| BQ | - | Bobina a Quente |
| BQD | - | Bobina a Quente Decapada |
| ccc | - | Cúbico de Corpo Centrado |
| CSN | - | Companhia Siderúrgica Nacional |
| .csv | - | “Comma Separated Values” (Valores separados por vírgula) |
| DL | - | Direção de Laminação |
| DN | - | Direção Normal |
| DT | - | Direção Transversal |
| EBS | - | Electron Backscattering Diffraction |
| FDOC | - | Função de Distribuição de Orientações Cristalinas |
| FIG | - | Figura |
| IQ | - | “Image Quality” |
| IME | - | Instituto Militar de Engenharia |
| LACAM | - | Laboratório de Caracterização de Materiais da UFC |
| LF | - | Laminação a Frio |
| LQ | - | Laminação a Quente |
| MEV | - | Microscópio Eletrônico de Varredura |
| MIO | - | Microscopia de Imagem por Orientação |
| MT | - | Menu Texture |
| ODF | - | Função de Distribuição de Orientação; o mesmo que FDOC |
| TAB | - | Tabela |
| UFC | - | Universidade Federal do Ceará |
| WD | - | “Work Distance” (Distância de Trabalho) |

SÍMBOLOS

- {hkl} - Índices de uma família de planos cristalográficos
- (hkl) - Índices de um plano cristalográfico específico
- <uvw>- Índices de Miller de uma família de direções cristalográficas
- [uvw] - Índices de Miller de uma direção cristalográfica específica
- {hkl}<uvw> Componente de Textura
- (φ_1 φ φ_2) Orientação em ângulos de Euler segundo notação de Bunge

RESUMO

O presente estudo apresenta os resultados obtidos da microestrutura, microtextura e textura de dois aços inoxidáveis ferríticos, AISI 430A e AISI 430E, submetidos a laminação a frio e recozimento, com o intuito de acompanhar a formação da textura de recristalização de ambos os materiais.

Os materiais foram fornecidos como chapas na condição de laminadas a quente, com 4mm de espessura, pela ACESITA S.A. e, em seguida, foram laminados 80% a frio e recozidos em banho de sal, por 30 segundos, em temperaturas várias.

Após estes tratamentos, as amostras foram analisadas através de metalografia quantitativa, medição da textura cristalográfica utilizando difração de raios x e pela técnica de EBSD (“Electron Backscatter Diffraction”) e MIO (Microscopia de Imagens Orientadas). A difração de raios x foi utilizada somente nas amostras laminadas a quente e laminadas a frio. As amostras tratadas termicamente foram analisadas pelas técnicas de EBSD e MIO.

Os resultados experimentais mostraram que as texturas observadas nos dois aços foram semelhantes, tanto na condição de laminado a quente como laminado a frio. Porém, o aço 430A, na condição de laminado a quente, mostrou a presença da componente $\{110\}\langle 1 -1 0 \rangle$, inexistente no segundo aço. Em nenhuma das amostras, nesta condição foi observada a componente de Goss $\{110\}\langle 001 \rangle$, citada na literatura.

Os mapas de orientações e suas correspondentes figuras de pólo inversas mostraram que as principais orientações presentes nos dois materiais foram $\{111\}\langle 101 \rangle$, $\{100\}\langle 011 \rangle$ e $\{100\}\langle 001 \rangle$. Também foi visto que os grãos $\{111\}\langle uvw \rangle$ recristalizam primeiro em colônias de grãos alinhados, enquanto grãos próximos $\{001\}\langle uvw \rangle$ permanecem recuperados.

A técnica utilizada para a separação das ODFs dos materiais com microestrutura parcialmente recristalizada mostrou-se útil e viável, porém o método de ajuste das Gaussianas necessita ser mais preciso que o aqui utilizado.

ABSTRACT

The present is a study of the microstructure, texture and microtexture of two ferritic stainless steels, AISI 430A and AISI 430E, subject to thermomechanical treatments aiming at a better understanding of the formation of the recrystallisation texture in these materials.

The materials were supplied as 4mm thick hot rolled sheets, by ACESITA S.A., being 80% cold rolled and annealed in a salt bath, for 30 seconds, at various temperatures. Samples were analysed by quantitative metallography, texture measurement by X-ray diffraction and microtexture by EBSD and OIM techniques. X-ray diffraction was used only for the hot and cold rolled conditions.

The results showed that the texture observed in both steels were similar as far as the hot and cold conditions are concerned. However, the hot rolling texture of steel 430A showed the $\{110\}\langle 1 -1 0 \rangle$ component, not observed in the 430E steel in the same condition. In none of these textures was the Goss component observed, contrary to the literature.

The analysis of the orientation maps and corresponding inverse pole figures showed that the main components present in the treated materials were $\{111\}\langle 1 0 -1 \rangle$, $\{001\}\langle 100 \rangle$ and $\{001\}\langle 110 \rangle$. It was also observed that the $\{111\}\langle uvw \rangle$ grains recrystallise firstly and in elongated colonies while grains whose orientations are near to $\{001\}\langle uvw \rangle$ remain recovered.

The technique used for ODF separation in the partially recrystallised materials can be considered both useful and reliable. The gaussian fitting method used here, however, needs perfecting with respect to reproducibility of fitting.

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis ferríticos tipo AISI 430 são muito usados na indústria de Linha Branca e Civil, as quais necessitam de operações de embutimento e estiramento. Nestas aplicações de conformação, alguns problemas podem ser gerados, sendo que um defeito observado com certa frequência é o fenômeno de “ridging” ou “roping”, também conhecido como estriamento.

Ao longo dos anos, muitos pesquisadores têm se dedicado a tal problema e sugeridos diferentes mecanismos para explicar este fenômeno, porém não existe ainda um consenso definitivo.

O Grupo de Textura Cristalográfica (GTC) do IME tem voltado atenções para a busca de um melhor entendimento sobre como esse defeito deve surgir. Essa investigação começou a gerar resultados interessantes a partir do ano de 2003, na dissertação de mestrado de Fernando Souza Cândido, que analisou a microestrutura, microtextura, textura e perfilometria de três aços inoxidáveis ferríticos no estado recozido com diferentes níveis de estriamento.

Após análises através de metalografia quantitativa, medição da textura cristalográfica utilizando a técnica de EBSD (“Electron Backscatter Diffraction”) e MIO (Microscopia de Imagens Orientadas) e do grau de severidade do estriamento, medido através de um rugosímetro a laser, Cândido verificou que, quando a textura apresentada pelas chapas é formada por colônias alongadas de grãos com orientações $\{111\}<112>$ e $\{001\}<110>$ ou próximas a estas, ocorre o estriamento superficial e, caso as mesmas se encontrem distribuídas aleatoriamente no material, o estriamento não será observado.

Este trabalho teve como objetivo investigar como ocorre a formação da textura de recristalização, na chapa laminada a frio, através do acompanhamento das novas orientações em dois aços inoxidáveis ferríticos do tipo AISI 430A e 430E. Esse estudo envolve uma análise da evolução da textura cristalográfica desde a tira a quente até o estado recozido final, passando por uma deformação a frio de 80%, em ambos materiais.

Com base no que foi dito anteriormente, a presente investigação fará uso das seguintes análises: metalografia quantitativa, tratamentos térmicos de

recozimento, medição de textura cristalográfica por difração de raios X, por Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) e de Microscopia por Imagens de Orientação (MIO).

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

O aço é uma liga metálica extremamente usada em nosso dia a dia e isso faz com que ele seja objeto de vários estudos e responsável pelo desenvolvimento de intensas pesquisas, uma vez que um maior entendimento dos mecanismos e fenômenos que nele atuam permite o controle dos processos e propriedades desse material.

Os aços inoxidáveis são essencialmente ligas ferro – carbono – cromo, podendo conter outras adições importantes, em particular de níquel e molibdênio; O elevado custo relativo dos aços inoxidáveis prejudica-os, por vezes, nas decisões de seleção de materiais, porém se for levada em conta a vida total do produto fabricado, o aço inoxidável é um sério concorrente em muitas aplicações correntes de aços de construção e de ferramentas.

Embora pequenas adições de cromo, da ordem de 5% em peso, já sejam responsáveis por uma melhoria da resistência à corrosão do ferro, para que um aço seja considerado inoxidável deve apresentar uma matriz metálica com um teor mínimo de 11% em peso de cromo dissolvido. O cromo protege a superfície do aço formando uma camada de óxido de pequena espessura, invisível a olho nu, que é muito aderente, e protege o metal subjacente (CÂNDIDO, 2003).

Os aços inoxidáveis podem ser divididos nos três principais grupos, que são:

- aços inoxidáveis ferríticos, classificados na série AISI 400: têm baixo teor de carbono (inferior a 0,20% em peso), teores em cromo entre 11 e 25% em peso, são ferro-magnéticos e não são endurecíveis por tratamento térmico.

- aços inoxidáveis austeníticos, classificados na série AISI 300: têm baixo teor de carbono (inferior a 0,15% em peso), teores de cromo entre 11 e 25% em peso e níquel entre 8 e 20% em peso; são paramagnéticos e não são endurecíveis por tratamento térmico. Podem apresentar adições de molibdênio até 7% em peso

para melhoria da resistência à corrosão. Na série AISI 200 o níquel é parcialmente substituído pelo manganês;

- aços inoxidáveis martensíticos, classificados também na série AISI 400: têm teores carbono entre 0,1 e 1,0% em peso, com o teor de cromo entre 11 e 18% em peso, são ferromagnéticos e endurecíveis por tratamento térmico.

A partir de agora serão feitas referências somente aos aços inoxidáveis ferríticos tipo AISI 430A e 430E, que são o foco do presente estudo.

Os aços inoxidáveis ferríticos são utilizados em larga escala por possuírem boa resistência a corrosão, boa conformabilidade, resistência à formação de pites e outros tipos de corrosão, além de geralmente custar menos que os aços inoxidáveis austeníticos.

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem estrutura cristalina CCC e têm baixa tenacidade devido ao fenômeno de sensitização, que consiste na formação de carbonetos de Cr nos contornos de grão, tornando-os frágeis. O fenômeno de sensitização pode ser eliminado quando se realiza tratamento de recozimento na faixa de 650 a 850°C, pois nessa faixa elementos como Ti e / ou Nb formam carbonetos estáveis na matriz, evitando que o Cr se combine com o C.

O principal tipo de aço inoxidável ferrítico é o AISI 430, que possui em sua composição cerca de 16 a 18% Cr e um máximo de 0,12% C. Essa classe é muito utilizada em diversas aplicações, como construção civil. Utensílios de cozinha, pias, estocagem de ácido nítrico, indústria automobilística, etc. (CÂNDIDO, 2003).

2.2 O FENÔMENO DE ESTRIAMENTO (“RIDGING”)

Os aços inoxidáveis ferríticos são amplamente usados em aplicações que necessitam de operações de embutimento e estiramento, tais como pias de cozinha, caixas d’água, elevadores, baixelas e talheres.

Durante essas operações de conformação, um dos problemas mais dramático e comumente observado, que pode ocorrer, é o aparecimento de estrias, que também é conhecido como fenômeno de “ridging” ou “roping” durante a estampagem. Este defeito indesejável caracteriza-se por sulcos na direção de laminação da chapa após a laminação a frio. A largura destes sulcos varia de 1mm a 2 mm, enquanto que a sua profundidade varia de 10 μ m a 50 μ m, o que os tornam visíveis macroscopicamente.

Quando este fenômeno aparece, torna-se necessário realizar operações de lixamento e polimento ou, até mesmo, o descarte da bobina, elevando os custos de produção. A FIG. 2.1 apresenta o aspecto macroscópico do fenômeno de “ridging”.

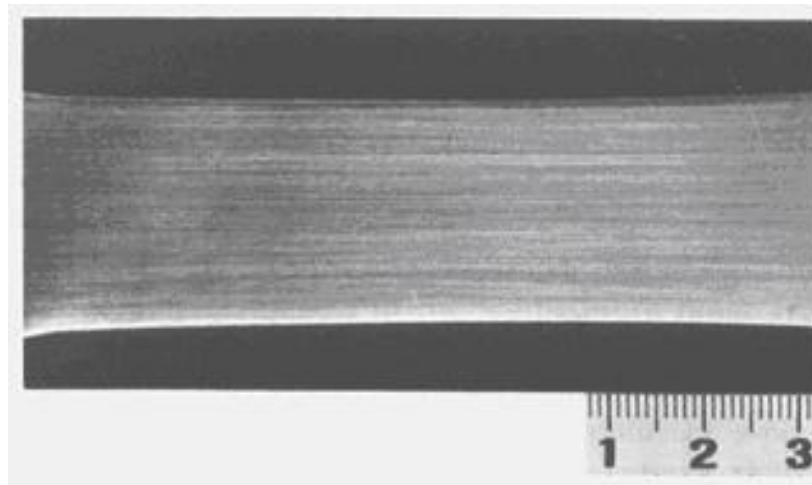


FIG. 2. 1 - Aparência macroscópica do fenômeno de "ridging" em um aço inoxidável ferrítico do tipo 430. CÂNDIDO, 2003.

2.2 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

A densidade de discordâncias de um metal perfeitamente recozido é da ordem de 10^5 a 10^6 cm^{-2} , enquanto num material deformado a frio esse número passa a ser da ordem de 10^{10} a 10^{12} cm^{-2} , onde essa multiplicação é causada pela interação entre discordâncias umas com as outras e com barreiras que impedem seu movimento através da rede cristalina. Essa multiplicação de discordâncias

leva a um aumento da resistência mecânica dos metais e é denominado encruamento.

Durante a deformação a frio os grãos presentes nos metais sofrem mudanças de forma e ocorre um aumento da área total de contornos de grão.

Quando um metal é deformado a frio, parte desse trabalho é convertida em calor e cerca de 2 a 10% desse trabalho é armazenado no metal. Esta energia interna vem dos defeitos pontuais e discordâncias geradas durante a deformação, porém os defeitos pontuais não contribuem significativamente para o aumento dessa energia interna. Portanto quase toda energia armazenada na deformação é derivada do acúmulo de discordâncias.

2.3 RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO

O termo recuperação se refere à mudança nas propriedades de um material deformado a frio que ocorre antes da recristalização. Esta mudança é uma restauração parcial das propriedades do material. É possível verificar se ocorreu recuperação através da medição de propriedades como resistividade elétrica, tensões residuais e propriedades mecânicas.

Durante a recuperação os dois principais processos responsáveis pela redução da energia armazenada no material são: aniquilação de discordâncias de sinais opostos e o rearranjo das mesmas de forma a adquirirem uma configuração de menor energia. Esses processos são ativados por deslizamento, escalagem e deslizamento cruzado das discordâncias.

A ocorrência ou não da recuperação em metais dependerá de fatores como o tipo de metal, sua pureza, da deformação aplicada, temperatura de deformação, temperatura de recozimento e taxa de aquecimento (HUMPHREYS & HATHERLY 1996).

A força motriz para a recuperação é a energia que foi armazenada no metal, durante a deformação, que se encontra na quantidade de defeitos cristalinos e no aumento da área de contornos de grão.

A presença de partículas também pode influenciar diretamente a recuperação, pois elas podem dificultar a migração dos contornos de baixo ângulo.

Já a recristalização consiste da formação de novos grãos isentos de deformação através da migração dos contornos de alto ângulo consumindo a microestrutura deformada.

Geralmente a recristalização é apresentada graficamente por curvas de forma sigmoidal, que representa a fração recristalizada versus o tempo e observa-se nessas curvas um período de incubação que significa que nenhum novo grão ainda foi gerado, seguido de um aumento rápido da taxa de recristalização e uma queda da taxa quando a fração recristalizada tende a 1, como mostra a FIG. 2.2 este decréscimo significa que não há mais força motriz para a recristalização (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996).

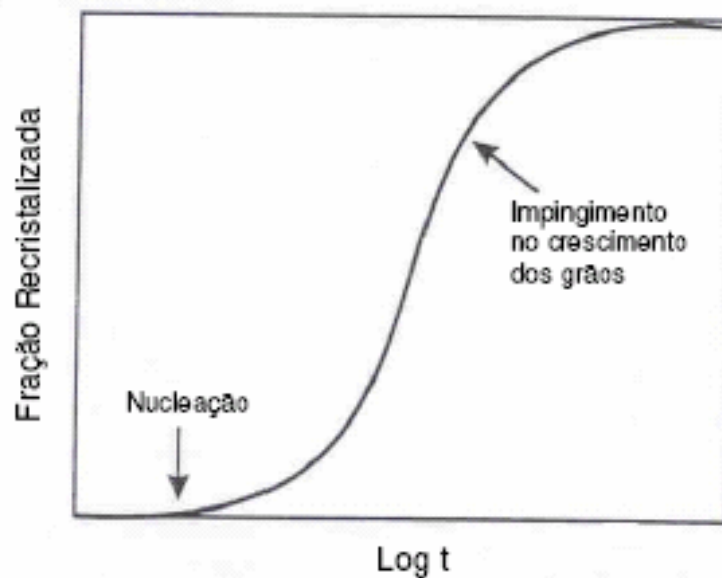


FIG. 2. 2 - Curva típica da cinética de recristalização durante recozimento isotérmico (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996).

Durante a nucleação surgem os novos grãos na microestrutura deformada, o crescimento é a fase em que os grãos livres de deformação se desenvolvem, aumentando de tamanho e consumindo a matriz deformada.

Vários pesquisadores que estudaram a nucleação no sentido clássico verificaram que as energias envolvidas no processo não poderiam explicar com clareza o fenômeno da recristalização observado na recristalização de uma matriz

deformada. Então foi aceito que a nucleação na recristalização ocorria a partir de pequenos volumes pré-existentes na matriz deformada, conhecidos como sítios preferenciais de nucleação. Esses sítios seriam regiões de alta energia armazenada que possuem gradientes de orientação na microestrutura, normalmente associados com heterogeneidades microestruturais presentes, tais como contornos de grão, regiões ao redor de partículas e as heterogeneidades de deformação (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996).

Nos metais atuam como sítios de nucleação:

- Contornos de grão;
- Bandas de transição;
- Bandas de cisalhamento;
- Orientação inicial dos grãos;
- Partículas de segunda fase.

A orientação cristalina influencia diretamente na nucleação da recristalização, pois grãos com orientações diferentes têm fatores de Taylor diferentes, logo a energia armazenada devido à deformação nesses grãos será diferente. A FIG. 2.3 mostra um aço elétrico de grão não-orientado que após a deformação apresentava como textura as fibras $\langle 100 \rangle // DL$ e $\langle 111 \rangle // DN$ onde as regiões com grãos recristalizados menores eram grãos com maior fator de Taylor.

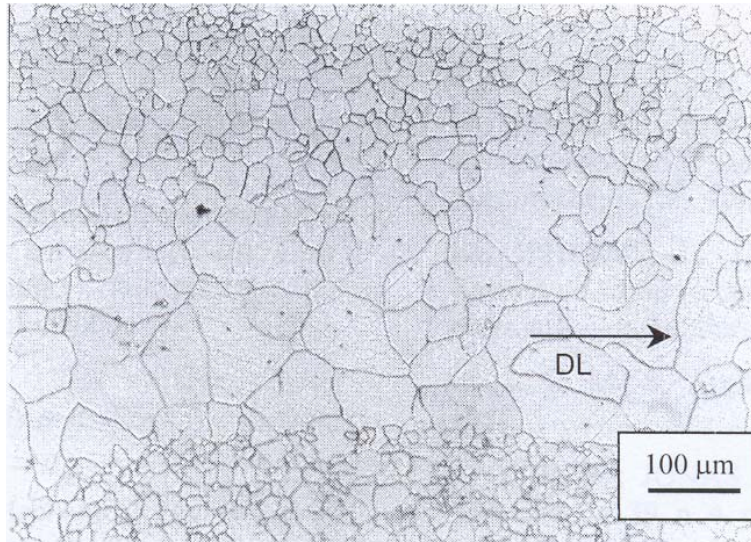


FIG. 2. 3 - Microestrutura de um aço elétrico de grão não-orientado deformado a frio entre 80-90% e posteriormente recristalizado com presença de aglomerados de grãos grandes e grãos pequenos(FALLEIROS & CAMPOS, 2001).

Essa diferença no fator de Taylor na escala dos grãos explicaria a presença de nucleação em um grão e nenhum vestígio em outro grão e até mesmo a situação em que se observa completa recristalização em um grão enquanto um grão vizinho permanece sem apresentar nenhum núcleo de recristalização (FALLEIROS & CAMPOS, 2001).

Vários autores encontraram, em materiais policristalinos, uma forte dependência da cinética de recristalização com a textura inicial e com a textura de deformação. Em um estudo realizado com ferro laminado a frio Hutchinson mostrou a preferência de algumas texturas de deformação para a nucleação da recristalização, de acordo com a FIG. 2.4.

Porém esta figura mostra que, apesar de núcleos com a orientação $\{110\}$ formarem-se primeiro (por possuírem o maior fator de Taylor), aqueles com orientação $\{111\}$ passam rapidamente a dominar o processo e isso ocorre por eles possuírem uma taxa de nucleação maior.

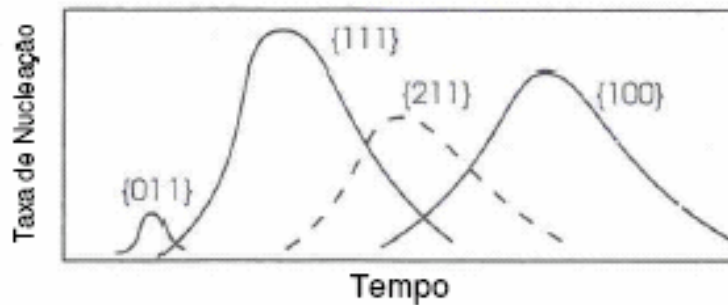


FIG. 2. 4 - Representação esquemática da dependência da taxa de nucleação com a orientação em ferro deformado (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996).

As partículas de segunda fase também têm um papel importantíssimo na cinética de recristalização e no tamanho de grão final dos metais, pois elas atuam diretamente aumentando a força motriz para a recristalização através do aumento da energia armazenada na deformação. Dependendo do tamanho elas também podem atuar como sítios de nucleação da recristalização e de acordo com o espaçamento e tamanho elas exercem um forte efeito no “ancoramento” dos contornos de baixo e alto ângulo, retardando o processo de recristalização.

Doherty e Martin, em 1964, realizaram experiências sobre o efeito do espaçamento entre partículas e Humphreys, em 1977, verificou a influência do tamanho das partículas na cinética de recristalização e tamanho do grão final em ligas monofásicas de alumínio. Os principais resultados obtidos por eles são apresentados nas FIGs. 2.5 e 2.6 e pode-se observar que pequenos espaçamentos entre partículas ou partículas finas provocam o atraso da recristalização e grãos finais maiores ao fim do processo. Enquanto grãos grosseiros ou grandes espaçamentos aceleram a recristalização e geram grãos mais finos ao final.

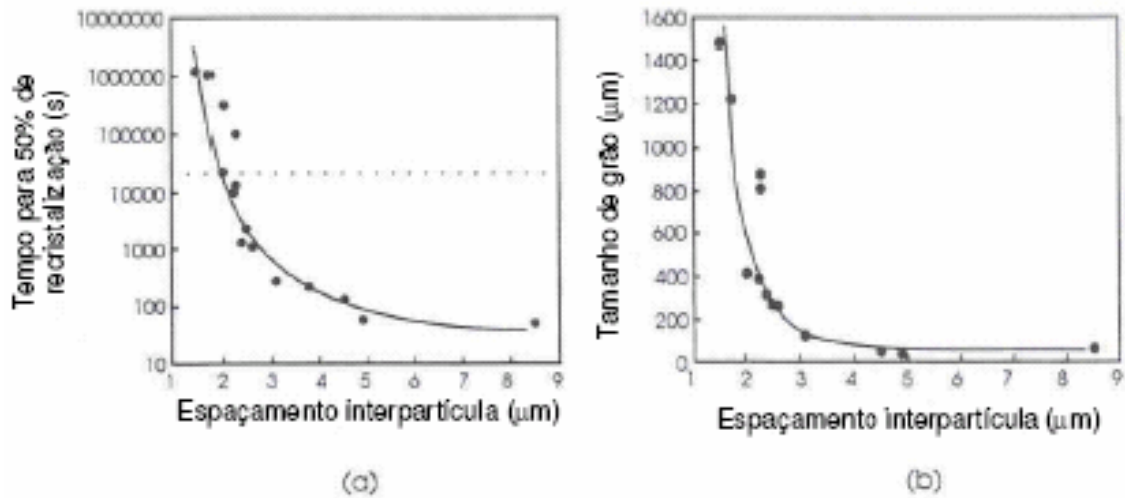


FIG. 2. 5 - Efeito do espaçamento entre partículas na recristalização de monocristais de alumínio-cobre deformados 60% a frio e recozidos a 305°C. (a) Tempo para 50% de recristalização; (b) Tamanho de grão após recristalização (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996).

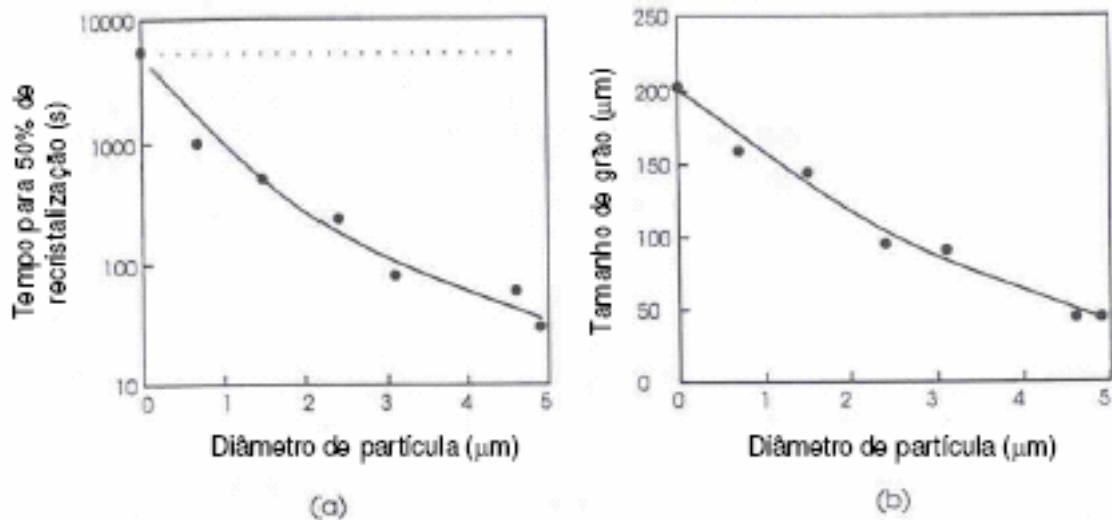


FIG. 2. 6 - Efeito do tamanho de partícula na recristalização em liga Al-Si reduzida 50% por laminação a frio e recozida a 300°. (a) Tempo para 50% de recristalização; (b) Tamanho de grão após recristalização (HUMPHREYS & HATHERLY, 1996).

Considerando o crescimento de um grão durante o processo de recristalização numa matriz que contém partículas, duas forças opostas estão

atuando de maneira simultânea: a força motriz para o crescimento e a força promovida pelas partículas atuando no sentido contrário. Assim sendo, o crescimento continuará enquanto o balanço entre essas forças for favorável à força motriz.

Essas partículas atuam também como sítios preferenciais para nucleação da recristalização, pois durante a deformação de uma liga com partículas grosseiras e indeformáveis, ocorre uma alta deformação na vizinhança destas, gerando rotações do reticulado cristalino e essa rotação promove uma elevada desorientação do reticulado, que dependendo do diâmetro e da deformação aplicada tem-se na vizinhança dessas partículas a nucleação da recristalização.

2.4 TEXTURAS

2.4.1 TEXTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO LAMINADO A QUENTE

Durante a laminação a quente de chapas metálicas, uma deformação cisalhante é gerada através do atrito entre a tira e os cilindros de laminação. Essa deformação cisalhante é heterogênea através da espessura que reflete na microestrutura e na textura do material laminado a quente. Em altas velocidades de laminação a quente, a deformação cisalhante tende a se acumular abaixo da superfície e forma uma região severamente cisalhada que, às vezes, resulta em uma camada fina de grãos recristalizados, nas chapas resfriadas em água, após a laminação (Sakai et al., 1991).

Sakai e colaboradores investigaram os efeitos da deformação cisalhante na formação da textura de deformação e de recristalização através da espessura nos aços inoxidáveis ferríticos.

Sakai e colaboradores (1991) utilizaram um aço inoxidável ferrítico tipo AISI 430 laminado a frio e recozido, com 2mm de espessura.

A maneira pela qual a deformação cisalhante varia através da espessura é influenciada pelas várias condições de laminação como temperatura de laminação, velocidade de laminação e condição de lubrificação. O fator geométrico, particularmente a relação de comprimento do arco de contato com a

espessura da chapa também mostra um efeito marcante na heterogeneidade de deformação.

Em seu estudo Sakai et al. (1991) verificaram que a deformação cisalhante em uma fina camada é maior, aproximadamente, a 100 μ m abaixo da superfície. Isto parece ser característico de laminação em alta velocidade, sem lubrificação. A FIG. 2.7 mostra a variação da microestrutura, da deformação cisalhante e da orientação preferencial através da espessura, em uma chapa laminada 30%, a 1000°C, numa velocidade de laminação de 0,24 m/s, em um laboratório convencional, com um cilindro de diâmetro de 100mm (baixa velocidade de laminação).

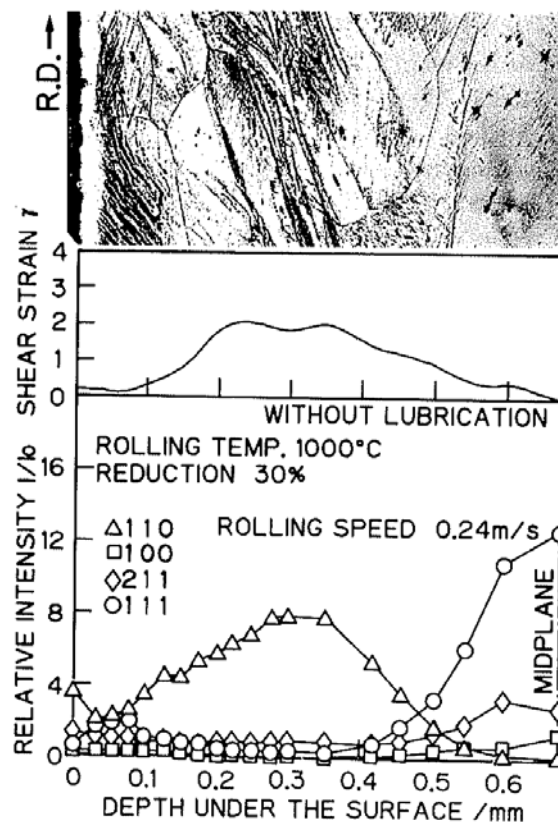


FIG. 2. 7 - Variação da microestrutura, deformação cisalhante e orientação preferencial através da espessura de uma chapa deformada 30% a 1000°C numa velocidade de 0,24 m/s (SAKAI, T., et al., 1991).

Na laminação em baixa velocidade, a deformação cisalhante tem seu máximo aproximadamente 300 μ m abaixo da superfície, com uma larga extensão da zona de deformação cisalhante, fato este que mostra que a variação da deformação cisalhante depende fortemente da velocidade de laminação. Em baixa velocidade de laminação, a chapa entra em contato com os cilindros frios por aproximadamente 23ms. Isto causa uma queda de temperatura na superfície bem maior que em laminações em alta velocidade. Conseqüentemente, a espessura da camada resfriada também é maior que na laminação em alta velocidade. Então, a deformação cisalhante na superfície é menor que numa região mais abaixo da superfície, onde a queda de temperatura não ocorre quando se lamina em alta velocidade.

Hölscher e colaboradores (1991) investigaram as texturas de laminação e de recristalização em um aço inoxidável ferrítico -16%Cr - e observou que a microestrutura era heterogênea através da espessura, cujo centro apresentou grãos alongados e fortemente deformados, enquanto a superfície apresentou grãos recristalizados e equiaxiais. A textura deste aço apresentou-se heterogênea também com uma forte presença das fibras α e γ no centro e na superfície presença das componentes $\{011\}\langle 100\rangle$ e $\{112\}\langle 111\rangle$.

Posteriormente, Raabe e Lucke (1993) acompanharam a evolução da textura de aços inoxidáveis ferríticos com 17%Cr (17%Cr, 17%Cr - Ti e 17%Cr - Nb) e investigaram a heterogeneidade na textura e na microestrutura dos três aços.

Foi, também, observado que a textura e a microestrutura desses aços ferríticos, na condição de laminado a quente, são heterogêneas através da espessura. Em relação à textura constatou-se que, em todas as amostras, uma forte componente $\{011\}\langle 100\rangle$ (Goss) próximo da superfície, além das orientações $\{4\ 4\ 11\}\langle 11\ 11\ 8\rangle$ e $\{110\}\langle 112\rangle$. Na camada central uma forte fibra alfa foi revelada.

Em 2005, Filho e colaboradores estudaram a textura de um aço inoxidável ferrítico (laminado a quente) composto por 16% Cr e 0,37% Nb em peso, e verificaram, através de difração de raios - x, a presença da componente

preferencial {100} com componentes fortes nas direções <110> e <120>, além da componente do tipo Goss, {110}<001>.

2.4.2 TEXTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO LAMINADO A FRIO

Os processos de conformação podem produzir muitas heterogeneidades na microestrutura e na textura dos materiais e uma forma de se garantir que a deformação seja homogênea através de toda a espessura do material, é controlando o valor do parâmetro Δ . Esse parâmetro é definido como a razão entre a espessura média (h_m) e a região de contato (L) na zona de deformação, onde na laminação esse parâmetro fica definido como a relação entre o material e os cilindros de laminação, chegando a seguinte expressão $\Delta = h_m / L = [(h_0 / 4Rr)^{1/2}] * (2 - r)$, em que:

- h_0 -> espessura inicial;
- h_f -> espessura final;
- R -> raio do cilindro de trabalho;
- $r = 1 - (h_f / h_0)$

A deformação é homogênea através da espessura quando $\Delta < 1$ e como os aços inoxidáveis ferríticos, geralmente, apresentam variação na microestrutura e na textura através da espessura, quando laminados a quente, o parâmetro Δ foi calculado para garantir que toda e qualquer variação microestrutural e da textura, possivelmente apresentados pelos materiais em estudo, não tenham nenhuma influência do processo de laminação a frio.

A textura de laminação a frio dos materiais cúbicos de corpo centrado se caracterizam por apresentarem suas orientações principais localizadas em duas fibras parciais: {hkl}<110> e {111}<uvw>. A primeira é chamada de fibra DL por ter as direções <110>, pertencentes a várias orientações, paralelas a esta direção. A segunda é chamada de fibra DN por ter os planos {111} de várias componentes paralelos ao plano da chapa. A FIG. 2.8 mostra uma textura típica de um aço baixo carbono laminado a frio.

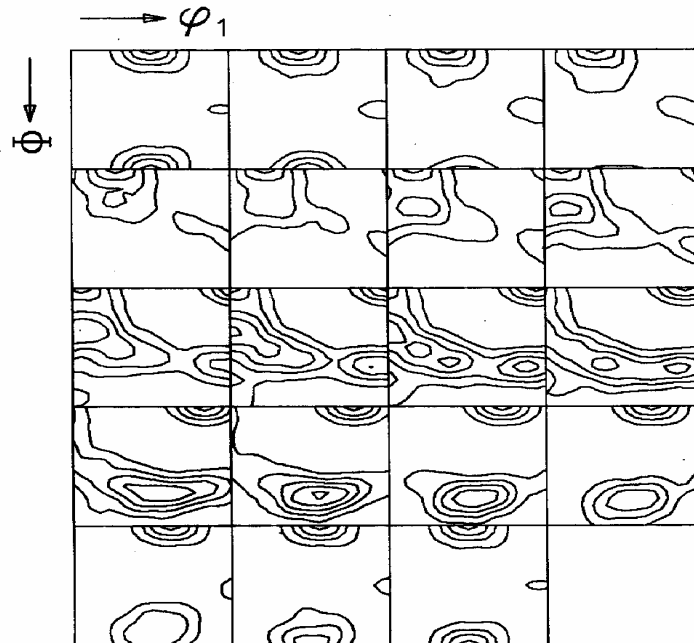


FIG. 2. 8 - Textura de um aço baixo carbono laminado 60% a frio; seções de $\varphi_2 = 0^\circ$ a $\varphi_2 = 90^\circ$, em intervalos de 5° . Notação de Bunge (Viana, 2003).

As fibras DL e DN são melhores observadas na seção de $\varphi_2 = 45^\circ$, pois esta seção contém todas as orientações de interesse. A FIG. 2.9 mostra as seções de $\varphi_2 = 05$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ da textura de um aço livre de intersticiais, laminado 60% a frio.

Pode-se observar que a fibra DL vai de $\{001\}\langle 1-1\ 0 \rangle$ até próximo de $\{110\}\langle 1-1\ 0 \rangle$ e a fibra DN envolve orientações que vão de $\{111\}\langle 1\ 1-2 \rangle$ a $\{111\}\langle 1-1\ 0 \rangle$, passando por $\{111\}\langle 1\ 2\ -3 \rangle$. A orientação $\{001\}\langle 110 \rangle$, também observada na seção de $\varphi_2 = 0^\circ$ (em $\phi = 0^\circ$, $\varphi_1 = 45^\circ$), é característica da laminação a frio de aços ferríticos e tende a ser consumida durante a recristalização (Viana 2003).

Ao analisar os aços inoxidáveis ferríticos, descritos na seção 2.4.1, Raabe e Lucke (1993) investigaram após deformação a frio: a origem de uma orientação, para onde ela gira durante a deformação e a que taxa essas orientações giram e verificaram que a textura de laminação a frio é fortemente dependente da textura de laminação a quente inicial.

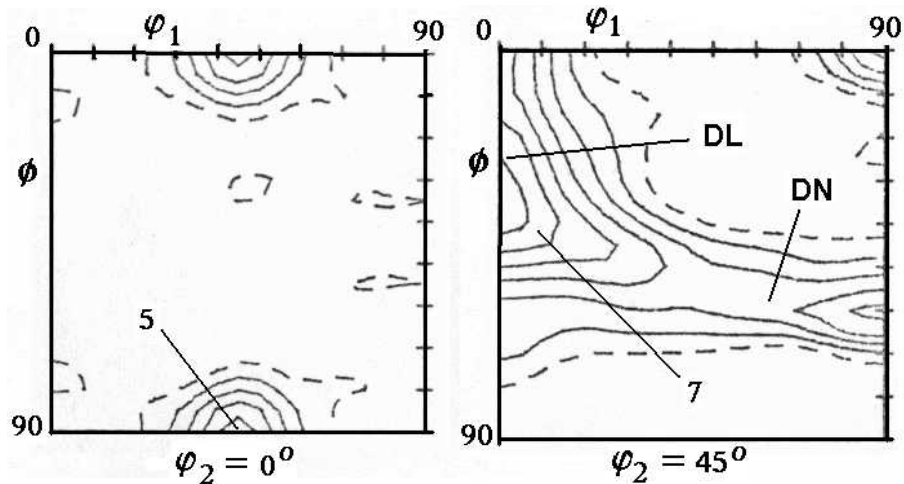


FIG. 2. 9 - Seções de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ de um aço LI laminado 60% a frio (Viana, 2003).

Os autores observaram que, nos aços com Nb e Ti, um enfraquecimento da componente $\{011\}\langle 110 \rangle$ nas texturas de laminação a frio e a componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ torna-se máxima substituindo a textura $\{011\}\langle 110 \rangle$.

Em 1999, Hutchinson investigou a textura de deformação em aços de baixo carbono laminados 50%, 74% e 95% e observou que as principais componentes se concentram em duas famílias. A fibra α com $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação e a fibra γ com os planos $\{111\}$ paralelos ao plano da chapa, como mostra a FIG. 2.10a-c, enquanto a FIG. 2.10d mostra um ábaco com as principais orientações.

Em 1983, Lewis e Pickering avaliaram o desenvolvimento da textura em 3s tipos de aços inoxidáveis (17%Cr - baixo-(C+N), 17%Cr - alto-(C+N) e 17%Cr - baixo-(C+N)-Nb).

Os autores trabalharam com deformações de 35%, 75% e 95% de redução a frio e após avaliarem as texturas resultantes, observaram que para uma mesma redução a textura produzida em todos os materiais foi idêntica. Após 35% de redução a principal componente foi $\{111\}\langle 112 \rangle$, com alguma $\{100\}\langle 001 \rangle$.

Com 75% de deformação a componente $\{111\}\langle 112 \rangle$ é substituída pelas componentes $\{111\}\langle 1-1\ 0 \rangle$ e $\{112\}\langle 1-1\ 0 \rangle$, juntamente com um aumento da componente $\{100\}\langle 011 \rangle$.

Na redução de 95% a maior componente presente nos materiais foi $\{100\}\langle 011\rangle$, com uma intensidade 4,5 vezes maior que a aleatoriedade e uma queda forte da componente $\{112\}\langle 110\rangle$.

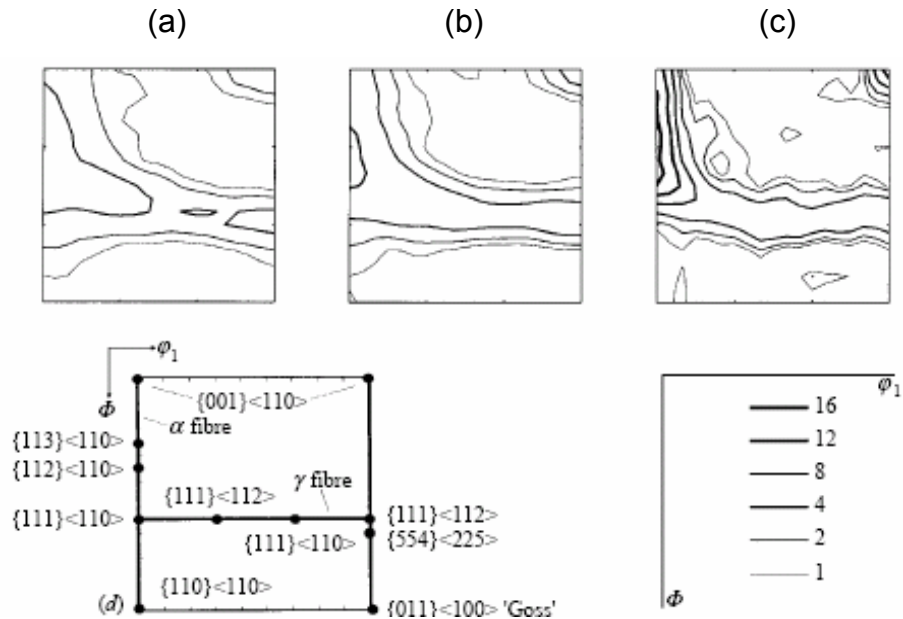


FIG. 2. 10 - ODF ($\phi_2=45^\circ$) de um aço baixo carbono laminado a frio (a) 50%, (b) 74%, (c) 95% e (d) ábaco com as principais componentes (Hutchinson, 1999).

Filho e colaboradores (2005) analisaram um aço inoxidável ferrítico (16% Cr e 0,37% Nb) e observaram em sua textura um a presença da fibra γ , com máximos nas direções $\langle 121\rangle$, $\langle 231\rangle$ e $\langle 110\rangle$ e intensidade de 9,5. Também foi observada a fibra parcial α , com componentes fortes em $\{112\}$ e $\{223\}$ e, em menores intensidades, as componentes $\{001\}$ nas direções $\langle 110\rangle$ e $\langle 120\rangle$.

2.4.3 TEXTURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO RECOZIDO

Ao analisar a textura dos aços inoxidáveis, citados na seção 2.4.1, Raabe e Lucke (1993) verificaram que após deformações de 50-70% na laminação, o aumento da componente de Goss pode ser visto na textura de recristalização, conforme mostra a FIG. 2.11a. O máximo da componente de Goss após 70% de

deformação e recozimento se correlaciona com o máximo de $\{111\}\langle 112\rangle$ na textura de laminação (FIG. 2.11b) em $s = 0,8$.

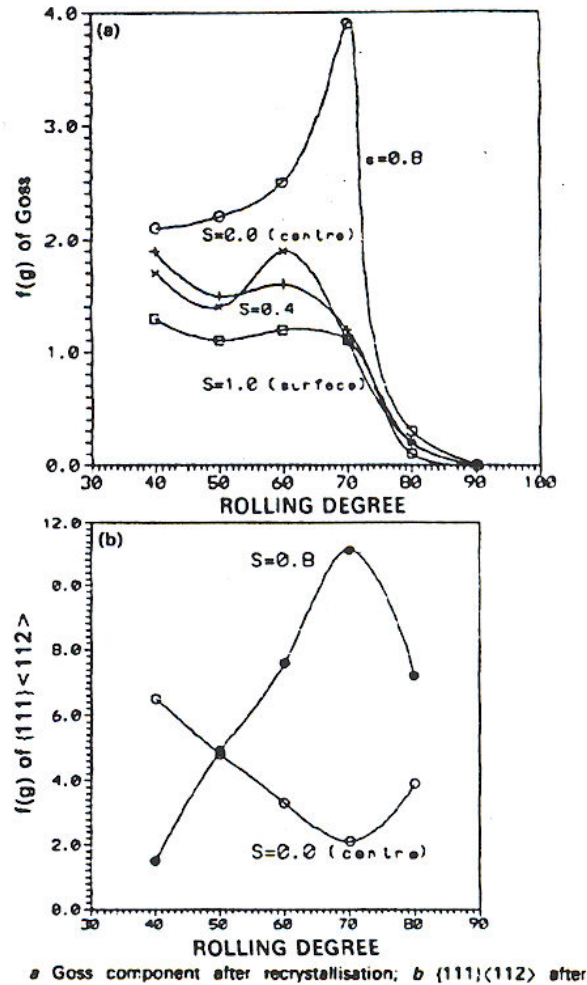


FIG. 2. 11 - Intensidade da textura numa amostra de aço inoxidável com 17%Cr para várias deformações e várias regiões através da espessura. (RAABE, D., LUCKE, K., 1993).

Nesta camada, a componente de Goss foi herdada do material laminado a quente e girou durante a laminação a frio abaixo para $\{111\}\langle 112\rangle$ e $\{001\}\langle 110\rangle$. Esta rotação conduziu supostamente à manutenção das bandas de transição com a orientação de Goss preservada entre as rotações dos grãos. Devido à fina

estrutura de células é esperado que a textura de Goss possa nuclear nas bandas de transição.

Os autores também observaram que após o recozimento, as amostras que sofreram deformação superior a 70% e que não apresentavam partículas estáveis ou com poucas partículas dispersas, a presença de carbonitreto finos e estáveis dispersos na matriz pode influenciar diretamente na textura de recristalização, pois essas partículas retardam a recristalização.

Em 2004, NAVE, BARNETT e BELADI observaram que a orientação de Goss na textura de recristalização surge nos aços devido à presença de bandas de cisalhamento dentro de grãos com orientação $\{111\}\langle 112\rangle$. Essas bandas surgem quando se tem nos aços tamanhos de grão inicial grosseiro e átomos de carbono em solução.

LEWIS e PICKERING (1983) verificaram que, para os aços da classe 17%Cr - baixo-(C+N), após 75% e recristalização a componente $\{111\}$ apresenta-se relativamente fraca (intensidade=1,9) e a componente que apresenta maior intensidade é $\{100\}\langle 011\rangle$, com intensidade igual a 2,5.

Nos aços da classe 17%Cr - alto-(C+N) observou-se que, em relação à deformação de 35%, a componente $\{100\}$ da estrutura recristalizada diminui, porém para maiores reduções essa componente permanece constante. Também a componente $\{111\}$ fica mais intensa à medida que se aumenta o teor de intersticiais.

Nos aços da classe 17%Cr - baixo-(C+N)-Nb observou-se uma forte presença da componente $\{111\}\langle 112\rangle$ e uma fraca presença da componente $\{100\}\langle 011\rangle$.

Os aços com Nb mostraram componentes $\{111\}$ muito mais fortes que os aços sem Nb e isso mostra claramente que o Nb promove o desenvolvimento da textura de recristalização $\{111\}\langle 112\rangle$.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL UTILIZADO

Os materiais utilizados nesse estudo foram dois aços inoxidáveis ferríticos, onde um é do tipo AISI 430A (16% Cr) e o outro é do tipo AISI 430E (16%Cr, 0,36% Nb, 0,10%Ti), gentilmente cedidos pela ACESITA em forma de bobina quente decapada, com espessura inicial de 4 mm. Em seguida, amostras desta chapa foram deformadas 80% a frio, no laminador piloto do IME, e recozidas em banho de sal por 30 segundos, no Centro de Pesquisas da CSN.

As temperaturas utilizadas nos tratamentos térmicos foram definidas de acordo com a faixa de recristalização de cada material.

Para o aço 430A utilizaram-se as seguintes temperaturas: 750°C, 800°C, 850°C e 900°C. Para o aço 430E as temperaturas de recozimento foram: 825°C, 850°C e 875°C. A FIG. 3.1 mostra o forno utilizado, no Centro de Pesquisas da CSN, para o tratamento térmico de recozimento.

A TAB. 3.1 apresenta a composição química, em percentagem de peso, dos materiais analisados, fornecida pela ACESITA.

TAB. 3. 1 - Composição química dos aços analisados (% em peso).

| | C | Mn | S | P | Si | Al | Cr | Ni | Nb | Ti | V | N |
|-------------|----------|-----------|----------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|----------|----------|
| 430A | 0,052 | 0,425 | 0,001 | 0,026 | 0,460 | 0,004 | 16,096 | 0,269 | 0,023 | 0,009 | 0,045 | 0,055 |
| 430E | 0,018 | 0,206 | 0,001 | 0,032 | 0,323 | 0,003 | 16,227 | 0,289 | 0,363 | 0,104 | 0,046 | 0,021 |

3.1.1 IDENTIFICAÇÃO DAS AMOSTRAS

As amostras recozidas foram identificadas de acordo com o tipo de material e com a temperatura de tratamento térmico a que foram submetidas, passando a terem a identificação apresentada na TAB. 3.2.

TAB. 3. 2 - Identificação das amostras submetidas a tratamento térmico de recristalização.

| Amostra | Material | Temperatura de Recozimento (°C) |
|----------------|-----------------|--|
| 430A750 | 430A | 750 |
| 430A800 | 430A | 800 |
| 430A850 | 430A | 850 |
| 430A900 | 430A | 900 |
| 430E825 | 430E | 825 |
| 430E850 | 430E | 850 |
| 430E875 | 430E | 875 |

Já as amostras como recebidas e laminadas a frio receberam a identificação mostrada na TAB. 3.3.

TAB. 3. 3 - Identificação das amostras laminadas a quente e laminadas a frio.

| Amostra | Material | Condição de Processamento |
|----------------|-----------------|-------------------------------------|
| 430ABQ | 430A | Laminada a Quente (Bobina a quente) |
| 430ABF | 430A | Laminada a Frio 80% (Bobina a frio) |
| 430EBQ | 430E | Laminada a Quente |
| 430EBF | 430E | Laminada a Frio 80% |

3.2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.2.1 LAMINAÇÃO A QUENTE

As amostras na condição de laminadas a quente foram cedidas pela ACESITA com espessura de 4 mm, porém as condições de processamento não foram fornecidas.

3.2.2 LAMINAÇÃO A FRIO

Os aços em estudo foram laminados 80% a frio no laminador piloto do IME, cuja FIG. 3.1 mostra o equipamento utilizado.

Foram realizadas deformações de 80% com 4 passes, onde, em cada passe, a espessura foi reduzida 0,8 mm, sempre respeitando o critério $\Delta < 1$.



FIG.3. 1 - Laminador piloto do IME.

Aqui serão apresentados os valores de deformação aplicados em cada passe durante a laminação a frio, a fim de mostrar que durante a deformação a frio não se introduziu nos materiais nenhum tipo de heterogeneidade proveniente de deformação. A seqüência de deformação utilizada no laminador do IME para os dois tipos de aço é mostrada na TAB. 3.4. Como se vê, todos os valores de Δ estão abaixo de 1,0.

TAB. 3. 4 - Seqüência de laminação a frio utilizada.

| Passe | Espessura inicial (mm) | Espessura final (mm) | R (%) | Parâmetro Δ |
|--------------|-------------------------------|-----------------------------|--------------|--------------------------------------|
| 1 | 4,0 | 3,2 | 20 | 0,50 |
| 2 | 3,2 | 2,4 | 25 | 0,43 |
| 3 | 2,4 | 1,6 | 33 | 0,36 |
| 4 | 1,6 | 0,8 | 50 | 0,26 |

3.2.3 RECOZIMENTO

As amostras trabalhadas a frio sofreram tratamento térmico para recristalização em banho de sal, nos fornos de tratamento térmico do Centro de Pesquisas da CSN, com o intuito de simular o recozimento contínuo.

As temperaturas utilizadas neste tratamento foram de 750°C, 800°C, 850°C e 900°C para o aço 430A e de 825°C, 850°C e 875°C para o 430E. Todos os tratamentos duraram 30 segundos, seguidos de resfriamento ao ar.

Para esse tratamento as amostras foram cortadas em guilhotina, com cuidado para não afetar a microestrutura (As amostras tinham dimensões de 30 x 20 mm).



FIG.3. 2. Forno utilizado para tratamento térmico.

3.2.4 METALOGRAFIA QUANTITATIVA

Os materiais analisados nesse trabalho tiveram suas microestruturas caracterizadas através de microscopia ótica, no laboratório de metalografia da UFF - EEIMVR, onde se utilizou o programa “Image Pro Plus”. A FIG. 3.3 mostra o equipamento utilizado para a análise via microscopia ótica.



FIG.3. 3 – Microscópio Óptico e analisador de imagem “Image Pro-Plus”.

Após o tratamento térmico, as amostras foram embutidas a quente, em baquelite, de forma que a seção a ser observada fosse sempre a seção longitudinal (direção de laminação). Em seguida as amostras foram lixadas em politrizes com lixas d’água de 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh. O polimento foi mecânico com pasta de diamante 6, 3 e 1 μ m e a microestrutura foi revelada por imersão em regente Villela (95 ml de álcool etílico, 1 grama de ácido pícrico e 5 ml de HC) por 50 segundos.

O cálculo do tamanho de grão foi feito de acordo com a norma ASTM E112 e utilizou-se o método do intercepto Heyn. Foram utilizados cinco campos para cada amostra, sendo que nas amostras laminadas a quente utilizou-se um aumento de 200X, enquanto nas amostras recristalizadas utilizou-se micrografias com aumento de 500X.

3.2.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS – X

A forma mais tradicional de avaliação cristalográfica dos materiais é, com certeza, a difração de raios – X, na qual milhares de cristais são iluminados simultaneamente, proporcionando uma medida volumétrica da quantidade de grãos na condição de Bragg para cada posição do espaço de orientação da amostra. Esta técnica permite uma análise da textura global e é também conhecida por macrotextura. Embora seja uma ferramenta já consagrada em ciência dos materiais, a sua resolução espacial é muito baixa e, por conseguinte, incapaz de determinar a orientação de um grão em particular, exceto no caso de materiais com granulometria extremamente grosseira (PINTO, 2003).

Neste trabalho somente as amostras laminadas a quente (430ABQ e 430EBQ) e as amostras laminadas a frio (430ABF e 430EBF) foram analisadas por difração de raios – X.

Nas amostras laminadas a quente, as análises foram feitas somente em regiões próximas à superfície das amostras, enquanto nas amostras laminadas a frio as análises foram feitas mais próximas do centro. Todas as difrações foram realizadas no plano da superfície da chapa.

As difrações de Raios – X foram realizadas na UFC e o equipamento utilizado foi um difratômetro modelo X'PERT TEXTURE da PHILIPS. A FIG. 3.4 mostra o equipamento utilizado. A radiação utilizada foi Mo $\kappa\alpha$. Os dados das figuras de pólo diretas foram coletados, armazenados e configurados pelos programas do próprio aparelho.



FIG.3. 4 – Difratorômetro Philips utilizado para análise da textura.

3.2.6 EBSD E MIO

A Difração de Elétrons Retro-Espalhados (EBSD) é uma técnica utilizada em conjunto com a microscopia eletrônica de varredura (MEV), onde se obtém informações cristalográficas dos materiais (LOPES, 2000). Este método permite descrever a distribuição espacial das informações cristalográficas relacionadas às orientações individuais dos cristais do material, em paralelo com a observação microestrutural. Estas orientações são capturadas através dos padrões de Kikuchi, que consistem em bandas de alta intensidade obtidas pela difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Os elétrons incidentes na amostra, inclinada de 70° , difratam nos planos favorecidos pela lei de Bragg. Isto resulta no aparecimento de dois cones de difração de elétrons que são as linhas de Kikuchi. Cada banda ou par de linhas representa um plano cristalográfico particular. Ou seja, o padrão de Kikuchi é um mapa de relação angular no cristal. Estes dados são capturados por uma câmara de vídeo de onde são transferidos, pixel a pixel, para um computador, onde são analisados e indexados (MIO), conforme mostra FIG. 3.5. Esta técnica é de extremo valor para a caracterização dos materiais.

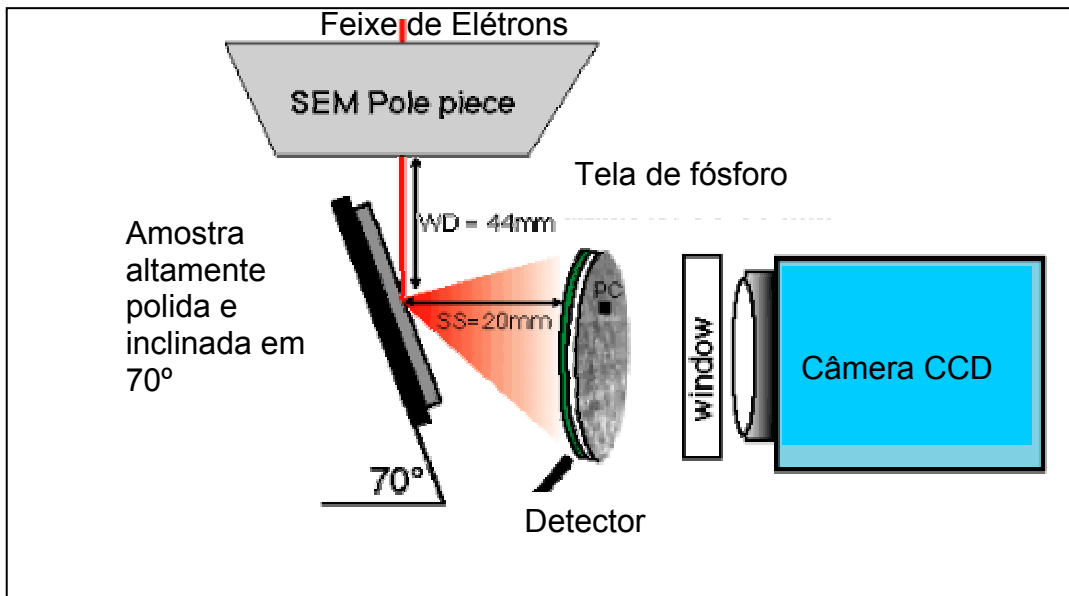


FIG. 3. 5 – Posicionamento da amostra no MEV para obtenção dos padrões de Kikuchi.

Durante a realização das varreduras, o EBSD do IME não estava disponível. Devido a esse motivo as varreduras foram feitas na UFC, utilizando-se um EBSD da OXFORD, instalado num MEV da PHILIPS, modelo XL – 30 SERIES, com filamento LaB6. Todas as análises foram feitas com tensão de 20kV, corrente do filamento de $70\mu\text{A}$, “spot size” de 6, WD (distância de trabalho) entre 10 e 15 mm, inclinação do porta amostra de 70° e aumento de 400X. Cada pixel varrido tem aproximadamente $1,4\ \mu\text{m}^2$ de área. A FIG. 3.6 mostra o equipamento utilizado para realização da técnica de EBSD.

Foram construídos gráficos da distribuição dos IQs (índices de qualidade da imagem), mapas de IQ, onde, numa escala de cinza, se atribuem valores para cada ponto, ou pixel, sendo que os mais claros correspondem aos IQs maiores e os mais escuros aos mais baixos valores. Essa diferença nos tons dos diferentes IQs está diretamente ligada à quantidade de defeitos cristalinos presente na rede do material analisado, no ponto analisado.

Foram construídos mapas de orientação, nos quais cada cor corresponde a um plano paralelo à superfície onde esta sendo feita a varredura. Para a

identificação desses planos utiliza-se um triângulo estereográfico de referência. Através dos mapas de orientação pode-se de forma rápida e direta ter uma constatação da textura, além da identificação das orientações (LOPES, 2000).



FIG.3. 6 – Equipamento utilizado para realização do EBSD.

A preparação das amostras analisadas por EBSD foram submetidas à polimento em sílica coloidal, por 90 minutos, após terem passados pelas etapas de lixamento e polimento descritas na seção 3.2.4.

3.2.7 PROGRAMA “MENU DE TEXTURE” (MT)

Esse programa é formado por um conjunto de programas, de criação do professor Jean Savoie, na Universidade de McGill, em 1994, o qual se baseia nas conhecidas equações de Bunge e são utilizados com o objetivo de gerar os arquivos necessários para construção dos gráficos das ODFs, além de prever algumas propriedades mecânicas, como Módulo de Elasticidade, Lugar Geométrico de Escoamento, Coeficiente de Anisotropia Plástica, entre outros.

O Grupo de Textura e Conformação do IME criou alguns programas que geram arquivos de transferência para entrada no MT.

3.2.8 CONVERSÃO DE ARQUIVOS “*.TSV” E “*.CSV” EM “*.ANG” (UFC-CONV.EXE).

Neste trabalho foi necessário que se escrevesse um programa que possibilitasse a conversão dos arquivos de saída do EBSD da UFC para arquivos que pudessem ser utilizados pelo MT, no IME. Em princípio, os arquivos das varreduras realizadas na UFC eram incompatíveis com os de entrada no MT.

Após realizar varreduras na UFC, dois tipos de arquivos de dados eram gerados, um com extensão “*.CSV”, que fornece os ângulos de Euler para cada pixel varrido, e outro com extensão “*.TSV”, que consta de uma matriz de 512 colunas por 384 linhas, contendo os valores de IQ correspondentes a cada pixel varrido. Diante desses dois arquivos, criou-se um programa denominado UFC-CONV.EXE que transforma esses dois arquivos em um arquivo de extensão “*.ANG”, necessário para a construção dos arquivos de entrada do MT e para alguns programas do EBSD do IME.

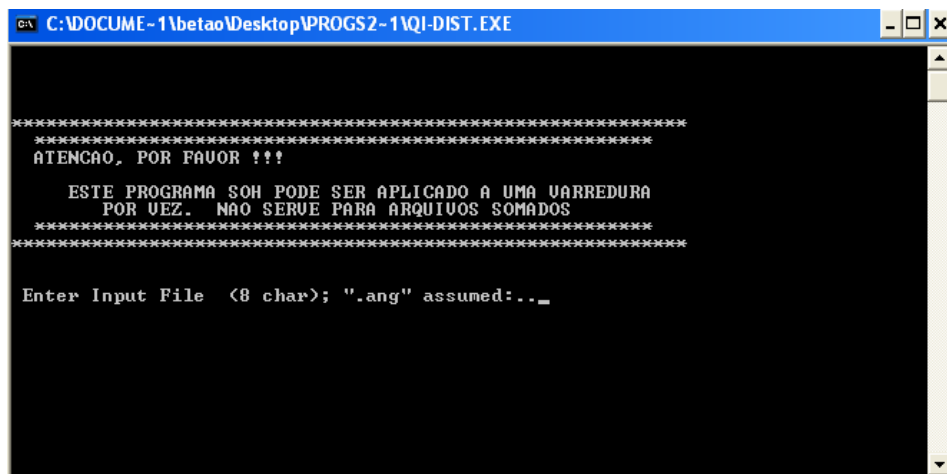
3.2.9 CONVERSÃO DE ARQUIVOS “*.ANG” EM “*.ORI”.

Depois de gerados os arquivos de extensão “*.ANG”, pode-se fazer uso, normalmente, dos programas que o Grupo de Texturas e Conformação (GTC) do IME possui em seu acervo, além de alguns programas do EBSD do próprio IME. Entre esses programas utilizou-se primeiramente um denominado “Grain-IQ.exe” que tem como função converter os arquivos de orientação, de extensão “*.ANG” em arquivos com extensão “*.ORI”, que são os dados de entrada para o programa MT. A partir daí é possível obter várias informações a respeito das texturas dos materiais em estudo. As dificuldades derivadas de todas essas transformações – que se refletiram nos arquivos “*.ANG” gerados - serão descritas mais adiante.

3.2.10 DISTRIBUIÇÃO DOS IQs (QI-DIST.EXE)

Daqui a diante foi utilizado um programa, QI-DIST.EXE, escrito no âmbito da dissertação, a fim de facilitar a interpretação dos dados gerados pelas varreduras realizadas.

Este programa utiliza como dados de entrada os arquivos de extensão "*.ANG" e tem como objetivo obter curvas de distribuição dos valores de IQ. Com esse programa foi possível, para todas as amostras varridas, dividir os valores de IQ em 40 intervalos iguais e com isso construir curvas que representassem a frequência dos valores versus valores de IQ.



```
C:\DOCUME~1\betao\Desktop\PROGS2-1\QI-DIST.EXE
*****
*****
***** ATENCAO, POR FAVOR !!! *****
*****
***** ESTE PROGRAMA SOM PODE SER APLICADO A UMA VARREDURA
***** POR UEZ. NAO SERUE PARA ARQUIVOS SOMADOS *****
*****
*****
Enter Input File <8 char>; ".ang" assumed:.._
```

3.2.11 “GAUSSFIT.EXE”

Este programa surgiu da necessidade de separar as duas curvas de distribuição de IQ – referentes aos grãos recuperados e aos recristalizados - presentes nos gráficos de IQ das amostras parcialmente recristalizadas, para poder determinar as texturas individuais dos grãos nestas duas condições. Isto foi

feito ajustando-se gaussianas do tipo $y = K.e^{-\left(\frac{x-H}{b}\right)^2}$ aos pontos.

3.2.13 NOVA DISTRIBUIÇÃO DOS VALORES DE IQ (GRAINSUB.EXE)

Depois de descoberto o ponto de intersecção entre as gaussianas da região recristalizada e da recuperada foram novamente construídos gráficos de IQs das amostras parcialmente recristalizadas com o auxílio do programa “GRAINSUB.EXE”. Este programa gera novos arquivos de extensão “*.ANG” e considera somente os valores de IQ maiores que o valor de IQ encontrado no ponto de intersecção entre as gaussianas das regiões recuperada e recristalizada.



```
*****
*****
ATENCAO, POR FAVOR !!!

ESTE PROGRAMA ACHA A INTERSECAO ENTRE DUAS GAUSSIANS.
PARA CADA GAUSSIANA, AS COORDENADAS DO PONTO MAXIMO
<H,K> E A SEMI-LARGURA, b, SAO PEDIDAS. H, K E b SAO
GERADOS PELO PROGRAMA GAUSSFIT.for PARA CADA CURVA.
*****
OBS: Os "H" sao valores de IQ e os "K" de frequencia.
*****
OBS: No input, H1 de ser menor que H2.
*****

ENTRE com <H1, K1, b1> e <H2, K2, b2>:..
```

De posse do novo arquivo “*.ANG” foi possível determinar, por exemplo, a textura somente dos grãos recristalizados.

3.2.14 PROGRAMA DE SOMA E / OU SUBTRAÇÃO DE ODFs (“ODF-SUM4.EXE”)

Este programa permite adicionar ou subtrair ODFs, pois ele encontra arquivos de extensão “*.ODF” gerados pelo MT e cria um outro arquivo, também, de extensão “*.ODF” somente de grãos não-recristalizados, através da combinação linear de duas ODF’s, podendo ser, por exemplo a subtração entre “.ODF” total e o arquivo “.ODF” recristalizado.

```
CA C:\DOCUME-1\betao\Desktop\PROGS2-1\ODF-SUM4.EXE
CALCULO DA SOMA OU SUBTRACAO DE DUAS ODFs
(C) C. S. DA COSTA VIANA - IME, 2001

*****
This programme adds or subtracts two ODF Fi2 files called
ODF1 and ODF2, creating a third ODF3 file according to

      ODF3 = x1*ODF1 + x2*ODF2

where x1 and x2 are multipliers. If x1 = 1 and x2 = -1 a
simple subtraction takes place. Either (or both) x1 and
x2 may be greater os less than 1.

*****

ENTER ODF1 FILE (12 char. max.):.. _
```

4. RESULTADOS

4.2 METALOGRAFIA E TAMANHO DE GRÃO

4.2.1 LAMINAÇÃO A QUENTE

As FIGs. 4.1 e 4.2 apresentam as micrografias ópticas do aço 430A, na condição de laminado a quente, da borda e do centro da espessura, respectivamente. Não foi realizada medida do tamanho de grão dessa amostra devido à heterogeneidade dos grãos através da espessura. Na FIG. 4.2, notam-se partículas alinhadas na direção de laminação.

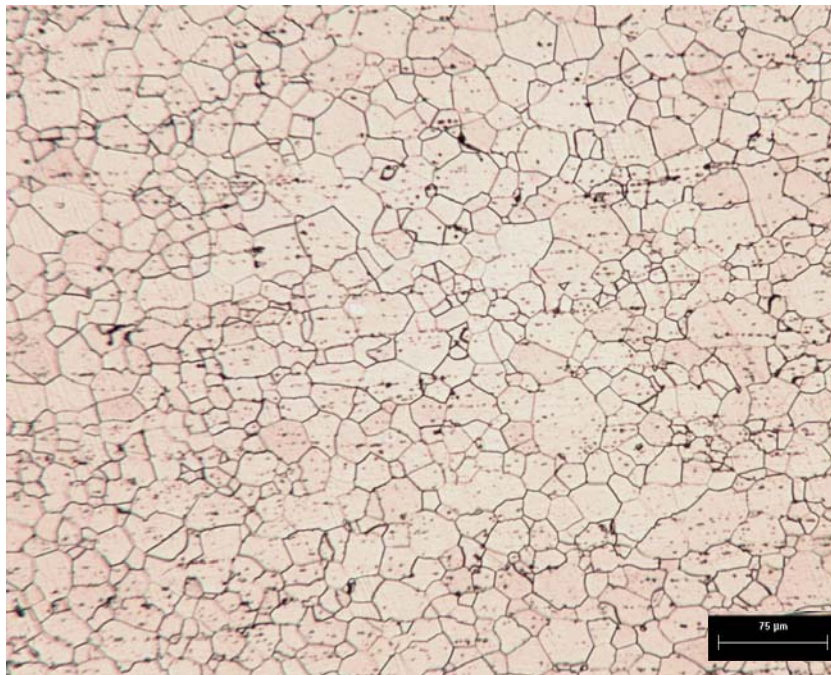


FIG. 4. 1 - Micrografia da borda da seção longitudinal do aço 430A laminado a quente. Aumento 50X.

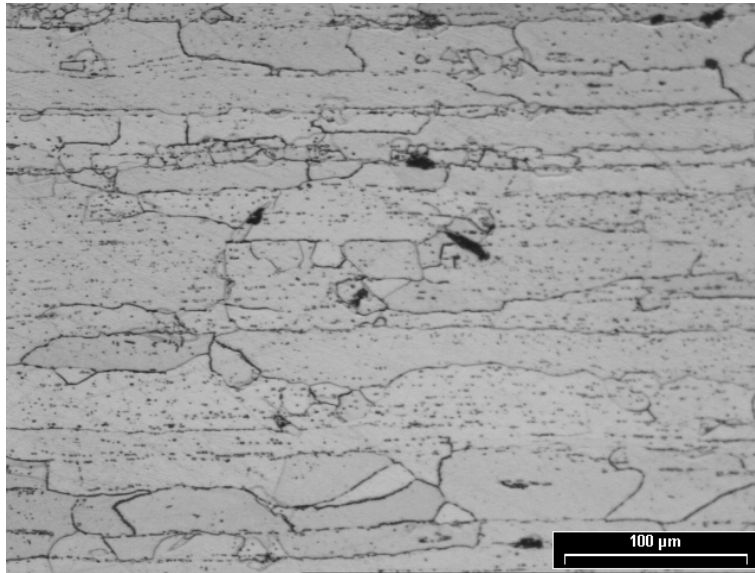


FIG. 4. 2 - Micrografia do centro da amostra do aço 430A laminado a quente, na seção longitudinal. Notam-se partículas alinhadas em DL. Aumento 200X.

As FIGs. 4.3 e 4.4 apresentam as micrografias ópticas do aço 430E, na condição de laminado a quente, da borda e do centro, respectivamente. O tamanho de grão médio desse material se encontra em torno de 85 μ m.

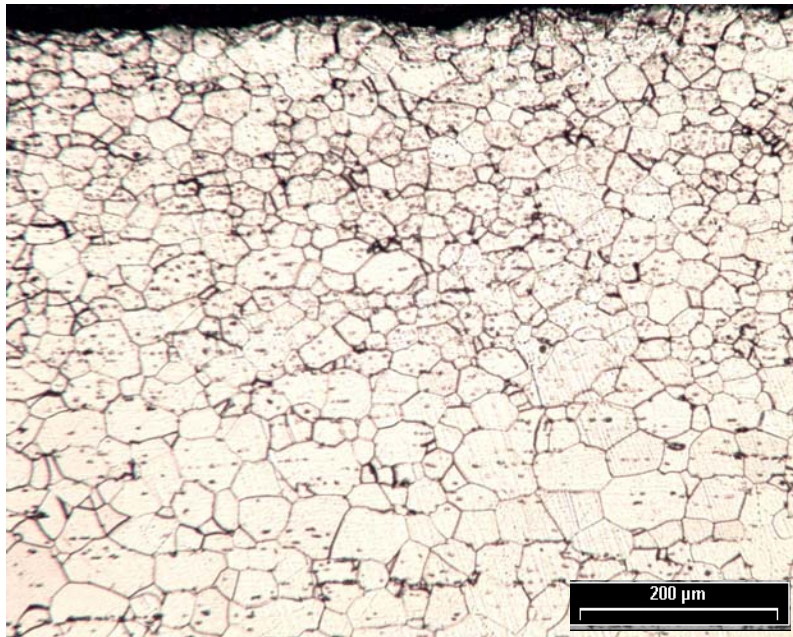


FIG. 4. 3 - Micrografia da borda da amostra do aço 430E laminado a quente, na seção longitudinal. Aumento 100X. DL é horizontal.

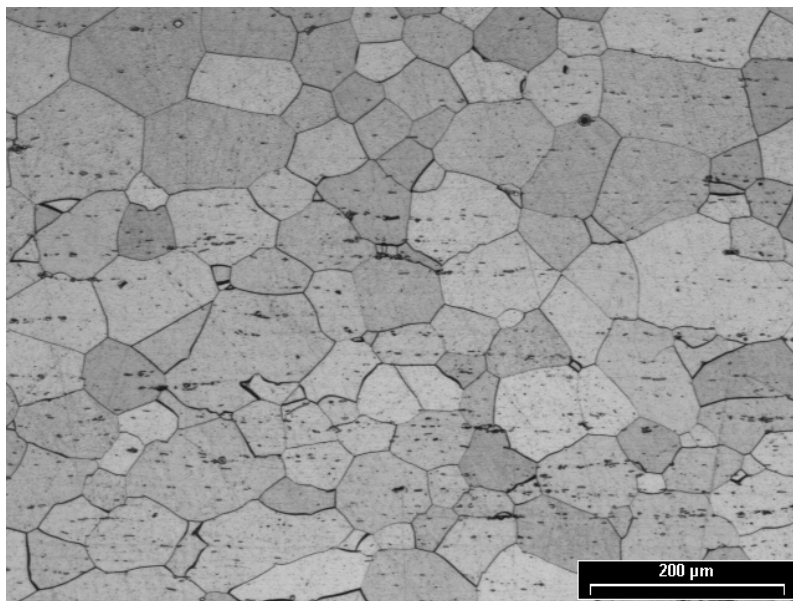


FIG. 4. 4 - Micrografia do centro da amostra do aço 430E laminado a quente, na seção longitudinal. Aumento 100X. DL é horizontal.

4.2.2 LAMINAÇÃO A FRIO

As FIGs. 4.5 e 4.6 apresentam as micrografias ópticas dos aços 430A e 430E laminado 80% a frio, respectivamente. Seção longitudinal.



FIG. 4. 5 - Micrografia da seção longitudinal da amostra do aço 430A laminado 80% a frio. Aumento 200X. DL é horizontal.

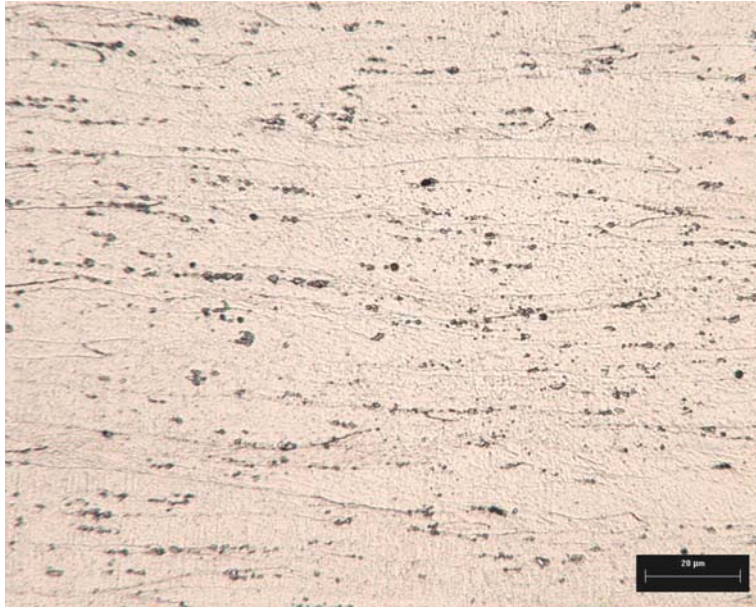


FIG. 4. 6 - Micrografia da seção longitudinal da amostra do aço 430E laminado 80% a frio. Aumento 200X. DL é horizontal.

4.2.3 AMOSTRAS PARCIALMENTE E COMPLETAMENTE RECRISTALIZADAS

4.2.3.1 AMOSTRAS DO 430A

A FIG. 4.7 apresenta a microestrutura do material 430A recozido à 750°C, com aumento de 50X. Microestrutura parcialmente recristalizada.

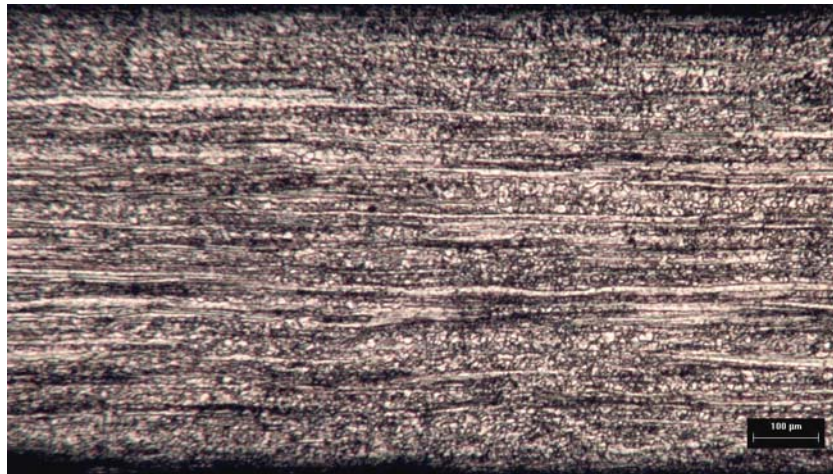


FIG. 4. 7 - Micrografia da seção longitudinal do material 430A recozido a 750°C. Aumento 50X. DL é horizontal.

A FIG. 4.8 mostra a microestrutura do material 430A recozido à 800°C com um aumento de 200X. Microestrutura completamente recristalizada.

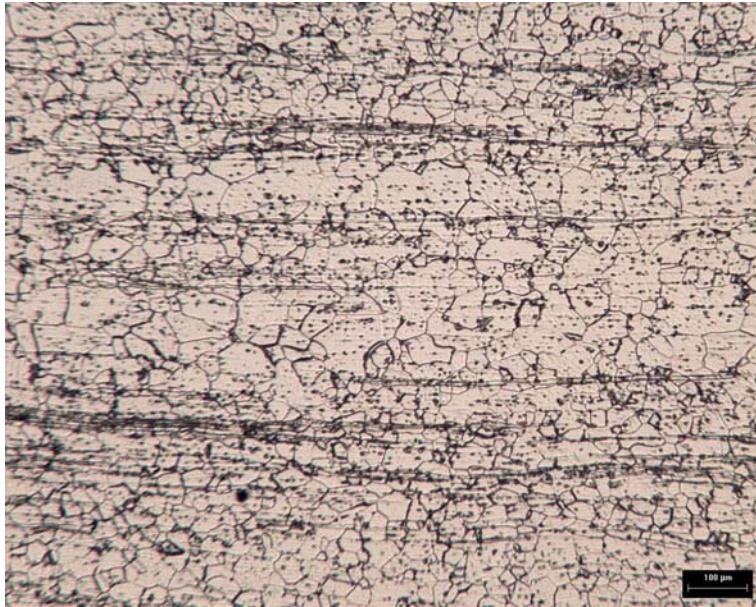


FIG. 4. 8 - Micrografia da seção longitudinal do material 430A recozido a 800°C. Aumento 200X. DL é horizontal.

A FIG. 4.9 apresenta a microestrutura do material 430A recozido à 850°C com um aumento de 200X. Microestrutura completamente recristalizada.

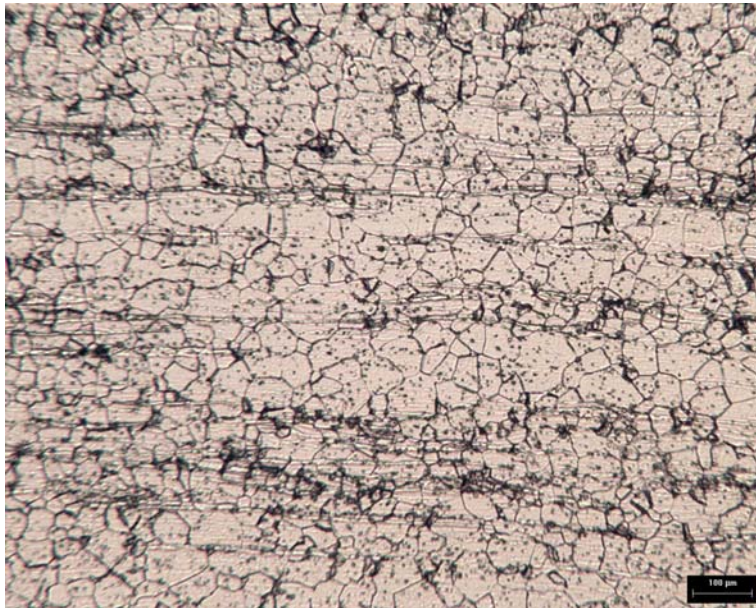


FIG. 4. 9 - Micrografia da seção longitudinal do material 430A recozido a 850°C. Aumento 200X. DL é horizontal.

A FIG. 4.10 apresenta a microestrutura do material 430A recozido à 900°C com um aumento de 200X. Microestrutura completamente recristalizada e granulometria mais homogênea.

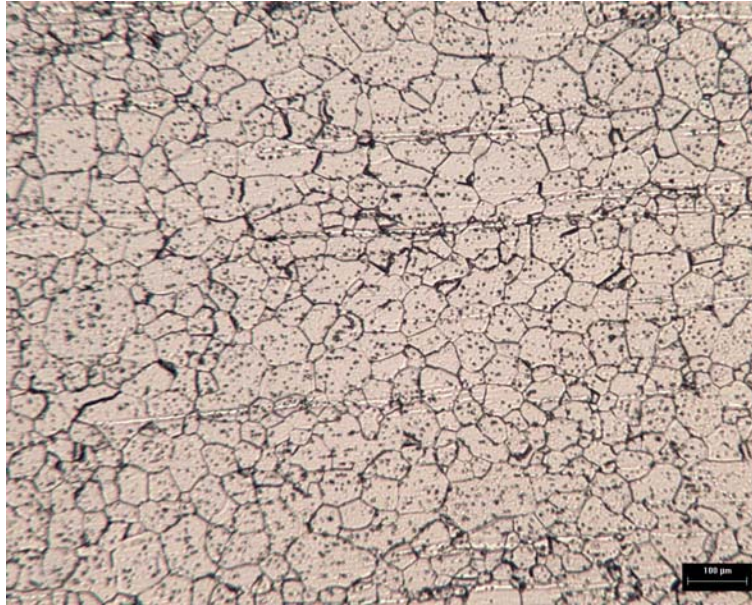


FIG. 4. 10 - Micrografia da seção longitudinal do material 430A recozido a 900°C. Aumento 200X. DL é horizontal.

4.2.3.2 AMOSTRAS DO 430E

A FIG. 4.11 apresenta a microestrutura do material 430E recozido à 825°C. observa-se que o material apresenta-se parcialmente recristalizado.

A FIG. 4.12 apresenta a microestrutura do material 430E recozido à 850°C. Pode-se observar que o material ainda encontra-se parcialmente recristalizado, com grãos alongados na direção de laminação.

A FIG. 4.13 apresenta a microestrutura do material 430E recozido à 875°C, que se encontra totalmente recristalizada.

A TAB. 4.1 apresenta o tamanho de grão das amostras completamente recristalizadas, para os dois materiais, e da amostra 430EBQ.

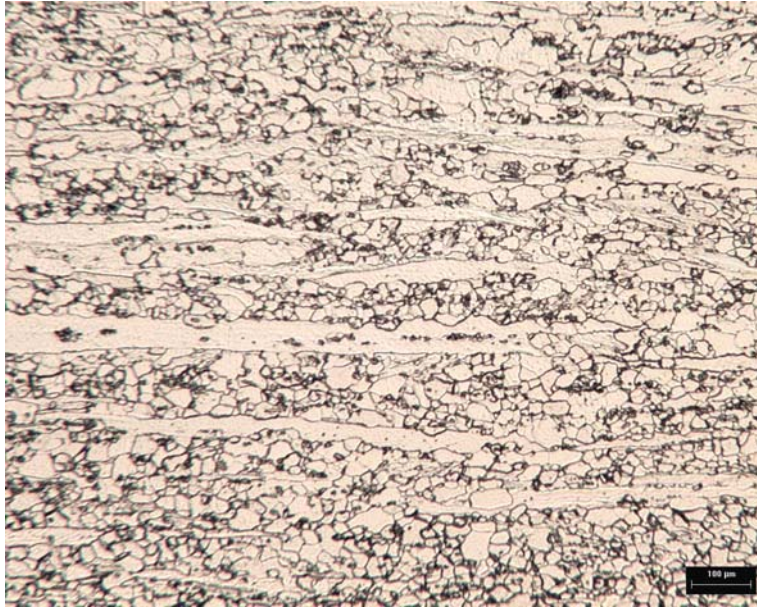


FIG. 4. 11 - Micrografia da seção longitudinal do material 430E recozido a 825°C. Aumento 200X. DL é horizontal.

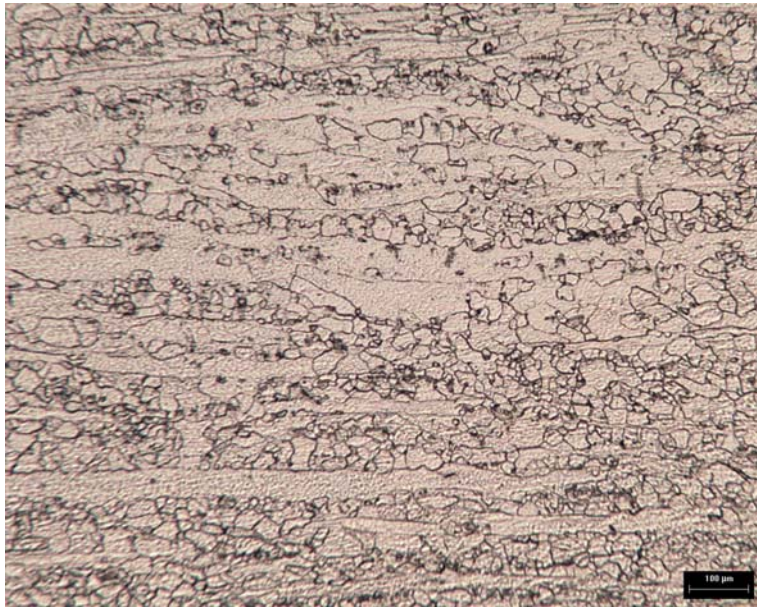


FIG. 4. 12 - Micrografia da seção longitudinal do material 430E recozido a 850°C. Aumento 200X. DL é horizontal.



FIG. 4. 13 - Micrografia da seção longitudinal do material 430E recozido a 875°C. Aumento 200X. DL é horizontal.

TAB. 4. 1 – Tamanho de grão em μm .

| Amostra | Tamanho de Grão Médio - μm |
|----------------|---|
| 430A800 | 17 |
| 430A850 | 21 |
| 430A900 | 23 |
| 430875 | 21 |
| 430EBQ | 85 |

4.3 FRAÇÃO RECRISTALIZADA

Para essa análise utilizaram-se as imagens dos mapas de IQ referentes às varreduras feitas na UFC. A fração de grãos recristalizados foi medida com auxílio do programa para análise de imagem “Image Pro Plus” e a técnica utilizada foi a limiarização. Os valores aqui mostrados representam a média de duas regiões varridas para cada amostra.

As FIGs. 4.14 e 4.15 mostram a microestrutura da amostra 430A750 e a TAB. 4.4 mostra os valores das frações recuperadas e recristalizadas.

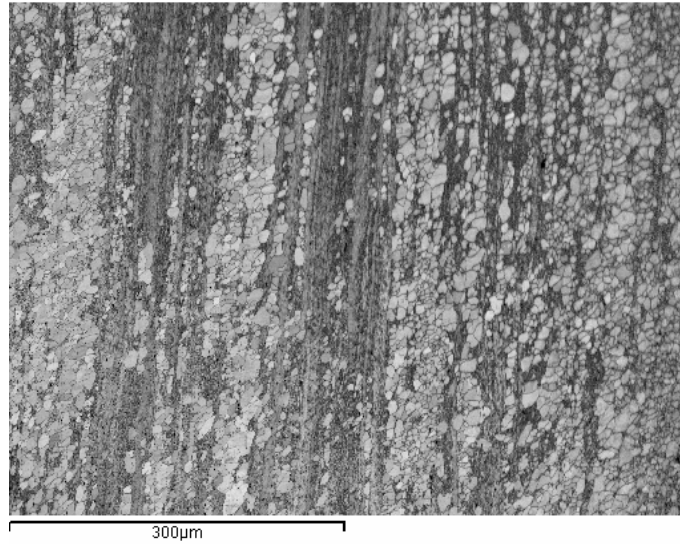


FIG. 4. 14 – Mapa de IQ da amostra 430A750.

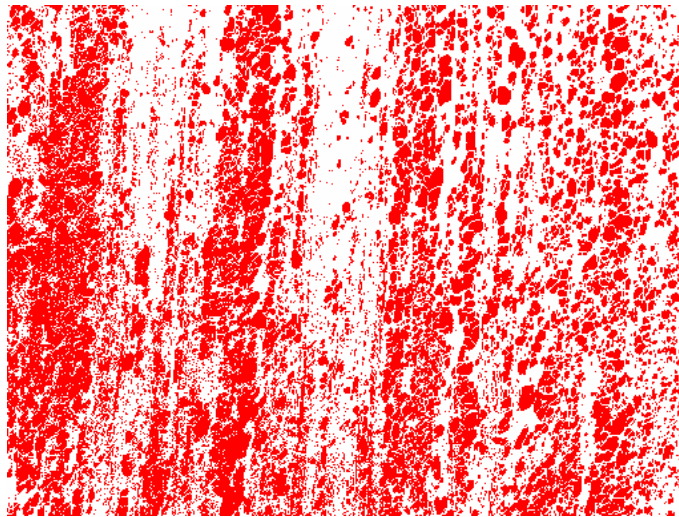


FIG. 4. 15 – Imagem construída com auxílio do analisador de imagem. As regiões em vermelho representam os grãos recristalizados e as regiões em branco representam a região recuperada. Amostra 430A750.

TAB.4. 2 – Área medida e fração recristalizada da amostra 430A750.

| | Área (μm^2) | Fração (%) |
|-----------------------|--------------------------|------------|
| Recuperada | 636941,6 | 57,0 |
| Recristalizada | 477616,2 | 43,0 |

As FIGs. 4.16 e 4.17 mostram a microestrutura da amostra 430E825 e a TAB. 4.5 mostra os valores das frações recuperadas e recristalizadas.

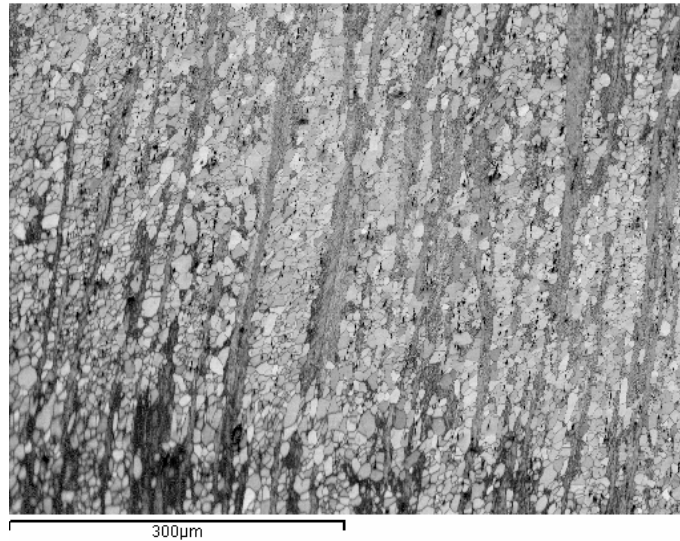


FIG. 4. 16 - Mapa de IQ do material 430E tratado termicamente a 825°C.

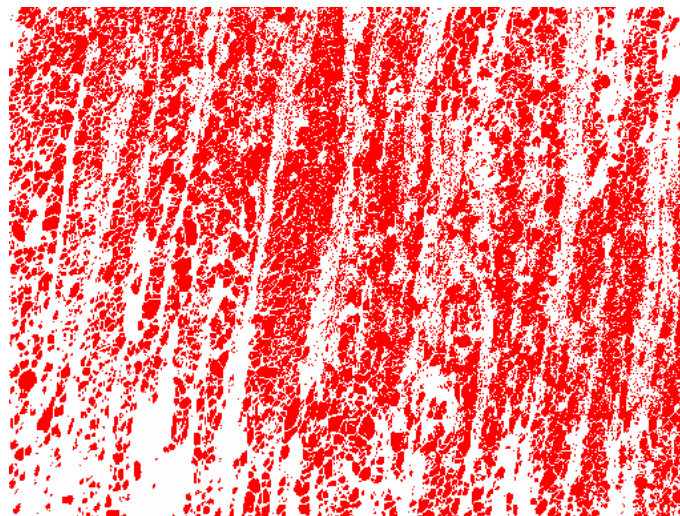


FIG. 4. 17 - Imagem construída com auxílio do analisador de imagem. As regiões em vermelho representam os grãos recristalizados e as regiões em branco representam a região recuperada. Amostra 430E825.

TAB. 4. 3 - Área medida e fração recristalizada do material 430E825.

| | Área (μm^2) | Fração (%) |
|-----------------------|--------------------------|------------|
| Recuperada | 583874,7 | 52,0 |
| Recristalizada | 530683,0 | 48,0 |

As FIGs. 4.18 e 4.19 mostram a microestrutura da amostra 430E850 e a TAB. 4.6 mostra os valores das frações recuperadas e recristalizadas.

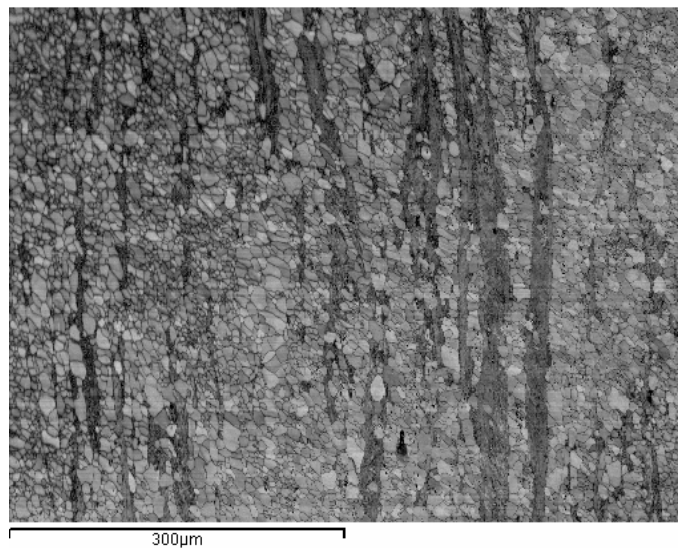


FIG. 4. 18 - Mapa de IQ da amostra 430E850.

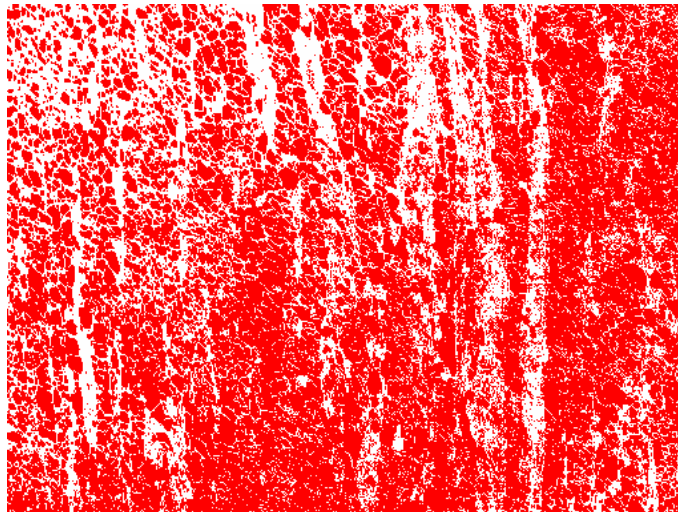


FIG. 4. 19 - Imagem construída com auxílio do analisador de imagem. As regiões em vermelho representam os grãos recristalizados e as regiões em branco representam a região recuperada. Amostra 430E850.

TAB. 4. 4 - Área medida e fração recristalizada da amostra 430E850.

| | Área (μm^2) | Fração (%) |
|-----------------------|--------------------------|------------|
| Recuperada | 4170124,5 | 37,5 |
| Recristalizada | 6975453,5 | 62,5 |

4.4 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

As ODFs mostradas neste capítulo foram construídas a partir dos programas MT e Origin 5.0 e representam os materiais nas condições de laminado a quente e laminado a frio.

A FIG. 4.20 mostra um ábaco da seção de $\phi_2 = 45^\circ$, em notação de Bunge, com as principais componentes de textura.

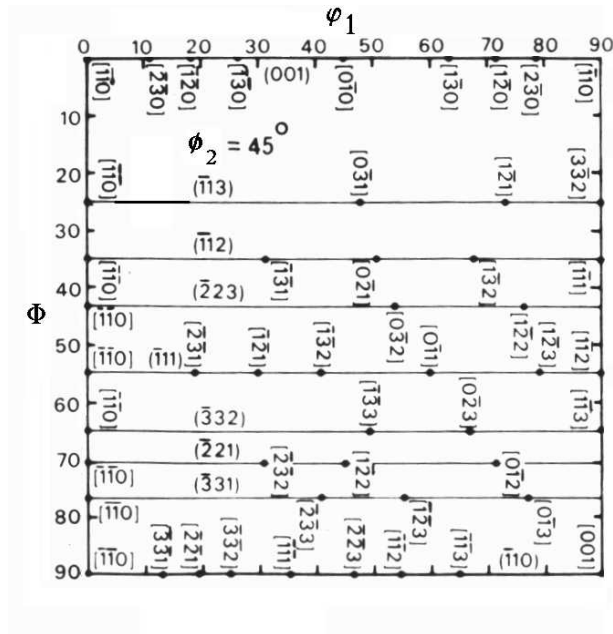


FIG. 4. 20 - Seção de $\phi_2 = 45^\circ$, em notação de Bunge, com as principais componentes de textura.

As FIGs. 4.21 e 4.22 mostram as ODFs dos materiais 430A e 430E na condição de laminado a quente, respectivamente. Vale lembrar que as análises de difração de raios – x das amostras na condição de laminada a quente foram realizadas próximas à borda da chapa.

Na FIG. 4.21 observa-se que a textura de laminação a quente do aço 430A é formada pelas componentes $(001)[230]$ e $(001)[130]$, com componentes menores se estendendo ao longo da fibra $\{001\}\langle uvw \rangle$. Há também a presença da componente $\{110\}\langle 1-1\ 0 \rangle$, observada em uma menor intensidade.

O aço 430E, FIG. 4.22, apresenta como máximo a componente $\{100\}\langle 120\rangle$. Observa-se ainda a presença, em menor intensidade, da componente $\{554\}\langle 225\rangle$, bem próxima de $\{111\}\langle 112\rangle$.

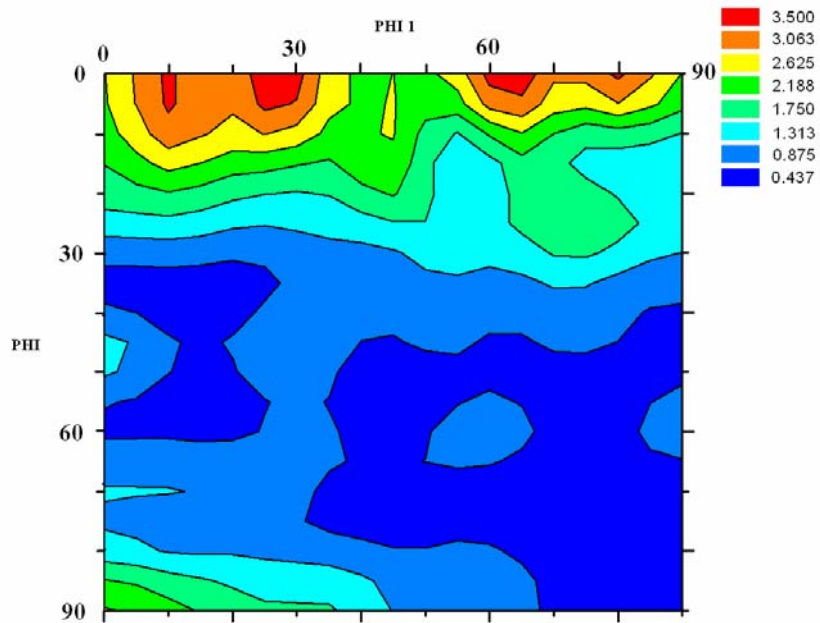


FIG. 4. 21 - ODF do material 430A na condição de laminado a quente.

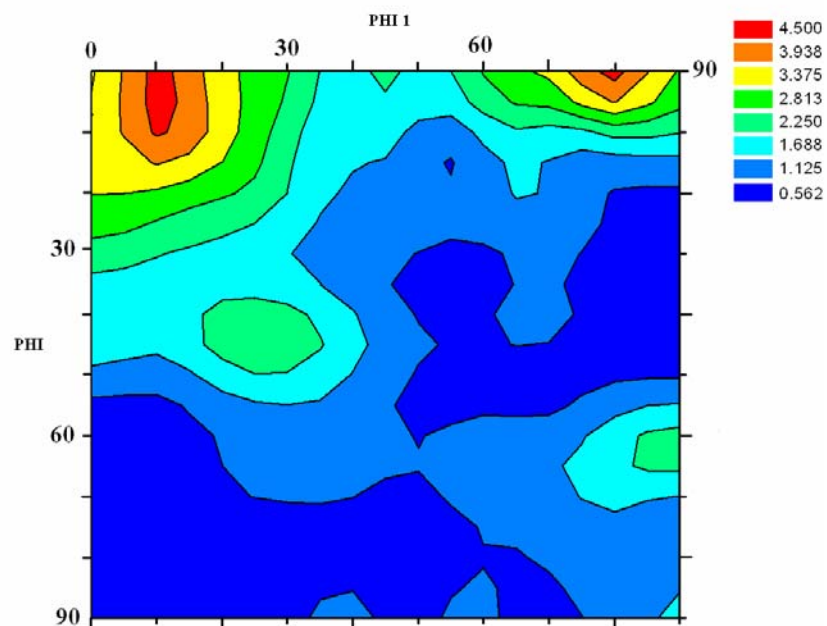


FIG. 4. 22 - ODF do material 430E na condição de laminado a quente.

As FIGs. 4.23 e 4.24 mostram as ODFs dos mesmos materiais, porém na condição de laminado 80% a frio.

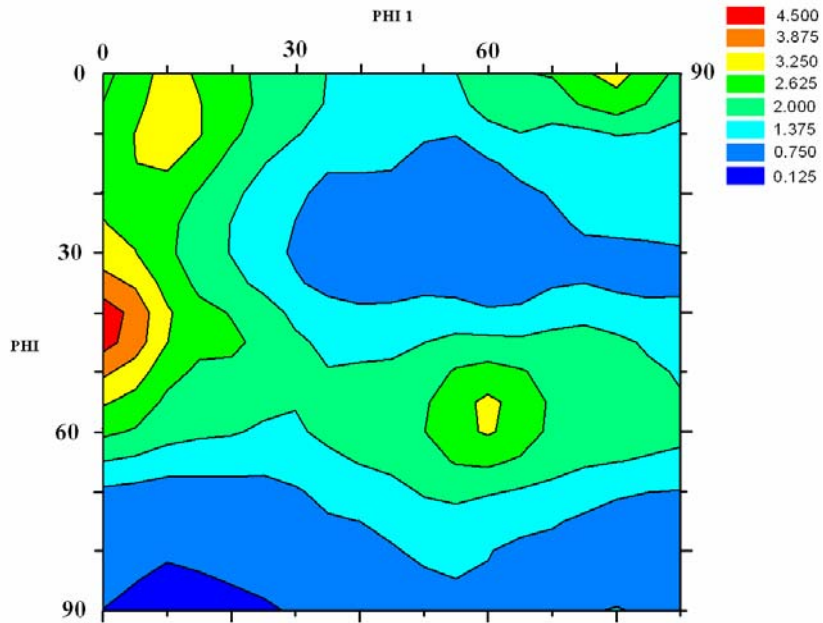


FIG. 4. 23 - ODF do material 430A na condição de laminado a frio.

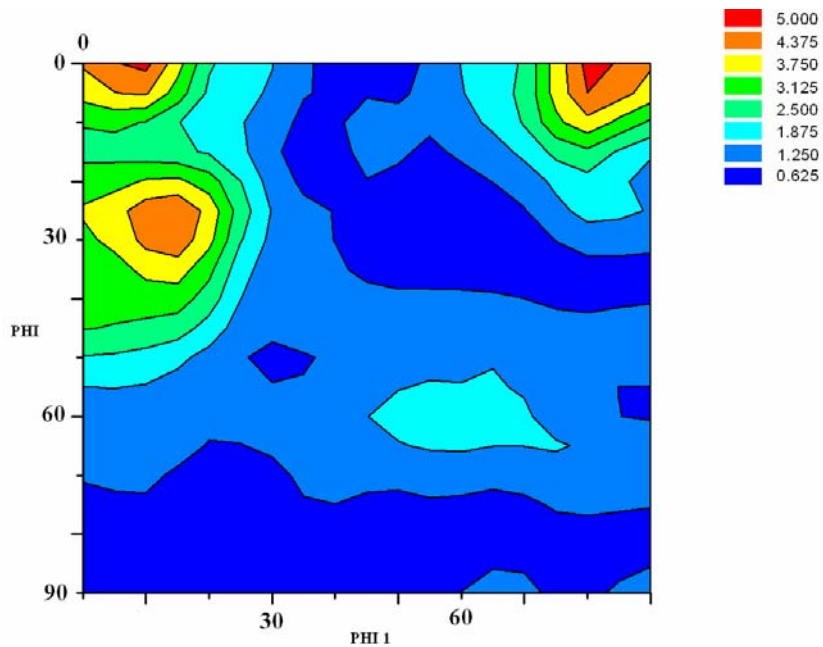


FIG. 4. 24 - ODF do material 430E na condição de laminado a frio.

Na FIG. 4.23 observa-se a presença de um pico máximo na componente $\{223\}\langle 1-1\ 0\rangle$, além da presença da componente próxima de $\{001\}\langle 120\rangle$ e $\{111\}\langle 0\ 1-1\rangle$.

Na FIG. 4.24 observa-se a presença de picos máximos na componente $\{100\}\langle 120\rangle$ além de uma componente muito perto de $\{113\}\langle 110\rangle$ e, com bem menor intensidade (0,625), a fibra γ com picos em $\{111\}\langle 1\ 1-2\rangle$.

A TAB. 4.5 apresenta os valores do Parâmetro de Severidade de Textura (PST).

TAB. 4. 5 – Parâmetro de Severidade de Textura (PST).

| Material | PST |
|-----------------|------------|
| 430ABQ | 1,37 |
| 430ABF | 1,15 |
| 430EBQ | 1,23 |
| 430EBF | 2,28 |

4.5 EBSD E MIO

4.5.1 TEXTURAS E MICROTATURAS DOS MATERIAIS TRATADOS

Os resultados aqui apresentados foram obtidos através das técnicas de difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) e Microscopia por Orientação de Imagem (MIO) da UFC. Na TAB. 4.6 é possível observar alguns dados referentes às varreduras, como WD, área da varredura, percentual de fase não identificada.

TAB. 4. 6 – Dados referentes às varreduras.

| Amostra | WD (mm) | Área Varrida (μm^2) | % Não identificado |
|----------------|----------------|--|---------------------------|
| 430A750 | 15 | 275482 | 1,7 |
| 430A800 | 14 | 275482 | 1,5 |
| 430A850 | 15 | 275482 | 1,2 |

| | | | |
|---------|----|--------|-----|
| 430A900 | 11 | 275482 | 1,1 |
| 430E825 | 10 | 275482 | 6,0 |
| 430E850 | 13 | 275482 | 2,7 |
| 430E875 | 10 | 275482 | 3,3 |

As análises que se seguem foram obtidas com referência à seção longitudinal das amostras. O programa da UFC permite rebater os mapas de orientação para o plano da chapa e seção transversal (DN-DT), recolorindo os grãos sem alterar a microestrutura. Esses são os mapas mostrados a seguir, acompanhados das respectivas figuras de pólo inversas, do mapa de IQ e da seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ da FDOC referente ao plano da chapa, nesta ordem. A FIG. 4.25 mostra os ábacos de $\varphi_2 = 45^\circ$, para interpretação da FDOC, e o triângulo estereográfico para análise dos mapas de orientação. Nota-se em todos os mapas a predominância dos planos $\{111\}$ – azul – $\{001\}$ – vermelho – e $\{110\}$ – verde, este último sempre em minoria. Nas amostras parcialmente recristalizadas, as regiões recuperadas estão quase sempre associadas aos planos $\{001\}$ – vermelho. Nestas amostras, pequenos grãos $\{111\}$ acumulam-se em longas colônias paralelas à direção de laminação (DL – vertical, nas figuras).

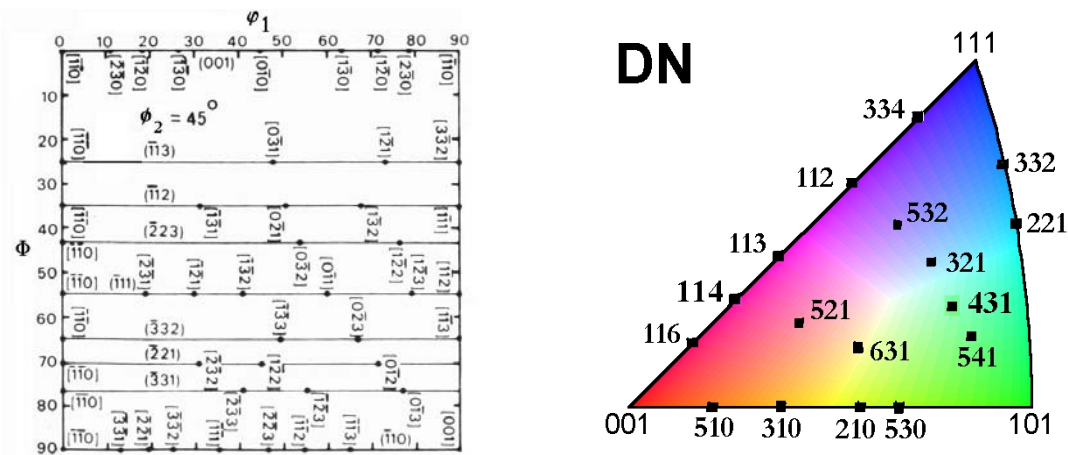


FIG. 4. 25 - Ábacos de $\varphi_2 = 45^\circ$, para interpretação da FDOC, e o triângulo estereográfico para análise dos mapas de orientação.

A FIG. 4.26 mostra os mapas de orientação do plano da chapa – DN (a), da direção de laminação (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), o mapa de IQ e a ODF do material 430A750.

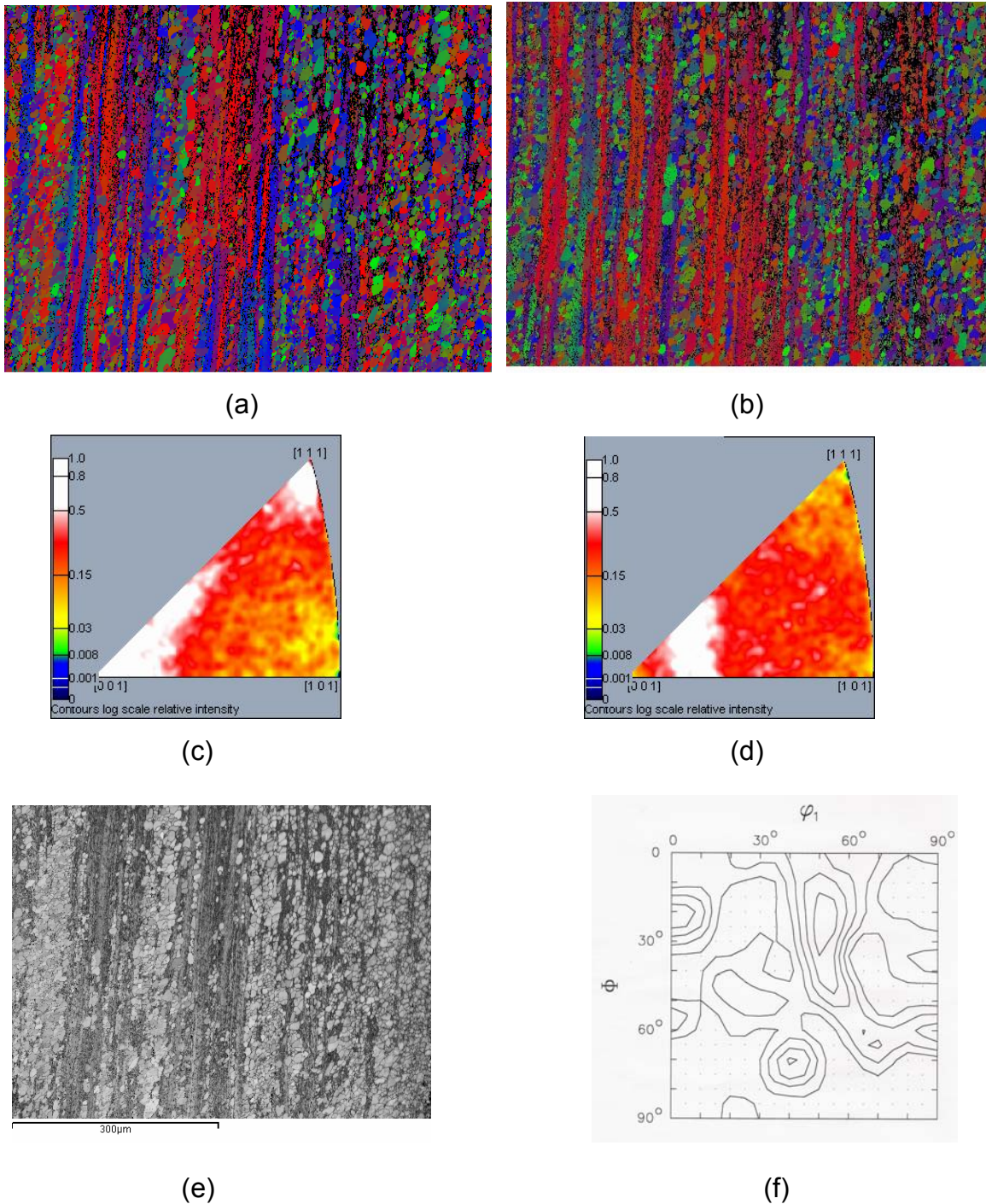


FIG. 4. 26 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 3,6) do material 430A750. DL é vertical.

A FIG. 4.27 mostra os mapas de orientação do plano da chapa – DN (a), da direção de laminação (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), o mapa de IQ e a ODF do material 430A800.

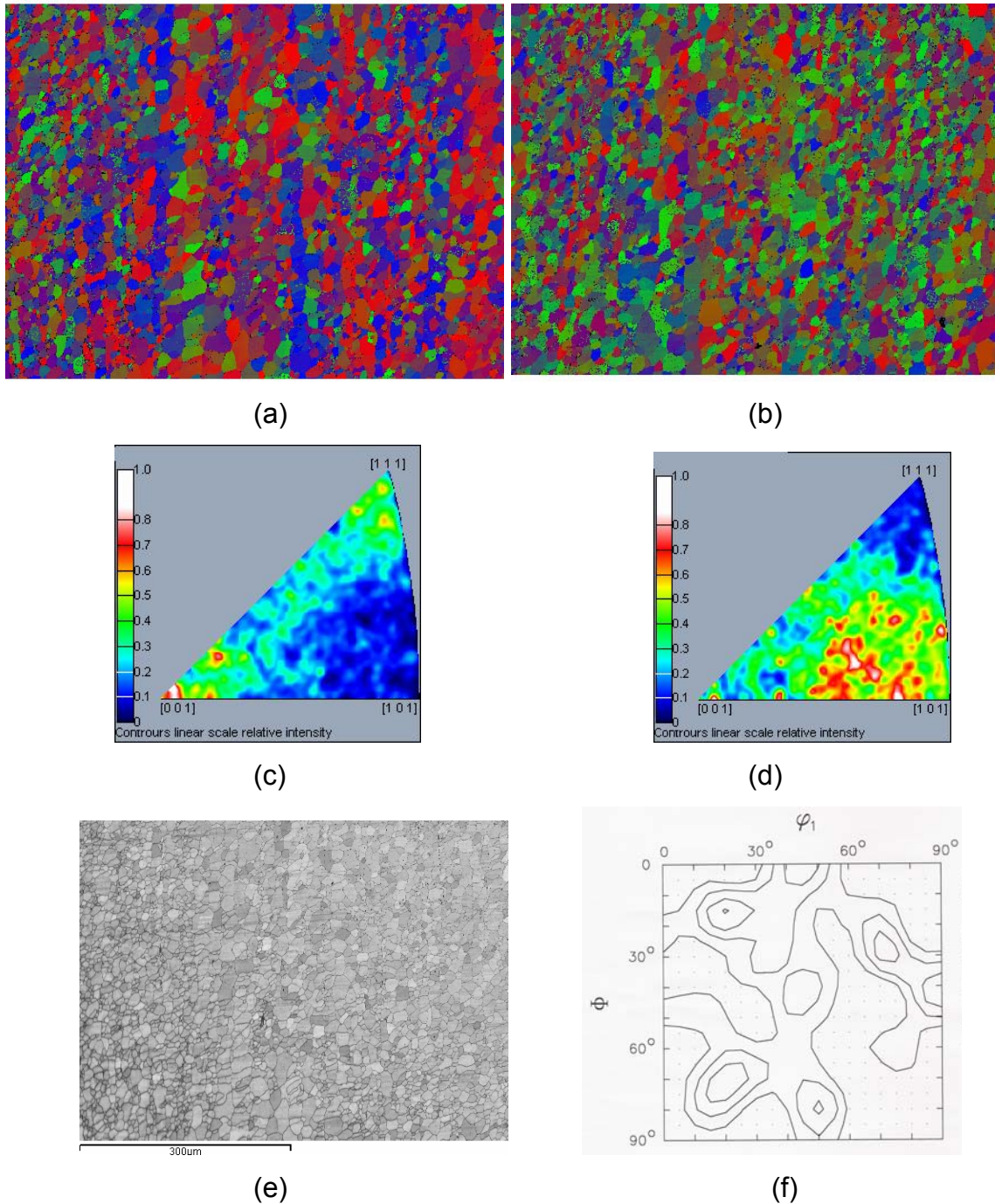


FIG. 4. 27 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 3,5) do material 430A800. DL é vertical.

A FIG. 4.28 mostra os mapas de orientação do plano da chapa – DN (a), da direção de laminação (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), o mapa de IQ e a ODF do material 430A850.

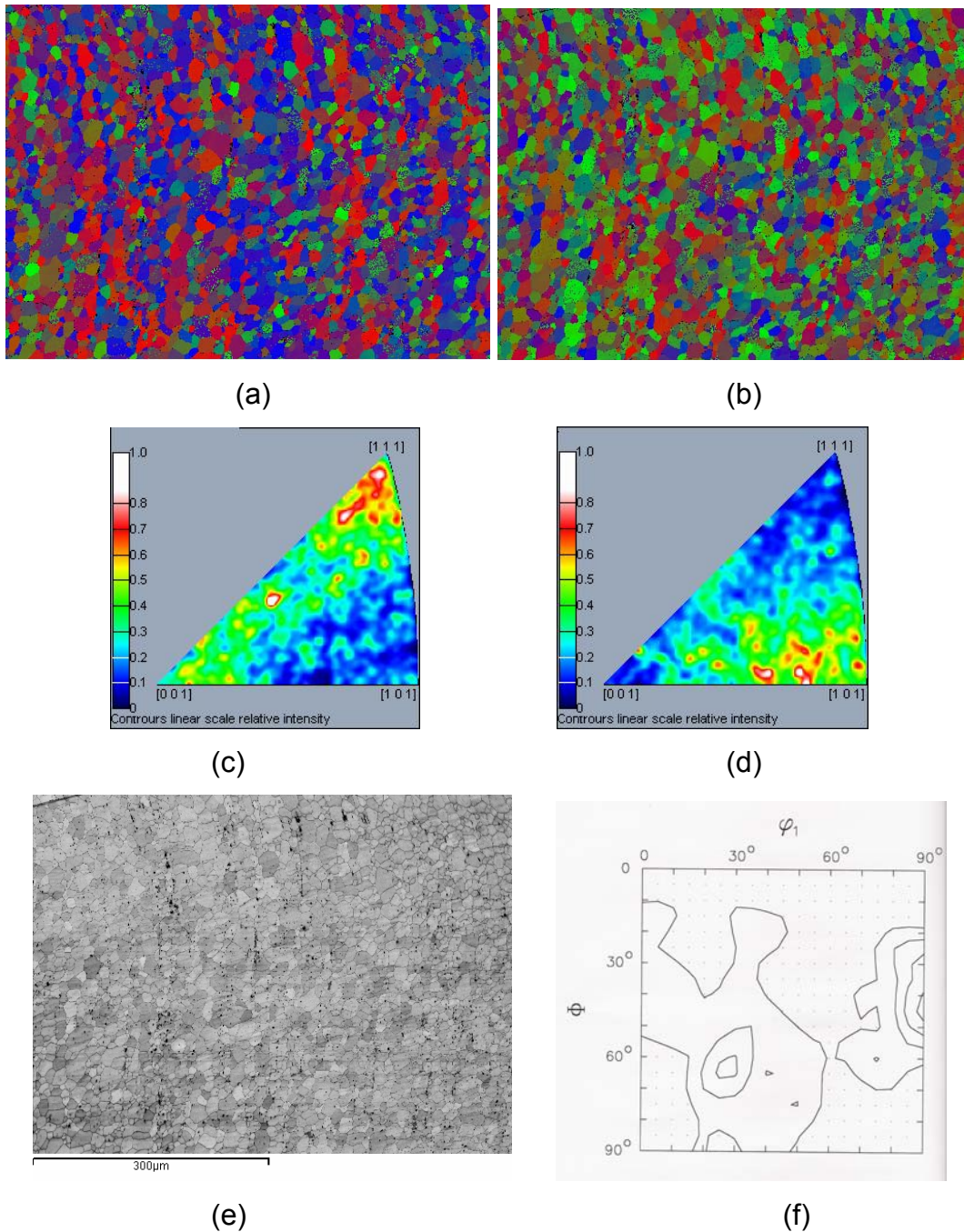


FIG. 4. 28 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 4,5) do material 430A850. DL é vertical.

A FIG. 4.29 mostra os mapas de orientação do plano da chapa – DN (a), da direção de laminação (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), o mapa de IQ e a ODF do material 430A900.

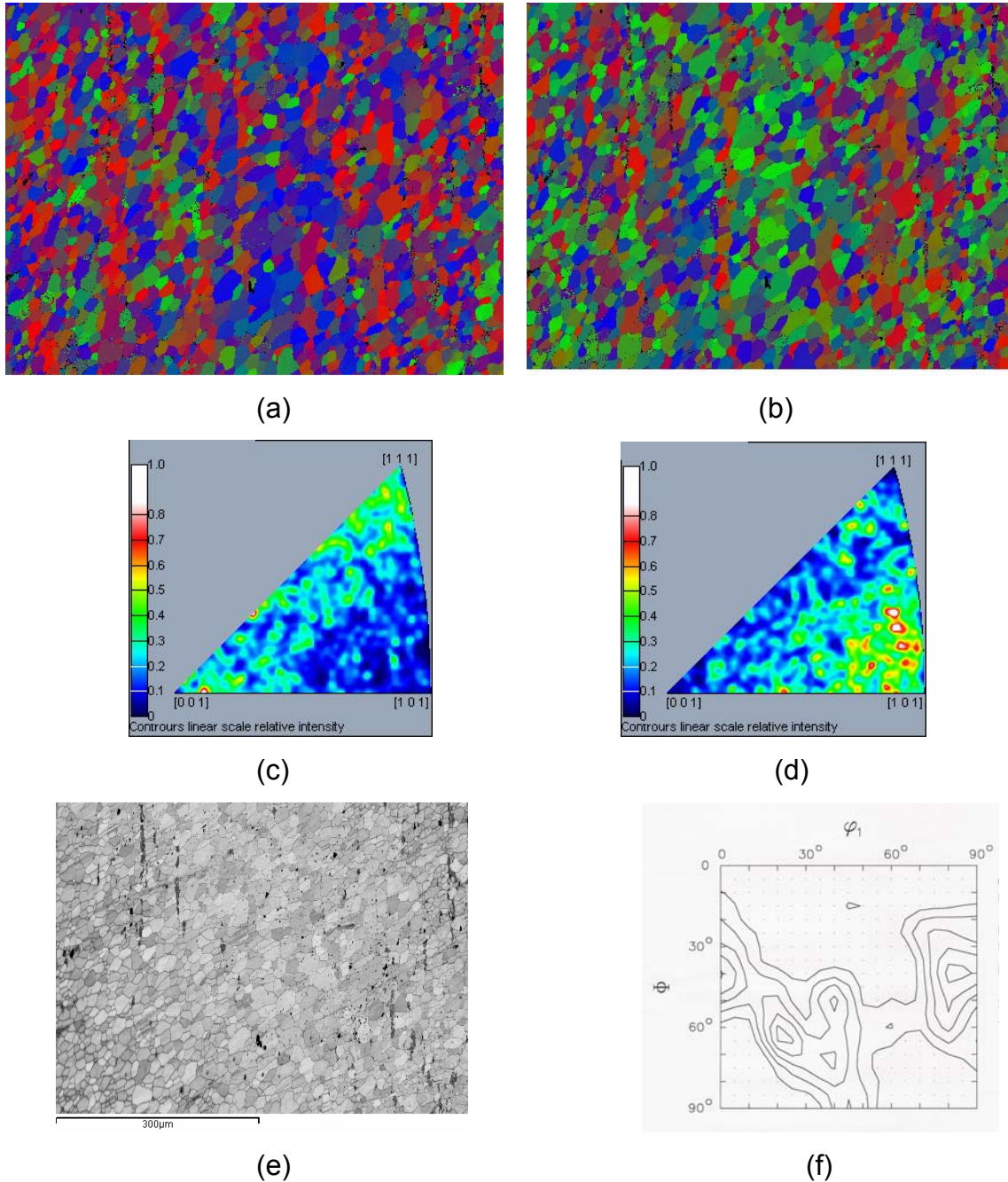


FIG. 4. 29 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 3,9) do material 430A900. DL é vertical.

A FIG. 4.30 mostra os mapas de orientação do plano da chapa – DN (a), da direção de laminação (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), o mapa de IQ e a ODF do material 430E825.

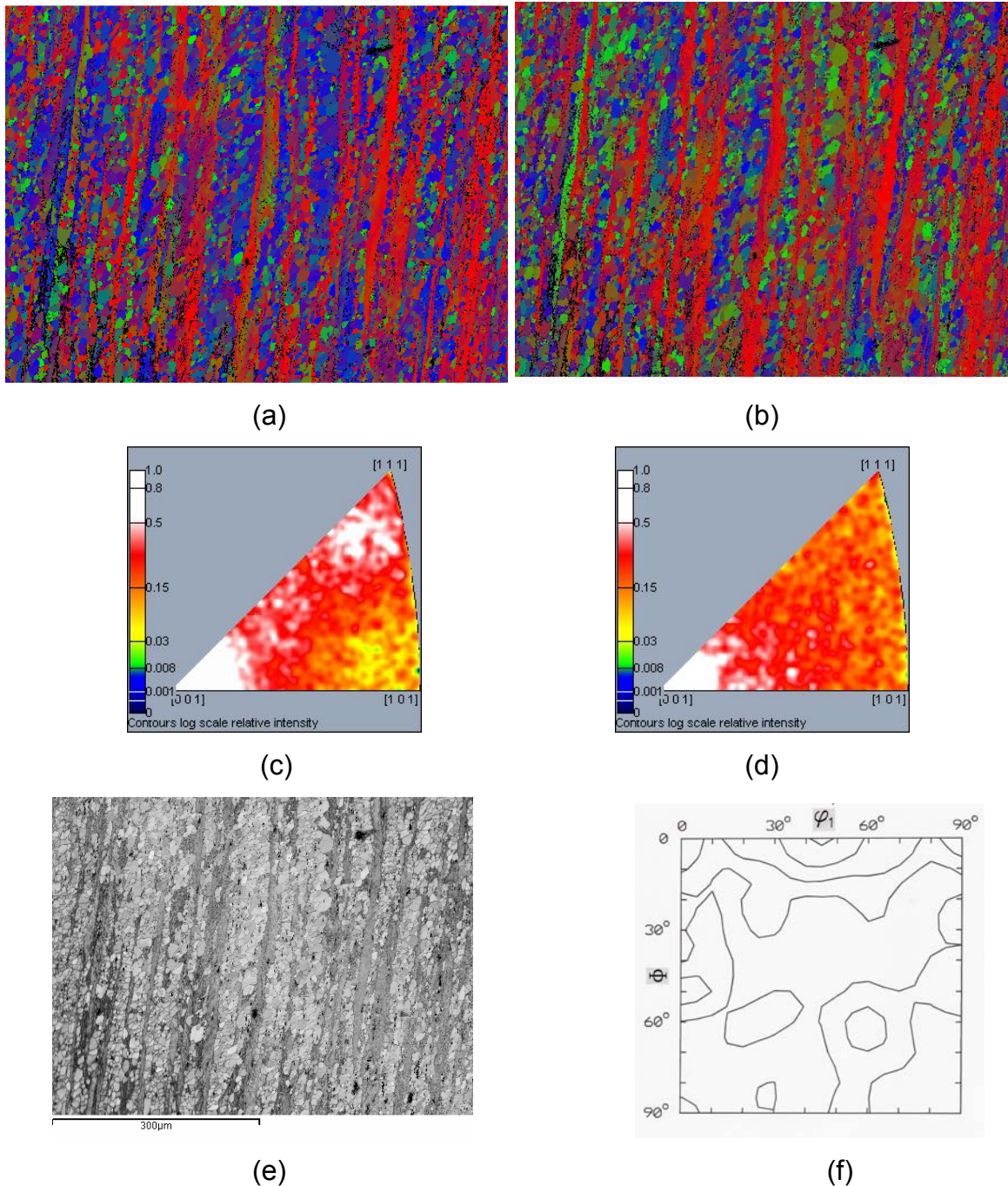


FIG. 4. 30 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 7,6) do material 430E825. DL é vertical.

A FIG. 4.31 mostra os mapas de orientação do plano da chapa – DN (a), da direção de laminação (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), o mapa de IQ e a ODF do material 430E850.

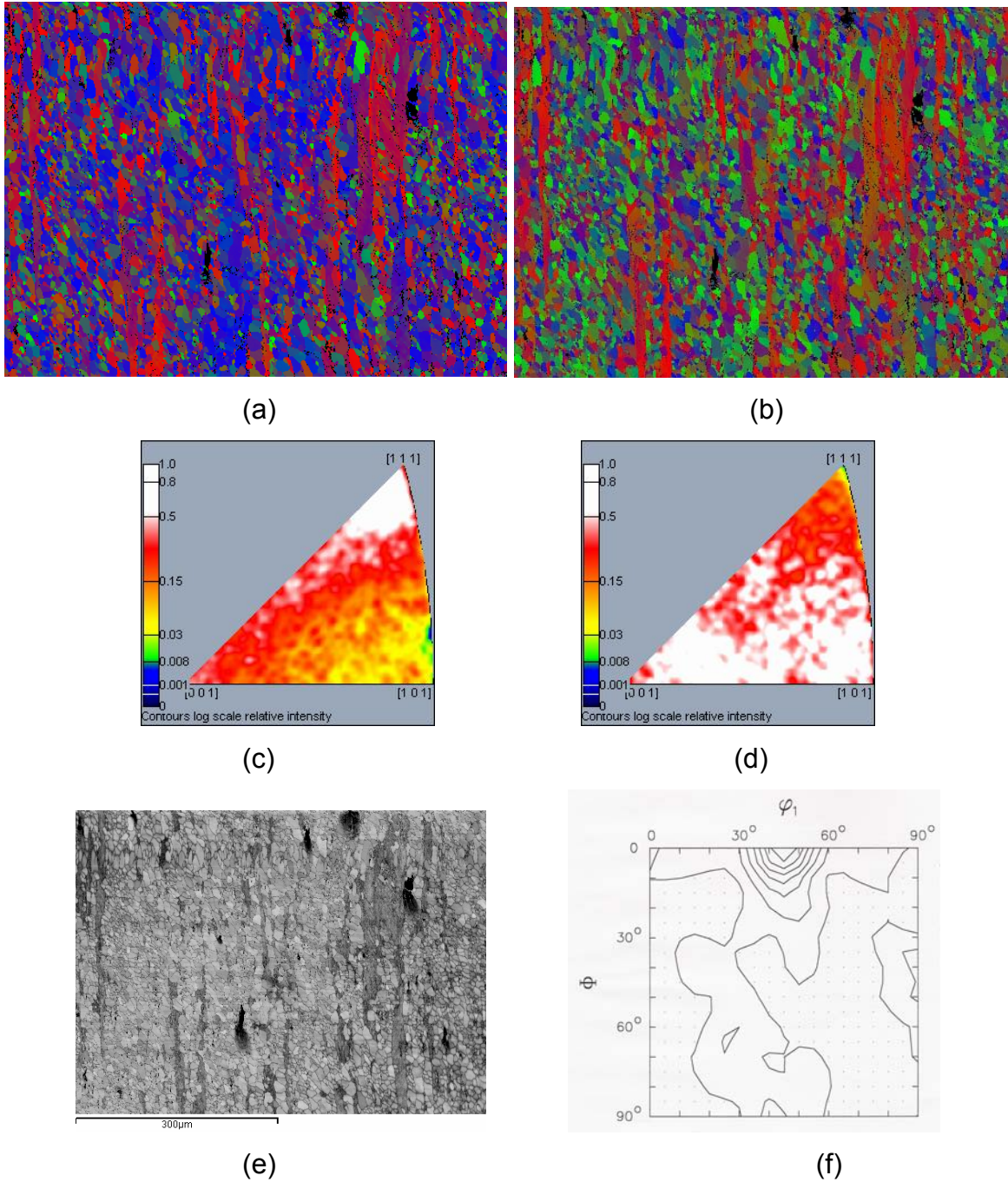


FIG. 4. 31 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 8,2) do material 430E850. DL é vertical.

A FIG. 4.32 mostra os mapas de orientação do plano da chapa – DN (a), da direção de laminação (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), o mapa de IQ e a ODF do material 430E875.

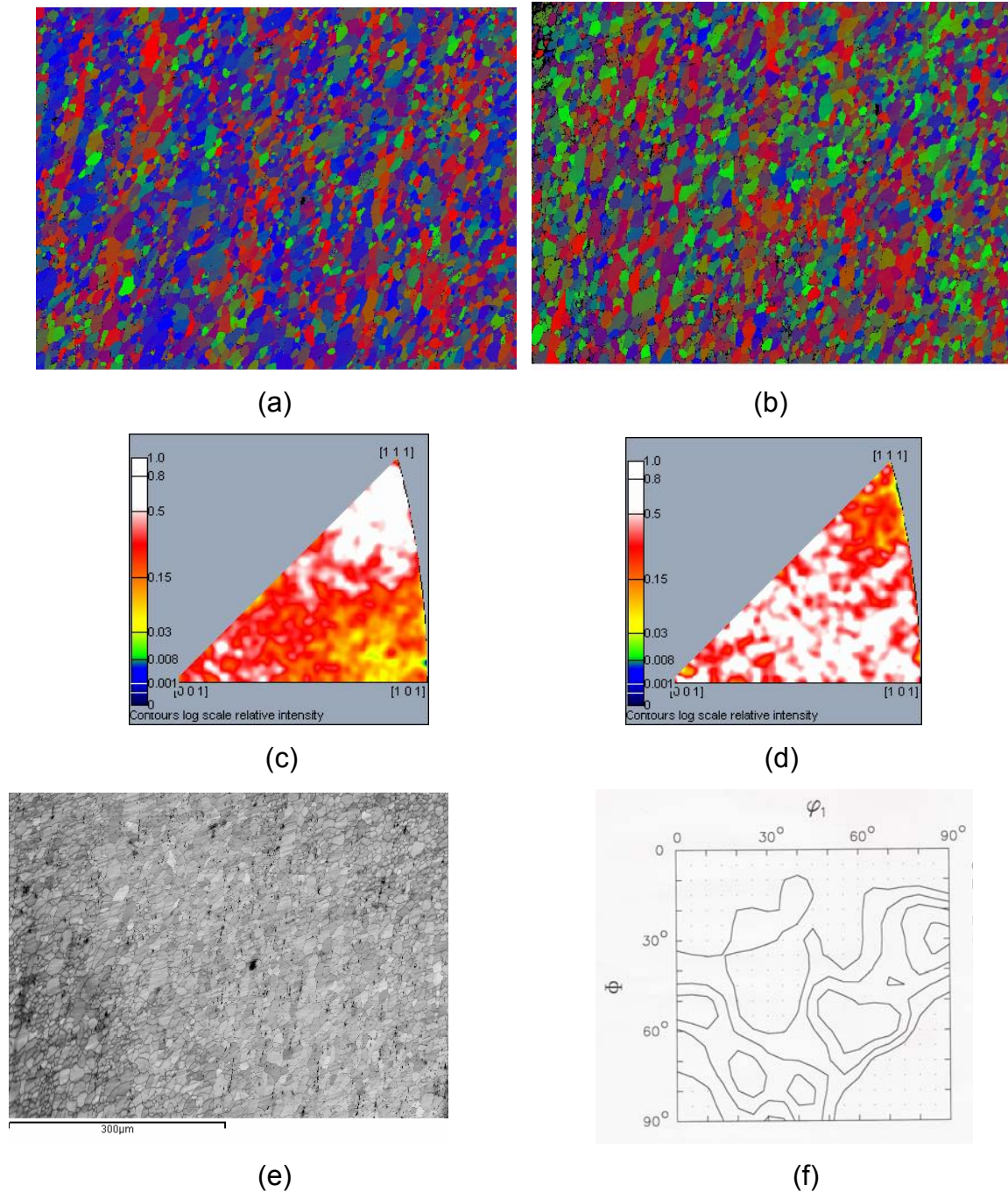
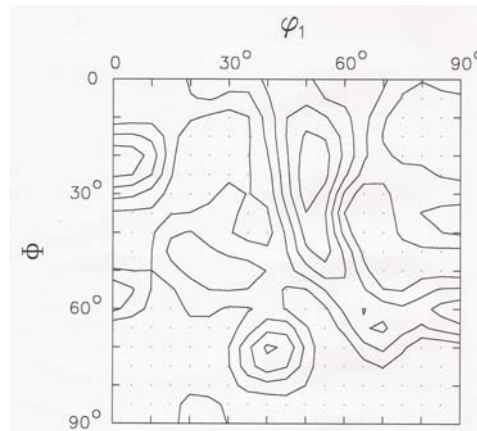


FIG. 4. 32 – Mapas de orientação do plano da chapa (a), da DL (b), suas respectivas figuras de pólo inversas (c) e (d), mapa de IQ e ODF (Máx = 2,9) do material 430E875. DL é vertical.

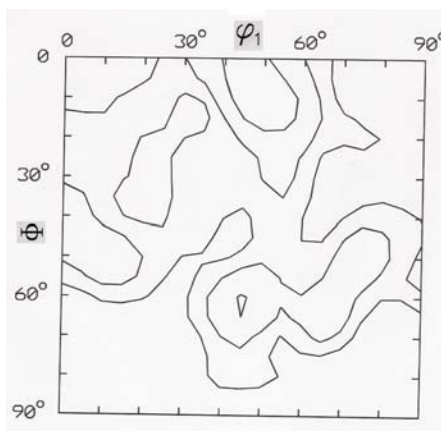
4.5.2 FORMAÇÃO DA TEXTURA DE RECRISTALIZAÇÃO

Nesta seção serão apresentadas ODFs referentes aos materiais que se encontram parcialmente recristalizados a fim de acompanhar a formação da textura de recristalização. As FIGs. 4.33, 4.34 e 4.35 mostram as ODFs total e as ODFs das regiões recuperada e da recristalizada, para os diferentes materiais e temperaturas de tratamento. As técnicas utilizadas para a construção dessas ODFs foram aquelas descritas nas seções 3.2.10 a 3.2.14.

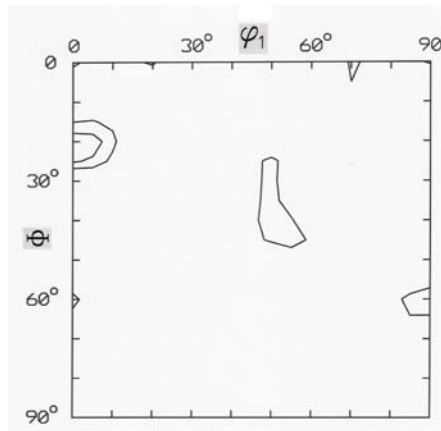
As FIGs. 4.33(a), (b) e (c) mostram as ODFs do material 430A750 correspondentes à textura global, textura da região recristalizada e da região recuperada, respectivamente.



(a) Níveis 1,0 - 1,5 - 2,0 - 2,5 - 3,0 e 3,2.



(b)

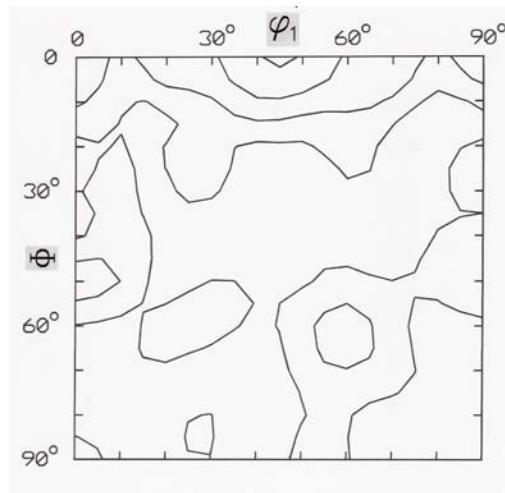


(c)

FIG. 4. 33 – ODF da amostra 430A750: (a) ODF total (máx=3,6), (b) Região recristalizada e (c) região recuperada.

Nota-se a quase total recristalização da amostra, restando apenas um pico próximo de $\{112\}\langle 1 -1 0 \rangle$ na FIG. 4.33(c).

As FIGs. 4.34(a), (b) e (c) mostram as ODFs do material 430E825 correspondentes à textura global, textura da região recristalizada e da região recuperada, respectivamente.



(a) Níveis 1,0 - 2,0 - 4,0 e 7,0.

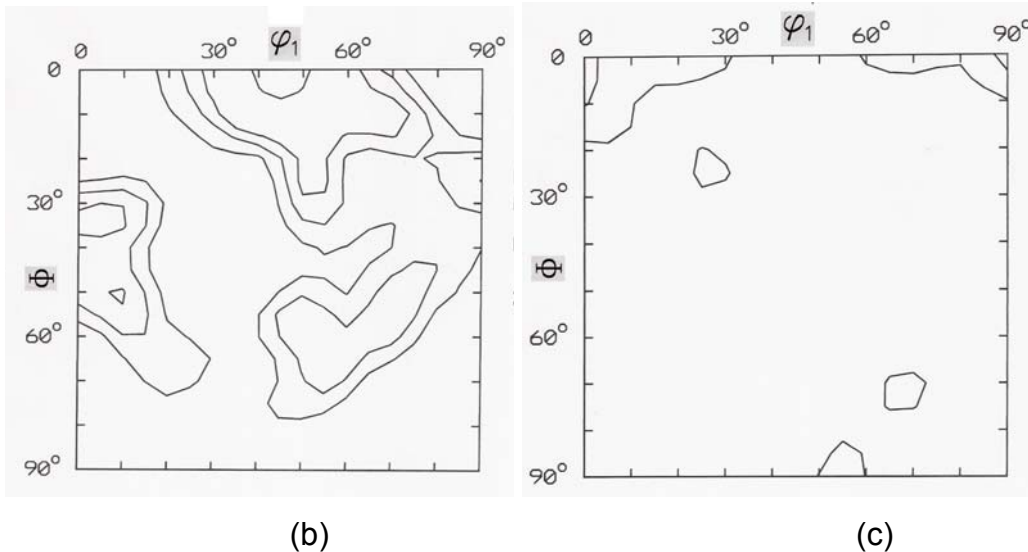
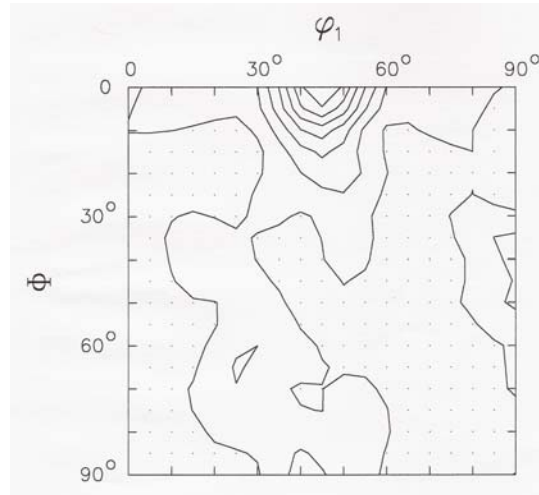


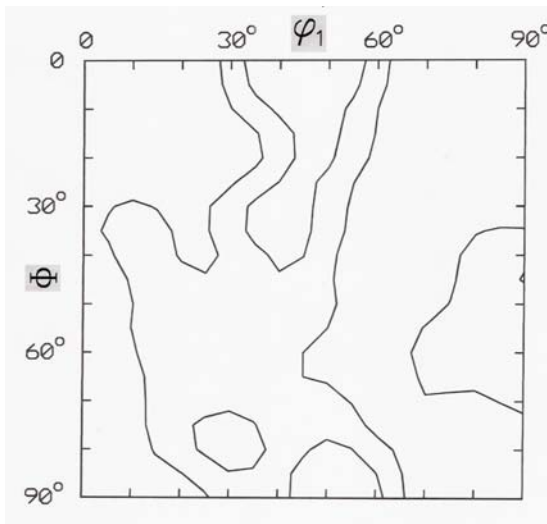
FIG. 4. 34 – ODF da amostra 430E825: (a) ODF total (máx= 7,6), (b) Região recristalizada e (c) região recuperada.

Nota-se a quase total recristalização da amostra, restando apenas picos da componente $\{001\}\langle 1 1 0 \rangle$.

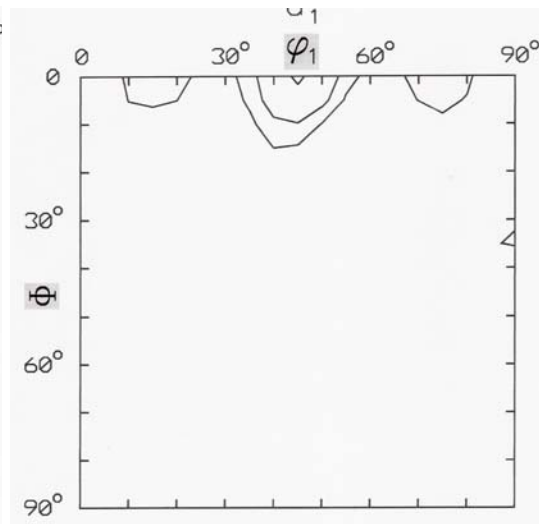
As FIGs. 4.35(a), (b) e (c) mostram as ODFs do material 430E850 correspondentes à textura global, textura da região recristalizada e da região recuperada, respectivamente.



(a) Níveis 1,0 - 2,0 - 3,0 - 4,0 - 5,0 - 6,0 e 7,0.



(b)



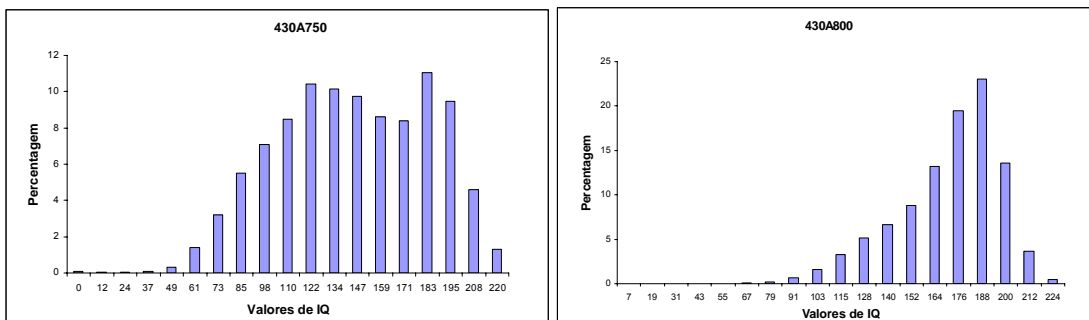
(c)

FIG. 4. 35 – ODF da amostra 430E850: (a) ODF total (máx= 8,2), (b) Região recristalizada e (c) região recuperada.

Nota-se a quase total recristalização da amostra, restando apenas um pico da componente $\{001\}\langle 0 -1 0 \rangle$.

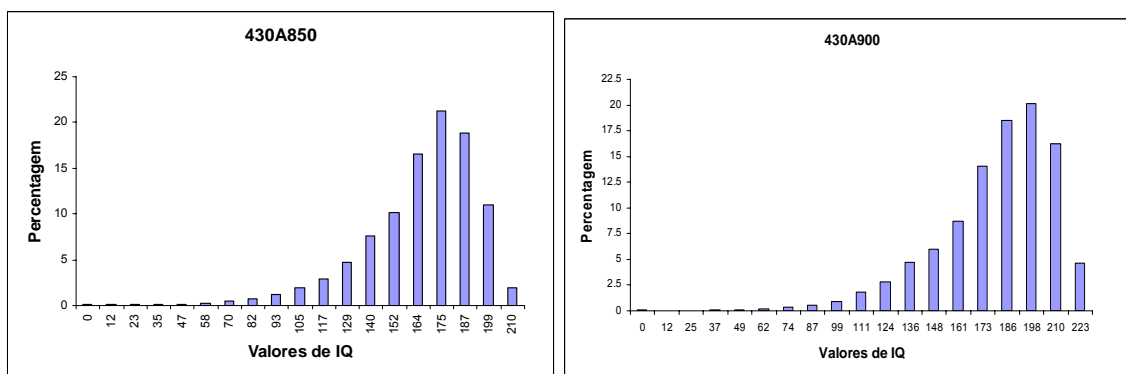
4.5.3 GRÁFICOS DE IQ

As FIG.4.36 (a), (b), (c) e (d) apresentam a evolução da fração dos valores de IQ à medida que a temperatura de recozimento aumenta, para o material 430A.



(a)

(b)

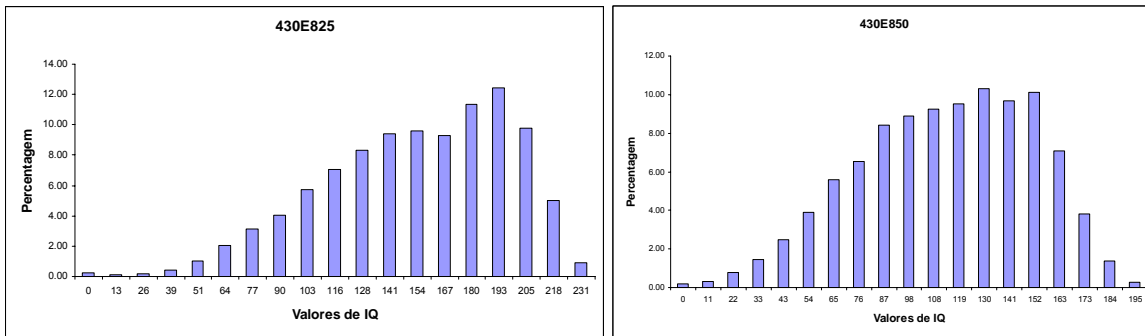


(c)

(d)

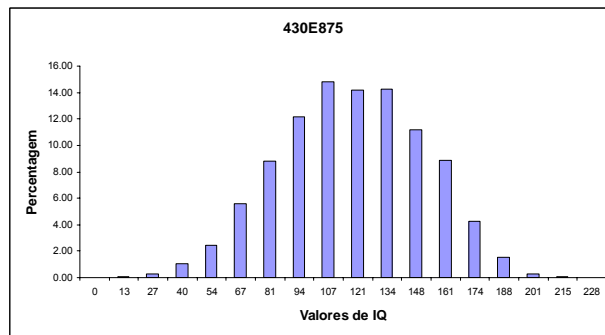
FIG. 4. 36. Gráficos de IQ X Fração, referente ao material 430A nas temperaturas de (a) 750, (b) 800, (c) 850 e (d) 900°C.

As FIGs.4.37 (a), (b) e (c) apresentam a evolução da fração dos valores de IQ à medida a temperatura de recozimento aumenta para o material 430E.



(a)

(b)



(c)

FIG. 4. 37. Gráficos de IQ X Fração, referente ao material 430E nas temperaturas de (a) 825, (b) 850 e (c) 875⁰C.

5. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.1 METALOGRAFIA E TAMANHO DE GRÃO

As microestruturas apresentadas pelos materiais, na condição de laminado a quente, são típicas de aços inoxidáveis ferríticos, com presença de grãos grosseiros e alguns grãos pequenos, nos dois materiais, além da presença de heterogeneidade ao longo da espessura, no material 430A. Esta heterogeneidade pode estar associada às condições da laminação a quente (velocidade e temperatura) utilizadas e à composição química deste material. No aço 430A observa-se uma grande quantidade do que parece serem sulfetos alinhados. No aço 430E observa-se a presença destes sulfetos e de precipitados alinhados.

Vale ressaltar aqui que não foi realizada medição do tamanho de grão do material 430A na condição de laminado a quente devido à grande heterogeneidade dos grãos ao longo de sua espessura. Já a amostra 430EBQ apresentou tamanho de grão da ordem de 85 μ m.

As microestruturas dos materiais na condição de laminado a frio também são típicas de materiais deformados a frio com presença de forte encruamento nos dois materiais.

Já na condição de parcialmente recristalizada houve uma evolução da quantidade de grãos recristalizados, de acordo com o aumento da temperatura do tratamento térmico, nos dois materiais. A amostra 430A750 apresentou 43,0% de sua microestrutura recristalizada enquanto as amostras 430A800, 430A850 e 430A900 apresentaram as suas microestruturas recristalizadas completamente, com um tamanho de grão médio em torno de 17, 21 e 23 μ m, respectivamente. Nota-se que houve um ligeiro aumento no tamanho do grão com o aumento da temperatura de tratamento térmico.

A amostra 430E825 apresentou 42,0% de sua microestrutura recristalizada, enquanto a amostra 430E850 apresentou 62,0%. A amostra 430E875 apresentou sua microestrutura completamente recristalizada e com tamanho de grão da ordem de 21 μ m.

A temperatura de recristalização total do aço 430E – 875°C - foi maior que a do aço 430A – 800°C. Isso ocorreu devido a presença de elementos como Nb e Ti, no primeiro, que retardam a recristalização, por efeito de solução sólida e por precipitados finos, como esperado.

5.2 DIFRAÇÃO DE RAIOS – X

Nota-se, através da TAB. 4.5, que o material 430A tem a severidade de sua textura diminuída, quando se passa da condição de laminada a quente para laminada a frio, fato não esperado, pelo menos teoricamente. Essa queda no valor da severidade pode, talvez, estar associada ao forte grau de heterogeneidade microestrutural, através da espessura, apresentada por este material na condição de laminado quente.

Observa-se que a textura de laminação a quente do aço 430A é formada pelas componentes $(001)[230]$ e $(001)[130]$, com componentes menores se estendendo ao longo da fibra $\{001\}\langle uvw \rangle$. Há também a presença da componente $\{110\}\langle 1-1 0 \rangle$, observada em uma menor intensidade. Não se nota existência da orientação de Goss observada por Holscher (1991) e Raabe e Lucke (1993).

O aço 430E como laminado a quente, FIG. 4.22, apresenta fortes picos na componente $\{100\}\langle 120 \rangle$. Há ainda a presença, em menor intensidade, da componente $\{554\}\langle 225 \rangle$, bem próxima de $\{111\}\langle 112 \rangle$. De modo geral, esta textura é similar à do aço 430A na mesma condição, diferindo, apenas, pela ausência da componente – embora fraca – da orientação $\{110\}\langle 1 -1 0 \rangle$. Aqui também a orientação de Goss não foi observada.

Na condição de laminado a frio o material 430A apresenta a presença de um pico máximo na componente $\{223\}\langle 1-1 0 \rangle$, além das componentes próximas de $\{001\}\langle 120 \rangle$ e $\{111\}\langle 0 1- 1 \rangle$.

A textura de laminação a frio do aço 430E, FIG. 4.24, apresenta picos máximos na componente $\{100\}\langle 120 \rangle$ além de uma componente muito perto de $\{113\}\langle 110 \rangle$. A fibra γ é bem menos clara que no aço 430A na mesma condição.

Observa-se, TAB. 4.5, que houve um aumento significativo na severidade de sua textura, passando de 1,23 para 2,28, contrariando o observado no aço 430A.

5.3 EBSD E MIO

5.3.1 MAPAS DE QUALIDADE E DE ORIENTAÇÃO

De acordo com que foi apresentado nas FIGs. 4.26 a FIG. 4.32, observa-se, através dos mapas de orientação DN, que a medida que a temperatura aumenta a fração de grãos de cor azul $\{111\}$ também sofre um aumento. Através do uso dos mapas de orientação e com o auxílio do triângulo estereográfico de referência encontram-se, nos dois materiais, as orientações principais $\{111\}\langle uvw \rangle$, $\{100\}\langle uvw \rangle$ e $\{101\}\langle uvw \rangle$. Esses mapas nos dão uma idéia qualitativa das orientações presentes no material, porém seria importante quantificar o percentual dessas orientações em cada varredura realizada o que os programas da UFC não permitiram.

As FIGs. de 4.26a até 4.32a se referem às varreduras realizadas e possibilitam observar (mapas de IQ) que as microestruturas destes materiais são formadas por regiões recuperadas e por grãos recristalizados arrumados, com frequência, em colônias alongadas. Diante dos mapas de orientação, observa-se que as principais orientações se encontram presentes nos dois materiais, conforme descrito acima. Há forte presença de grãos $\{111\}\langle uvw \rangle$, seguidos de grãos $\{100\}\langle uvw \rangle$ e uma minoria de grãos $\{101\}\langle uvw \rangle$. De modo geral, pode-se dizer que à medida que a recristalização progride os grãos com orientação $\{100\}\langle uvw \rangle$ diminuem e ocorre um aumento da orientação $\{111\}\langle uvw \rangle$. Isto pode também ser acompanhado pelas figuras de pólo inversas correspondentes a essas figuras (FIG. 4.26c a 4.32c). Nos mapas de orientação e correspondentes figuras de pólo inversas, FIG. 4.26b a 4.32b e FIG. 4.26d a 4.32d, respectivamente, vê-se, claramente, a presença de planos $\{101\}$, isto é, direções $\langle 110 \rangle$ paralelas a DL, em considerável quantidade. A análise disto tudo indica que as orientações predominantes são $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 1 -1 0 \rangle$ e $\{001\}\langle 100 \rangle$.

5.3.2 GRÁFICOS DE BARRA DE IQ: AJUSTE DE GAUSSIANAS

Os gráficos de barra de IQ apresentados complementam as micrografias obtidas na microscopia óptica. Com estes gráficos observou-se, nos materiais parcialmente recristalizados, que existem grãos recuperados e recristalizados. Essa observação foi confirmada pela presença de dois picos em seus gráficos. Observou-se também que à medida que a temperatura do tratamento de recozimento aumenta a fração de grãos recristalizados cresce, como esperado. A deconvolução da distribuição de IQs em distribuições correspondentes aos grãos recuperados e recristalizados não é trivial (TARASIUK 2002). Em realidade um IQ de corte não existe já que não se deve esperar que a relação entre valores de IQ e o estado microestrutural dos grãos seja biunívoca. Por outro lado, a hipótese de que as distribuições sejam gaussianas é simplificadora embora seja aceitável. Nas análises aqui realizadas verificou-se que, para melhorar a aplicabilidade do método, as gaussianas devem ser ajustadas por mínimos quadrados, o que exige um número de pontos bem maior do que os utilizados neste trabalho. Em alguns casos, as interseções encontradas não conduziram a resultados satisfatórios, tendo-se que reaplicar o ajuste das gaussianas e recorrer ao auxílio visual das curvas.

5.3.3 FUNÇÕES DE DISTRIBUIÇÃO DE ORIENTAÇÃO – ODF

Algumas dificuldades experimentais foram experimentadas na análise dos dados do equipamento de EBSD da UFC. Por motivo ainda desconhecido, houve, aparentemente, uma redefinição das condições iniciais do equipamento, durante as análises. Isto gerou arquivos de orientação e de IQ praticamente impossíveis de serem reunidos e utilizados por outros programas, além daqueles do próprio equipamento. Esta condição era necessária, neste trabalho, para proceder-se à análise da evolução da textura de recristalização. Como consequência, as ODFs obtidas, quando comparadas às da literatura, nem sempre parecem lógicas (RAABE 1991, PADILHA 2005). Mesmo assim, decidiu-se por aplicar a

metodologia já preparada e analisar a confiabilidade da técnica, concluindo-se ser esta não só útil como aplicável, uma vez tenham sido obtidos resultados confiáveis. Os resultados obtidos, contudo, parecem caminhar na direção correta, apontando para uma ordem de recristalização de orientações não totalmente impossível de ocorrer. Os dados requerem, não obstante, uma análise mais detalhada, demandando um tempo não disponível no momento.

Na plotagem das ODFs parciais das amostras recristalizadas, observou-se que os programas do MT sempre normalizam a ODF com respeito a uma amostra sem textura (ODF =1). Em primeira aproximação, os níveis das ODFs de recristalização devem ser multiplicados pela fração volumétrica de grãos recristalizados, o mesmo se dando, correspondentemente, com a textura de material recuperado.

6. CONCLUSÕES

Diante dos resultados obtidos em todas as análises, conclui-se que:

1. As diferenças encontradas nas texturas dos dois materiais, em todas as condições, estão provavelmente ligadas à presença de partículas de precipitados existentes no aço 430E.
2. As texturas de laminação a quente dos aços analisados pouco diferem uma da outra. A Principal diferença encontrada foi que o aço 430E não apresentou a orientação $\{110\}\langle 1 -1 0 \rangle$. Nos dois materiais a orientação de Goss, relatada na literatura, não foi observada.
3. As amostras laminadas a frio de ambos os aços apresentaram texturas semelhantes. No aço 430E a fibra γ é bem menos clara que no aço 430A.
4. Diante dos mapas de orientação observou-se forte presença de grãos $\{111\}\langle uvw \rangle$, seguidos de grãos $\{100\}\langle uvw \rangle$ e uma minoria de grãos $\{101\}\langle uvw \rangle$. De modo geral, pode-se dizer que à medida que a recristalização progride os grãos com orientação $\{100\}\langle uvw \rangle$ diminuem e ocorre um aumento da orientação $\{111\}\langle uvw \rangle$. Isto pôde também ser acompanhado pelas figuras de pólo inversas correspondentes a essas figuras.
5. Analisando os mapas de orientação juntamente com as figuras de pólo inversas concluiu-se que as orientações predominantes nas chapas em recristalização são $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 1 -1 0 \rangle$ e $\{001\}\langle 100 \rangle$.
6. Os grãos próximos de $\{111\}\langle uvw \rangle$ foram observados recristalizar primeiro, formando colônias alongadas na direção de laminação. As regiões recuperadas estão associadas a orientações $\{001\}\langle uvw \rangle$.

7. Não há um IQ de corte que separe grãos recristalizados de grãos recuperados. A separação das correspondentes texturas sempre envolverá uma zona difusa.

8. A metodologia de separação da textura de recristalização aqui utilizada é simples e viável embora as gaussianas devam ser ajustadas por mínimos quadrados, o que irá exigir um número de pontos bem maior do que os utilizados neste trabalho.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Após análise dos resultados e métodos aqui utilizados, sugere-se que, para trabalhos futuros, em problemas semelhantes, vários pontos sejam aprofundados, tais como aperfeiçoar o método de separação das texturas, discretizar melhor a faixa de temperaturas de recristalização, utilizar outros métodos de medida da fração recristalizada, varrer um maior número de áreas em diferentes regiões da seção longitudinal.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

ASENSIO, J., ROMANO, G., MARTINEZ, V. J., VERDEJA, J. I., PERO-SANZ, J. A. **Ferritic Steels Optimization of Hot-Rolled Textures Through Cold Rolling and Annealing**. Materials Characterization, Vol. 47, pp119-127, 2001.

BACKOFEN, W. A. **Deformation Processing**. Massachusset, 1972.

BARNETT, M. R., KESTENS, L. **Formation of {111}<110> and {111}<112> Textures in Cold Rolled and Annealed IF Sheet Steel**. ISIJ Internacional, Vol. 39, No. 9, pp 923-929, 1999.

BARNETT, M. R., JONAS, J. J. **Influence of Ferrite Rolling Temperature on Microstructure and Texture in Deformed Low C and IF Steels**. ISIJ Internacional, Vol. 37, No. 7, pp 697-705, 1997.

CÂNDIDO, F., S. **Origens do Estriamento de Estampagem dos Aços Inoxidáveis Ferríticos Tipo AISI 430**. Dissertação de Mestrado, IME, Rio de Janeiro, 2003.

CARVALHO, C., R., G. **Estudo da Cinética de Recristalização num Aço IF Estabilizado ao Titânio com Adição de Silício**. Dissertação de Mestrado, FAENQUIL, Lorena-SP, 2004.

CHOI, J. Y., SEONG, B. S., BAIK, S. C., LEE, H. C. **Precipitation and Recrystallization Behavior in Extra Low Carbon Steels**. ISIJ Internacional, Vol. 42, No. 8, pp 889-893, 2002.

DIETER, G., E. **Metalurgia Mecânica**. McGraw-Hill, 1976.

FALLEIROS, I. G. S., CAMPOS, M. F., **Nucleação da recristalização**, Textura e Relações de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização e Crescimento de grão, São Paulo, pp. 39-48, 2001

FILHO, A. F., HERRERA, C., PLAUT, R. L., PADILHA, A. F. **Evolução da Textura Cristalográfica de Chapas de Aço Inoxidável Ferrítico do Tipo AISI 430 durante Laminação a Frio, Recozimento e Estampagem**. 42 Seminário de Laminação – ABM. Santos – SP. 2005.

HAESSNER, F. **Recrystallization of Metallic Materials**. Stuttgart, 1978.

HASHIMOTO, N., YOSHINAGA, N., SENUMA, T. **Texture Evolution of IF Steel Due to Recrystallization**. ISIJ International, Vol. 38, No. 6, pp 617-624, 1998.

HÖLSCHER, M., RAABE, D., LÜCKE, K. **Rolling and recrystallization Textures os BCC Steels**. Steel research, Vol. 62, No 12, pp 567-575, Germany, 1991.

HUMPHREYS, F.J. **A Unified Theory of Recovery, Recrystallization and Grain Growth, Based on the Stability and Growth of Cellular Microstructures – I. The Basic Model**. Acta Materialia, Vol. 45, No. 10, pp 4231- 4240. 1997.

HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. Elsevier, Oxford, 1996.

HUTCHINSON, B. **Deformation Microstructures and Textures in Steels**. Phil. Trans. R. Soc. Lond. A 357, 1471-1485.

- HUTCHINSON, B., RYDE, L. **Mechanisms, Kinetics and Crystallography of Recrystallization in Cold Rolled Steels.** 16° Riso Symposium on Materials Science. Roskilde, Dinamarca. 1995.
- LEWIS, B., D., PICKERING, F., B. **Development of Recrystallization Textures in Ferritic Stainless Steels and their Relationship to Formability.** Metals Technology, Liverpool. 1983.
- LOPES, A. M., VIANA, C. S. C. **Caracterização da Microestrutura Deformada e Recristalizada de um Aço Livre de Intersticiais.** Simpósio Matéria 2000. Rio de Janeiro, 2000.
- LU, H., SIVAPRASAD, P., DAVIES, C. H. J. **Treatment of Misorientation Data to Determine the Fraction of Recrystallized Grains in a Partially Recrystallized Metal.** Materials Characterization, Vol. 51, 2003.
- MATHEUS, J. R. G., **Textura de Laminação a Morno de Aços Livres de Intersticiais.** Dissertação de Mestrado, IME, Rio de Janeiro, 1999.
- METALS HANDBOOK – Atlas of Microstructure, 8ª edição, vol. 1, 1969.
- MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K. **Princípios de Metalurgia Mecânica.** São Paulo, 1982.
- NAGATAKI, Y., HOSOYA, Y. **Origin of the Recrystallization Texture Formation in on Interstitial Free Steel.** ISIJ International, Vol. 36, No. 4, pp 451-460. 1996.
- NAVE, M., D., BARNETT, M., R., BELADI, H. **The influence of solute Carbon in Cold-rolled steels on shear Band Formation and recrystallization Texture.** ISIJ International, Vol. 44, No. 6, pp. 1072 – 1078, 2004.

- PADILHA, A. F. e SICILIANO, F. Jr. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. ABM, São Paulo, 1996.
- PARK, Y.B., LEE, D. N., GOTTSTEIN, G. **The Evolution of Recrystallization Textures in Body Centred Cubic Metals**. Acta Materialia, Vol. 46. No. 10, pp 3371-3379, 1998.
- PAULA, A., S. **Caracterização Estrutural Comparativa entre um Aço Extra-Baixo Carbono ao Boro e um Aço Livre de Intersticiais ao Titânio**. Dissertação de Mestrado, IME, Rio de Janeiro, 2002.
- PINTO, A. L., LOPES, A, M. **A Utilização da técnica de EBSD em Estudos de Microtextura e Mesotextura**. II Workshop sobre Textura e Relações de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização e Crescimento de Grão, IPEN, p. 442, 2003.
- RAABE, D., LUCKE, K. **Annealing textures of BCC Metals**. Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 27, pp. 1533-1538, Germany, 1992.
- RAABE, D., LUCKE, K. **Selective Particle Drag During Primary Recrystallization of Fe-Cr Alloys**. Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 26, pp. 19-24, Germany, 1992.
- RAABE, D., LUCKE, K. **Textures Ferritic Steels**. Steel Research, Germany, 1993.
- SAKAI, T., SAITO Y., MATSUO, M., KAWASAKI, K. **Inhomogeneous Texture Formation in High Speed Hot Rolling of Ferritic Stainless Steel**. ISIJ International, Vol. 31, No. I, pp. 86-94, 1991.

- SHIN, H. J., AN, J. K., PARK, S. H., LEE, D. N. **The Effect of Texture on Ridging of Ferritic Stainless Steel.** Acta Materialia, Vol. 51, pp 4693-4706, 2003.
- TARASIUK, J., GERBER, Ph., BACROIX, B. **Estimation of Recrystallized Volume Fraction from EBSD Data.** Acta Materialia, vol. 50, 1467-1477, 2002.
- THOMAS, I., ZAEFFERER, S., FRIEDEL, F., RAABE, D. **High-Resolution EBSD Investigation of Deformed and Partially Recrystallized IF Steel.** Advanced Engineering Materials, Vol. 5, No. 7, pp. 566-577, 2003.
- VANCERSCHUEREN, D., YOSHINAGA, N., KOYAMA, K. **Recrystallization of Ti IF Steel Investigated with Electron Backscattering Pattern (EBSP).** ISIJ International, Vol. 36, No. 8, pp 1046-1054, 1996.
- VIANA, C. S. C, PAULA, A., S. **Texturas de Deformação.** II Workshop sobre Textura e Relações de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização e Crescimento de Grão, IPEN, p. 442, 2003.
- WITTRIDGE, N. J., KNUSTEN, R. D. **Recovery and Recrystallization Characterization in Ferritic Stainless Steel by Using Electron Channeling Contrast.** Materials Characterization Vol. 37, pp 31-37, 1996.
- YAZAWA, Y., OZAKI, Y., KATO, Y., FURUKIMI, O. **Development of Ferritic Stainless Steel Sheets with Excellent Deep Drawability by {1 1 1} Recrystallization Texture Control.** JSAE Review 24, pp 483–488, 2003.

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)