



**Universidade Federal do Ceará
Centro de Tecnologia
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais**

NEUMAN FONTENELE VIANA

**EFEITO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO PROCESSO DE SELEÇÃO DE
VARIANTES NA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA NO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 301L.**

**Fortaleza
2010**

**Universidade Federal do Ceará
Centro de Tecnologia
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais**

**EFEITO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO PROCESSO DE SELEÇÃO DE
VARIANTES NA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA NO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 301L.**

NEUMAN FONTENELE VIANA

Dissertação apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.

Orientador: Professor Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

**Fortaleza
2010**

V667e Viana, Neuman Fontenele
Efeito da deformação plástica no processo de seleção de variantes na transformação mantensítica no aço inoxidável / Neuman Fontenele Viana. -- Fortaleza, 2010.
101 f. ;il. color. enc.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
Área de concentração: Metalurgia Física
Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia. Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Fortaleza, 2010.

1. Transformação mantensítica. 2. Aço inoxidável. I. Abreu, Hamilton Ferreira Gomes de (Orient.). II. Universidade Federal do Ceará – Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais

CDD 620.11



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

PARECER DA COMISSÃO DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

NEUMAN FONTENELE VIANA

“EFEITO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NO PROCESSO DE SELEÇÃO
DE VARIANTES NA TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA
NO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 301L”

A Comissão de Dissertação composta pelos professores Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Marcelo José Gomes da Silva, da Universidade Federal do Ceará e Carlos Augusto Silva de Oliveira, da Universidade Federal de Santa Catarina, considera o candidato:

Aprovado

Não Aprovado

Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 03 de novembro de 2010.

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

Prof. Dr. Marcelo José Gomes da Silva
Membro

Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira
Membro

A meus pais, José Viana e
Francisca, e a minha irmã,
Janaina.

Essa dissertação de Mestrado foi desenvolvida no Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará (UFC), com apoio financeiro da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES).

AGRADECIMENTOS

Meus agradecimentos a todos aqueles que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

À Universidade Federal do Ceará e a coordenação do programa de pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais pelo suporte estrutural e educacional.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo suporte financeiro através da concessão de bolsa.

Ao laboratório de engenharia de soldagem (ENGESOLDA) pela disponibilidade de equipamentos.

Ao laboratório de Raios-X pela disponibilidade de equipamentos.

A todos aqueles que fazem parte do laboratório de caracterização de materiais (LACAM) pela ajuda técnica e sugestões durante todo o desenvolvimento do trabalho.

A todos os professores que fizeram parte do desenvolvimento desse conhecimento.

Aos colegas que fazem parte desse projeto.

Aos colegas de mestrado e doutorado pelo companheirismo.

Ao meu orientador professor Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pelos ensinamentos e pela disponibilidade em ensinar.

Agradeço especialmente à minha família pelo incentivo e compreensão.

A Deus que de uma forma ou de outra nos mostra o melhor caminho.

“E Deus limpará de seus olhos
toda lágrima; e não haverá mais
morte, nem pranto, nem clamor,
nem dor; porque já as primeiras
coisas são passadas.”

Apocalipse 21,4

RESUMO

O presente trabalho visou estudar o efeito da deformação plástica prévia por laminação e o efeito da deformação por tração no processo de seleção de variantes durante a transformação martensítica no aço inoxidável austenítico AISI 301L.

Foram comparadas amostras previamente laminadas e deformadas em ensaio de tração com amostras apenas deformadas plasticamente em tração. Aspectos relativos a macrotextura obtidos pela técnica de difração de Raios-x e microtextura obtidos por difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) foram estudados. A macrotextura analisou a evolução das principais componentes de textura da fase martensítica a partir do cálculo das funções de distribuição de orientação cristalográfica (FDOC).

As figuras de pólos obtidas por EBSD para grãos selecionados foram comparadas com figuras de pólos calculadas utilizando a teoria fenomenológica da cristalografia da transformação martensítica cuja sigla em inglês é (PMTTC). O modelo de Patel-Cohen para simular a influência da tensão aplicada durante o processo de transformação martensítica foi utilizado.

Os resultados mostraram que a textura da martensita induzida por deformação é típica de uma microestrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Mostraram também que as amostras apenas tracionadas seguiram o modelo de Patel-Cohen para a seleção de variantes. Já as amostras pré-deformadas por laminação apresentaram uma maior dispersão em relação ao modelo principalmente as que tiveram posteriormente pouca deformação plástica por tração.

Palavras-chaves: martensita induzida por deformação, textura cristalográfica, seleção de variantes.

ABSTRACT

The present work aimed to study the effect of the plastic prior strain for rolling and the effect of the strain for tensile test in the process of variants selection during the martensitic transformation in the austenitic stainless steel AISI 301L.

There were compared samples previously rolled and deformed in tensile test with samples only plastically deformed in tensile test. Relative aspects to macrotexture obtained by the technique of diffraction of X-rays and microtexture obtained by Electron backscattered diffraction (EBSD) were studied. The macrotexture analysed the evolution of the principal texture components of the martensitic phase from the calculation of the orientation distribution function (ODF).

The pole figures obtained by EBSD for selected grains were compared with pole figures calculated using the phenomenological theory of martensite crystallography whose acronym in English is (PMTTC). The model of Patel-Cohen to simulate the influence of the tension applied during the process of martensitic transformation was used.

The results showed that the texture of the deformation induced martensite is typical of a body-centered cubic microstructure. They showed also that the only tensile samples followed the model of Patel-Cohen for the variants selection. The prior deformed samples by rolling presented a bigger dispersal regarding model principally those who subsequently had little plastic deformation for traction.

Keywords: crystallography texture, variant selection, deformation induced martensite

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1	Placa de martensita provocando um relevo na superfície [9]... 3	3
Figura 3.2	Modelo simplificado da transformação martensítica [11]..... 4	4
Figura 3.3	Deformação de Bain [12]..... 4	4
Figura 3.4	(a) e (b) Efeito da deformação de Bain na austenita. (c) Linha invariante resultante da deformação e da rotação de corpo rígido [3]..... 6	6
Figura 3.5	A deformação de Bain B combinada com a apropriada rotação do corpo rígido [15]..... 8	8
Figura 3.6	Ilustração esquemática da energia química livre das fases austenita e martensita como função da temperatura [56]..... 12	12
Figura 3.7	Ilustração esquemática da tensão crítica para iniciar a transformação martensítica em função da temperatura [59]..... 13	13
Figura 3.8	Chapa com orientação dos cristais ao acaso (sem textura) [61].14	14
Figura 3.9	Chapa com orientação dos cristais preferencial [61]..... 15	15
Figura 3.10	Posicionamento da amostra em relação a esfera de referência [72]..... 16	16
Figura 3.11	Diagrama esquemático da construção da projeção estereográfica, um ponto P que está na superfície da esfera é projetado no plano de projeção como P' [72]..... 17	17
Figura 3.12	Figuras de pólos: (a) Distribuição aleatória de orientações (b) orientação preferencial [72]..... 18	18
Figura 3.13	Figura de pólos com linhas de iso-intensidade [61]..... 19	19
Figura 3.14	Definição dos ângulos de Euler segundo Bunge [77]..... 20	20
Figura 3.15	Relação entre os eixos [100], [010] e [001] e as direções DL, DT e DN [79]..... 20	20
Figura 3.16	Ábaco com as posições das principais orientações ao longo das fibras DL, DN e DT para seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ [79]..... 22	22
Figura 3.17	Número de variantes em função da relação entre energia mecânica e energia química [83]..... 27	27

Figura 5.1	Diagrama de fase.....	34
Figura 5.2	Micrografia ótica para a amostra L0T0.....	36
Figura 5.3	Micrografia ótica obtidas para a amostra L0T0,04.....	37
Figura 5.4	Micrografia ótica obtidas para a amostra L0T0,11.....	37
Figura 5.5	Micrografia ótica obtidas para a amostra L0T0,13.....	38
Figura 5.6	Micrografia ótica obtidas para a amostra L8T0,04.....	39
Figura 5.7	Micrografia ótica obtidas para a amostra L11T0,11.....	39
Figura 5.8	Micrografia ótica obtidas para a amostra L8T0,13.....	40
Figura 5.9	Micrografia ótica obtidas para a amostra L18T0,04.....	41
Figura 5.10	Micrografia ótica obtidas para a amostra L18T0,24.....	41
Figura 5.11	Difratograma obtido para a amostra L0T0.....	42
Figura 5.12	Difratograma obtido para a amostra L0T0,04.....	43
Figura 5.13	Difratograma obtido para a amostra L0T0,13.....	43
Figura 5.14	Difratograma obtido para a amostra L8T0,04.....	44
Figura 5.15	Difratograma obtido para a amostra L11T0,11.....	44
Figura 5.16	Difratograma obtido para a amostra L8T0,13.....	45
Figura 5.17	Difratograma obtido para a amostra L18T0,04.....	45
Figura 5.18	Difratograma obtido para a amostra L18T0,13.....	46
Figura 5.19	Difratograma obtido para a amostra L18T0,24.....	46
Figura 5.20	Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L0T0,04.....	47
Figura 5.21	Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L0T0,11.....	48
Figura 5.22	Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L0T0,13.....	48
Figura 5.23	Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L8T0,04.....	49
Figura 5.24	Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L11T0,11.....	50

Figura 5.25	Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L8T0,13.....	50
Figura 5.26	Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L18T0,04.....	51
Figura 5.27	Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L18T0,13.....	51
Figura 5.28	Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L18T0,24.....	52
Figura 5.29	Imagem de banda de contraste da amostra L0T0,11.....	53
Figura 5.30	Regiões de poucos grãos selecionadas para a obtenção das figuras de pólo.....	54
Figura 5.31	Figuras de pólos para a amostra L0T0,04.....	56
Figura 5.32	Figuras de pólos para a amostra L0T0,11.....	58
Figura 5.33	Figuras de pólos para a amostra L8T0,04.....	60
Figura 5.34	Figuras de pólos para a amostra L11T0,11.....	62
Figura 5.35	Figuras de pólos para a amostra L8T0,13.....	64
Figura 5.36	Figuras de pólos para a amostra L18T0,04.....	66
Figura 5.37	Figuras de pólos para a amostra L18T0,13.....	68
Figura 5.38	Figuras de pólos para a amostra L18T0,24.....	70
Figura 5.39	Figuras de pólo para a amostra L0T0,13.....	72
Figura 5.40	Figuras de pólos para a amostra L11T0,11.....	73
Figura 5.41	Figuras de pólos para a amostra L18T0,13.....	73

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1	Identificação das amostras e deformações.....	30
Tabela 2	Composição química do aço utilizado.....	34
Tabela 3	Fração da fase Martensita para as amostras.....	35
Tabela 4	Razão entre as áreas de austenita e martensita.....	42
Tabela 5	Ângulos de Euler medidos do grão austenítico escolhido da região selecionada para cada amostra.....	55
Tabela 6	Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L0T0,04.....	56
Tabela 7	Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L0T0,11.....	58
Tabela 8	Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L8T0,04.....	60
Tabela 9	Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L11T0,11.....	62
Tabela 10	Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L8T0,13.....	64
Tabela 11	Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L18T0,04.....	66
Tabela 12	Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L18T0,13.....	68
Tabela 13	Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L18T0,24.....	70

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

AISI	American Iron and Steel Institute
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrada
DL	Direção de Laminação
DT	Direção Transversal
DN	Direção Normal
EBSD	Electron Back-Scatter Diffraction
FDOC	Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica
FP	Figura de Pólos
HCP	Hexagonal Compacta
L	Baixo Carbono
PMTC	Teoria Fenomenológica da Transformação Martensítica
SFE	Energia de Falha de Empilhamento

SÍMBOLOS

(hkl)	Plano Cristalino
[uvw]	Direção Cristalina
{hkl}	Conjunto de Planos Cristalinos
<uvw>	Conjunto de Direções Cristalinas
$\varphi_1, \Phi, \varphi_2$	Ângulos de Euler
dV	Fração do Volume
f($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$)	Função Distribuição de Probabilidades
$P_h(y)$	Figuras de Pólos Associadas a um Número Finito de Pontos Individuais
P^n	Figura de Pólos Recalculada Depois do n-ésimo Passo de Interação
λ	Comprimento de Onda
γ	Austenita
α'	Martensita CCC
ε	Martensita HCP
M_i	Temperatura de Início da Transformação Martensítica
M_d	Temperatura Acima da Qual Não Ocorre Transformação Martensítica

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	OBJETIVOS.....	2
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
3.1	Transformação martensítica.....	3
3.2	Martensita induzida por deformação.....	8
3.3	Textura cristalográfica.....	14
3.4	Seleção de variantes.....	25
4	MATERIAL E MÉTODOS.....	28
4.1	Material.....	28
4.2	Análise química.....	28
4.3	Corte.....	28
4.4	Austenitização.....	28
4.5	Temperatura M_d	29
4.6	Ensaio mecânico.....	29
4.7	Eletro-erosão.....	30
4.8	Análise metalográfica.....	30
4.9	Difração de Raios-X para identificação das fases.....	31
4.10	Difração de Raios-x para determinação de macrotextura.....	31
4.11	EBSD para determinação de microtextura.....	32
4.12	Determinação das variantes na microtextura do material.....	32
4.13	Determinação das variantes na macrotextura do material.....	33
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	34
5.1	Composição química.....	34
5.2	Diagrama de fases.....	34
5.3	Temperatura M_d	35
5.4	Análises metalográficas.....	35
5.4.1	Condição inicial.....	35
5.4.2	Amostras tracionadas sem pré-deformação.....	36
5.4.3	Amostras com deformação de 10% por laminação.....	38
5.4.4	Amostras com deformação de 18% por laminação.....	40
5.5	Difração de Raios-X.....	42
5.6	Evolução da textura com a deformação.....	47
5.7	Microtextura.....	53
5.7.1	Amostras sem pré- deformação.....	55
5.7.2	Amostras com deformação de 10% por laminação.....	59
5.7.3	Amostras com deformação de 18% por laminação.....	65
5.8	Macrotextura.....	72
6	CONCLUSÕES.....	74
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	75
8	REFERÊNCIAS.....	76

1 INTRODUÇÃO

Dentro da categoria da transformação displaciva, na qual o padrão original é deformado homogeneamente em uma nova estrutura cristalina [1], se encontra a transformação martensítica, que se trata da transformação adifusional mais conhecida, e se caracteriza por um movimento ordenado de átomos de magnitude menor que a distância interatômica, o que acarreta uma mudança na estrutura cristalina, através do cisalhamento da microestrutura. Essa transformação apresenta grande importância tecnológica, por exemplo, no caso de aços temperáveis, a transformação martensítica que permite um aumento significativo da dureza e conseqüentemente das propriedades mecânicas. A martensita induzida por deformação característica de aços inoxidáveis com baixa energia de falha de empilhamento modifica as propriedades mecânicas, influencia a taxa de encruamento e pode também causar problemas, como *delayed cracking* [2]. O *delayed cracking* é observado em aços austeníticos submetidos a estampagem profunda e se caracteriza pelo aparecimento retardado de trincas influenciadas pelas tensões residuais na interface das fases austeníticas e martensíticas.

Uma característica da transformação martensítica é a velocidade com que ela ocorre. A mudança da estrutura cristalina é praticamente instantânea. Experimentalmente, se verifica que apenas algumas das 24 variantes possíveis num sistema cúbico estão presentes após uma transformação. Quando a transformação ocorre na presença de uma tensão externa nem todas as variantes estarão presentes após a transformação. Este fenômeno chama-se seleção de variantes. A seleção de variantes induz ao aparecimento de textura cristalográfica [3].

A textura cristalográfica obtida a partir da transformação da austenita vem sendo objeto de estudo de vários pesquisadores há mais de três décadas, a existência da seleção de variantes resultante destas transformações adifusionais da microestrutura está ligada a textura cristalográfica que aí se desenvolve.

Diferentes texturas podem originar diferentes propriedades, por exemplo, boa deformabilidade na estampagem profunda [4], embora não tenha sido esse o objetivo desse trabalho.

O aço inoxidável autêntico AISI 301L foi utilizado porque sofre transformação martensítica quando deformado à temperatura ambiente. No presente trabalho, o aço inoxidável autêntico AISI 301L foi objeto de estudo e sofreu transformações martensíticas induzidas por deformação. A influência do estado de tensão atuante durante a transformação na seleção de variantes bem como a influência da existência ou não de textura prévia na liga

mãe na seleção foram analisadas, bem como o efeito da seleção de variantes na macrotextura e microtextura do material. Os resultados experimentais serão comparados com os resultados calculados obtidos a partir das teorias estabelecidas através de programas de simulação de textura, para validar o modelo de Patel-Cohen.

2 OBJETIVOS

Avaliar a influência de uma tensão aplicada no processo de seleção de variantes.

Avaliar a influência da deformação plástica da austenita no processo de seleção de variantes.

Estudar o efeito da seleção de variantes na micro e macro texturas do material.

Comparar os resultados medidos com os resultados calculados utilizando a PMTC (teoria fenomenológica da cristalografia da transformação martensítica) e o modelo de Cohen-Patel.

Os resultados experimentais serão comparados com os resultados calculados utilizando a PMTC.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Transformação martensítica

A transformação martensítica é uma transformação que ocorre sem difusão onde os movimentos atômicos ocorrem de forma ordenada e cooperativa conhecida como transformação militar e envolvem distâncias pequenas menores que os parâmetros do reticulado. A fase matriz e a martensita apresentam em geral relações de orientação cristalográficas entre si. A região transformada sofre mudanças de forma, com aparecimento de relevo, e é produzida microestrutura com alta resistência mecânica, devido a um grande aumento no número de discordâncias [5]. A transformação martensítica é considerada um mecanismo de reação no estado sólido [6-8]. O padrão no qual os átomos no cristal mãe estão arrançados é alterado de modo que uma deformação macroscópica do cristal aparecerá. A Figura 3.1 mostra que existe um relevo na superfície, devido a transformação ocorrer constricta pela matriz [9].

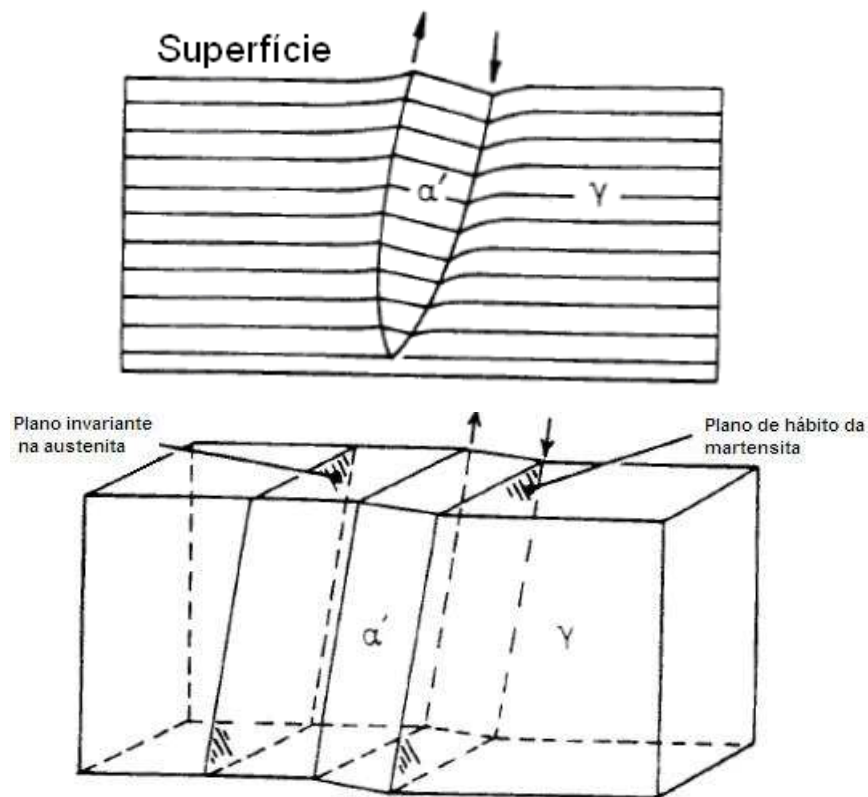


Figura 3.1 - Placa de martensita provocando um relevo na superfície. [9]

Após a transformação a vizinhança atômica e a composição química permanecem inalteradas [10]. A Figura 3.2 mostra um modelo simplificado da transformação martensítica [11].

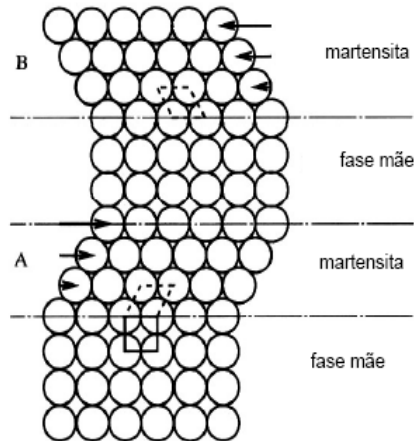


Figura 3.2 - Modelo simplificado da transformação martensítica. [11]

Em 1924 foi sugerido pelo metalurgista norte-americano Edgard C. Bain que se poderia obter a estrutura da tetragonal de corpo centrado (TCC) ou cúbica de corpo centrado (CCC) da martensita através de uma deformação homogênea com um mínimo de movimentação atômica partindo da austenita cúbica de faces centradas (CFC). O mecanismo proposto consistia de uma compressão da célula unitária de cerca de 20% ao longo da direção Z, e expansão de cerca de 12% ao longo das direções X e Y. Esse mecanismo ficou conhecido como deformação de Bain [12].

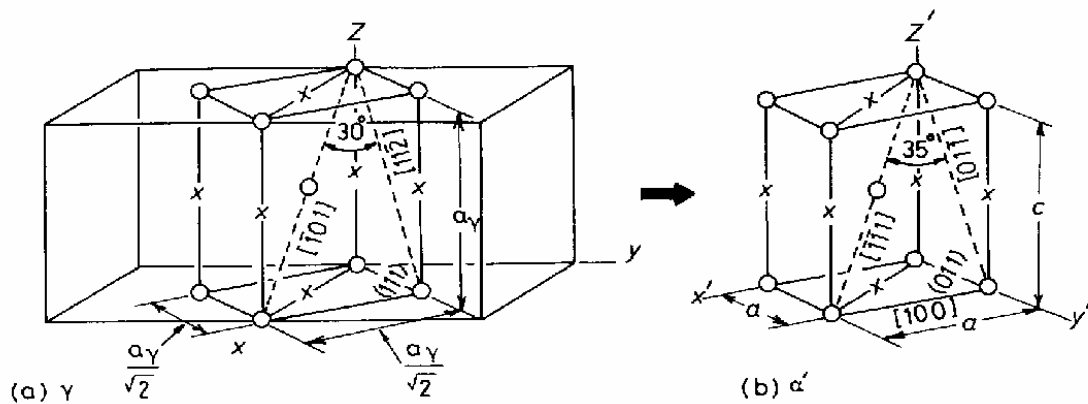


Figura 3.3 - Deformação de Bain. [12]

Esse mecanismo apresenta algumas características em comum com a transformação martensítica como, por exemplo, a existência de uma correspondência atômica entre cada átomo de martensita e austenita, além disso, cada átomo só precisa se movimentar uma distância menor que a distância inter-atômica, portanto não há a necessidade de difusão para que ocorra mudança de estrutura.

Da figura acima se pode obter as relações cristalográficas provenientes da deformação de Bain:

$$\begin{aligned}(111)\gamma &\rightarrow (011)\alpha' \\ [\bar{1}01]\gamma &\rightarrow [\bar{1}\bar{1}1]\alpha' \\ [1\bar{1}0]\gamma &\rightarrow [100]\alpha' \\ [11\bar{2}]\gamma &\rightarrow [01\bar{1}]\alpha'\end{aligned}$$

Estas relações de orientação não correspondem as relações de Kurdjumov-Sachs [13] observadas experimentalmente, uma das razões para isto acontecer seria porque a energia de deformação associada com B seria muito superior a energia química necessária para a transformação [14]. Além disso, com a transformação martensítica há o surgimento de um plano de hábito, um plano comum as estruturas CFC e CCC da austenita e da martensita e que permanece não deformado e não girado, o que não acontece com a deformação de Bain, logo a deformação de Bain não representa uma transformação martensítica por não haver existência desse plano invariante. A deformação de Bain equivale matematicamente a deformação de uma esfera que representa a matriz austenítica em um elipsóide de revolução que tem a direção [001] como eixo de simetria representando a martensita. Na esfera não há nenhum plano diametral que permaneça invariante após a transformação. Entretanto nessa mesma esfera é possível encontrar um cone que permanece com o mesmo comprimento da aresta, como mostra a Figura 3.4b.

Se for acrescentada uma rotação do corpo rígido à deformação de Bain, girando o elipsóide, nota-se que a linha do cone da esfera coincide com a do elipsóide de revolução, ou seja, c'd' coincidirá com cd resultando numa linha invariante no sistema, como mostra a Figura 3.4c [3]. A combinação da deformação de Bain com a rotação de corpo rígido resulta numa transformação com linha invariante, sem deformação e sem rotação. A deformação de Bain corresponde a uma matriz B, como segue:

$$B = \begin{pmatrix} e_{11} & 0 & 0 \\ 0 & e_{22}=e_{11} & 0 \\ 0 & 0 & e_{33} \end{pmatrix}$$

Onde $e_{11}=e_{22}$ corresponde a deformação nas direções $[100]_{\text{CCC}}$ e $[010]_{\text{CCC}}$, respectivamente e e_{33} corresponde a deformação ao longo de $[001]_{\text{CCC}}$.

Multiplicando B por uma matriz de rotação de corpo rígido R, obtêm-se uma rotação com linha invariante representada pela matriz LI:

$$LI = RB \quad (3.1)$$

A matriz LI prediz as relações de orientação cristalográfica entre as fases mãe e produto observadas experimentalmente.

Como foi visto a deformação de Bain combinada com a rotação de corpo rígido, só consegue manter uma linha invariante prevista microscopicamente. Para se explicar a presença de um plano invariante observado macroscopicamente é necessário analisar a subestrutura da martensita.

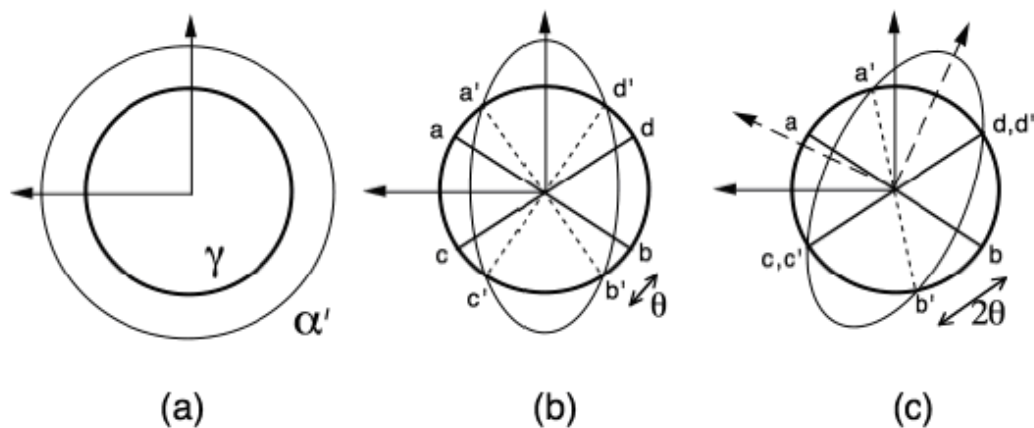


Figura 3.4 - (a) e (b) Efeito da deformação de Bain na austenita. (c) Linha invariante resultante da deformação e da rotação de corpo rígido. [3]

Matematicamente uma deformação com linha invariante pode ser decomposta em duas deformações com plano invariante. Isso é facilmente observado se for tomado como exemplo duas deformações P_1 e P_2 cada uma resultando em um plano invariante, a interseção desses dois planos ocorrerá ao longo de uma reta comum e invariante após a combinação das duas

deformações. Esta combinação equivale matematicamente a multiplicação das matrizes P_1 e P_2 que representam as duas deformações. Logo, pode-se escrever:

$$P_1 P_2 = RB \quad (3.2)$$

Passando-se P_2 para o lado direito da igualdade, tem-se:

$$P_1 = RB P_2^{-1} \quad (3.3)$$

Como pode ser observado na equação acima para que a transformação martensítica seja uma transformação com plano invariante é necessário que após a rotação de corpo rígido e a deformação de Bain ocorra uma deformação P_2^{-1} , que é uma deformação com plano invariante por se tratar da inversa da deformação P_2 .

De acordo com a Figura 3.5 a transformação RB transforma austenita em martensita, mantendo o eixo x que entra no papel invariante. Com a deformação de plano invariante P_1 , obtêm-se a forma correta, porém com a estrutura cristalina errada. Após a deformação P_1 ocorre a deformação de plano invariante P_2 , com ela a estrutura correta é obtida, mas com a forma errada. Para que a estrutura correta e a forma correta sejam obtidas, é preciso que haja a transformação P_2^{-1} de tal forma que a estrutura cristalina permaneça invariante embora sua forma mude, isto pode acontecer por maclação ou deslizamento simples gerando a subestrutura da martensita [15]. Portanto, para se obter a deformação de plano invariante observada macroscopicamente, se deve ter uma subestrutura de martensita de maclas ou de discordâncias, conforme se sabe experimentalmente.

Estas três etapas B, R e P_2^{-1} correspondem a etapas matemáticas da transformação martensítica, portanto não há razão para que ocorram seqüencialmente, de modo que fisicamente elas ocorrem simultaneamente.

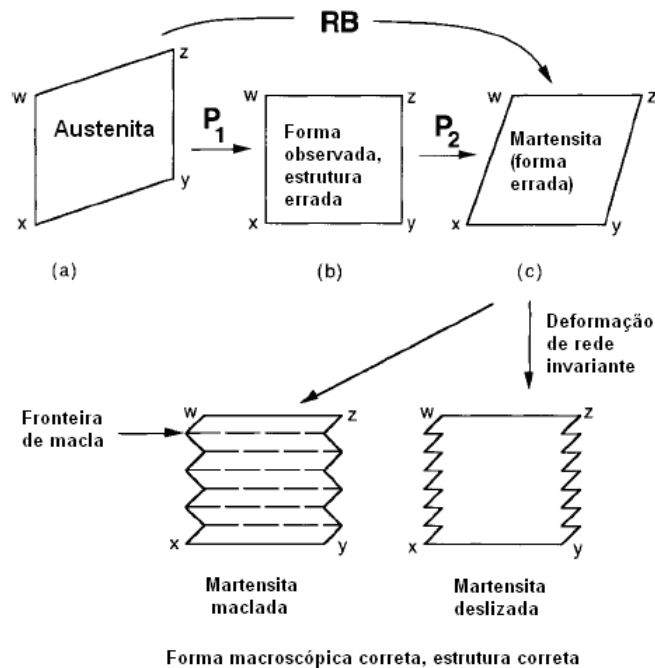


Figura 3.5 - A deformação de Bain **B** converte a estrutura da fase padrão na do produto, quando combinada com a apropriada rotação do corpo rígido, a deformação da rede homogênea RB é uma deformação de linha invariante. [15]

3.2 Martensita induzida por deformação

O processo de deformação pode induzir a formação de dois tipos de martensita nos aços inoxidáveis austeníticos: α' e ε . A martensita ε é HCP e paramagnética enquanto a martensita α' é CCC e ferromagnética a sequência de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ foi proposta por alguns autores [16-18] para AISI 304 e 316 por tração e por laminação, por outro lado a transformação direta $\gamma \rightarrow \alpha'$ por reações de discordâncias foi mostrada possível.

É geralmente aceito que o cruzamento entre duas placas de martensita ε podem atuar como sítios de nucleação de α' . Por exemplo, foi observado que α' foi formada no cruzamento entre duas placas de martensita ε com as seguintes relações de orientação [19,20]:

$$\begin{aligned} \{111\}_{\gamma} // \{0001\}_{\varepsilon} // \{110\}_{\alpha'} \\ \{110\}_{\gamma} // \{2110\}_{\varepsilon} // \{111\}_{\alpha'} \end{aligned}$$

Um modelo satisfatório para a formação de α' foi obtido recentemente pela tomada do cruzamento de duas placas de martensita ε como embriões de α' [21].

Um estudo recente concluiu que α' é capaz de nuclear a partir de uma única placa de martensita ε (ao invés, do cruzamento de duas placas de martensita ε) em altas taxas de deformação [22]. Em uma pesquisa muito recente utilizando MET mostrou que α' pode ser formada a partir de uma única banda de cisalhamento em um aço 304LN em baixas taxas de

deformação [23]. Este estudo por MET também tem procurado evidenciar que o cruzamento de bandas de cisalhamento e contornos de grão podem atuar como sítios de nucleação de α' .

Estudos recentes têm mostrado que ambas as rotas de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ e $\gamma \rightarrow \alpha'$ são possíveis para o mesmo aço inoxidável [20,23,24].

Na rota de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ a martensita ε atua como fase originadora de α' [19,25,26]. Outra pesquisa recente mostrou que a geração de ε usando pré-deformação criogênica em 77K permitirá a formação de α' em 300K em um aço inoxidável austenítico Fe-17%Cr-12%Ni-2%Mn-0.75%Si, que normalmente não contém martensita induzida por deformação na temperatura ambiente [27]. Foi sugerido que embriões de α' se formariam primeiro nos empilhamentos de discordâncias [28]. Quando o número deles alcança certo valor, a formação de novos embriões seria retardada, mas aqueles já formados cresceriam rapidamente em uma forma autocatalizadora [29]. Outro trabalho recente concluiu que as rotas de transformação dependem da temperatura de deformação e a martensita ε pode atuar ou não como fase originadora de α' [30].

Além da martensita ε , cruzamentos entre maclas mecânicas e bandas de cisalhamento [31], ou cruzamentos entre martensita ε e linhas de escorregamento (ou maclas ou contornos de grão) [30] também tem sido mencionadas como sítios de nucleação de martensita α' [31].

A quantidade de martensita α' e ε depende dos parâmetros do processo como estado de deformação, temperatura e taxa de deformação [32]. Ela é também altamente influenciada pela composição química, tamanho de grão da fase austenita e pela energia de falha de empilhamento.

A variação na transformação martensítica mostrou ter influência substancial na resposta mecânica dos aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis. Assim, o entendimento do papel de cada fator é essencial para o uso dos aços nas aplicações de engenharia.

Adicionar elementos de liga faz os aços inoxidáveis austeníticos mais estáveis a transformação martensítica induzida por deformação. Isto é consequência da alteração da energia de falha de empilhamento e da força motriz química $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$. Muitas fórmulas empíricas foram desenvolvidas para descrever a influência da composição química na tendência para transformação martensítica α' induzida por deformação. Na primeira fórmula desenvolvida as concentrações dos elementos são dadas em porcentagens de massa [33]. Posteriormente esta fórmula foi modificada e incluiu o efeito do tamanho de grão [34].

A formação de martensita induzida por deformação é afetada por dois parâmetros dependentes da composição, a energia de falha de empilhamento e a força motriz química $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$, ambos os parâmetros também são dependentes da temperatura, logo, a tendência para

a transformação em martensita α' induzida por deformação é sensível a temperatura. É sabido que a transformação martensítica induzida por deformação é suprimida com o aumento da temperatura [33,35].

A extensão da transformação martensítica α' é dependente do estado de tensão e deformação. A transformação martensítica α' induzida por deformação ocorre mais rapidamente sob deformação por tração do que sob o efeito da deformação por compressão [35]. Na compressão a taxa de transformação era inicialmente mais alta que na tração, mas em deformações mais altas as relações eram invertidas [36]. No aço AISI 316 a laminação a frio causava mais martensita α' que a tração uniaxial [37]. Isto é relacionado aos múltiplos sistemas de escorregamento ativados durante a laminação.

Grande tamanho de grão promove a formação de martensita α' durante a deformação por tração e por laminação a frio dos aços AISI 304 e 316 [38]. Por outro lado, também foi encontrado que a formação de martensita α' aumenta com o decréscimo do tamanho de grão no aço AISI 304 e que no aço AISI 316 o tamanho de grão era indiferente [37].

Muitas investigações conduzidas para entender o efeito da taxa de deformação na transformação da martensita α' induzida por deformação, indicou que a transformação é retardada com o aumento da taxa de deformação. Isto é explicado em termos de aquecimento adiabático, que diminui a força motriz química da transformação [35,39-42]. Contudo, foi sugerido que altas taxas de deformação podem promover arranjos de faixas de cisalhamento mais irregulares aos de baixa taxa de deformação [43]. Isto pode levar a uma reduzida probabilidade de formação de embriões de martensita α' de tamanho crítico, e assim, suprimir a formação de martensita α' .

A presença de martensita induzida por deformação pode causar problemas como o *delayed cracking* [44,45], pode aumentar a taxa de encruamento, sendo que a alta capacidade de encruamento dos aços inoxidáveis austeníticos está relacionada a baixa energia de falha de empilhamento, a formação de falhas de empilhamento, maclas de deformação e martensita ϵ [46,47,48], sem dúvida a transformação em martensita α' tem papel chave no comportamento mecânico dos aços austeníticos metaestáveis, e confere importância ao seu estudo, como resultado, os aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis tem se mostrado promissores para a indústria automobilística [49] e grande parte dos pesquisadores de aços inoxidáveis está se voltando para o estudo dos austeníticos metaestáveis.

A formação de martensita induzida por deformação (representada por α') está de perto relacionada com as bandas de cisalhamento que são defeitos planares associados com a sobreposição de falhas de empilhamento nos planos $\{111\}\gamma$. Dependendo da natureza da

sobreposição, maclas, martensita ϵ , ou pacotes de falhas de empilhamento podem se formar. Maclas se formam quando falhas de empilhamento se sobrepõem em sucessivos planos $\{111\}$, enquanto que a martensita ϵ é gerada se a sobreposição das falhas de empilhamento ocorrerem em planos $\{111\}$ alternados. Pacotes de falhas de empilhamento são gerados de sobreposição irregular de falhas de empilhamento.

Em geral, a nucleação de martensita α' envolve um processo no qual uma faixa cisalhante pode penetrar através de outra faixa cisalhante. Foi proposto que a estrutura CCC pode ser gerada a partir da FCC por dois sucessivos cisalhamentos, o primeiro envolvendo $1/3$ do cisalhamento de maclação FCC da austenita e o outro $1/2$ do cisalhamento de maclação FCC, mencionados como T/3 e T/2, respectivamente [50], baseado nisto foi imaginado a cisalhante T/3 pela propagação de um arranjo de $a/6 \langle 112 \rangle$ discordâncias parciais de Shockley em cada terceiro plano $\{111\}$ e o T/2 pela propagação de discordâncias parciais de Shockley em cada segundo plano $\{111\}$ [28]. Como o movimento das discordâncias parciais de Shockley em cada segundo plano $\{111\}$ produz martensita ϵ , um núcleo de martensita α' seria formado pela passagem de uma cisalhante T/3 por uma plaqueta de martensita ϵ . Desde que uma significativa força motriz química esteja disponível, o processo transforma o empilhamento dos átomos de FCC para CCC, e permite que as discordâncias parciais penetrem através da plaqueta ϵ . Além disso, o papel do SFE no processo de nucleação foi discutido. Com SFE crescente, a probabilidade da presença de arranjos apropriados de discordâncias parciais diminui. Assim, a probabilidade de nucleação de martensita α' é diminuída. Imaginava-se que a interseção de uma plaqueta ϵ com uma macla mecânica seria um possível mecanismo para nucleação de martensita α' , mas o processo requer uma força motriz química mais alta [51,52].

A nucleação de martensita α' é associada com o empilhamento das discordâncias parciais de Shockley [54,55]. Como as discordâncias estão próximas uma das outras no empilhamento, a estrutura atômica começa a se assemelhar ao empilhamento CCC. Como o empilhamento alcança o tamanho crítico, um rápido crescimento de um núcleo de martensita α' ocorre com a ajuda da força motriz química. O tamanho crítico para o embrião martensítico é determinado como segue [52]:

$$N^{CR} = 2\sigma(n)/-\rho_A (\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'} + E^{str}) \quad (3.4)$$

Onde N^{CR} é a espessura do embrião nos planos atômicos, $\sigma(n)$ é a energia interfacial do embrião por unidade de área, ρ_A é a densidade de átomos em mols por unidade de área em um plano compacto, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ é a diferença de energia livre entre a austenita e a martensita α' e E^{str} é a energia de deformação devido a transformação.

A termodinâmica da transformação martensítica induzida por deformação é ilustrada esquematicamente na Figura 3.6, que mostra as energias livres da austenita e martensita em função da temperatura. Transformação martensítica espontânea só pode realizar-se se a diferença entre as energias livres da austenita e martensita, isto é, a força motriz química, alcançar o valor crítico $\Delta G_{M_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$, que ocorre na temperatura M_i .

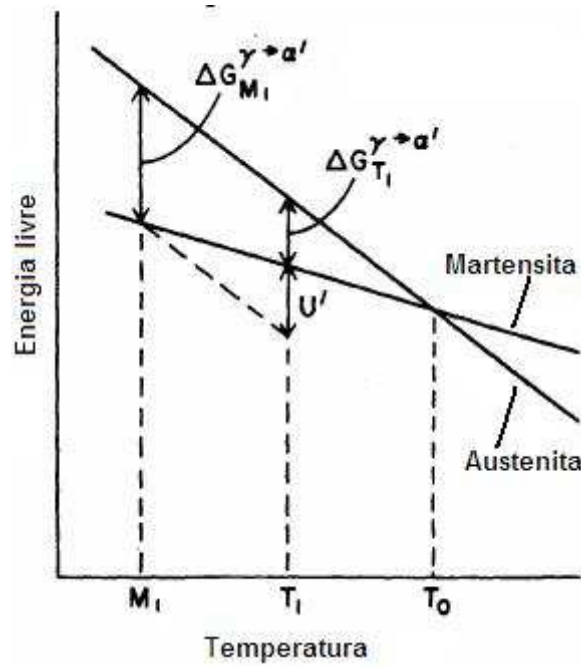


Figura 3.6 – Ilustração esquemática da energia química livre das fases austenita e martensita como função da temperatura. [56]

Contudo, a transformação também pode ocorrer na temperatura $T_1 (> M_i)$, se suficiente força motriz mecânica U' for aplicada, então:

$$\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha'} + U' = \Delta G_{M_i}^{\gamma \rightarrow \alpha'}. \quad (3.5)$$

Acredita-se que a força motriz mecânica se origina da tensão aplicada, que ajuda a força motriz química. Foi sugerida a seguinte expressão para a força motriz mecânica como uma função da tensão e orientação [57]:

$$U' = \tau \sigma_0 + \sigma \epsilon_0 = \frac{1}{2}(\sigma_0 \sigma \sin 2\Theta) \pm \frac{1}{2}(\epsilon_0 \sigma (1 + \cos 2\Theta)), \quad (3.6)$$

onde, os termos $\tau \sigma_0$ e $\sigma \epsilon_0$ representam o trabalho feito pela tensão cisalhante e normal, respectivamente, σ é o valor absoluto da tensão aplicada e Θ o ângulo entre o eixo da tensão e a normal do plano de hábito. Os sinais de mais e menos correspondem a tensão por tração e compressão, respectivamente. A Figura 3.7 sugere que a força motriz química da transformação martensítica decresce linearmente com o aumento da temperatura. Assim como indicado pela Equação 3.6, o nível de tensão requerido para ser obtida a correspondente força

motriz mecânica também aumenta linearmente. A relação linear mostrou-se válida para níveis de tensão correspondentes ao limite de elasticidade da austenita, sendo esta relação ilustrada na Figura 3.7 [58]. Abaixo da temperatura M_s^σ , a transformação pode ocorrer espontaneamente, enquanto que em altas temperaturas a transformação pode tomar lugar somente após a deformação plástica da fase austenítica.

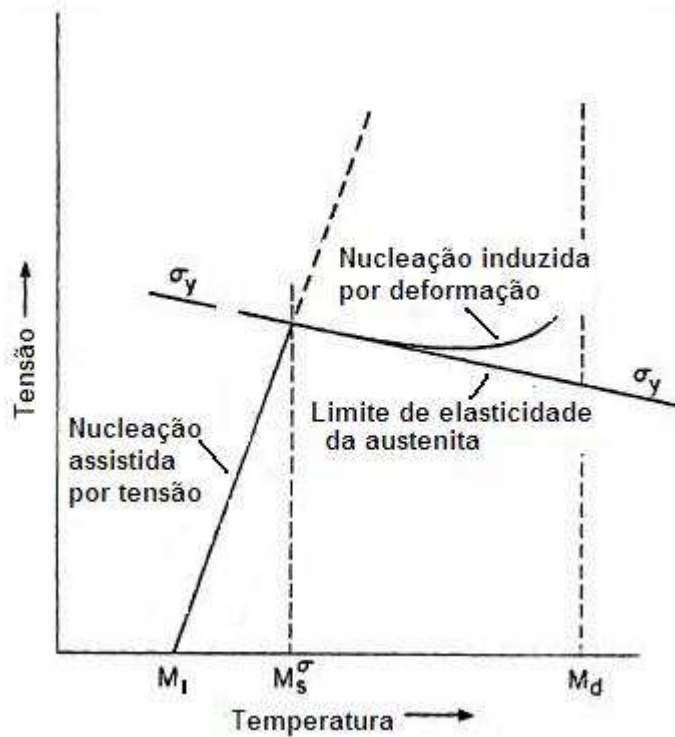


Figura 3.7 – Ilustração esquemática da tensão crítica para iniciar a transformação martensítica em função da temperatura. [59]

Para distinguir entre o comportamento acima e abaixo da temperatura M_s^σ , foi estabelecido o conceito de transformação martensítica induzida por deformação [59]. A formação ocorre abaixo do limite de escoamento da fase austenita com a ajuda da tensão aplicada, e a magnitude da força motriz mecânica é determinada pela Equação 3.6. Quando a transformação martensítica ocorre somente após a deformação plástica da fase austenita, a transformação é referida como transformação induzida por deformação. O limite superior para a transformação induzida por deformação é definido como temperatura M_d . Expressões empíricas são utilizadas para o cálculo de M_d , as expressões utilizadas neste trabalho foram desenvolvidas por Eichelman and Hull [60].

3.3 Textura cristalográfica

Os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos, os quais são separados um dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão.

Cada grão, em um agregado policristalino, tem orientação cristalográfica própria, podendo ser a mesma ou não da dos seus vizinhos. As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos.

A textura cristalográfica ocorre em um material policristalino, quando a distribuição das orientações dos cristais com relação a um eixo de referência não é aleatória, portanto, a noção de textura cristalográfica está associada a policristais, ela não tem sentido quando se trata de monocristais, já que se refere a organização das orientações cristalinas. A expressão textura aleatória é utilizada para indicar a ausência de orientação preferencial [61].

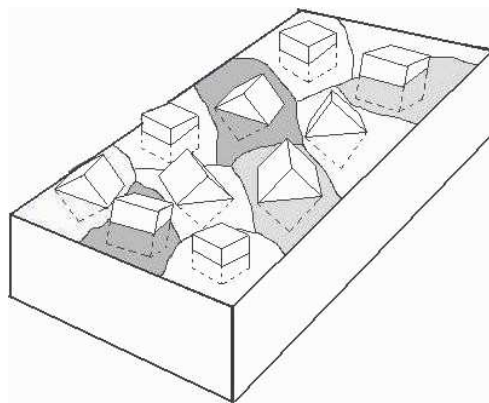


Figura 3.8 - Chapa com orientação aleatória dos cristais (sem textura). [61]

Em geral, os materiais policristalinos, tais como metais, ligas, cerâmicas, rochas, minerais, etc., tem uma orientação preferencial que pode ser introduzida no material de forma eventual ou intencional, durante sua fabricação, dependendo das condições externas impostas ao material[62].

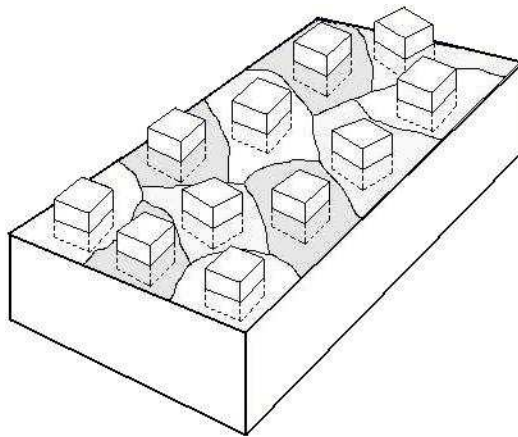


Figura 3.9 – Chapa com orientação preferencial dos cristais. [61]

A textura em materiais metálicos pode ocorrer devido a vários fatores, sendo as mais importantes: resultantes da solidificação, resultantes de deformação plástica e de recristalização devido a tratamento térmico após a deformação plástica [63].

Na textura de deformação a textura inicial não influencia a natureza da textura final, pois essa depende principalmente do tipo de processo de deformação plástica ao qual o metal será submetido.

Em transformações do estado sólido, a textura da fase produto pode ser calculada a partir da textura da fase mãe e do conhecimento das relações de orientação entre a fase mãe e a fase produto [64]. A fase produto é nucleada no interior da matriz. Na transformação martensítica, a estrutura cristalina da fase mãe é convertida na fase produto através de um processo adifusional. O movimento coordenado dos átomos está limitado a um grão específico.

Muitos dos trabalhos publicados sobre a transformação martensítica na reação $\gamma \rightarrow \alpha'$ consideram que esta reação pode ser representada por relações de orientação do tipo Kurdjmov-Sachs (K-S) ou Nishiyama-Wasserman [65-67]. Estas relações não consideram a existência de uma linha invariante presente na transformação martensítica [68-71, 11].

A textura cristalográfica é representada por: figuras de pólos, figuras de pólos inversas e função distribuição de orientações (representação no espaço tridimensional de Euler).

A figura de pólos é uma projeção estereográfica que usa eixos da amostra como eixos de referência e mostra a distribuição de pólos, ou normais aos planos, de um determinado plano (hkl). Assumindo um cristal no centro de uma esfera imaginária (esfera de referência), geralmente os eixos de coordenadas escolhidos são: direção de laminação (DL), direção

transversal à direção de laminação (DT) e direção normal à superfície da chapa (DN). Esses eixos são perpendiculares entre si, como mostra Figura 3.10 [72].

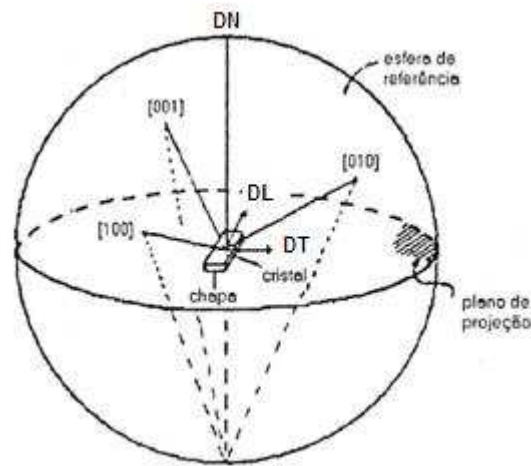


Figura 3.10 – Posicionamento da amostra em relação a esfera de referência. [72]

Partindo-se de uma esfera de raio arbitrário, conhecida como esfera de referência que tenha como centro a origem do sistema de coordenadas, a projeção estereográfica é facilmente visualizada, na Figura 3.11 é mostrada como essa projeção estereográfica pode ser visualizada, nela é mostrada a projeção estereográfica que tem os eixos da amostra como referência, ela é uma projeção de pontos de uma superfície hemisférica da esfera em um plano paralelo ao plano DL – DT, e ao longo da direção DN foi definido o ponto focal da projeção estereográfica, logo um ponto P que está na superfície da esfera é projetado no plano de projeção como o ponto P' [61].

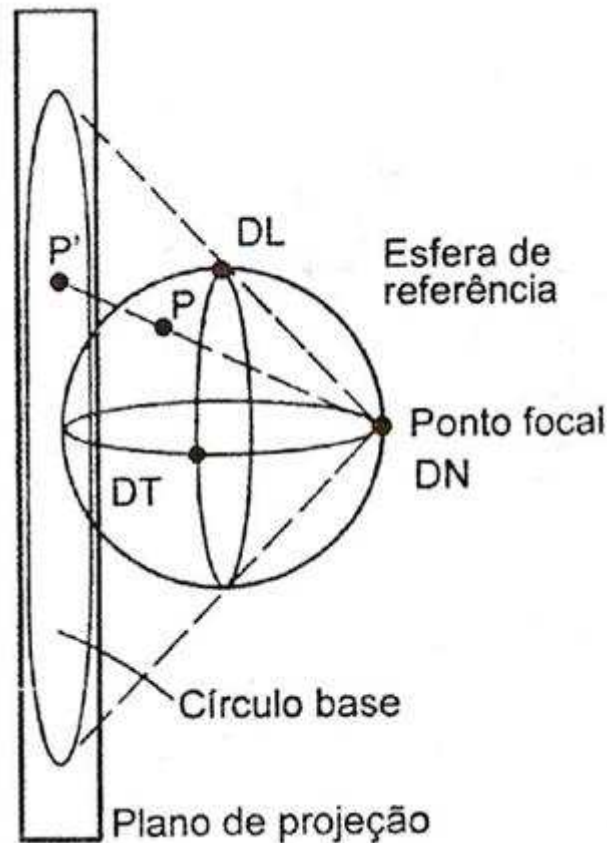


Figura 3.11 – Diagrama esquemático da construção da projeção estereográfica, um ponto P que está na superfície da esfera é projetado no plano de projeção como P'. [72]

Utilizando um exemplo clássico ilustrar-se-á a representação de textura através de figuras de pólos [61].

Considerando uma chapa de um metal cúbico qualquer contendo somente 10 grãos bastante grandes, que tiveram suas orientações individuais determinada, por exemplo, através de EBSD(difração de elétrons retro-espalhados).

Representando as posições dos pólos $\{100\}$ desses grãos em uma projeção estereográfica com plano de projeção paralelo à superfície da chapa, temos 30 pólos na projeção, pois cada grão tem três pólos $\{100\}$. Se as orientações desses grãos forem distribuídas aleatoriamente, os pólos se distribuirão uniformemente na projeção, como mostra a Figura 3.12a, porém se houverem orientações preferenciais, conhecida como textura, os pólos se aglomerarão na região destas orientações, enquanto outras regiões ficarão desocupadas, conforme ilustra a Figura 3.12b, que apresenta um tipo particular de aglomeração, chamada de textura tipo cúbica, que é caracterizada por apresentar os planos (100) de cada grão praticamente paralelos à superfície da chapa e as direções [001] desses planos orientados aproximadamente paralelos à direção de laminação. Este tipo de textura

(100)[001], é frequentemente encontrada em muitos metais e ligas com estrutura CFC após recristalização.

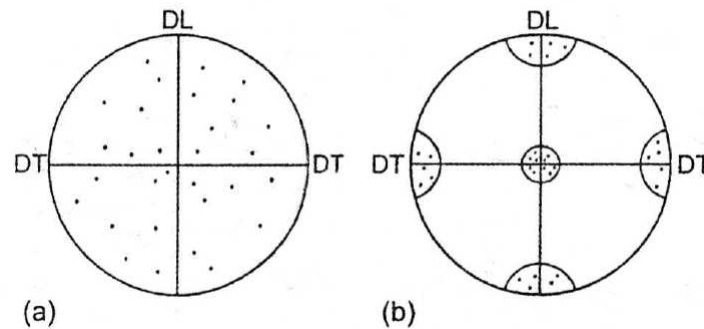


Figura 3.12 - Figuras de pólos: (a) Distribuição aleatória de orientações (b) orientação preferencial. [72]

Se ao invés de optar por uma figura de pólos (100) fosse escolhida uma figura (111), a figura de pólos obtida seria totalmente diferente da mostrada acima, com quatro áreas de alta intensidade aproximadamente no centro de cada quadrante, mesmo que se considere a mesma orientação preferencial, o que mostra que a aparência da figura de pólos depende dos índices dos pólos, cuja escolha depende da propriedade da textura que se deseja evidenciar, se a deformação plástica de um determinado metal CFC for o aspecto mais relevante, a figura de pólos (111) seria mais indicada, pois ela mostraria a orientação dos planos de deslizamento {111}, porém se o objetivo for o estudo do comportamento magnético de uma chapa de ferro que tem estrutura CCC, a melhor figura de pólos seria a (100), porque as direções $\langle 100 \rangle$ são as de mais alta permeabilidade magnética no ferro.

As figuras de pólos, como foi dito anteriormente, podem ser diretas e inversas, a figura de pólos direta é representada por projeções estereográficas da distribuição espacial das normais à um certo plano (hkl), onde cada valor desta projeção representa a intensidade de planos (hkl), tomando-se como unidade de medida a densidade de planos de uma amostra sem textura.

Já a figura de pólos inversa indica a distribuição das normais à muitos planos cristalográficos de diferentes (hkl), em relação à uma direção geométrica importante da amostra, como por exemplo, o eixo de laminação de uma chapa [73].

As figuras de pólos podem ser obtidas por transmissão e reflexão, num exemplo real, uma região analisada por difração de raios-X possui aproximadamente 5000 grãos, e os pólos dos diferentes grãos se superpõe tornando a visualização das diferentes texturas muito difícil, uma solução são as linhas de iso-intensidades conforme a figura abaixo [61].

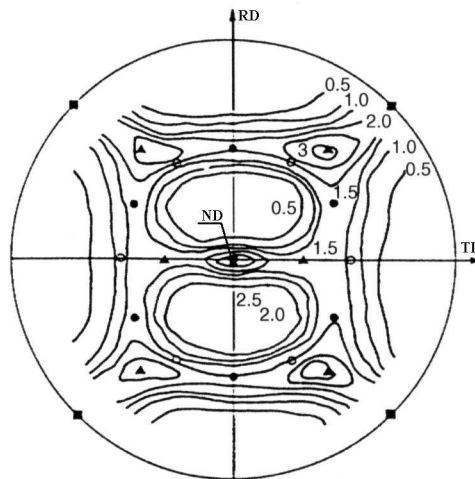


Figura 3.13 – Figura de pólos com linhas de iso-intensidade. [61]

A descrição de textura com auxílio de figuras de pólos é muito útil, mas as informações que elas contêm são incompletas e semi-quantitativas [74,75]. Uma descrição mais completa da textura pode ser obtida com o auxílio da função distribuição de orientações dos cristalitos ou FDOC. Estas funções especificam a frequência de ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional, esta probabilidade, num material sem textura é igual a 1.

Este espaço é definido pelos três ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas que, aplicadas aos eixos [100], [010] e [001] de cada grão, tornam os mesmos coincidentes com as direções DL, DT e DN da amostra ou corpo de prova [76,77].

Existem dois sistemas de notação para os ângulos de Euler. Um foi proposto por Bunge [78], que utiliza os ângulos φ_1 , ϕ , φ_2 e será utilizado neste trabalho. A figura 3.14 ilustra o sistema de Bunge [77]. Nela observa-se a rotação de φ_1 em torno de Z' , em seguida, rotação de ϕ em torno de X' e finalmente, rotação de φ_2 em torno de Z' .

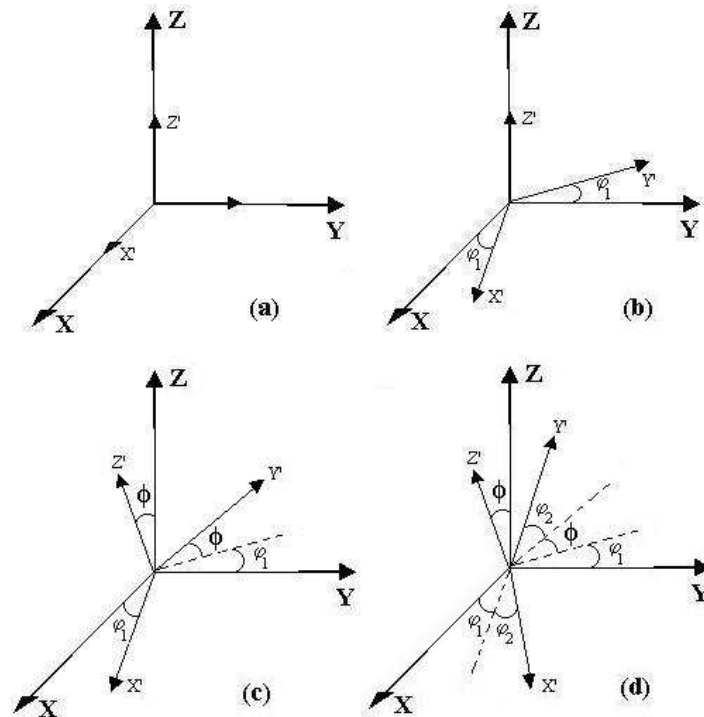


Figura 3.14 – Definição dos ângulos de Euler segundo Bunge. [77]

Os eixos (X, Y, Z) na figura acima representam o sistema de referência da amostra e os eixos (X', Y, Z') o sistema de referência do cristal, a Figura 3.15 ilustra a superposição dos sistemas, após as rotações consecutivas [79].

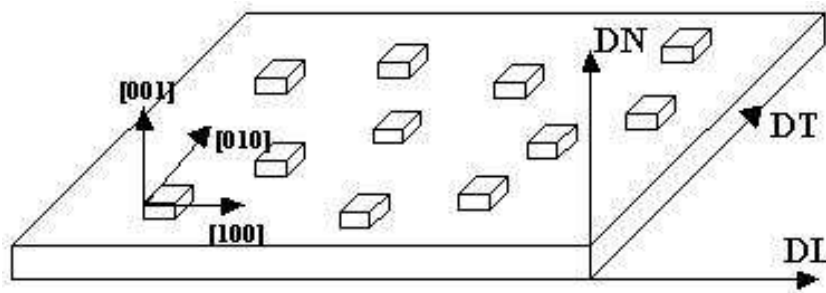


Figura 3.15 - Relação entre os eixos [100], [010] e [001] e as direções DL, DT e DN. [79]

Outro sistema foi proposto por Roe [80] e utiliza os ângulos ψ , θ , ϕ . Os dois sistemas estão relacionados pelas equações:

$$\varphi_1 = \psi + \frac{\pi}{2}, \quad \phi = \theta, \quad \varphi_2 = \phi - \frac{\pi}{2}, \quad (3.7)$$

no caso de cristais cúbicos e simetria ortorrômbica os valores dos ângulos obedecem aos seguintes limites:

$$0^\circ \leq \varphi_1, \phi = \theta, \varphi_2 \leq 90^\circ$$

$$\theta \leq \psi, \theta, \phi \leq 90^\circ$$

A função distribuição de orientação, $f(g)$, é representada em função dos ângulos de Euler $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) = g$, e a textura é definida pela fração volumétrica dos grãos com orientação $f(g)$ [73],

$$dV/V = f(g).dg = f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2).dg, \quad (3.8)$$

$$dg = 1/8\pi^2 \sin\Phi . d\varphi_1 . d\Phi . d\varphi_2. \quad (3.9)$$

Esta função distribuição de orientações não pode ser medida diretamente, e deve ser calculada por meio de figuras de pólos.

De maneira geral a textura dos aços é apresentada usando a seção de $\varphi_2 = 45^\circ$, porque ela contém os planos e direções importantes para análise desses materiais.

Quando se quer comparar texturas de diferentes amostras, esta forma de representação é a mais adequada, porém se o objetivo for comparar com mais precisão diferentes texturas, a representação da função $f(g)$ em função de apenas um ângulo é mais desejável, no caso dos aços existem três fibras características para esta representação. A fibra DL - família de direções $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação (DL), indo de (001)[110] a (110)[110]; A fibra DN - família de direções $\langle 111 \rangle$ paralela à direção normal ao plano da chapa (DN), começando em (111)[110] até (111)[112]; e a fibra DT - família de direções $\langle 110 \rangle$ paralela à direção transversal à direção de laminação (DT), abrangendo de (001)[110] à (110)[001].

A Figura 3.16 mostra o ábaco contendo todas as posições das principais orientações ao longo dessas fibras [79]. Os planos (hkl) são representados pelas linhas e as direções [uvw] pelos pontos sobre estas linhas [77]. Nela também observa-se que em $\phi = 0^\circ$ temos o plano (001), em $\phi = 54,8^\circ$ o plano (111) e em $\phi = 90^\circ$ o plano (110) e ao longo da fibra DN tem-se em $\varphi_1 \cong 20^\circ$ a componente de textura (111)[$\bar{2}\bar{3}1$].

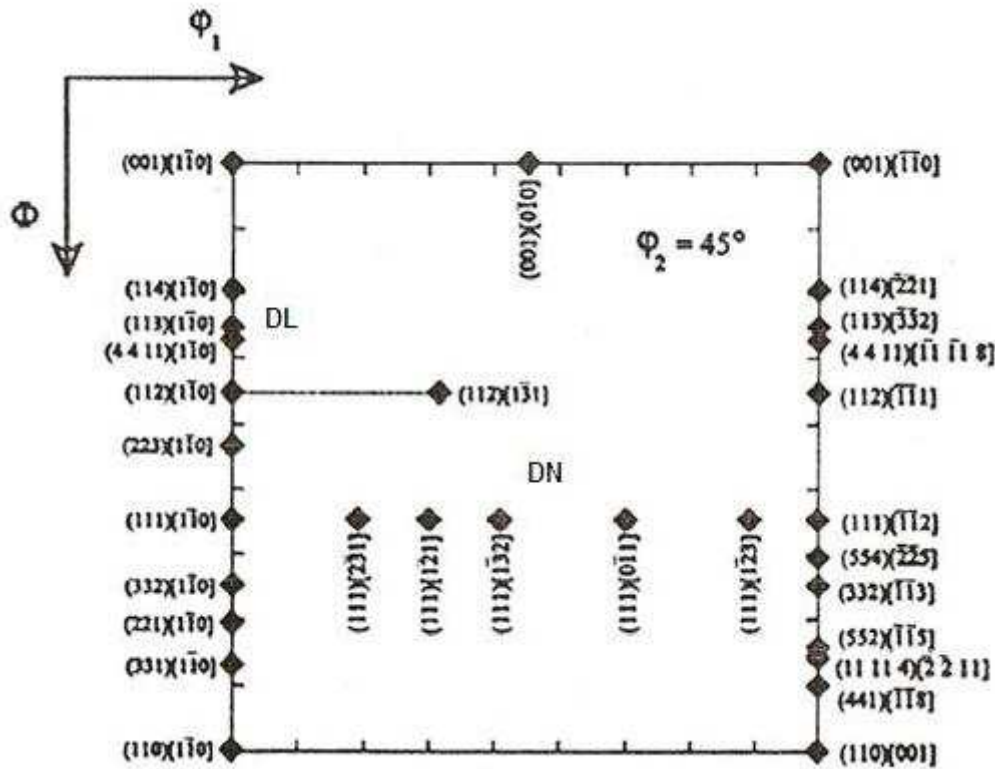


Figura 3.16 - Ábaco com as posições das principais orientações ao longo das fibras DL, DN e DT para seção de $\phi_2 = 45^\circ$. [79]

Há dois grupos dos métodos que permitem calcular as FDOC' s, isto é, métodos indiretos que usam a série Fourier análise e os métodos diretos. O software LABOTEX utiliza o método direto para a determinação das FDOC' s.

No ADC (Células Arbitrariamente Definidas) método para calcular a FDOC procede diretamente no espaço de orientação (método direto) e distingue-se do método de expansão de séries (a análise Fourier) onde o processo se realiza no espaço Fourier e logo é transformado para o espaço de orientação. O espaço de orientação é o espaço tridimensional dos ângulos de Euler. Segundo os princípios do método ADC [81] ambos a figura de pólos e o espaço de orientação são discretos. O espaço de orientação é discreto para as células Ca (onde a é o número da célula). As figuras de pólos são discretas para os domínios D_{kie} (onde k – é o números de domínios, i - números de figuras de pólos, e – números de pólos simetricamente equivalentes na figura de pólos i-ésima). Os valores da figura de pólos P_{kie} correspondem aos elementos discretos (domínios D_{kie}) das figuras de pólos.

Os domínios D_{kie} são representados por tubos de projeção T_{kie} no espaço de orientação. Os valores da FDOC $f(g)$ correspondem às células Ca que são elementos discretos do espaço de orientação. Os tubos de projeção T_{kie} são tubos de integração (para a acima

mencionada equação de integração) no espaço de orientação. Em geral, a divisão de FP's em domínios e do espaço de orientação em células são independentes um do outro, daí o nome Células Arbitrariamente Definidas e método ADC. Os tubos de projeção T_{kie} e as células cruzam-se no espaço de orientação. As intersecções geométricas são quantitativamente representadas pelos fatores de peso U_{akie} isto é frações volumétricas dos tubos T_{kie} que se cruzam com as células C_a . Os operadores de iteração do método ADC baseado nas acima mencionadas discretizações são mostrados abaixo.

A estrutura deste operador e os princípios do processo de iteração no método ADC foi descrito por Pawlik (1986) e estendido por Pawlik et al. (1990) [81,82]. Um processo completo da aproximação da FDOC pelo método ADC compreende três etapas de interação:

1ª etapa de interação

O cálculo da FDOC pela média (geométrica) dos valores FP (P_{kie}) sobre as figuras de pólos ($i=1,I$) e os pólos simetricamente equivalentes ($e=1,E_i$) em cada figura de pólos:

$${}_I f_a^{(1)} = \left\langle \left\langle \left[\sum_{T_{kie}|C_a} U_{akie} P_{kie} \right]_{e=1,E_i} \right\rangle_{i=1,I} \right\rangle$$

$${}_I f_a^{(n+1)} = {}_I f_a^{(n)} \left\langle \left\langle \left[\sum_{T_{kie}|C_a} U_{akie} \frac{P_{kie}}{{}_I P_{kie}^{(n)}} \right]_{e=1,E_i} \right\rangle_{i=1,I} \right\rangle$$

Onde: $f_n^{(a)}$ - valores de FDOC referidos a célula C_a calculada no n-ésimo passo de interação, $T_{kie}|C_a$ - todos os tubos T_{kie} que se cruzam com a célula C_a , P_{kie} - valores experimentais de FP, $P_{kie}^{(n)}$ - valores calculados de FP no n-ésimo passo de interação dos valores de $f_n^{(a)}$ usando a forma discreta da equação integral usada acima:

$$P_{kie}^{(n)} = \frac{1}{V_{kie} T_{kie}|C_a} \sum V_{akie} f_a^{(n)} \quad (3.10)$$

Onde: V_{kie} volume do tubo T_{kie} , V_{akie} - volume da célula C_a dentro de um tubo T_{kie} .

2ª Etapa de interação

Correção ghost pela seleção de um valor mínimo para cada valor de $f_n^{(a)}$:

$$\begin{aligned}
{}_{II} P_{kie} &= {}_I P_{kie}^{(n)} \\
{}_{II} f_a^{(1)} &= \text{Min} \left[\sum_{T_{kie}|C_a} U_{akie} {}_{II} P_{kie} \right] \Rightarrow i = i_m, e = e_m
\end{aligned}
\tag{10}$$

$${}_{II} f_a^{(n+1)} = \begin{cases} {}_{II} f_a^{(n)} & \text{if } Q_{II}^{(n)} \geq 1 \\ {}_{II} f_a^{(n)} Q_{II}^{(n)} & \text{if } Q_{II}^{(n)} < 1 \end{cases}
\tag{11}$$

$$Q_{II}^{(n)} = \left[\sum_{T_{kie}|C_a} U_{akie} \frac{{}_{II} P_{kie}}{{}_{II} P_{kie}^{(n)}} \right]$$

3ª Etapa de interação

O procedimento final para a correção ghost e aproximação:

$$\begin{aligned}
{}_{III} P_{kie} &= {}_{II} P_{kie}^{(n)} \\
{}_{III} f_a^{(1)} &= \begin{cases} {}_I f_a^{(n)} & \text{if } {}_{II} f_a^{(n)} \geq 1 \\ {}_{II} f_a^{(n)} & \text{if } {}_{II} f_a^{(n)} < 1 \end{cases} \\
{}_{III} f_a^{(n+1)} &= \begin{cases} {}_{III} f_a^{(n)} Q_{III}^{(n)} & \text{if } {}_{III} f_a^{(n)} \geq 1 \\ {}_{III} f_a^{(n)} & \text{if } {}_{III} f_a^{(n)} < 1 \end{cases} \\
Q_{III}^{(n)} &= \left\langle \left\langle \left[\sum_{T_{kie}|C_a} U_{akie} \frac{{}_{III} P_{kie}}{{}_{III} P_{kie}^{(n)}} \right] \right\rangle_{e=1, E_i} \right\rangle_{i=1, I}
\end{aligned}
\tag{3.11}$$

Durante o processo da iteração tanto FDOC como as figuras de pólos sofrem a normalização. A estrutura do operador de iteração assegura de um modo natural a não-negatividade do FDOC. Nos sucessivos estágios de interação os erros estatísticos das figuras de pólos experimentais tornam-se médios, os assim chamados "ghosts" são corrigidos baseando-se nos valores mais baixos das figuras de pólos e finalmente a aproximação da FDOC é executada.

Da generalidade acima formulada resulta que a FDOC pode ser aproximada:

- Para materiais de simetria arbitrária da rede cristalina,
- Para figuras de pólos de simetria arbitrária (simetria da amostra arbitrária),

-Para figuras de pólos completa e incompleta (isto é, medidas usando somente um método de difração - a reflexão ou a transmissão, que simplifica a medição, mas dá valores de PF na região incompleta),

-De um ou muitas figuras de pólos (o número de figuras de pólos é o resultado de MPDS (Minimal Pole Density Set).

3.4 Seleção de variantes

Existirão 24 possíveis variantes de martensita para cada grão austenítico, lembrando que cada variante é uma orientação, um menor número de variantes resulta num material com textura, um material onde se verifique as 24 variantes não apresenta textura, experimentalmente apenas algumas das 24 variantes são observadas.

A energia total para a transformação da austenita para martensita é a soma da energia química com a energia mecânica. A energia mecânica é zero se não houver uma força sendo aplicada durante a transformação[83].

$$\Delta G = \Delta G_{\text{CHEM}} + \Delta G_{\text{MECH}} \quad (3.12)$$

De acordo com o método de Cohen e Patel [84], a energia de interação que é a força motriz para a transformação mecânica é dada por [3,84]:

$$U = \sigma_N \zeta + \tau s, \quad (3.13)$$

logo $\Delta G_{\text{MECH}} = U$.

Onde σ_N é o componente de tensão normal ao plano de hábito, τ é a tensão de cisalhamento resolvida no plano hábito na direção de cisalhamento, ζ é a deformação normal ao longo de \mathbf{p} e s é a deformação de cisalhamento ao longo do vetor unitário \mathbf{e} associada com a transformação [3].

O modelo de Patel e Cohen tem sido utilizado em diversos trabalhos para prever a seleção de variantes de martensita induzida por deformação em aços inoxidáveis sob ação de carga uniaxial [85-87].

A teoria de Patel e Cohen é uma boa opção não apenas para amostras deformadas por um carregamento uniaxial, mas também por laminação a frio. Conforme resultados apresentados por Kundu que mostrou que o modelo funciona para condições complexas laminação [88].

Neste trabalho a teoria de Patel-Cohen foi utilizada para prever a microtextura da martensita em amostras que sofreram deformação por tração e laminação, de modo a

compará-la com os valores medidos, esta teoria também pode ser aplicada para prever a textura de transformação de fases em amostras deformadas envolvendo mais de mil grãos para comparar com os resultados de textura medidos, obtidos por difração de raios-X.

A energia U pode ser usada como um rigoroso critério de seleção de variantes, também faz sentido que exista uma forte seleção de variantes quando a relação dos $\Delta G_{MECH} / \Delta G$ for grande [83,84]. A Figura 3.17 compara 3 diferentes experimentos onde variou-se a tensão durante a transformação [83].

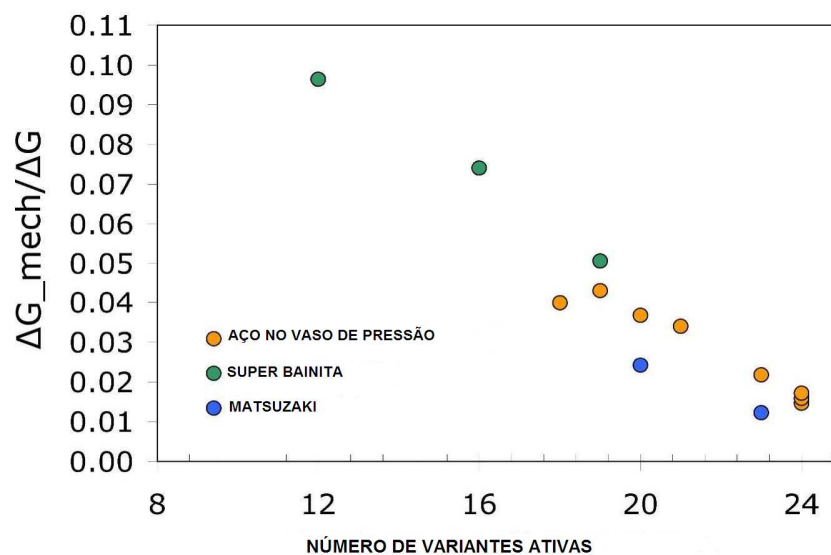


Figura 3.17 - Número de variantes em função da relação entre energia mecânica e energia química. [83]

Para a simulação da textura será utilizado o conjunto padrão como na referência [3]. Todos estes dados estão matematicamente relacionados.

$$\text{Plano de hábito } \mathbf{p} = (-0.169784275 \quad -0.762072862 \quad -0.62483458)$$

$$\text{Direção de deformação } \mathbf{d} = (-0.191285635 \quad -0.683992424 \quad 0.703963188)$$

$$\delta = 0.0112061159 \quad s = 0.228823027 \quad m = 0.22909726$$

Matriz de transformação:

$$(\gamma J \alpha) = \begin{pmatrix} 0.575516581 & 0.542120251 & 0.0976951561 \\ -0.550778282 & 0.568639138 & 0.0891675977 \\ -0.00905503033 & -0.131959122 & 0.785597138 \end{pmatrix}$$

As deformações da equação 3.13 estão relacionadas pela relação:

$$\mathbf{se} + \delta \mathbf{p} = \mathbf{md}. \quad (3.14)$$

A tração é expressa pelo tensor:

$$\boldsymbol{\sigma}_t = \begin{pmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

Já para a laminação o tensor é:

$$\boldsymbol{\sigma}_t = \begin{pmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -\sigma \end{pmatrix}$$

A tensão normal no plano invariante é $\boldsymbol{\sigma}_N = \boldsymbol{\sigma}_t \cdot \mathbf{p}$ e a tensão cisalhante no plano invariante e direção \mathbf{e} é $\boldsymbol{\tau} = (\boldsymbol{\sigma}_t - \boldsymbol{\sigma}_N) \cdot \mathbf{e}$. A energia de interação para o tensor acima é:

$$U = (\sigma p_1 m d_1 - \sigma p_3 m d_3). \quad (3.15)$$

Este termo é adicionado algebricamente ao valor crítico de variação da energia livre química da reação. Seria uma boa ferramenta para avaliar o processo de seleção de variantes por meio da relação entre U e mudar a energia livre da reação. Os valores positivos de U favoreceriam a variante específica.

4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1 Material

Foi utilizada uma chapa de aço inoxidável austenítico do tipo AISI 301L, com 2mm de espessura, utilizado para revestimento do metrô de Fortaleza, este aço foi escolhido, pois forma martensita quando sofre deformação a temperatura ambiente.

4.2 Análise química

Primeiramente lixou-se uma amostra do aço do tipo AISI 301L em lixa de 100 grânulos/cm². Para obter a composição química utilizou-se um Espectrômetro de emissão óptica PDA 7000 SHIMADZU, presente no LACAM, onde foram realizadas duas análises e utilizada a média dos valores encontrados, verificou-se que as porcentagens dos elementos ficaram dentro da faixa exigida para este aço [89], a partir da composição química se obtêm a temperatura $M_d(30/50)(^{\circ}\text{C})$ e o diagrama de fases.

4.3 Corte

Para a realização dos ensaios mecânicos, cortou-se a chapa de 2mm de espessura em 9 tiras de dimensões de aproximadamente 15x200mm em tesoura de corte do laboratório de ensaios mecânicos do departamento de engenharia metalúrgica da UFC.

4.4 Austenitização

As amostras foram aquecidas no forno do laboratório de ensaios mecânicos até temperatura de 900°C, na qual permaneceu durante 15 minutos, a fim de eliminar qualquer martensita que tenha sido formada durante o corte, o tempo foi curto para que não houvesse crescimento de grãos [90]. Essa temperatura foi estimada através do software THERMO-CALC®.

4.5 Temperatura M_d

Foi utilizada a expressão empírica desenvolvida por Eichelman and Hull [60], para o cálculo de $M_d(30/50)(^{\circ}\text{C})$, substituindo as porcentagens em massa dos elementos na expressão abaixo.

$$M_d(30/50)(^{\circ}\text{C}) = 413 - 13,7(\% \text{Cr}) - 9,5(\% \text{Ni}) - 8,1(\% \text{Mn}) - 18,5(\% \text{Mo}) - 9,2(\% \text{Si}) - 462(\% [\text{C} + \text{N}]) \quad (4.1)$$

O valor $M_d(30/50)(^{\circ}\text{C})$ indica que nesta temperatura 50% de austenita é transformada em martensita com 30% de deformação.

Posteriormente foi feita uma suposição que numa determinada temperatura superior a $M_d(30/50)(^{\circ}\text{C})$ não haveria transformação martensítica durante a deformação, ou seja, essa temperatura estaria acima de M_d , fato posteriormente confirmado, pelo uso do ferritoscópio presente no ENGESOLDA.

4.6 Ensaios mecânicos

Após o aquecimento, 6 tiras de dimensões de aproximadamente 15x200mm e 2mm de espessura foram laminadas a uma temperatura de 200°C, em forno tubular, para evitar a formação de martensita durante essa etapa do processo [91], o objetivo de laminar sem que haja transformação martensítica é o estudo do efeito da deformação prévia. Três tiras foram laminadas com redução de aproximadamente 10% em sua espessura e as outras 3 foram laminadas com redução de 18% em sua espessura em um laminador laboratorial. Os equipamentos utilizados na laminação se encontram no laboratório de ensaios mecânicos do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFC.

Para posterior estudo do efeito da deformação plástica na microestrutura, as amostras previamente laminadas e mais 3 amostras não laminadas sofreram deformação por tração em variados graus em uma máquina universal de ensaios mecânicos INSTRON 8802, de 1KN e 25 toneladas no laboratório de ensaios mecânicos do departamento de engenharia metalúrgica da UFC. O nível de deformação por tração foi avaliado através da deformação verdadeira.

A Tabela 1 resume as operações de deformação realizadas em cada amostra, o grau de deformação prévia por laminação, através da medida de redução de espessura e o nível de deformação por tração, avaliado pela deformação verdadeira utilizando a medida de redução

de área. De modo que o nome de cada amostra resume as deformações a que foi submetida, o número após o L indica a deformação prévia e o número após o T indica a deformação por tração.

Tabela 1 - Identificação das amostras e deformações.

Amostra	Deformação Prévia (%)	Deformação verdadeira
LOT0	-	-
LOT0,04	-	0,04
LOT0,11	-	0,11
LOT0,13	-	0,13
L8T0,04	8	0,04
L11T0,11	11	0,11
L8T0,13	8	0,13
L18T0,04	18	0,04
L18T0,13	18	0,13
L18T0,24	18	0,24

4.7 Eletro-erosão

Após os ensaios de tração utilizou-se a eletro-erosão para reduzir as amostras à meia espessura e eliminar deformações nas superfícies das amostras oriundas do lixamento [8]. Para tal objetivo foi montado um arranjo composto de uma fonte adaptada de corrente contínua, um controlador de corrente e a amostra que foi embutida a frio com resina e ligada ao pólo positivo para sofrer eletro-erosão.

Para a eletro-erosão foi utilizada uma solução de ácido nítrico 30% em água, onde as amostras foram submetidas a uma tensão de 12V e uma corrente de 0,8A, nesta configuração são necessárias 6 horas para que haja a redução de 1mm na espessura da amostra.

4.8 Análise metalográfica

Para preparação das amostras, lixou-se as amostras em lixas de carbetto de silício de 100, 220, 320, 400, 600, 1200 grânulos/cm² e poliu-se com pasta de diamante de 6µm, 3µm e 1µm [92] na politrix AROTEC aropol 2v. Depois para a amostra como recebido, para identificar a fase austenita foi utilizado ataque com ácido oxálico 10%, durante 15 segundos e corrente de 0,8A, fazendo uso de uma fonte. Para identificar a fase martensítica nas amostras deformadas utilizou-se S-Rigsbee durante 1 hora [93], observou-se que surgia uma região

escura que correspondia a martensita. As amostras foram observadas no microscópio Ótico Olympus BX-60 com sistema de análise de imagem, no campo claro com os aumentos de 1000x, após isso tirou-se fotos com o auxílio do software IMAGE PRO PLUS. A partir das micrografias obtidas, duas, para cada amostra, foi determinada a fração de fase martensita utilizando o software livre IMAGEJ, e fez-se uma média.

O objetivo principal da análise metalográfica foi confirmar a presença da fase martensita induzida por deformação e o seu aumento como consequência do maior grau de deformação

4.9 Difração de Raios-X para identificação das fases

O difratograma das amostras, antes e após as deformações, foram obtidos em equipamento Panalitycal, modelo X'Pert Pro MPD com monocromador, utilizou-se a radiação de Co-K α , com $\lambda = 1,78\text{nm}$ no modo contínuo com velocidade de $0,5^\circ$ por minuto com 2θ inicial de 45° até 2θ final de 110° para determinar a presença das fase martensítica e austenítica. Fez-se as medidas no laboratório de Raios-x do Departamento de Física da UFC.

A presença dessas fases e a identificação dos picos e dos planos de difração foi feita a partir dos difratogramas através do software X'Pert Highscore que utiliza o banco de dados PDF2. Os picos para a fase austenita se encontram nos ângulos $51,25^\circ$, $59,86^\circ$ e $89,75^\circ$ que correspondem aos planos de difração (111), (200) e (220), nessa ordem. Já para a fase martensita os picos achados ocorreram em $52,85^\circ$, $77,44^\circ$ e $99,73^\circ$ que correspondem aos planos de difração (110), (200) e (211), respectivamente. Para o cálculo da área sob os picos, foi utilizado o programa ORIGIN PRO 8. Foi calculada a área sob os picos de austenita e martensita e feita uma razão entre elas, área de austenita sobre área de martensita, como um indicativo da quantidade de cada fase

Como se sabe existem picos de austenita e martensita além destes mostrados nos difratogramas, que não foram exibidos devido ao limite da medida feita onde 2θ variou de 45° até 110° .

4.10 Difração de Raios-x para determinação de macrotextura

Para determinar a macrotextura pela técnica de difração de Raios-x utilizou-se a radiação de Mo-K α , com $\lambda = 0,71\text{nm}$, em um Difrátômetro de Raios-X Philips XPRO com Câmara de Textura, do Lacam no Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFC. As

medidas de macrotextura foram obtidas para os picos de martensita que se encontram nos ângulos $20,33^\circ$, $28,72^\circ$ e $35,29^\circ$ e correspondem aos planos de difração (110), (200) e (211), respectivamente, de onde foram obtidas três figuras de pólos incompletas e para os picos de austenita nos ângulos $19,70^\circ$, $22,36^\circ$, $32,43^\circ$ e $38,20^\circ$ e correspondem aos planos de difração (111), (200), (220) e (311), dos quais obteve-se as figuras de pólos incompletas. O scan foi feito no modo contínuo, com inclinação máxima de 75° [73].

4.11 EBSD para determinação de microtextura

Para preparação das amostras, novamente as amostras foram lixadas em carbetto de silício até a grana de 1200 e polidas com pasta de diamante de $6\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$ para posterior polimento final com sílica coloidal, durante 6 horas. Posteriormente ao polimento final foram realizadas difrações de elétrons retro-espalhados (EBSD's) para a caracterização da microtextura do material estudado. O equipamento utilizado foi um microscópio eletrônico de varredura Phillip's XL 30 com uma câmera de EBSD modelo OXFORD acoplada. A aquisição das imagens de EBSD foram realizadas através do software INCA.

O aumento foi definido (3000x) com tamanho de passo de $0,16\mu\text{m}$, em conformidade com a dimensão da estrutura da martensita, sendo que o passo é a distância entre dois pontos de duas medidas subseqüentes, com um passo maior ou menor, se pode obter mais ou menos pontos em cada grão [73], a voltagem utilizada foi de 76KV e a distância de trabalho ficou entre 10 e 14 mm. A aquisição das imagens de EBSD foram realizadas através do software INCA, os dados obtidos foram processados no software CHANNEL5, onde foram obtidas as figuras de pólos.

4.12 Determinação das variantes na microtextura do material

Os dados obtidos pelo EBSD foram processados no pacote CHANNEL5 hkl, onde escolheu-se grãos austeníticos que tenham nucleado martensita para construir as figuras de pólos medidas (100). A partir dos ângulos de Euler φ_1 , Φ e φ_2 dos grãos austeníticos das regiões selecionadas se obteve as variantes de martensita com energia de interação positiva utilizando uma adaptação do programa `crystal_habit_poly.f` desenvolvido por Saurabh Kundu [83] e desse modo obtidas as figuras de pólos calculadas.

Este programa está disponível no site www.msm.cam.ac.uk/phase-trans utilizado para comparação de figuras de pólos de poucos grãos, de modo que foi gerado um arquivo

compatível com o pacote CHANNEL5 hkl e assim foram feitas as figuras de pólos teóricas para a martensita. Para a construção das figuras de pólos medida e calculada foram considerados o hemisfério superior e a projeção estereográfica.

4.13 Determinação das variantes na microtextura do material

As FDOC's de martensita (funções de distribuição de orientação cristalográfica) obtidas pelo software LABOTEX foram geradas a partir das figuras de pólos incompletas medidas no difratômetro, a partir das quais foram gerados arquivos compatíveis com o pacote CHANNEL5 hkl, desses arquivos foram construídas as figuras de pólos medidas para microtextura.

A partir das FDOC's de austenita foram gerados por simulação, considerando 500 grãos para o cálculo e utilizado o programa crystal_habit_poly.f, arquivos compatíveis com o pacote CHANNEL5 hkl, com informações sobre as variantes de martensita, desses arquivos foram construídas as figuras de pólos calculadas para microtextura, posteriormente comparadas com as medidas. Para a construção das figuras de pólos medida e calculada foram considerados o hemisfério superior e a projeção estereográfica.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Composição química

O material utilizado neste trabalho foi o aço inoxidável austenítico 301L com a composição química descrita na Tabela 2, obtida em Espectrômetro de emissão óptica PDA 7000 SHIMADZU, onde foram realizadas duas análises e utilizada a média dos valores encontrados, verificou-se que as porcentagens dos elementos ficaram dentro da faixa exigida para este aço [89], onde CV é o coeficiente de variação.

Tabela 2 - Composição química do aço utilizado.

Elemento	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
massa(%)	< 0,03	0,63	1,61	6,62	17,51	0,23	0,24	Bal.
CV(%)	0,79	0,56	0,07	0,03	0,12	0,13	1,54	0,55

5.2 Diagrama de fases

Para evitar a presença de martensita, após o corte das amostras, as tiras de aço foram austenitizadas à 900°C durante 15 minutos, essa temperatura foi estipulada a partir do diagrama de fases gerado no programa THERMO-CALC® para cálculos termodinâmicos abaixo, pois como pode ser visto no diagrama de fases, nessa faixa de temperatura existe somente a fase austenita, e o tempo foi pequeno para que não houvesse crescimento de grãos [90].

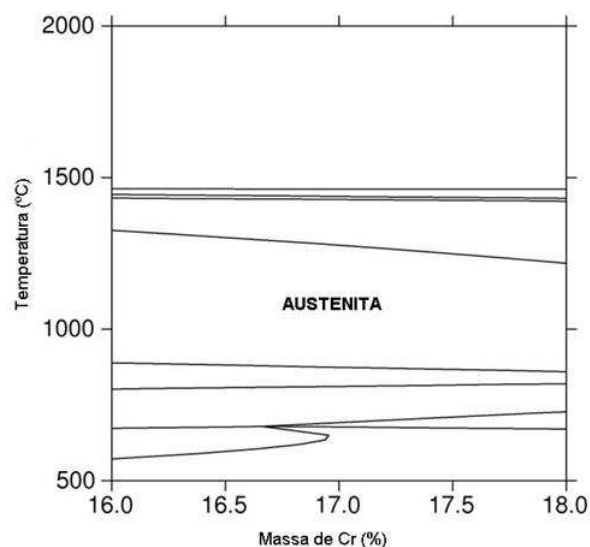


Figura 5.1 – Diagrama de fases

5.3 Temperatura M_d

Através da composição química, que fornece a porcentagem em massa dos elementos, e da expressão empírica desenvolvida por Eichelman and Hull [60], obteve-se o valor de 73,4°C para $M_d(30/50)$ (°C). Posteriormente, foi feita uma suposição que a temperatura de 200°C seria superior a $M_d(30/50)$ (°C), logo nesta temperatura não deveria haver transformação martensítica durante a deformação, ou seja, essa temperatura estaria acima de M_d , e realmente nesta temperatura não houve transformação martensítica. A temperatura M_d é um parâmetro muito importante, tendo em vista o objetivo de promover deformação prévia sem causar transformação martensítica.

5.4 Análises metalográficas

A Tabela 3 mostra a porcentagem de martensita para as amostras. Como pode ser observado na Tabela 3, para as amostras com o mesmo nível de deformação prévia, as mais deformadas por tração apresentam maior fração de fase martensita, ou seja, mais área escura, enquanto que para amostras com o mesmo grau de deformação por tração e diferentes níveis de deformação prévia, as amostras sem laminação prévia apresentam maior fração de fase martensita, sendo que CV é o coeficiente de variação.

Tabela 3 - Fração da fase Martensita para as amostras.

Amostra	Fração da fase Martensita (%)	CV (%)
L0T0,04	5,0	1,14
L0T0,11	13,7	9,21
L0T0,13	20,3	4,36
L8T0,04	4,5	10,96
L11T0,11	8,2	9,22
L8T0,13	9,0	18,33
L18T0,04	6,4	1,14
L18T0,24	10,2	3,92

5.4.1 Condição inicial

A Figura 5.2 mostra uma micrografia obtida em microscópio óptico para a amostra L0T0, nela é observada a condição inicial do material, que apresenta algumas maclas, grãos

com a forma equiaxial, que mostra que o material não sofreu deformação e contornos grão sem precipitações, características de uma microestrutura tipicamente austenítica [61].

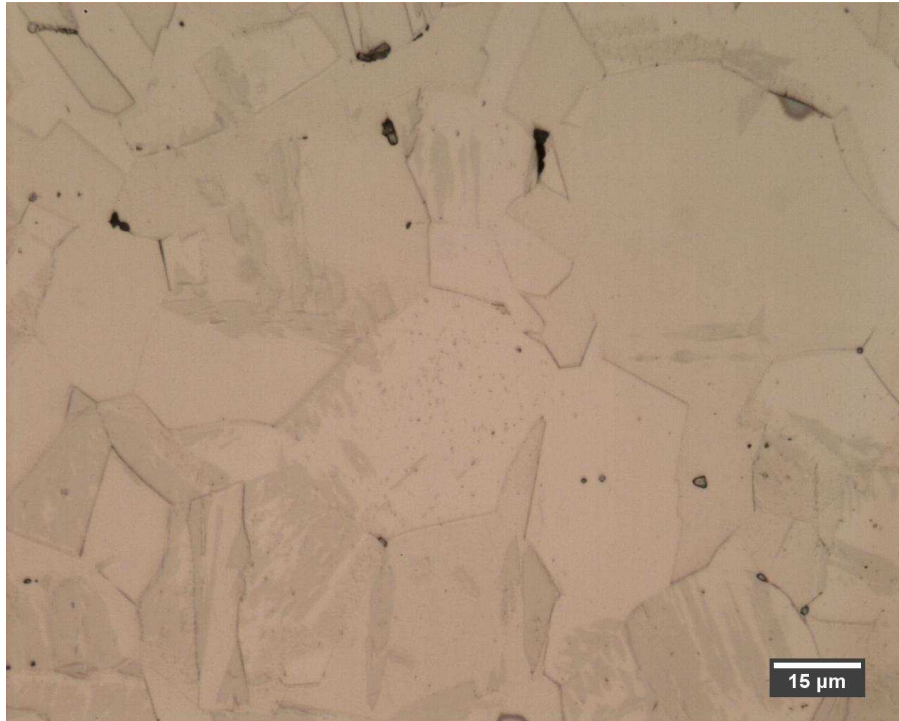


Figura 5.2 - Micrografia óptica para a amostra L0T0. Aumento 1000x.
Ataque: ácido oxálico 10%, 15s e 0,8A

5.4.2 Amostras tracionadas sem pré-deformação

As Figuras 5.3 a 5.5 mostram as fotos obtidas em microscópio óptico para as amostras L0T0,04, L0T0,11 e L0T0,13 que são as condições tracionadas sem deformação prévia, nota-se que com o aumento do grau de deformação, mais áreas escuras surgem nas micrografias [64], indicando que mais martensita foi formada, fato confirmado pela análise das imagens feita através do software IMAGEJ, para a amostra L0T0,04 a fração de martensita foi de 5,0%, para a amostra L0T0,11 de 13,7%, enquanto que para L0T0,13 ficou em 20,3%. A razão para o maior surgimento de fase martensita com o aumento da deformação é que as tensões aplicadas aumentam as deformações internas e, portanto, as distorções da rede cristalina, facilitando a formação da martensita.

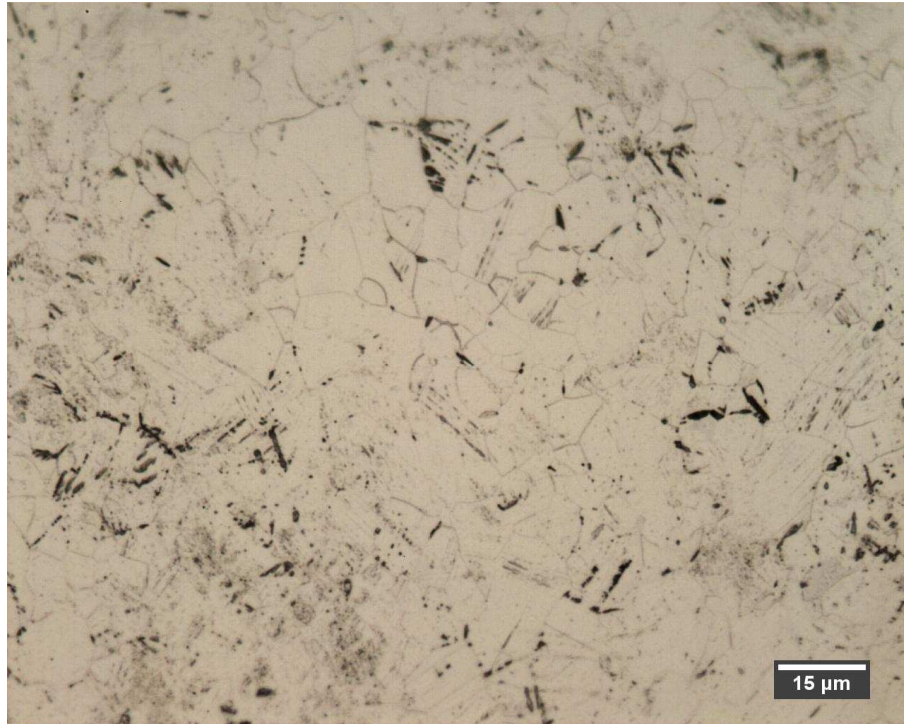


Figura 5.3 - Micrografia óptica obtidas para a amostra L0T0,04. Aumento 1000x.
Ataque: S-Rigsbee, 1hora.

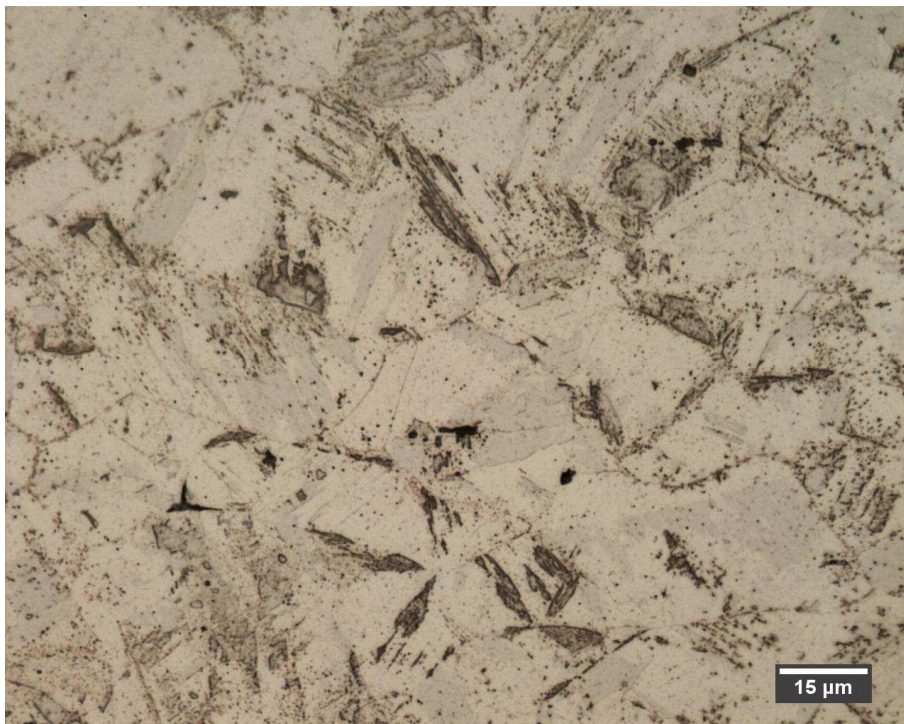


Figura 5.4 - Micrografia óptica obtidas para a amostra L0T0,11. Aumento 1000x.
Ataque: S-Rigsbee, 1hora.

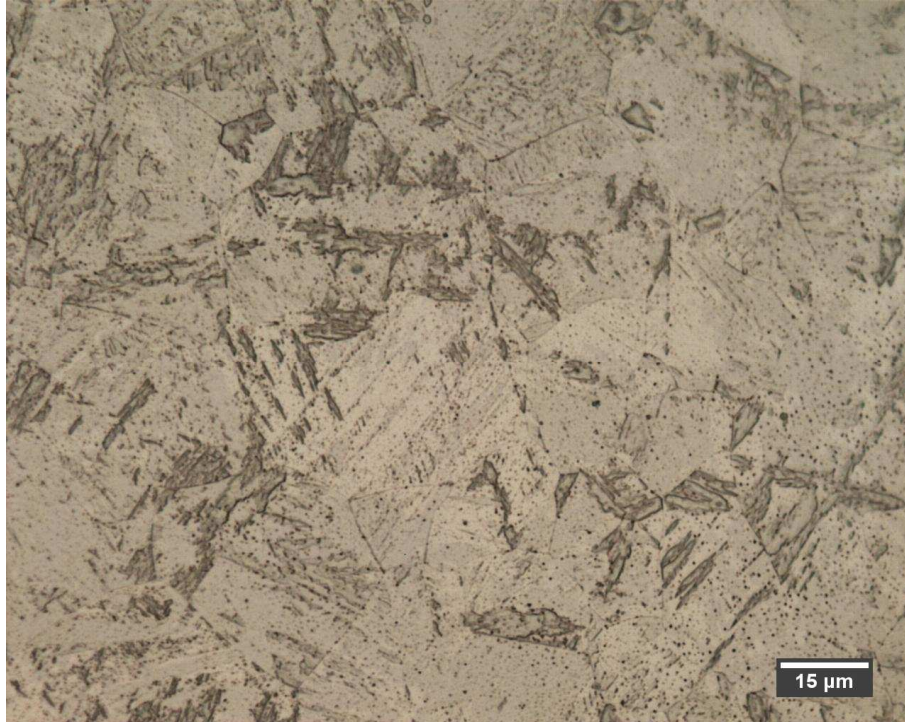


Figura 5.5 - Micrografia óptica obtidas para a amostra L0T0,13. Aumento 1000x.
Ataque: S-Rigsbee, 1hora.

5.4.3 Amostras com deformação de 10% por laminação

As Figuras 5.6 até 5.8 mostram as micrografias ópticas para as amostras deformadas previamente por laminação com grau de redução de aproximadamente 10% em espessura, e submetidas a diferentes deformações por tração, nelas é observado que um maior grau de deformação, corresponde a uma maior fração da fase martensita, iniciando em 4,5% para L8T0,04, passando por 8,2% em L11T0,11 até 9% para a amostra L8T0,13. Este comportamento já foi observado nas amostras sem pré-deformação. Nota-se também que não há um aumento considerável de área escura da amostra L11T0,11 para L8T0,13, mostrando que não houve um grande acréscimo na fração da fase martensita, e que estas amostras apresentam praticamente a mesma deformação por tração.

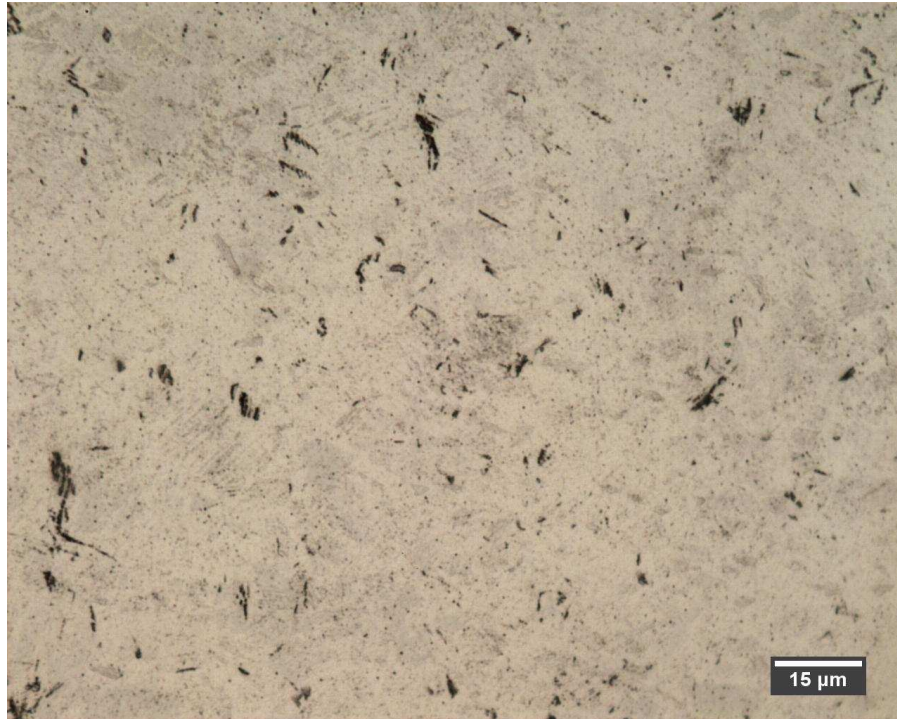


Figura 5.6 - Micrografia óptica obtidas para a amostra L8T0,04. Aumento 1000x.
Ataque: S-Rigsbee, 1hora

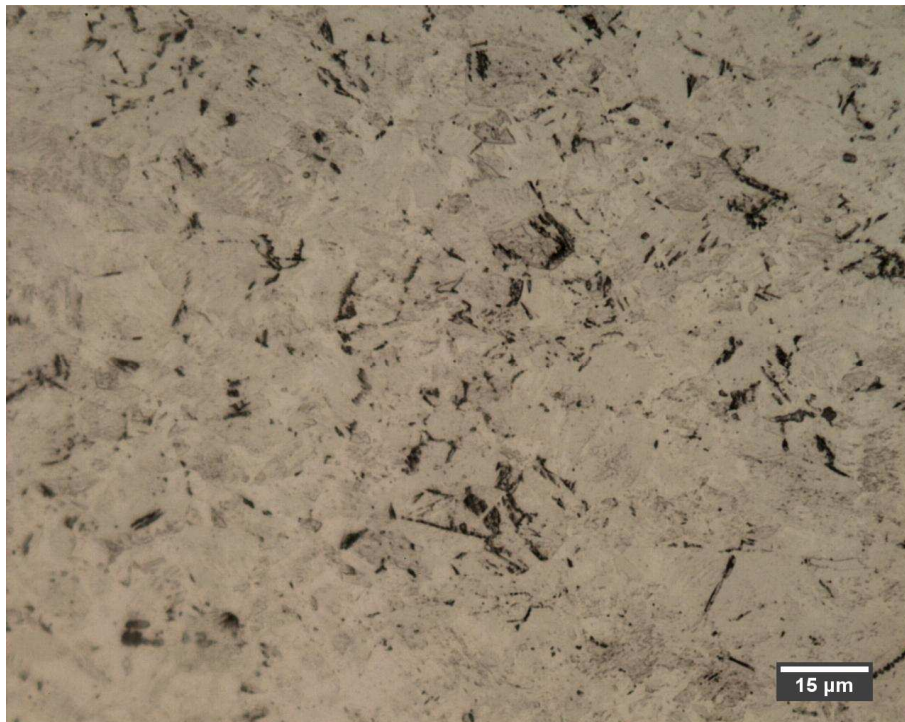


Figura 5.7 - Micrografia óptica obtidas para a amostra L11T0,11. Aumento 1000x.
Ataque: S-Rigsbee, 1hora

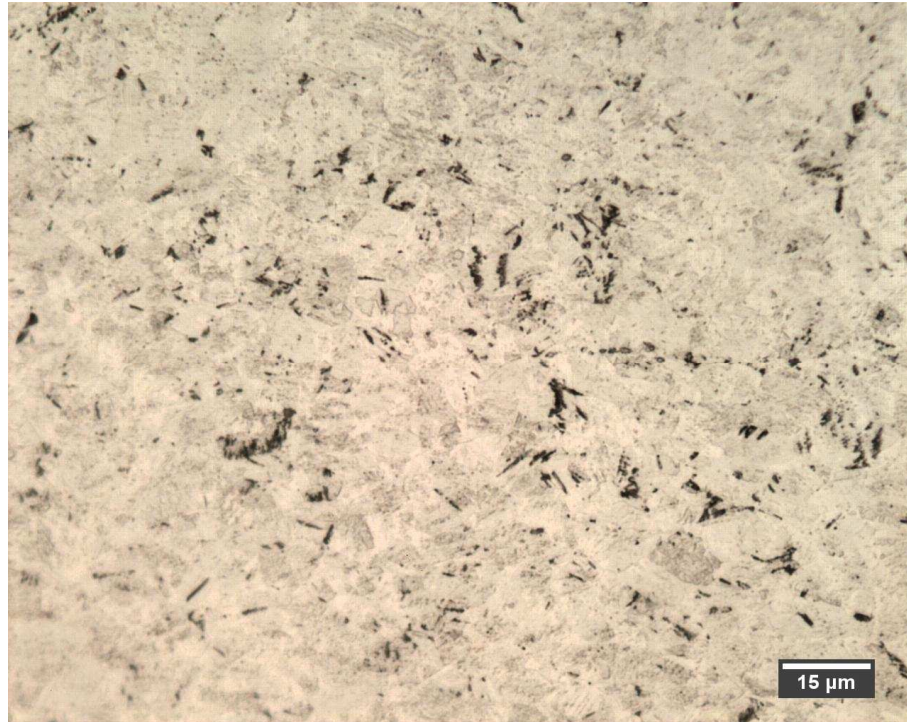


Figura 5.8 - Micrografia óptica obtidas para a amostra L8T0,13. Aumento 1000x.
Ataque: S-Rigsbee, 1hora

5.4.4 Amostras com deformação de 18% por laminação

As Figuras 5.9 e 5.10 mostram as microestruturas obtidas em microscópio óptico para as amostras L18T0,04 e L18T0,24 após deformação prévia por laminação de 18% em sua espessura, ainda neste caso, o comportamento é similar ao que ocorre com as amostras sem deformação prévia, quanto maior o grau de deformação por tração maior a fração da fase martensita, a amostra menos deformada por tração L18T0,04 tem fração de martensita de 6,4%, enquanto que a mais deformada a porcentagem de martensita aumenta para 10,2%.

O comportamento descrito anteriormente foi observado em outro aço inoxidável austenítico, o AISI 304 [94].

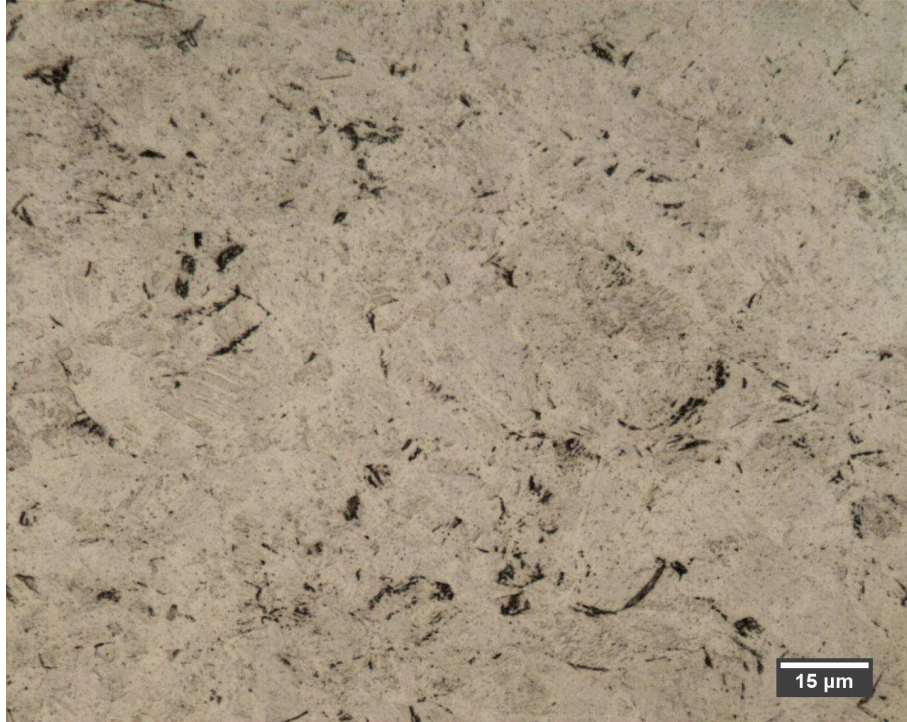


Figura 5.9 - Micrografia óptica obtidas para a amostra L18T0,04. Aumento 1000x.
Ataque: S-Rigsbee, 1hora

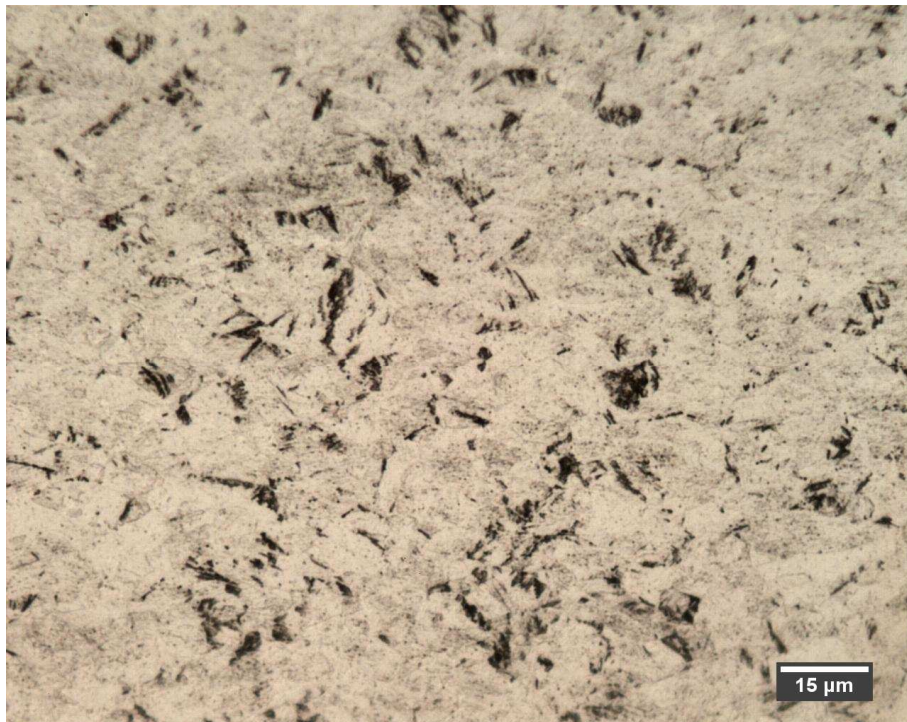


Figura 5.10 - Micrografia óptica obtidas para a amostra L18T0,24. Aumento 1000x.
Ataque: S-Rigsbee, 1hora

5.5 Difração de raios X

A Tabela 4 mostra a razão entre a soma das áreas sob os picos de austenita e a soma das áreas sob os picos martensita para todas as amostras. Observa-se que para as amostras com o mesmo grau de deformação prévia, a razão diminui com o aumento da deformação por tração, indicando um aumento da fração da fase martensita para estes casos.

Tabela 4 - Razão entre as áreas de austenita e martensita.

Amostras	Razão entre as áreas
L0T0,04	14,9
L0T0,11	1,30
L0T0,13	1,24
L8T0,04	1,49
L11T0,11	1,01
L8T0,13	0,82
L18T0,04	1,62
L18T0,13	0,79
L18T0,24	0,69

Na figura 5.11, tem-se o difratograma para a amostra L0T0, nele apenas picos da fase austenita são observados.

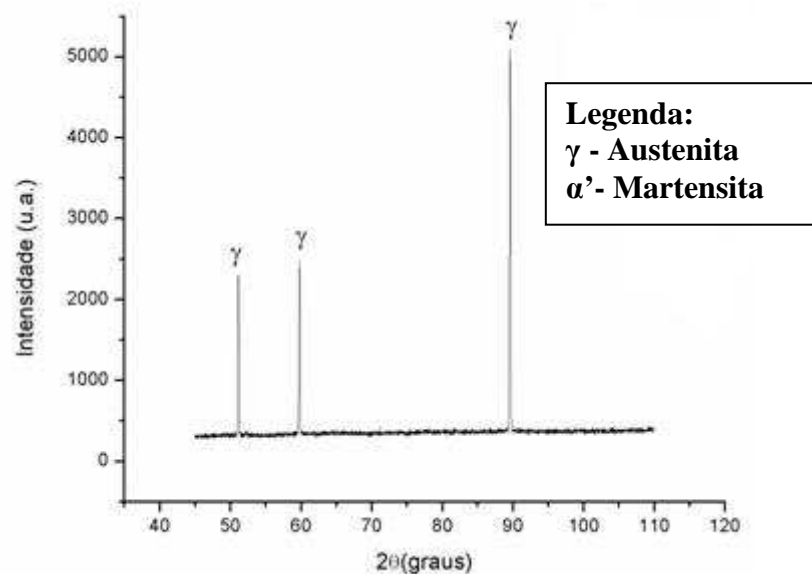


Figura 5.11 - Difratograma obtido para a amostra L0T0.

Como pode ser observado nos difratogramas de Raios-x das amostras posteriores há presença de duas fases, a fase austenita que tem estrutura CFC(cúbica de face centrada) representada por γ , à medida que a deformação aumenta há o surgimento de uma nova fase a partir da primeira, esta é a fase martensita que tem estrutura CCC(cúbica de corpo centrado) representada por α' .

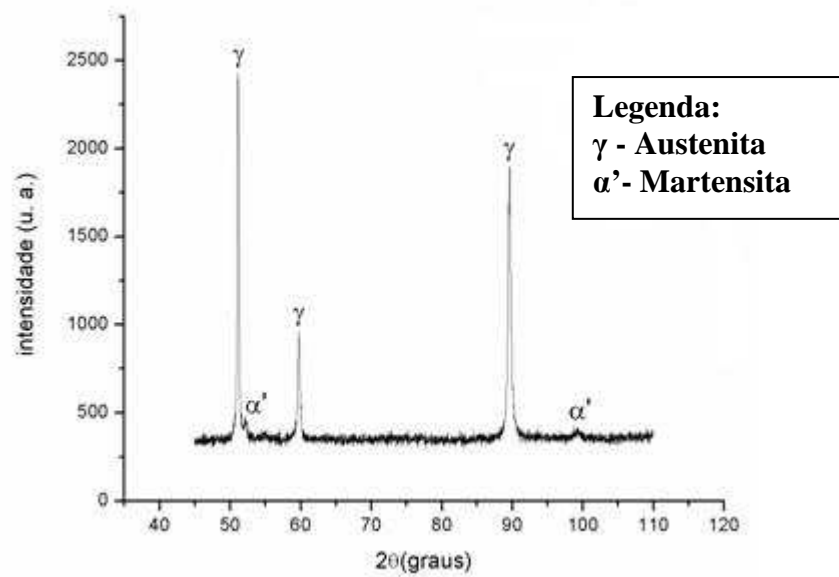


Figura 5.12 - Difratograma obtido para a amostra LOT0,04.

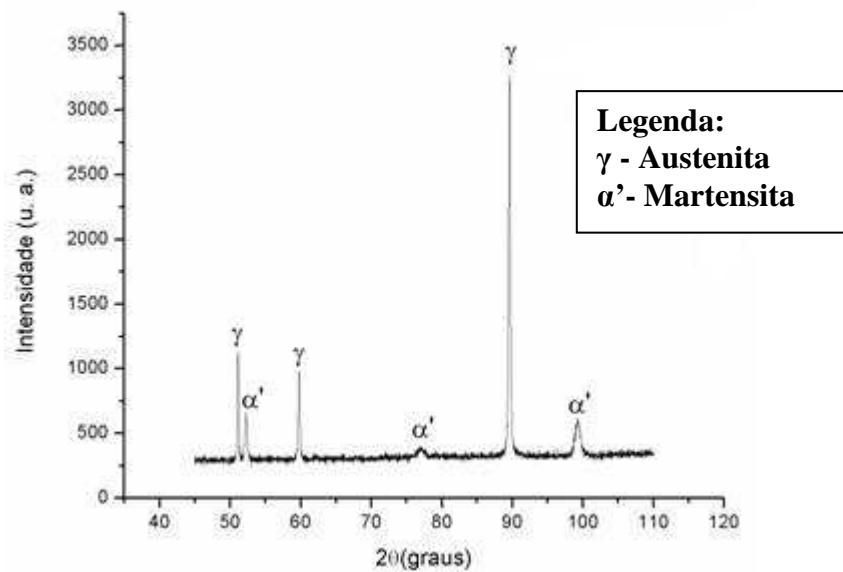


Figura 5.13 - Difratograma obtido para a amostra LOT0,13.

Resultado semelhante ao encontrado na análise metalográfica é verificado nos difratogramas, com o aumento da deformação por tração, a fração da fase martensita cresce, como pode ser observado pela diminuição da razão entre a área sob os picos de austenita e a área sob os picos de martensita. Esse aspecto fica mais evidente quando se compara L0T0,04 e L0T0,13. Para a amostra L0T0,04, a razão é igual a 14,9 e para a amostra L0T0,13 essa razão cai para 1,2 [95,96].

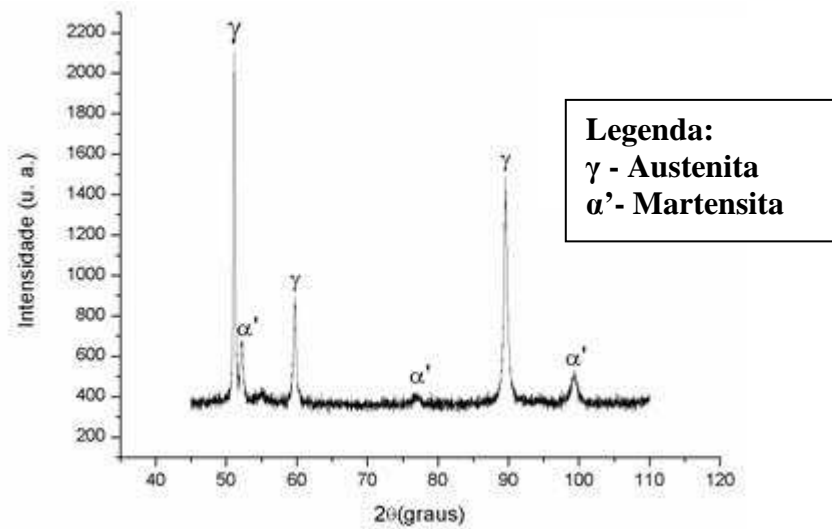


Figura 5.14 - Difratograma obtido para a amostra L8T0,04.

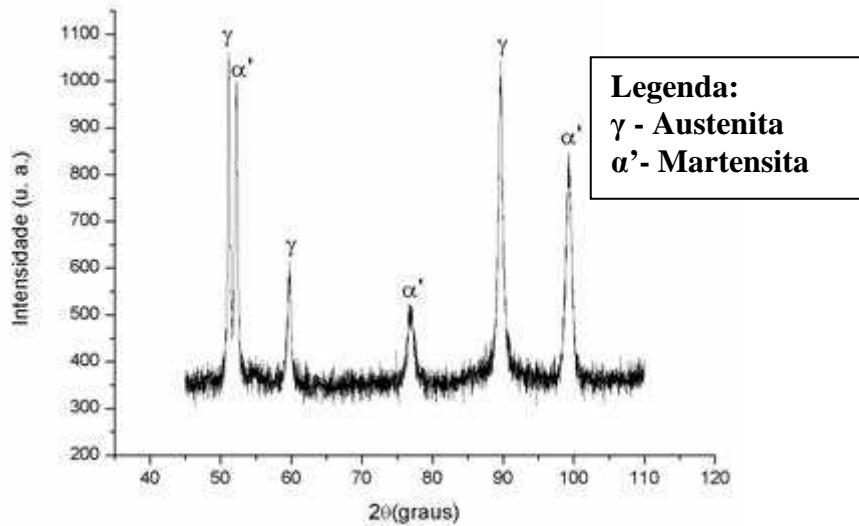


Figura 5.15 - Difratograma obtido para a amostra L11T0,11.

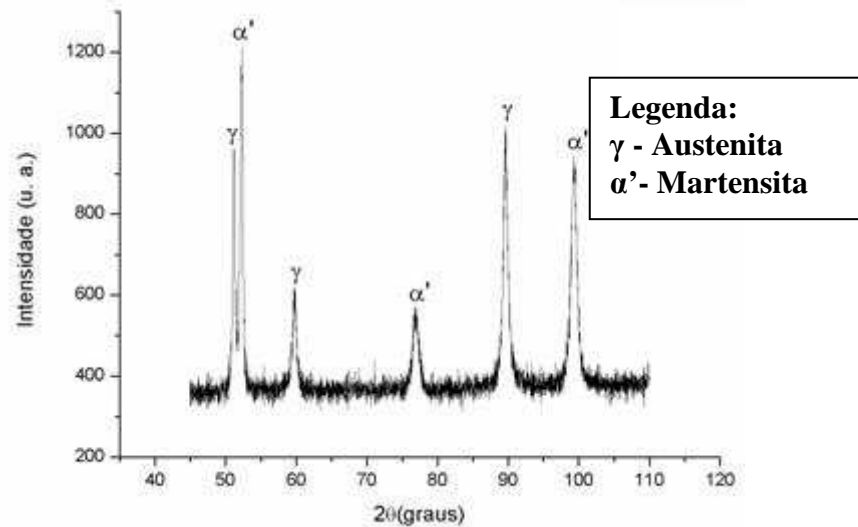


Figura 5.16 - Difratograma obtido para a amostra L8T0,13.

No caso das amostras L8T0,04 e L8T0,13 que sofreram a mesma deformação prévia, a razão diminui de 1,49 para 0,82, logo há um aumento da fração da fase martensita à medida que a deformação por tração aumenta, como já foi observado nas micrografias [95,96].

As amostras L11T0,11 e L8T0,13 apresentam diferentes graus de deformação prévia e de deformação por tração, suas razões são 1,01 e 0,82, respectivamente. Para esse caso a deformação por tração tem uma contribuição maior do que a deformação prévia sobre a diminuição da razão e o conseqüente aumento da fração de martensita.

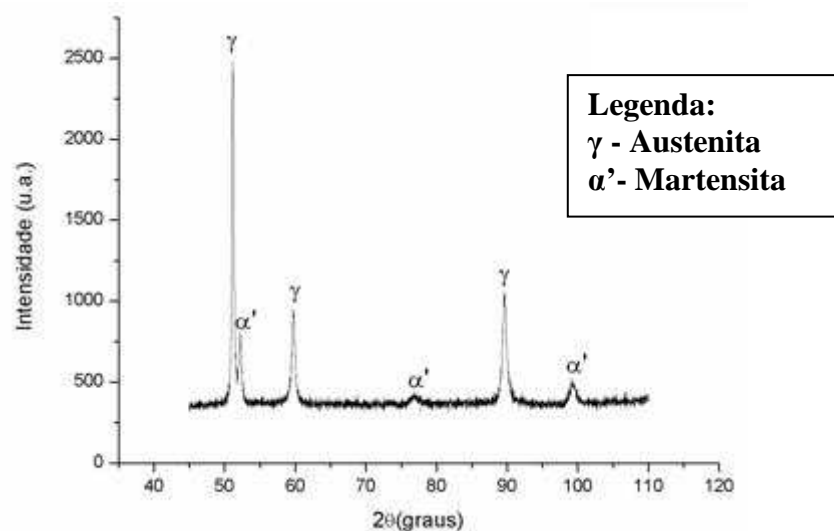


Figura 5.17 - Difratograma obtido para a amostra L18T0,04.

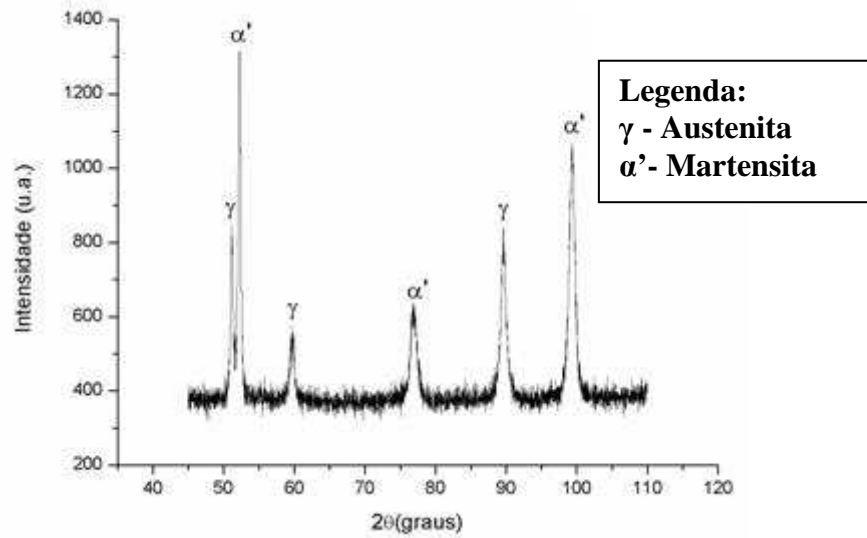


Figura 5.18 - Difratograma obtido para a amostra L18T0,13.

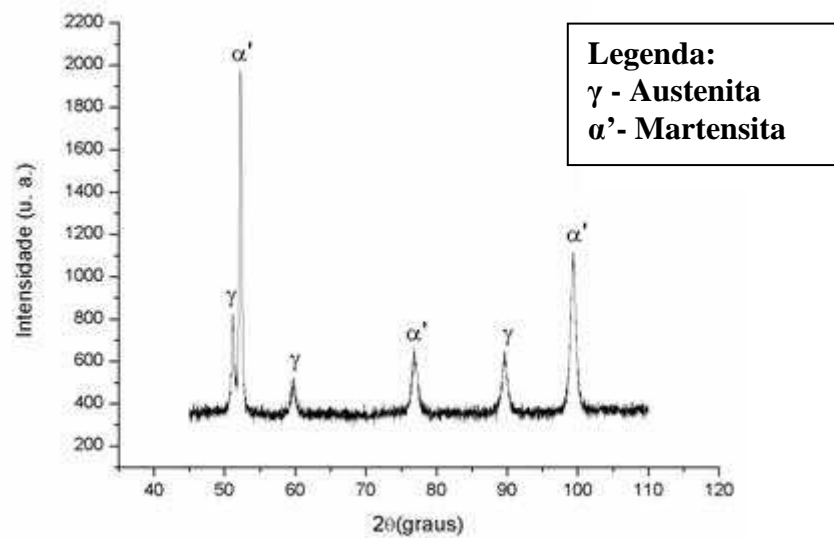


Figura 5.19 - Difratograma obtido para a amostra L18T0,24.

Para as amostras L18T0,04, L18T0,13 e L18T0,24, submetidas a deformação prévia por laminação de 18%, maior o grau de deformação por tração corresponde a menor razão entre as área de austenita e martensita, iniciando em 1,62 para L18T0,04, passando por 0,79 em L18T0,13 até 0,69 para a amostra L18T0,24, ou seja, o aumento na deformação por tração leva ao aumento da fração da fase martensita, como já observado nas análises metalográficas.

5.6 Evolução da textura com a deformação

As figuras a seguir mostram a seção de ϕ_2 igual a 45° das FDOC's, a notação utilizada é a de Bunge, nesta representação a intensidade $f(g)$ é plotada contra os ângulos de euler ϕ_1 e Φ . As intensidades de textura mostradas para martensita alcançaram o valor máximo de 2,1, sendo que esse valor de intensidade de 2,1 indica, por exemplo, que essa textura apresenta a probabilidade de ocorrer 2,1 vezes mais que um material não texturado.

Comparando-se as FDOC's das amostras que sofreram somente deformação por tração vê-se que a textura do tipo $\{111\}\langle uvw \rangle$ chamada de fibra DN aumenta gradativamente com o aumento da deformação por tração, com as seguintes componentes de textura $\{111\}\langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$, $\{111\}\langle 0\bar{1}1 \rangle$ e $\{111\}\langle 1\bar{2}1 \rangle$, além das componentes $(001)[1\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ conhecidas como texturas cubo giradas [79].

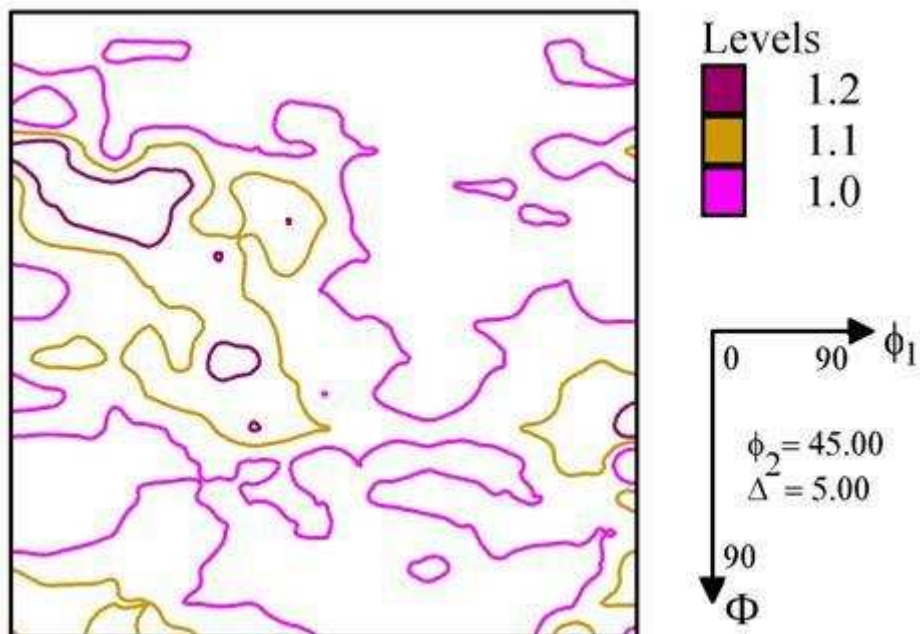


Figura 5.20 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L0T0,04.

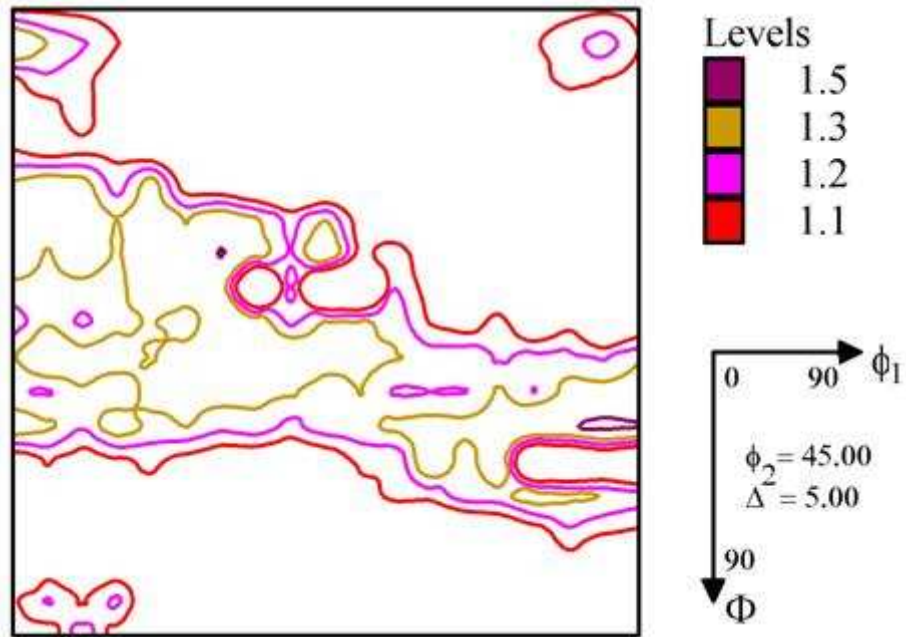


Figura 5.21 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra LOT0,11.

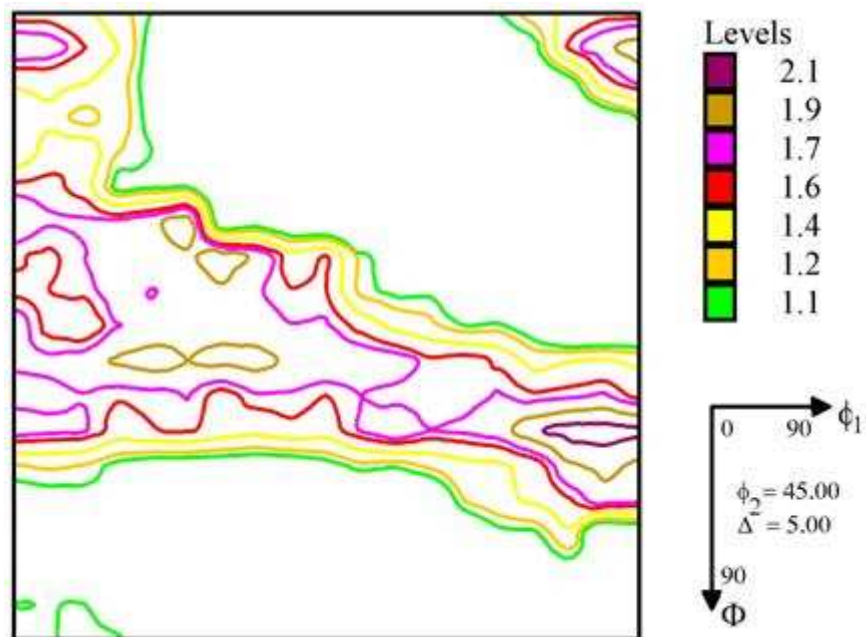


Figura 5.22 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra LOT0,13.

As Figuras 5.20 até 5.22 mostram a seção ϕ_2 igual a 45° para as amostras LOT0,04 até LOT0,13. A textura de deformação aumenta com o aumento da deformação plástica. É observada uma defasagem de 5° em Φ na posição das variantes, provavelmente devido ao processo de preparação da amostra, que pode conferir uma pequena inclinação, ou devido ao posicionamento no momento da medida, levemente deslocado. A amostra LOT0,04 praticamente não apresenta textura, com maior intensidade de 1.2, nela são encontradas as

componentes de textura $(114)[\bar{1}\bar{1}0]$ pertencente a fibra DL e mais intensamente $(112)[\bar{1}\bar{3}1]$, além de $(111)[\bar{1}\bar{2}3]$ e $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$ que são componentes da fibra DN, porém, com fraca intensidade. Com o aumento da deformação por tração na amostra L0T0,11, as componentes $(111)[\bar{1}\bar{2}3]$ e $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$, assim como a fibra DN se destacam como um todo e há o surgimento das componentes de textura $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}\bar{0}]$ que são texturas cubo giradas, texturas típicas de material CCC. Na amostra L0T0,13 com mais acréscimo de deformação as intensidades dessas componentes é aumentada, além do aparecimento da componente $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ da fibra DL, como ocorre um aumento na intensidade máxima, há um aumento da textura.

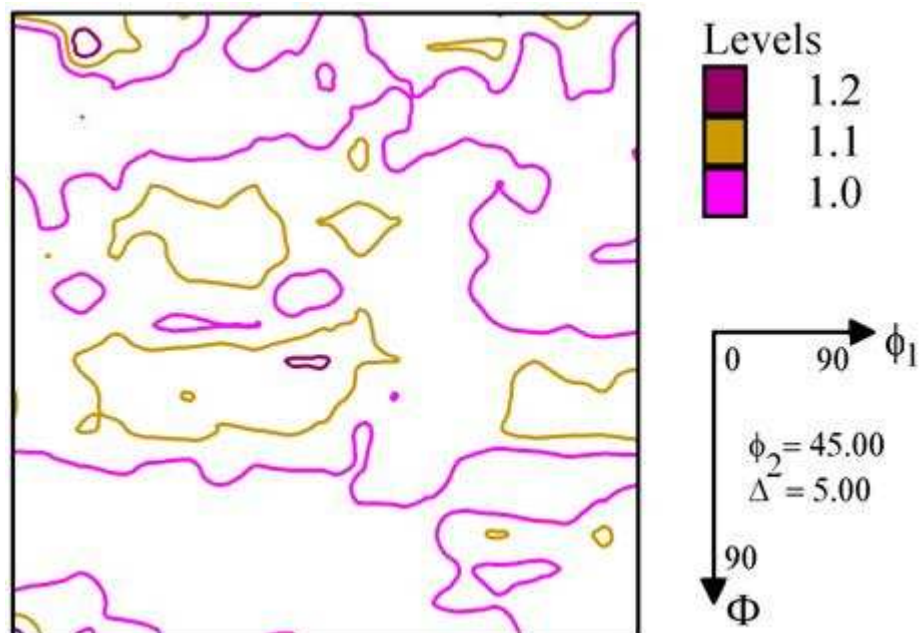


Figura 5.23 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L8T0,04.

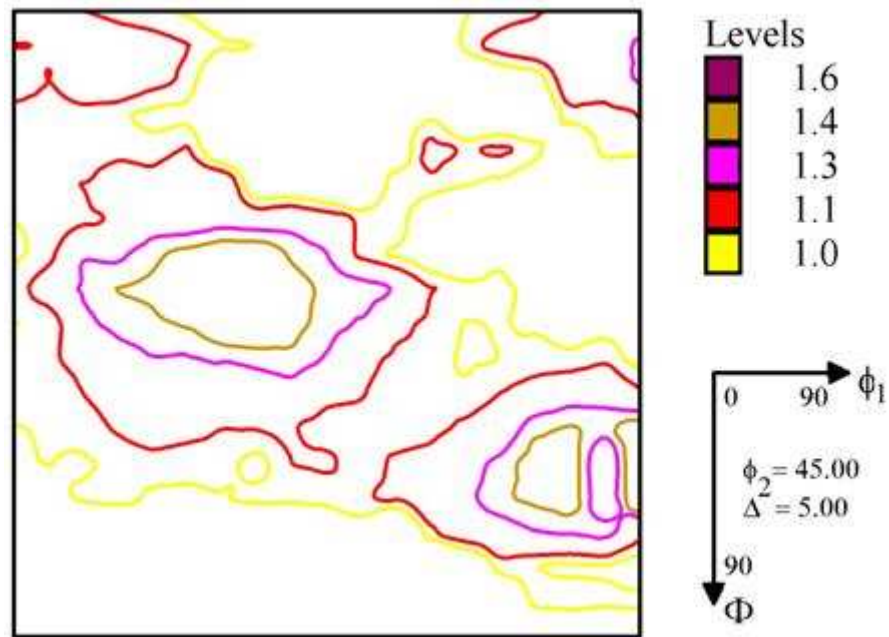


Figura 5.24 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L11T0,11.

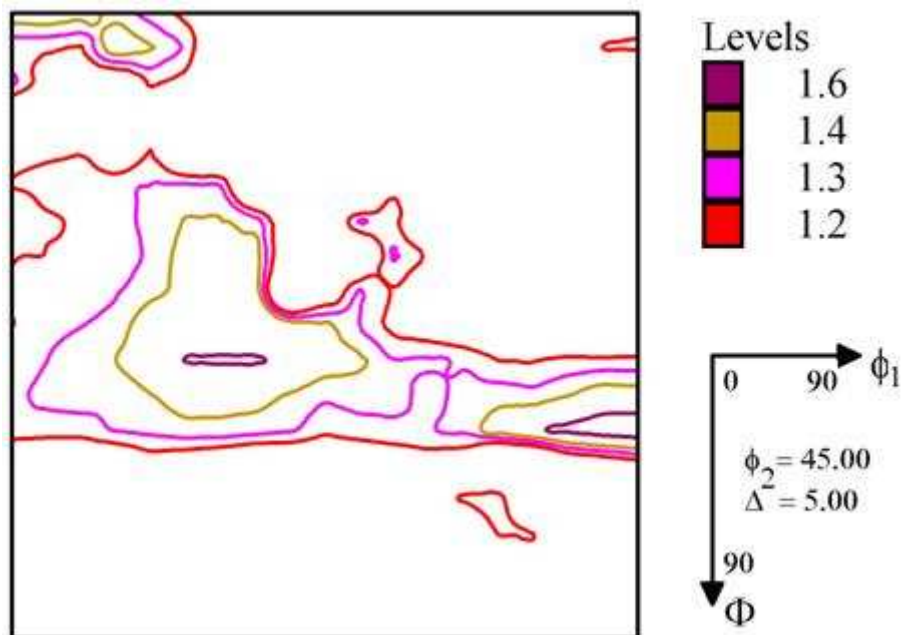


Figura 5.25 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L8T0,13.

Novamente, considerando uma defasagem de 5° em Φ , pode ser visto na Figura 5.23 a amostra L8T0,04 é praticamente um material não texturado e apresenta fibra DN, em especial as componentes $(111)[1\bar{2}3]$ e $(111)[1\bar{2}1]$, sendo esta última a cubo no canto e muito pouca intensidade de $(001)[1\bar{1}0]$ e $(001)[\bar{1}\bar{1}0]$, sendo estas cubo giradas. Com o aumento da deformação por tração, as variantes acima mencionadas têm um progressivo aumento de suas

intensidades, sendo que em L8T0,13 a fibra DN se destaca ainda mais, tendo as componentes $(111)[\bar{1}\bar{2}3]$ e $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$ como as mais intensas, a componente de textura $(001)[1\bar{1}0]$ ou cubo girada também se destaca, e mostra a textura de um material CCC, resultante da transformação martensítica. Observou-se que as intensidades mais altas observadas para estas amostras que sofreram deformação prévia são menores que as encontradas para as amostras não submetidas a deformação prévia, logo há aumento da textura, porém em menor nível do que o observado nas amostras sem deformação prévia.

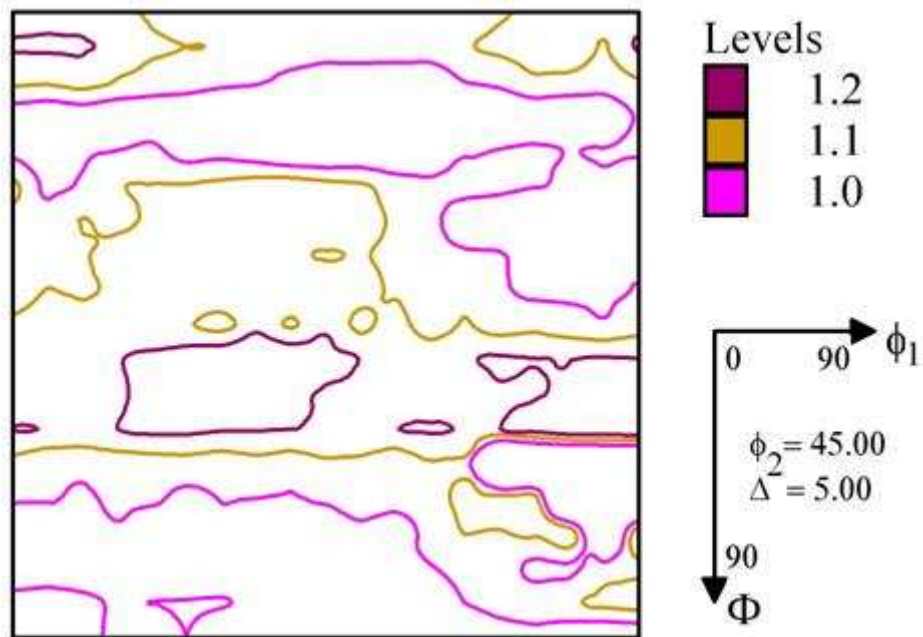


Figura 5.26 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L18T0,04.

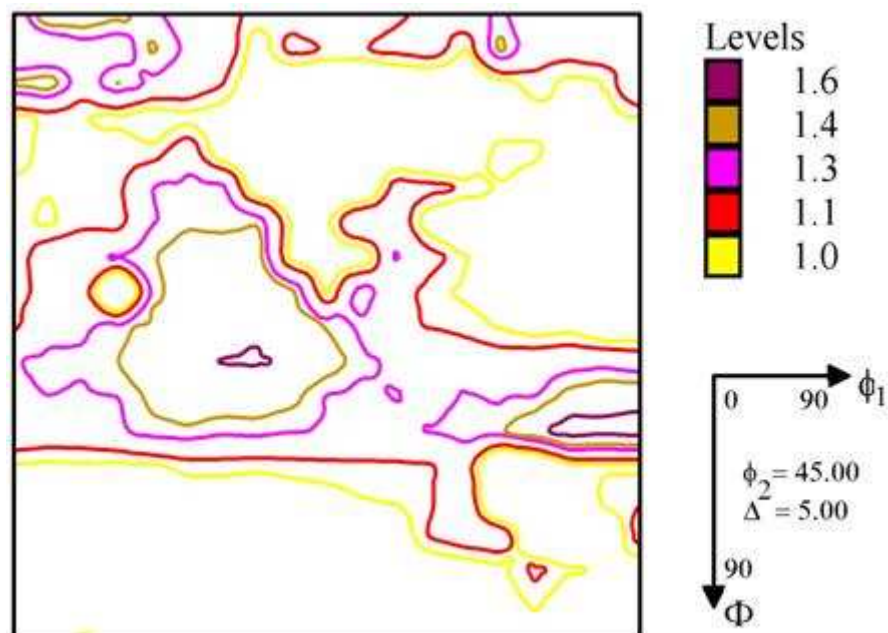


Figura 5.27 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L18T0,13.

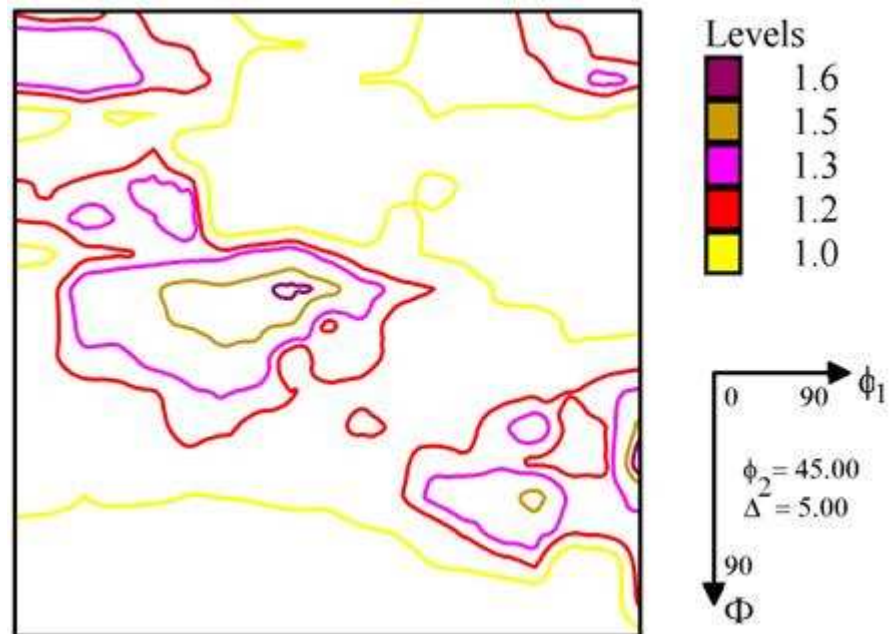


Figura 5.28 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra L18T0,24.

Considerando as posições das variantes defasadas de 5° em Φ e levando em conta a Figura 3.17, que mostra as posições das principais componentes de textura de materiais do sistema cúbico. A Figura 5.26 mostra que L18T0,04 é praticamente não texturado, a exemplo do que ocorreu, para as outras amostras com menor grau de deformação por tração. Na amostra L18T0,13 o aumento da deformação por tração conduz a uma textura tipicamente CCC, como observado na Figura 5.27, com destaque para as componentes $(111)[\bar{1}\bar{2}3]$ e $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$ que fazem parte da fibra DN, além da componentes da textura cubo girada, na amostra L18T0,24, com o aumento da magnitude da deformação por tração, é observado que a intensidade mais forte se desloca de $(111)[\bar{1}\bar{2}1]$ para $(112)[\bar{1}\bar{3}1]$, e que há um leve aumento na intensidade de algumas componentes de textura da fibra DL.

Verifica-se que apesar de ter ocorrido um aumento considerável no nível de deformação por tração de L18T0,13 para L18T0,24, não houve aumento na intensidade das variantes, e da amostra L18T0,04 para L18T0,13 houve um aumento, embora menos acentuado do que o observado nas amostras sem prévia laminação, logo há aumento da textura, porém em menor nível do que o observado nas amostras sem deformação prévia.

5.7 Microtextura

A Figura 5.29 é a imagem obtida por EBSD da região completa para a amostra LOTO,11, na qual é mostrada a região selecionada para a construção da figura de pólos de microtextura desta amostra.

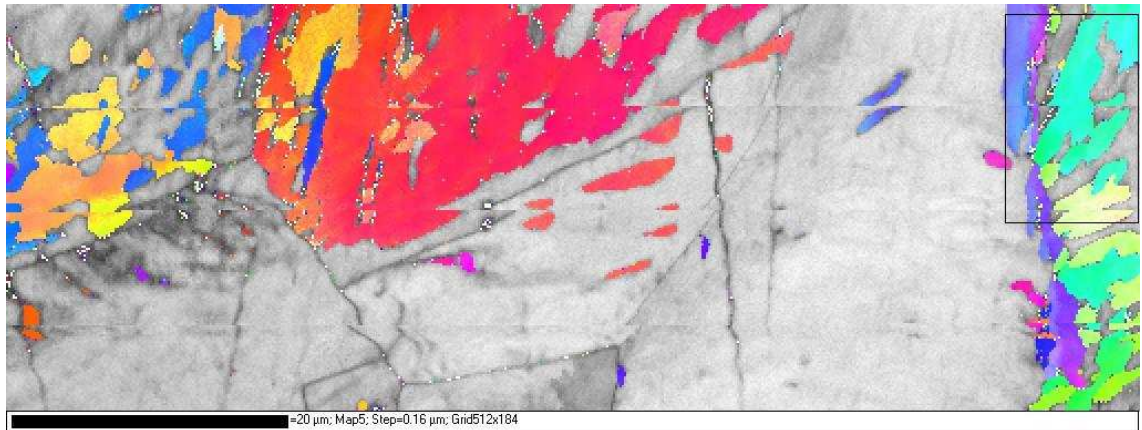


Figura 5.29 - Imagem de banda de contraste da amostra LOTO,11 na qual é mostrada a região selecionada para a construção da figura de pólos de microtextura, as regiões coloridas representam martensita.

A Figura 5.30 são as imagens de banda de contraste das regiões selecionadas para a construção das figuras de pólos de microtextura das amostras utilizadas, as regiões coloridas representam martensita, sendo cada cor uma diferente orientação, enquanto que as regiões restantes representam austenita.

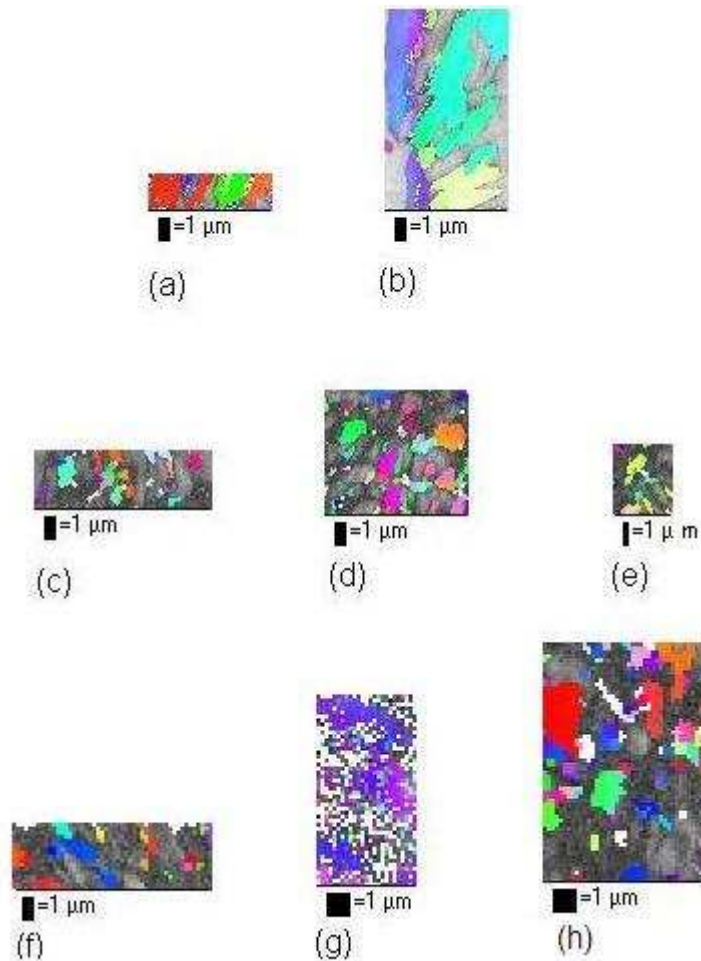


Figura 5.30 - Regiões de poucos grãos selecionadas para a obtenção das figuras de pólos (a) L0T0,04 (b) L0T0,11 (c) L8T0,04 (d) L11T0,11 (e) L8T0,13 (f) L18T0,04 (g) L18T0,13 (h) L18T0,24

Na Tabela 5 têm-se os ângulos de Euler medidos no grão austenítico escolhido da região selecionada para cada amostra e nas tabelas subsequentes estão listadas as energias de interação calculadas a partir desses ângulos com as variantes de martensita correspondentes em ordem decrescente de energia de interação. A energia de interação U é dada em J/mol para uma tensão por tração uniaxial de magnitude 200 MPa, para cada uma das 24 variantes possíveis de martensita para o grão austenítico. Para a simulação foram consideradas somente as variantes cristalográficas favoráveis, ou seja, aquelas com energia de interação positiva para a tensão aplicada.

Tabela 5 - Ângulos de Euler medidos para cada amostra.

Amostra	ϕ_1 (graus)	Φ (graus)	ϕ_2 (graus)
L0T0,04	282,1	35,3	86,3
L0T0,11	268,4	39,8	28,4
L8T0,04	190,5	38,9	37,6
L11T0,11	264,2	47,2	35,3
L8T0,13	271,5	39,5	37,9
L18T0,04	210,4	40,6	79
L18T0,13	199	45	24,5
L18T0,24	38,3	32,3	45,2

5.7.1 Amostras sem pré- deformação

Para facilitar a comparação, as figuras de pólos medidas e calculadas foram dispostas lado a lado, sendo que a esquerda tem-se a figura de pólos medida e a direita a calculada. Abaixo destas, está disposta a figura de pólos calculada com as posições das variantes indicadas. As energias de interação correspondentes a cada variante estão presentes na tabela referente a cada amostra, onde estão listadas somente as variantes com energia de interação positiva, dentro de 24 possíveis, assim como os ângulos de Euler que identificam cada variante. Com o conjunto destes três ângulos é possível determinar o plano e a direção cristalográfica correspondente a cada variante. Para facilitar a explicação a respeito da localização das variantes, imaginou-se a divisão da figura de pólos em 4 quadrantes. O 1º quadrante é delimitado pela metade direita do eixo x e pela metade superior do eixo y; o 2º pela metade superior do eixo y e pela metade esquerda do eixo x; o 3º pela metade esquerda do eixo x e pela metade inferior do eixo y; e, o 4º pela metade inferior do eixo y e pela metade direita do eixo x.

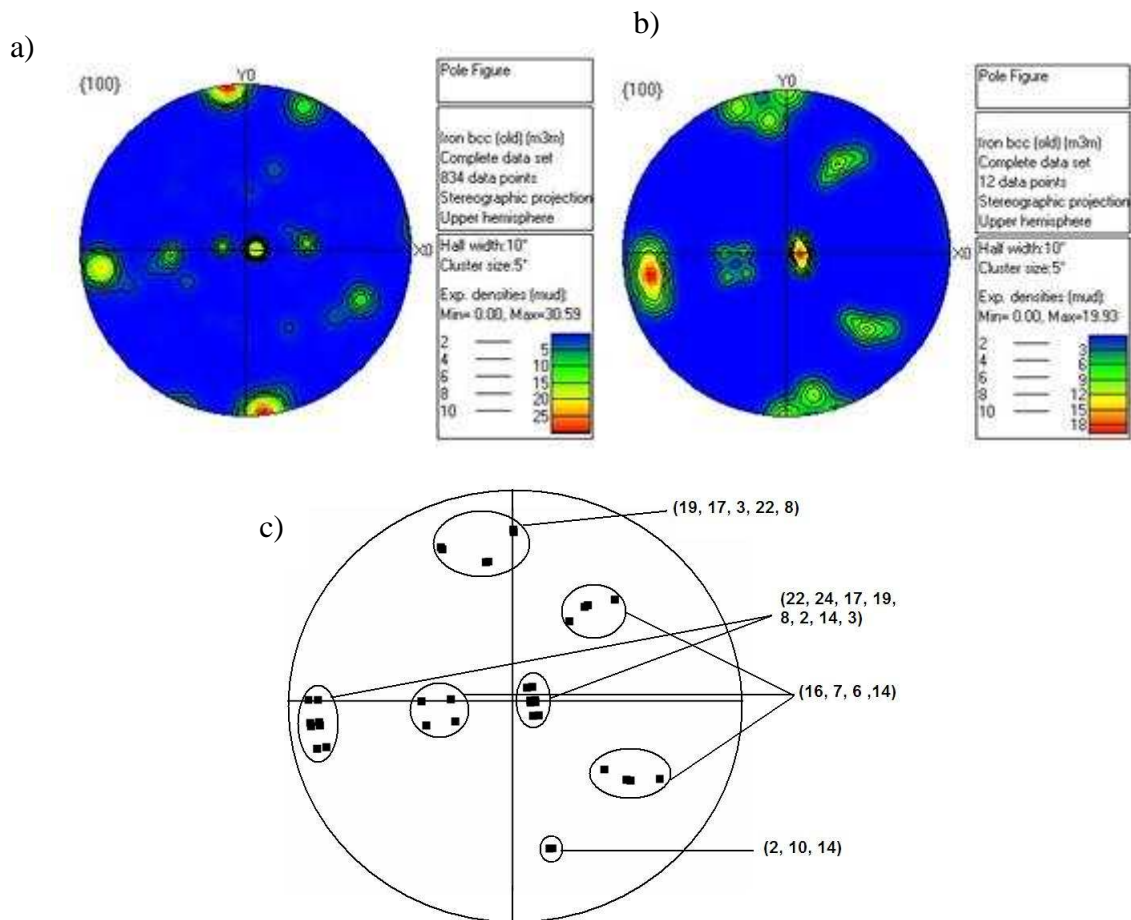


Figura 5.31 - a) figura de pólos medida para a amostra LOT0,04 b)figura de pólos calculada para a amostra LOT0,04 c) figura de pólos calculada para a amostra LOT0,04 com indicação das posições das variantes.

Tabela 6 - Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra LOT0,04

Ordem	Variante	U (J mol ⁻¹)	ϕ_1 (graus)	Φ (graus)	ϕ_2 (graus)
1	22	15,68	359,7	90,1	81,4
2	24	15,65	190,3	97,3	191,1
3	17	14,97	187,9	78,4	11,2
4	19	12,45	18,4	94,1	262,1
5	14	12,28	297,1	30,1	300,0
6	7	10,68	88,4	150,9	128,4
7	6	8,06	111,9	137,4	327,6
8	3	7,72	7,0	101,5	171,3
9	8	7,37	179,6	89,1	101,3
10	10	5,82	11,1	82,8	351,5
11	16	5,76	270,9	41,9	141,4
12	2	3,68	198,6	86,7	280,6

Na amostra LOT0,04, que foi simplesmente tracionada, foram consideradas as 12 variantes mais favoráveis para o cálculo da simulação. Verifica-se uma boa concordância entre as variantes das figuras de pólos medida e calculada. Na figura de pólos calculada as variantes com maior energia são 22, 24, 17 e 19 conforme a Tabela 6 e a Figura 5.31c, e podem ser encontradas no centro e na extremidade esquerda do eixo x. Já na figura de pólos medida, a extremidade superior e inferior do eixo y são as regiões onde são encontradas as variantes com maior ocorrência. Nelas estão distribuídas as variantes 2, 10, 19, 17, 3, 22, 8 e 14. No 1º quadrante, a região ocupada pelas variantes 14, 16, 6 e 7 na simulação aparecem com menor ocorrência na figura de pólos medida. Como pode ser observado na ilustração existem regiões na figura de pólos medida que não são encontradas na calculada, por exemplo, duas regiões sobre o eixo x presentes na figura de pólos medida, estão ausentes na figura de pólos calculada. Aproximadamente sobre a metade esquerda do eixo x, são observadas as variantes 16 e 6 na figura de pólos medida enquanto que a 7 e a 14 desaparecem em relação a simulada. Observando as figuras de pólos medida e calculada observa-se um número de variantes menor que 12 aparecem na figura de pólo medida indicando que uma seleção de variantes maior que a esperada esta acontecendo.

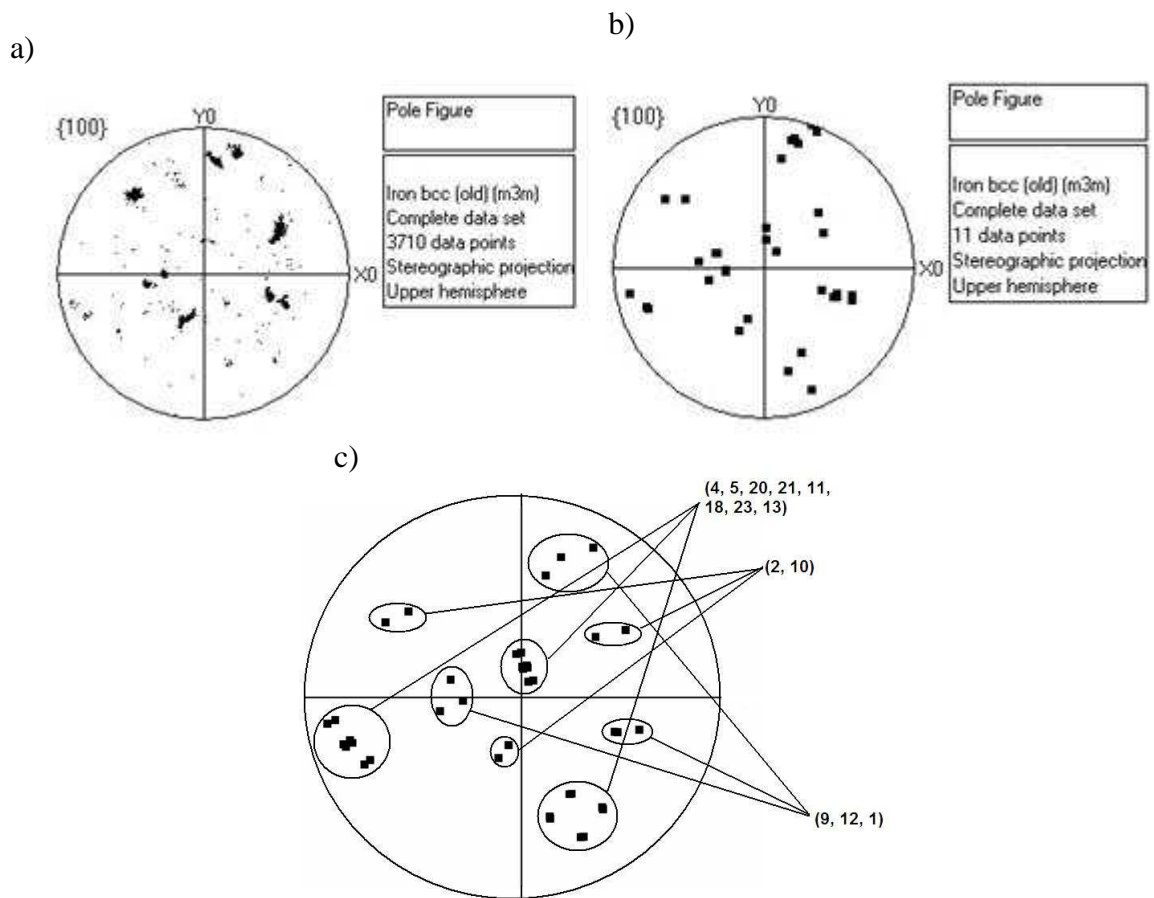


Figura 5.32 - a) figura de pólos medida para a amostra L0T0,11 b) figura de pólos calculada para a amostra L0T0,11 c) figura de pólos calculada para a amostra L0T0,11 com indicação das posições das variantes.

Tabela 7 - Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L0T0,11.

Ordem	Variante	U (J mol ⁻¹)	ϕ_1 (graus)	Φ (graus)	ϕ_2 (graus)
1	4	11,63	11,0	70,6	85,7
2	5	10,57	202,1	117,2	190,5
3	20	10,04	190,9	108,5	97,0
4	21	9,13	19,1	81,7	173,0
5	11	8,02	199,9	98,2	9,8
6	1	7,74	274,5	30,9	339,7
7	18	6,08	23,1	62,9	351,7
8	2	5,10	134,8	52,8	288,1
9	13	4,49	30,7	74,4	259,8
10	12	4,08	102,1	137,0	298,2
11	9	3,57	73,4	141,6	96,2
12	23	2,70	210,9	106,5	283,0
13	10	1,40	308,2	115,6	340,2

Na Figura 5.32b são consideradas as 13 variantes mais favoráveis para a amostra LOT0,11 que sofreu um nível maior de deformação por tração que LOT0,04, é verificado que todas as variantes da figura de pólos medida se encontram presentes na calculada.

Na amostra LOT0,11 foram utilizadas figuras de pólos sem contorno, porque apresentavam melhor visualização, para comparação. As variantes 2 e 10 localizadas no 1º e 2º quadrante e aproximadamente sobre o eixo y, um pouco abaixo da região central, estão entre as de maior ocorrência na figura de pólos medida e são encontradas na calculada com energia relativa mais baixa, o mesmo ocorre para as variantes 12, 1 e 9 presentes na figura de pólos calculada no 1º quadrante próximo da extremidade superior do eixo y, no 4º quadrante um pouco abaixo do eixo x e sobre eixo x no lado direito, próximo ao centro, logo na figura de pólos medida, há regiões que se destacam em relação as demais. As variantes 4, 5, 20, 21, 11, 18, 23 e 13 que se localizam na região próxima ao centro, um pouco abaixo da extremidade esquerda do eixo x e no 4º quadrante, são as de maior energia na figura de pólos calculada, como mostra a figura 5.32c e a Tabela 7, são encontradas na figura de pólos medida com menor ocorrência, portanto o modelo utilizado para simular a orientação consegue prever as variantes que surgirão após a deformação.

5.7.2 Amostras com deformação de 10% por laminação

Na figura a seguir estão dispostas as figuras de pólos das amostras que sofreram deformação prévia de aproximadamente 10%. Dos resultados anteriores é constatado que a deformação por tração contribui para um aumento na quantidade da fase martensita para amostras que sofreram a mesma deformação prévia.

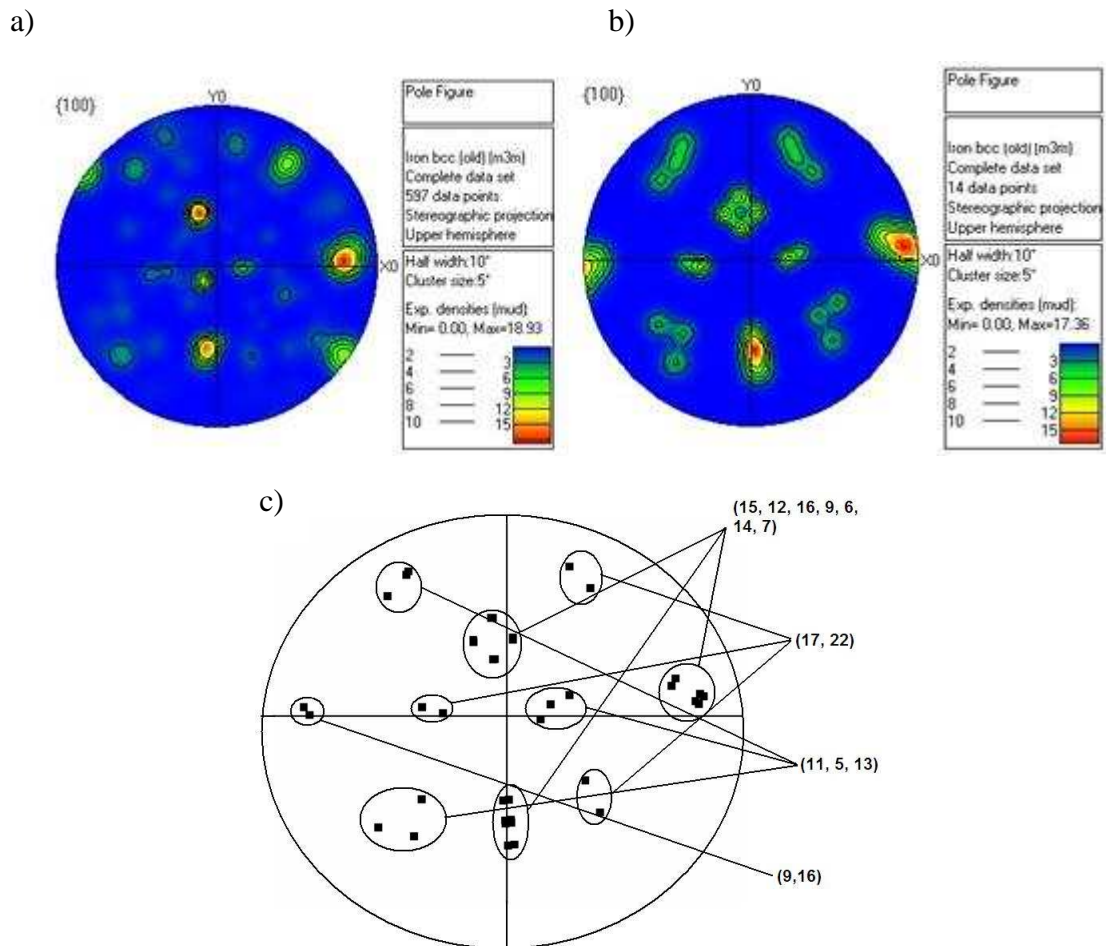


Figura 5.33 - a) figura de pólos medida para a amostra L8T0,04 b)figura de pólos calculada para a amostra L8T0,04 c) figura de pólos calculada para a amostra L8T0,04 com indicação das posições das variantes.

Tabela 8 - Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L8T0,04.

Ordem	Variante	U (J mol ⁻¹)	ϕ_1 (graus)	Φ (graus)	ϕ_2 (graus)
1	15	12,27	188,3	48,3	175,5
2	9	11,75	355,3	140,9	86,9
3	7	11,60	12,1	150,6	190,1
4	1	11,35	193,9	29,5	351,1
5	16	11,05	175,2	38,2	95,9
6	6	11,61	9,4	131,6	7,9
7	12	9,19	25,2	139,4	290,0
8	14	8,48	204,8	41,5	253,0
9	13	5,66	321,2	70,2	255,4
10	17	4,46	51,8	51,0	22,0
11	5	4,14	133,3	121,9	194,6
12	22	2,89	225,3	116,0	67,9
13	11	0,95	129,8	103,1	13,2

Para o cálculo de simulação da amostra L8T0,04 foram consideradas 13 variantes. As variantes 15, 12, 16, 9, 6, 14 e 7 são encontradas em três regiões, na extremidade direita do eixo x, no eixo y entre o 1º e 2º quadrante e entre o 3º e 4º quadrante, de acordo com a Tabela 8 as variantes com as energias mais altas observadas na figura de pólos calculada estão entre elas, sendo que na figura de pólos medida elas são as de maior ocorrência. As variantes 17 e 22 no 1º e 4º quadrante e sobre o eixo x do lado esquerdo próximo ao centro, junto com as variantes 11, 13 e 5 no 2º e 3º quadrante e próximo ao centro sobre o eixo x do lado direito são as variantes de menor energia de acordo com a Tabela 8 e são encontradas com baixa ocorrência na figura de pólos medida ou não aparecem como no caso do 3º e 4º quadrante.

Há divergências com relação a algumas variantes encontradas na figura de pólos medida e não observadas na calculada, ocorrendo também o contrário, no entanto essas variantes correspondem as de menor energia.

As variantes 9 e 16, na extremidade esquerda do eixo x, estão entre as variantes de maior energia na figura de pólos calculada e aparentemente não estão presentes na figura de pólos medida, nessa posição, porém uma pequena inclinação na figura de pólos medida promoveria o surgimento dessas variantes na posição indicada. No 4º quadrante da figura de pólos medida existe uma variante não prevista na calculada, isto acontece provavelmente devido a energia química desconhecida da transformação.

Como praticamente todas as variantes encontradas por simulação estão presentes na figura de pólos medida, não havendo grandes destaques, a seleção de variantes está de acordo com o modelo de Patel-Cohen.

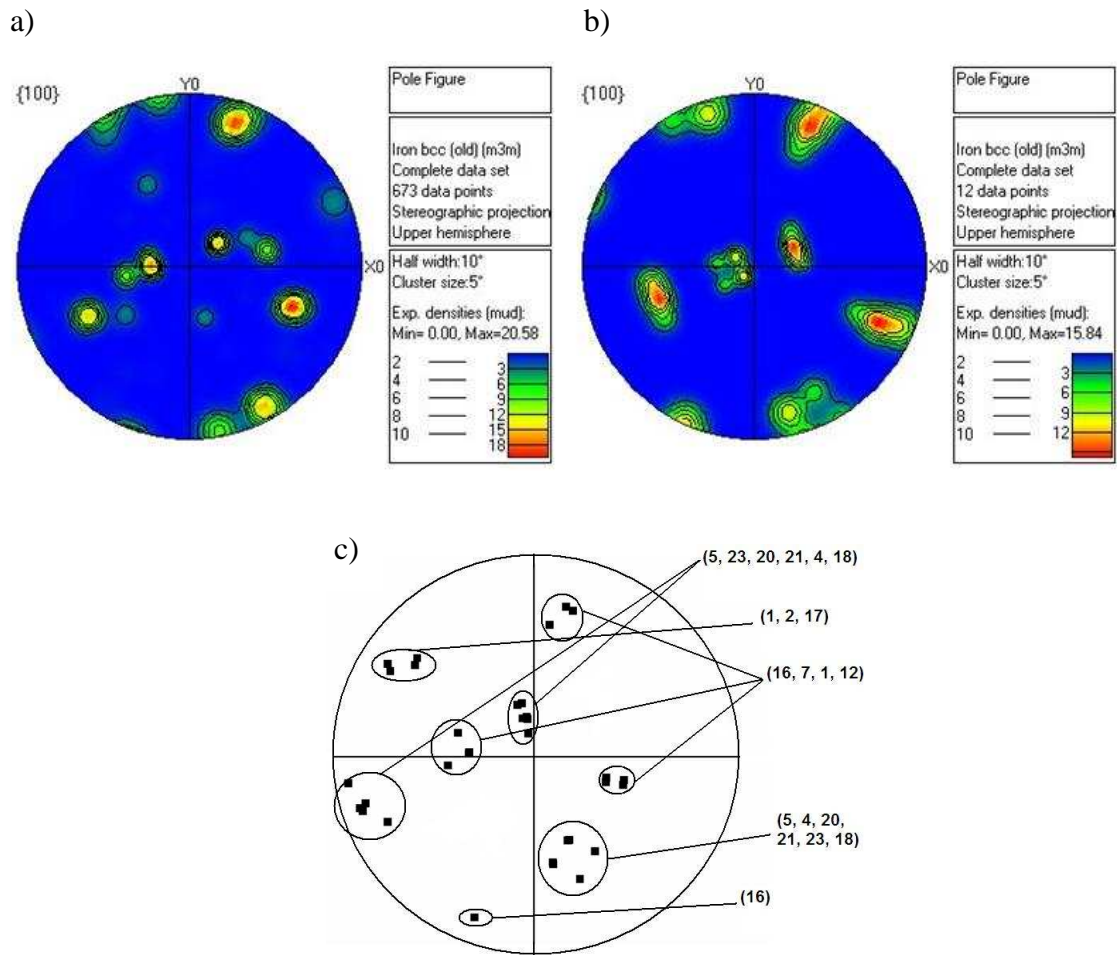


Figura 5.34 - a) figura de pólos medida para a amostra L11T0,11 b) figura de pólos calculada para a amostra L11T0,11 c) figura de pólos calculada para a amostra L11T0,11 com indicação das posições das variantes.

Tabela 9 - Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L11T0,11.

Ordem	Variante	U (J mol ⁻¹)	φ_1 (graus)	Φ (graus)	φ_2 (graus)
1	5	9,06	200,1	124,6	185,0
2	1	9,04	267,5	37,9	349,2
3	7	8,58	86,1	142,3	192,4
4	17	8,04	127,9	43,8	16,0
5	18	7,79	21,1	55,4	357,1
6	3	7,23	306,7	135,9	165,8
7	4	6,02	9,3	64,3	92,2
8	19	5,95	322,2	128,8	265,5
9	2	4,33	142,3	52,1	277,1
10	20	3,93	189,3	114,9	90,5
11	16	3,37	251,1	45,9	90,6
12	21	1,31	18,8	74,4	178,1
13	12	0,51	210,4	114,6	279,3
14	23	0,37	96,8	130,9	289,4

Para a amostra L11T0,11 foram consideradas 14 variantes, na figura de pólos calculada as regiões com as variantes de maior energia estão no 1º quadrante próximo ao centro e no 3º quadrante um pouco abaixo do eixo x, nestas regiões são encontradas as variantes 5, 23, 20, 21, 4 e 18, sendo a variante 5 a de maior energia, estas regiões também estão presentes na figura de pólos medida. As variantes 16, 7, 1 e 12 são encontradas na parte superior do 1º quadrante, no 4º quadrante próximo do eixo x e no lado direito da figura de pólos sobre o eixo x, sendo que nesta posição são encontradas um pouco deslocadas na figura de pólos medida, talvez devido a deformação prévia ligeiramente maior, dentre elas se destacam a 1 e a 7 que são, respectivamente, as 2ª e 3ª variante de maior energia obtidas no cálculo da simulação, essas variantes são encontradas com boa ocorrência na figura de pólos medida.

As variantes 5, 4, 20, 21, 23, 18, no 4º quadrante próxima a extremidade inferior do eixo y e as variantes 1, 2 e 17 próximas a extremidade superior do eixo y do lado esquerdo, aparecem na figura de pólos calculada e na figura de pólos medida com menor energia e baixa ocorrência. A variante 16 na extremidade inferior à esquerda do eixo y é mais evidente na simulação. Na figura de polo medida são encontradas algumas variantes não observadas na figura de pólos calculada, porém, em geral, estas são as de menor energia, portanto praticamente todas as variantes previstas foram obtidas por simulação.

Na figura de pólos medida, não há destaque considerável de algumas variantes em relação as outras, ou seja, a seleção de variantes está de acordo com o modelo de Patel-Cohen [83].

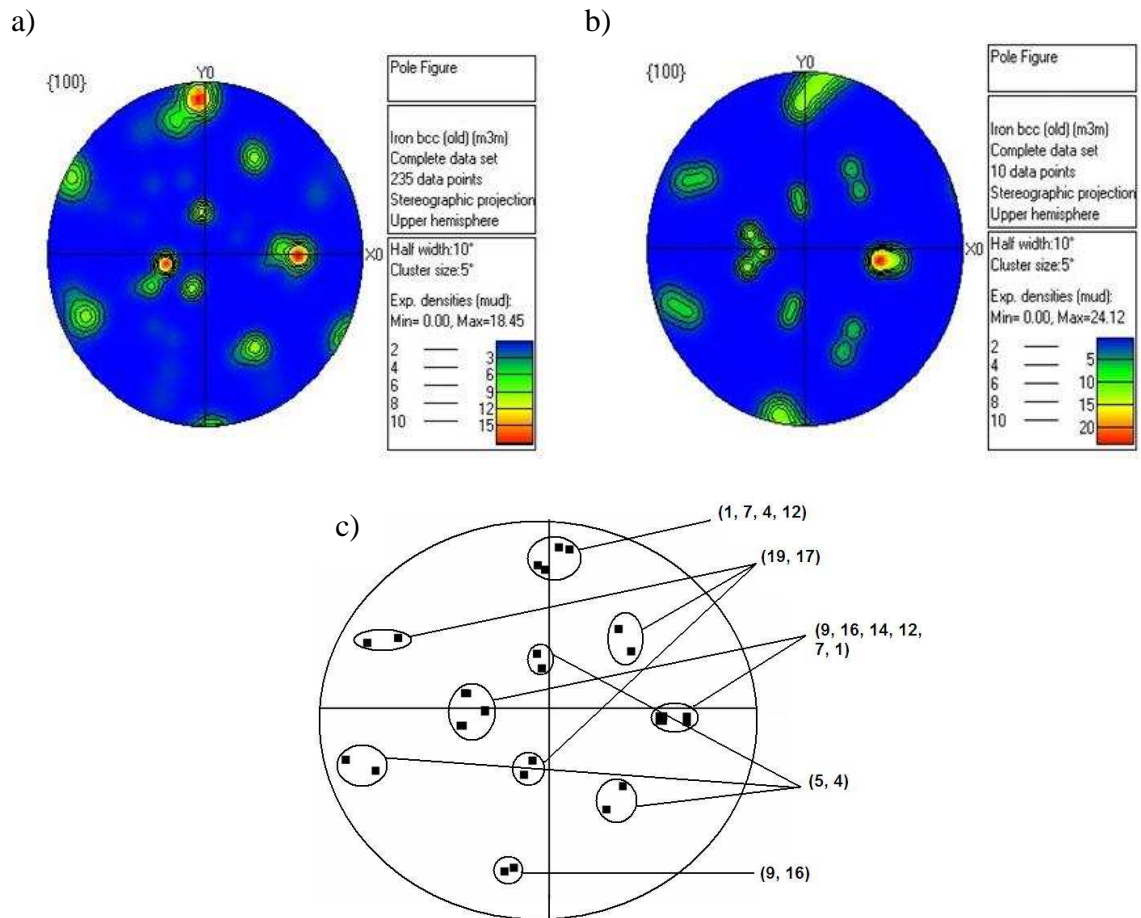


Figura 5.35 - a) figura de pólos medida para a amostra L8T0,13 b) figura de pólos calculada para a amostra L8T0,13 c) figura de pólos calculada para a amostra L8T0,13 com indicação das posições das variantes.

Tabela 10 - Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L8T0,13.

Ordem	Variante	U (J mol ⁻¹)	ϕ_1 (graus)	Φ (graus)	ϕ_2 (graus)
1	7	17,11	93,0	150,0	189,6
2	1	16,38	274,7	30,1	351,6
3	16	11,35	256,4	38,9	96,0
4	17	9,49	133,5	50,7	21,3
5	12	9,18	106,1	138,8	289,5
6	19	8,70	327,4	123,1	258,8
7	5	8,38	214,3	122,4	194,1
8	4	7,18	22,3	64,9	83,5
9	9	3,01	76,5	140,3	86,8
10	14	0,45	285,7	42,0	253,5

Para a amostra L8T0,13 foram utilizadas 10 variantes para o cálculo da simulação. A região com as variantes 1, 7, 4 e 12, na extremidade superior do eixo y, se encontra presente tanto na figura de pólos medida como na calculada, sendo que as variantes 1 e 7 são as de maior energia na figura de pólos calculada, na medida essas variantes estão entre aquelas com maior ocorrência. As variantes 9, 16, 14, 12, 7 e 1 presentes em duas regiões ao longo do eixo x na figura de pólos calculada, na medida essas regiões se fazem presente, com todas essas variantes exceto aparentemente pelas variantes 9 e 16 sobre a metade esquerda do eixo x, novamente as variantes 1 e 7, as de maior energia de acordo com a figura 5.35c e Tabela 10, se destacam na figura de pólos medida. As variantes 19 e 17 próximas ao centro do 1º quadrante, no 2º quadrante e na metade inferior do eixo y e as variantes 4 e 5 no centro do 4º quadrante, no 3º quadrante e na metade superior ao longo do eixo y, tem energias médias para fracas na simulação, ocorrendo algo semelhante na figura de pólos medida, sendo que as variantes 19 e 17 tem maior energia que as variantes 4 e 5. Na extremidade inferior do eixo y na figura de pólos calculada são encontradas as variantes 9 e 16, que aparecem mais discretamente na figura medida. De fato, todas as variantes presentes na figura de pólos medida são previstas na simulação, o que mostra também neste caso que a seleção de variantes está de acordo com o modelo de Patel-Cohen. É observado nas amostras pré-deformadas de aproximadamente 10% que a melhor simulação foi obtida para a amostra mais deformada por tração, isso ocorre porque o modelo de Patel-Cohen leva em conta a energia mecânica como elemento causador de seleção de variantes.

5.7.3 Amostras com deformação de 18% por laminação

Abaixo estão dispostas as figuras de pólos das amostras que sofreram deformação prévia de 18%.

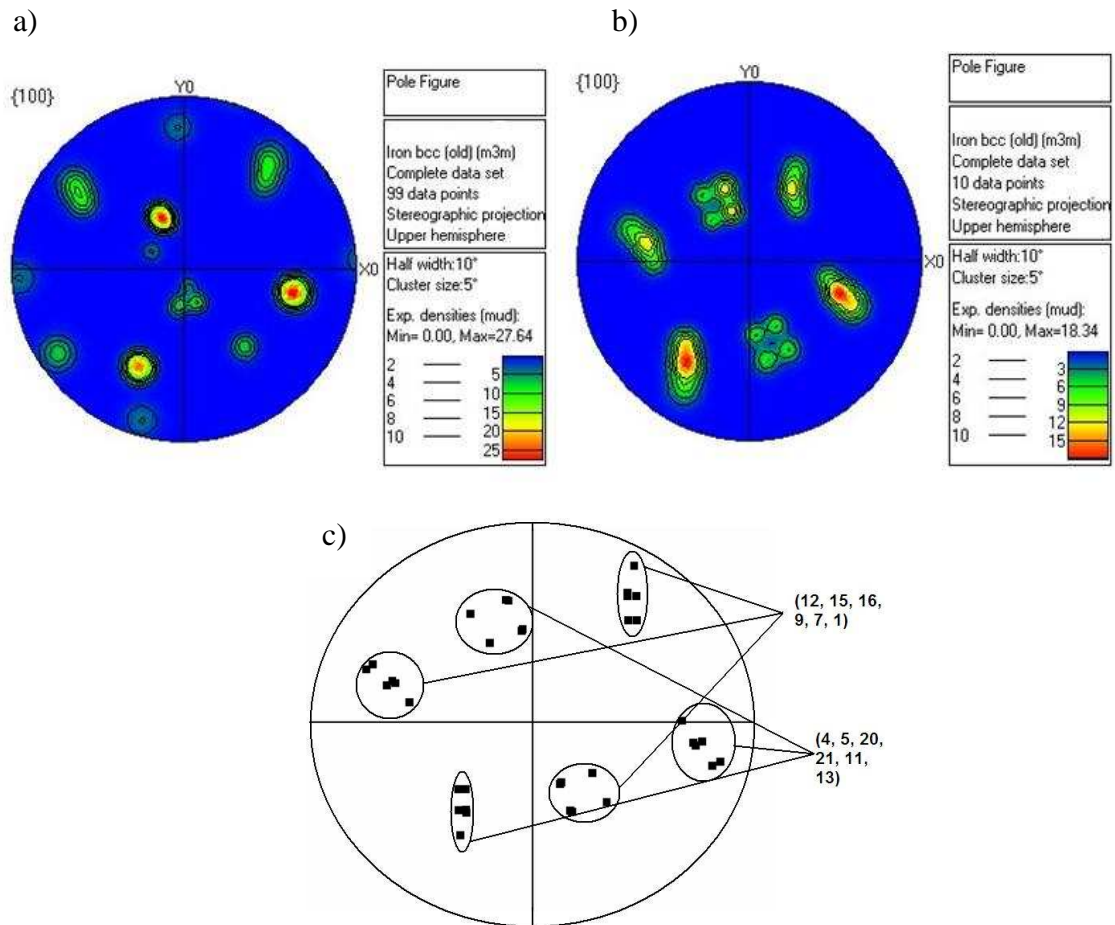


Figura 5.36 - a) figura de pólos medida para a amostra L18T0,04 b) figura de pólos calculada para a amostra L18T0,04 c) figura de pólos calculada para a amostra L18T0,04 com indicação das posições das variantes.

Tabela 11 - Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L18T0,04.

Ordem	Variante	U (J mol ⁻¹)	ϕ_1 (graus)	Φ (graus)	ϕ_2 (graus)
1	4	20,90	5,4	44,8	62,8
2	1	20,46	201,2	32,8	42,7
3	11	20,20	189,9	121,5	33,5
4	5	19,84	203,7	137,5	222,4
5	9	19,46	19,9	133,2	49,7
6	12	18,04	43,6	144,4	247,8
7	13	17,44	25,0	56,6	230,2
8	15	15,94	217,0	49,0	210,6
9	21	2,68	9,1	58,0	149,7
10	20	2,51	184,8	134,4	119,5
11	7	1,09	20,0	146,7	139,0
12	16	0,95	199,1	46,2	133,6

Para o cálculo da simulação da amostra L18T0,04 foram consideradas as doze variantes mais favoráveis mostradas na Tabela 11.

Na figura de pólos calculada da amostra L18T0,04, as variantes 12, 15, 16, 9, 7 e 1 estão presentes no 1º e 3º quadrante e na metade inferior sobre o eixo y, estas regiões são encontradas na figura de pólos medida em posições mais elevadas, este resultado mostra que para esse nível de deformação prévia, não é possível determinar a exata orientação de um único grão austenítico [97] comprometendo o resultado da simulação.

As variantes 4, 5, 20, 21, 11 e 13 correspondem as outras regiões de concentração na figura de pólos calculada e entre elas são encontradas as variantes de maior energia. Na figura de pólos medida são encontradas variantes que não aparecem na calculada, porém estas são as de menor destaque.

É verificado para esta amostra, com maior grau de deformação prévia e pouca deformação por tração, que a simulação não foi tão boa, especialmente para as variantes de menor energia, apesar disso o modelo consegue prever várias orientações.

A seguir, é observado que simulação melhora com o aumento do nível de tração, o que aumenta a fração de martensita. Para esta amostra a seleção de variantes foge do modelo de Patel-Cohen. Deve-se levar em conta que o modelo de Patel-Cohen foi desenvolvido para um estado uni-axial de tensão durante a transformação. Neste caso específico foi assumido que a laminação produz um estado bi-axial de tensão que com certeza é uma aproximação.

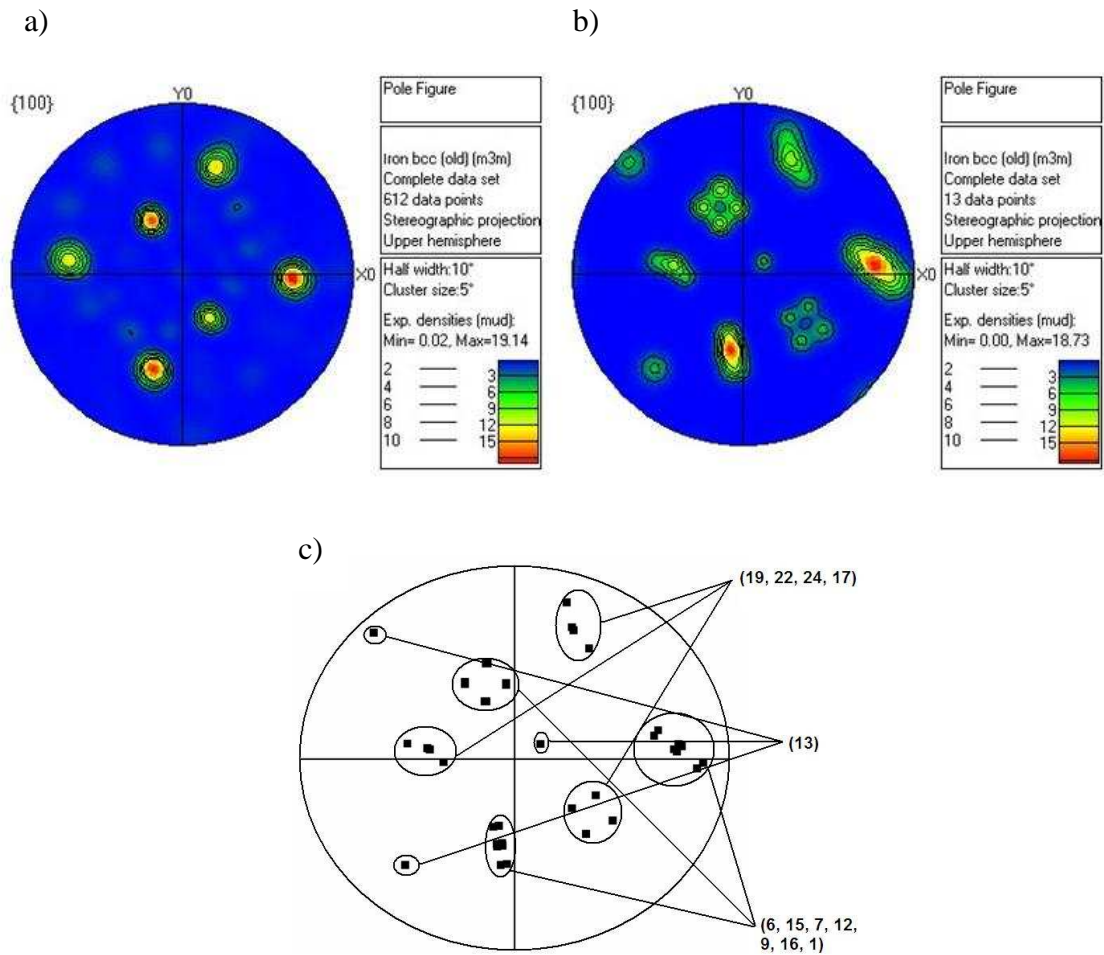


Figura 5.37 - a) figura de pólos medida para a amostra L18T0,13 b) figura de pólos calculada para a amostra L18T0,13 c) figura de pólos calculada para a amostra L18T0,13 com indicação das posições das variantes.

Tabela 12 - Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L18T0,13

Ordem	Variante	U (J mol ⁻¹)	ϕ_1 (graus)	Φ (graus)	ϕ_2 (graus)
1	16	14,14	185,8	42,0	80,4
2	7	13,63	24,0	144,0	205,6
3	6	12,36	15,4	125,8	19,5
4	17	10,18	46,9	41,1	27,3
5	14	9,35	210,6	49,4	242,9
6	9	8,70	5,6	137,2	102,1
7	15	8,57	194,4	53,9	163,8
8	22	7,62	221,2	125,5	62,3
9	1	6,09	205,3	36,4	336,0
10	19	6,06	243,8	133,5	256,8
11	12	3,46	31,2	131,4	300,2
12	24	2,55	55,6	59,0	201,6
13	13	0,81	316,8	74,1	265,8

Para determinar a figura de pólos calculada da amostra L18T0,13 foram consideradas 13 variantes. As variantes 19, 22, 24 e 17 são encontradas na figura de pólos calculada, na parte superior do 1º quadrante, sobre o eixo x na metade esquerda e no 4º quadrante e correspondem as variantes de menor energia na simulação e de menor ocorrência na figura de pólos medida. As variantes de maior energia, de acordo com a Tabela 12 e Figura 5.37, estão presentes no outro grupo, as variantes 6, 15, 7, 12, 9, 16 e 1, estas variantes se encontram presentes na extremidade direita do eixo x e aproximadamente sobre o eixo y, na metade inferior e superior. A variante 13 é encontrada somente na simulação, porém ela é a de menor energia. As variantes no 2º e 4º quadrante na figura de pólos medida tem formas diferentes em comparação com as observadas na figura de pólos calculada e não são distinguíveis como na figura de pólos simulada, consequência da laminação prévia que não permite determinar a exata orientação do grão austenítico. diferente acontece do caso anterior, a seleção de variantes já está bem próxima do previsto pelo modelo.

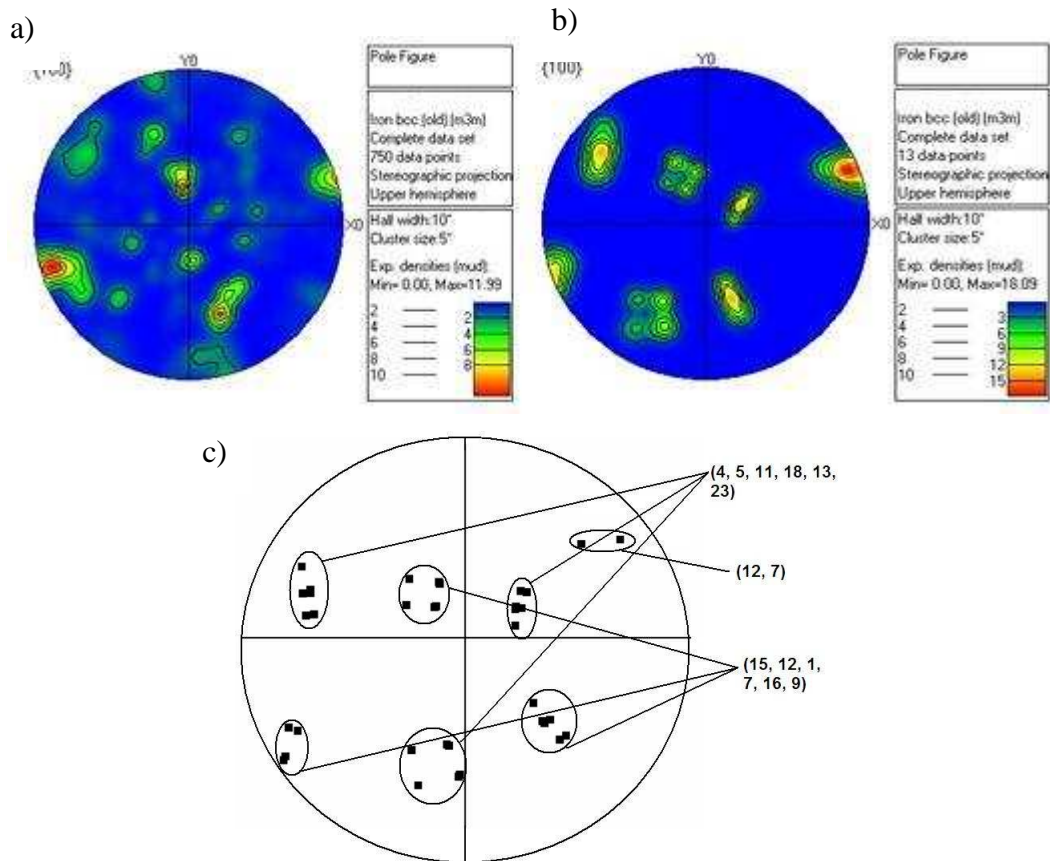


Figura 5.38 - a) figura de pólos medida para a amostra L18T0,24 b) figura de pólos calculada para a amostra L18T0,24 c) figura de pólos calculada para a amostra L18T0,24 com indicação das posições das variantes.

Tabela 13 - Variantes com energia de interação positiva em ordem decrescente para a amostra L18T0,24.

Ordem	Variante	U (J mol ⁻¹)	ϕ_1 (graus)	Φ (graus)	ϕ_2 (graus)
1	13	21,16	177,9	71,8	247,1
2	5	20,69	352,2	121,3	203,9
3	9	20,67	201,0	146,0	76,6
4	11	20,38	345,6	103,2	21,4
5	1	19,82	39,3	22,8	0,6
6	4	18,18	159,0	64,2	74,3
7	15	18,14	37,7	41,9	182,0
8	12	16,34	236,0	146,9	286,0
9	18	2,67	173,2	59,0	338,3
10	23	2,39	358,3	109,0	295,7
11	16	0,78	20,6	33,1	106,4
12	7	0,66	217,1	157,2	180,0

Na amostra L18T0,24 considerou-se 12 variantes mais favoráveis para o cálculo da simulação. As variantes 4, 5, 11, 18, 13 e 23 se distribuem em três regiões principais na figura de pólos calculada: próximo da região central à direita, no 2º quadrante, próximo à borda e próximo ao centro do 3º quadrante, entre elas são encontradas as duas variantes de maior energia a 13 e a 5. As variantes 15, 12, 1, 7, 16 e 9 se encontram nas outras regiões e tem energia menor em relação ao primeiro grupo, sendo que entre elas a variante de maior energia é a 9, a terceira no geral. As variantes 4, 5, 11, 18, 13 e 23 aparecem com muito baixa ocorrência na figura de pólos medida, enquanto que as variantes 15, 12, 1, 7, 16 e 9 são as que mais ocorrem. Na região próxima a extremidade direita do eixo x na figura de pólos calculada são encontradas as variantes 12 e 7, tal região também se encontra presente na medida.

Quando o material foi submetido a uma deformação por tração de 0,24 surgiu na figura de pólos medida da amostra L18T0,24 variantes não encontradas na figura de pólos calculada, porém estas são de menor destaque, sabe-se que a partir de um certo grau de deformação por tração, começa a haver deformação da martensita formada inicialmente, e a esta deformação é atribuída o surgimento destas variantes.

Apesar do alto nível de deformação por tração houve compatibilidade entre o modelo e o medido no tocante a seleção de variantes.

5.8 Macrotextura

A seguir estão dispostas as figuras de pólos medida e calculada da amostra sem laminação prévia, para comparação. Para macrotextura, não foi considerada a figura de pólos da amostra que sofreu menor grau de deformação por tração, pois dela não se obteve bom resultado de simulação, apesar de na macrotextura ser considerada uma amostragem bem maior de grãos que a microtextura, o que deveria conduzir a um menor erro. Tal comportamento foi atribuído a pequena fração da fase martensita formada e ao uso da técnica de difração de Raios-X para determinação de macrotextura, não adequada para amostras deformadas por tração, e que não permite discussão precisa acerca da seleção de variantes, logo, nesta seção será considerada somente a qualidade da simulação. O procedimento de não levar em consideração a amostra menos deformada por tração foi adotado para os casos subseqüentes pelo mesmo motivo.

É observado que as regiões com maiores intensidades na figura de pólos calculada da amostra LOT0,13 ficam sobre o eixo x e são encontradas na figura de pólos medida, porém nesta estão presentes regiões sobre o eixo y não encontradas na figura de pólos simulada, porém estas são de baixa energia. Logo, foi obtido um bom resultado de simulação

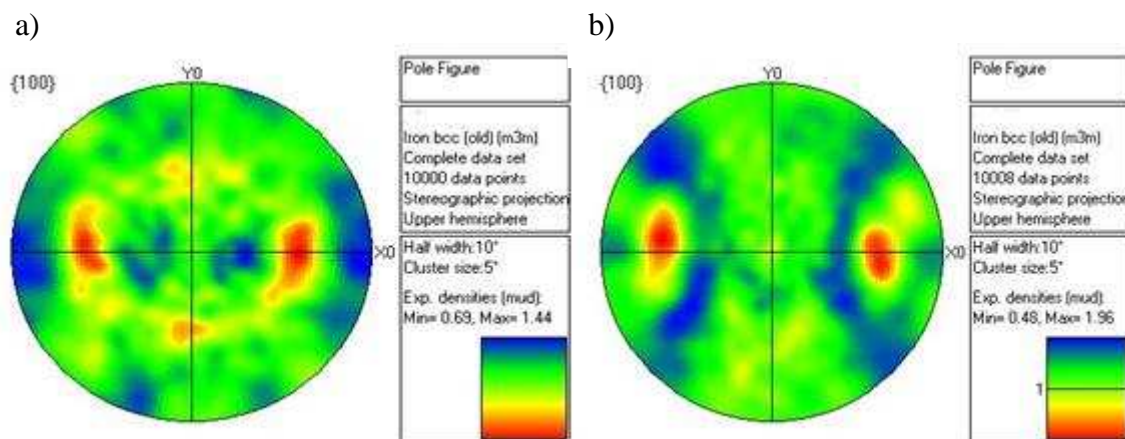


Figura 5.39 - a) figura de pólos medida para a amostra LOT0,13 b) figura de pólos calculada para a amostra LOT0,13.

Na figura de pólos calculada da amostra L11T0,11 as variantes mais intensas são encontradas sobre o eixo x e correspondem as regiões de maior intensidade na figura de pólos medida, também na medida existem regiões de concentração de variantes sobre o eixo y com energia de interação considerável, estas regiões tem menor intensidade na figura de pólos simulada, além disso existem variantes na figura de pólos medida não encontradas na calculada, porém são de fraca intensidade e na extremidade inferior do eixo y na figura de

pólos calculada, existe uma região de fraca intensidade não encontrada na medida, logo o cálculo da simulação mostrou um resultado coerente.

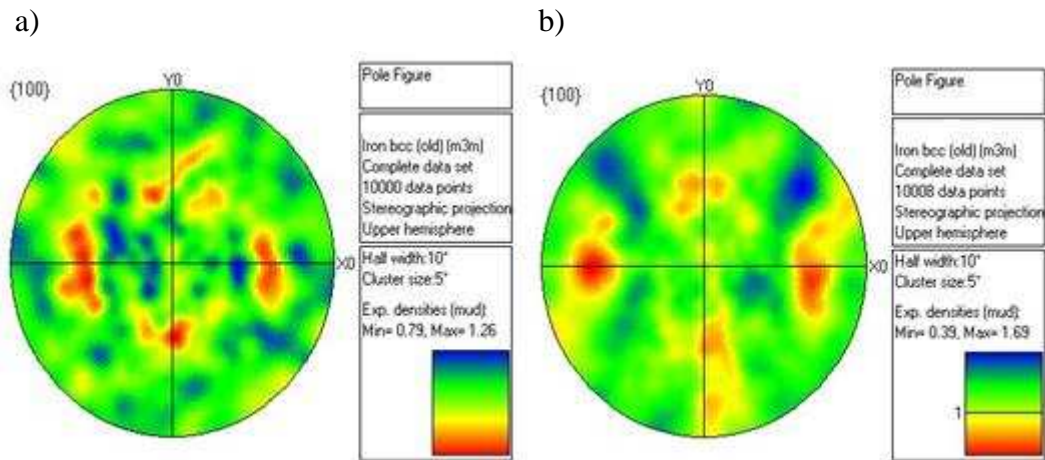


Figura 5.40 - a) figura de pólos medida para a amostra L11T0,11 b) figura de pólos calculada para a amostra L11T0,11.

Na figura de pólos calculada e na medida da amostra L18T0,13 as variantes mais intensas se encontram em duas regiões cortadas pelo eixo x, sendo que na calculada elas se apresentam em maior intensidade. Na figura de pólos medida, existem variantes não encontradas na figura de pólos simulada, e o oposto também ocorre, contudo estas regiões são de fraca intensidade, em resumo se obteve boa simulação para esta amostra.

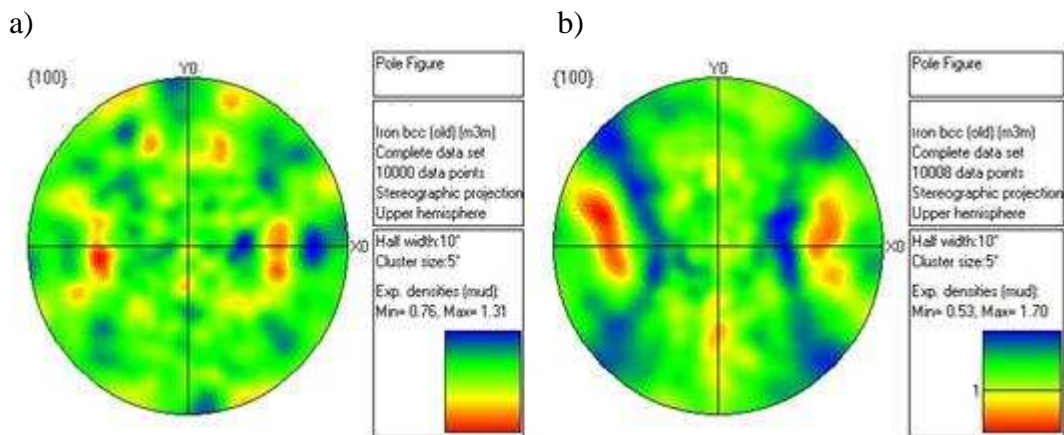


Figura 5.41 - a) figura de pólos medida para a amostra L18T0,13 b) figura de pólos calculada para a amostra L18T0,13.

6 CONCLUSÕES

Houve transformação martensítica inclusive nos graus menos deformados, logo a deformação por tração provoca o surgimento da fase martensita no processo empregado.

Na análise metalográfica a maior deformação por tração conduz ao surgimento de mais área escura e conseqüente aumento da fração de martensita, para amostras submetidas a mesma deformação prévia.

Na difração de Raios-X, amostras mais deformadas plasticamente por tração, para o mesmo nível de laminação prévia, possuem menor valor para a razão entre as áreas de fase austenita e martensita, indicando aumento da fração de fase martensita.

Há coerência entre os resultados obtidos pela difração de Raios-X e os obtidos pela análise metalográfica.

O aumento gradativo da fibra DN com o aumento da deformação por tração, além das componentes de textura conhecidas como texturas cubo giradas, texturas típicas de material CCC, reforçam a evidência de transformação martensítica.

A maior intensidade de textura foi observada nas FDOC's das amostras mais deformadas por tração, sendo que entre estas a mais intensa se encontra na amostra sem deformação prévia, indicando que a maior deformação promove a seleção de variantes, enquanto que a deformação prévia aparentemente age restringindo a seleção de variantes.

A partir dos resultados da microtextura para as amostras sem deformação prévia, foi observado que a maior deformação por tração conduz a seleção de variantes, enquanto que a deformação prévia não promoveu essa seleção.

Na análise da microtextura observou-se que boas simulações de figuras de pólos foram obtidas para as amostras sem pré-deformação e laminadas previamente de 10%, com exceção da predição de algumas variantes de mais baixa energia.

A partir de certo grau de deformação prévia, não foi possível se determinar a exata orientação de um único grão austenítico, o que não permitiu que boas simulações fossem obtidas para as amostras deformadas previamente 18% , na análise da microtextura.

Dos resultados da análise da microtextura observou-se que a alta deformação por tração levou a deformação da martensita formada inicialmente, que se refletiu no aparecimento de variantes na figura de pólos medida, não observadas na figura de pólos calculada.

A partir da análise da macrotextura, observou-se resultados satisfatórios para a simulação das figuras de pólos, isso se deveu a maior amostragem de grãos obtida por difração de Raios-X.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Deformar o mesmo aço em temperaturas mais baixas, para obter intensidades de textura maiores para estudo posterior.

Fazer o mesmo estudo do efeito da deformação plástica prévia em outros aços, fazendo um comparativo.

Fazer uso de programas que utilizem outros modelos de simulação, para fazer o mesmo estudo de deformação prévia para o aço AISI 301L, além de outros aços.

Comparar os resultados obtidos por diferentes modelos de simulação.

Desenvolver um programa capaz de levar em conta combinações de todas as variantes da orientação da fase mãe com todas as variantes das orientações do produto, para que os eixos e os ângulos gerados sejam coincidentes com as relações teóricas.

8 REFERÊNCIAS

- [1] BHADESHIA, H. K. D. H., **Some phase transformations in steels**, Advances in physical metallurgy' sessions of Materials Congress'98 organised by The Institute of Materials and held at Cirencester, 1998.
- [2] LO, K. H., SHECK, C. H., LAI, J. K. L., **Recent developments in stainless steels**, Elsevier, 2009.
- [3] BHADESHIA, H. K. D. H., **Worked Examples in the Geometry of Crystals**, Institute of Materials, London, 2001.
- [4] RAABE, D., **Simulation of rolling textures of b.c.c, metals considering grain interactions and crystallographic slip on {110}, {112} and {123} planes**, Institut für Metallkunde und Metallphysik, 1994.
- [5] BROOKS, C. R., **Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys**, 1st printing, ASM, 1982.
- [6] CHRISTIAN, J. W., **The Theory of Transformation in Metals and Alloys**, Chapters 21-23 pp. 921-1075, 3rd edition, Elsevier, Oxford, 2002 (ISBN 0-08-044019-3).
- [7] SCHUMANN, H., **One hundred of years of research on Martensite**, Practical Metallography, vol. 26, pp. 335-352, 1989.
- [8] SCHUMANN, H., OETTEL, H., **Metallografie**, pp. 611-618, 14. Auflage, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2005 (ISBN 3-527-30679-X)
- [9] PORTER, D. A., EASTERLING, K. E., **Phase transformations in metals and alloys**, Chapter 6, pp. 382-440, 2nd edition, Chapman & Hall, London, 1992 (ISBN 0-412-45030-5)
- [10] GUIMARÃES, J. R. C., **Conceituação, Cinética e Morfologia da Transformação Martensítica em Aços**, Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, Vol.1 (1981), n° 1, 3-9.
- [11] MORRIS, C., OLSON, G.B., **Dislocation Theory of Martensitic Transformations in Dislocations in Solids**, Elsevier Science Publishers B. V., 1986.

[12] BAIN, E. C., **Nature of Martensite. Transactions of the metallurgical Society of AIME**, vol. 70, p. 25, 1924.

[13] KURDJMOV, G., SACHS, G., **Über den Mechanismus der Stahlhärtung. Zeitschrift für Physik**, vol. 64, pp. 325-343, 1930.

[14] CHRISTIAN, J. W., **Thermodynamics and kinetics of martensite**: in: G. B. Olson, M. Cohen (Eds.), **International Conference on Martensitic Transformations {ICOMAT}** '79:1979: pp. 220-234.

[15] BHADESHIA, H. K. D. H., **Some phase transformations in steels. Materials Science and Technology Vol. 15, 1999. pp.24**

[16] MANGONON, J.R., THOMAS, G., **Martensitic transformation in metastable austenitic stainless steel**, *Metall. Trans.* 1970; 1:1587-1594.

[17] SEETHARAMAN, V., KRISHMAN, P., **Influence of the martensitic transformation on the deformation behavior of an AISI 316 stainless steel at low temperatures**, *J. of Materials Science*. 1981; 16:523-530.

[18] ALTEINBERGER, I., SCHOLTES, B., MARTIN, V., OETEL, H., **Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304**, *Materials Science and Engineering A*. 1999; 264:1-16.

[19] KRUML, T., POLAK, J., DEGALLAIX, S., **Materials Science and Engineering A 293 (2000) 275.**

[20] HUANG, C. X., YANG, G., GAO, Y. L., WU, S. D., LI, S. X., **Journal of Materials Research 22 (2007) 724.**

[21] SPENCER, K., EMBURY, J. D., CONLON, K. T., VERON, M., BRECHET, Y., **Materials Science and Engineering A 387–389 (2004) 873.**

[22] LEE, W. S., LIN, C. F., **Scripta Materialia 43 (2000) 777.**

[23] DAS, A., SIVAPRASAD, S., GHOSH, M., CHAKRABORTI, P. C., TARAFDER, S., **Materials Science and Engineering A 486 (2008) 283.**

- [24] FUKUDA, T., KAKESHITA, T., KINDO, K., **Materials Science and Engineering A** 438–440 (2006) 212.
- [25] GEY, N., PETIT, B., HUMBERT, M., **Metallurgical and Materials Transactions A** 36 (2005) 3291–3299.
- [26] HUMBERT, M., PETIT, B., BOLLE, B., GEY, N., **Materials Science and Engineering A** 454–455 (2007) 508.
- [27] KIREEVA, I. V., CHUMLYAKOV, Y. I., **Materials Science and Engineering A** 481–482 (2008) 737.
- [28] TALONEN, J., **Effect of strain –induced α' -martensite transformation on mechanical properties of metastable austenitic stainless steels**. Doctoral Dissertation, 2007.
- [29] SHEK, C. H., WONG, K. W., LAI, J. K. L., **Materials Science and Engineering Reports R19** (1997) 153.
- [30] SPENCER, K., VERON, M., YU-ZHANG, K., EMBURY, J. D., **Materials Science and Technology** 25 (2009) 7.
- [31] CHOI, J. Y., JIN, W., **Scripta Materialia** 36 (1997) 99.
- [32]. PADILHA, A. F., RIOS, P. R., **Decomposition of austenite in stainless steel**, ISIJ International. 2002; 42(4):325-337.
- [33] ANGEL, T., **Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steels**. **Journal of the Iron and Steel Institute**, 177 (5), pp. 165-174. 1954.
- [34] NOHARA, K., ONO, Y., OHASHI, N., **Composition and Grain-Size Dependencies of Strain-Induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels**, **Journal of Iron and Steel Institute of Japan**, 63 (5), pp. 212-222. 1977.
- [35] POWELL, G. W., MARSHAL, E.R. , BACKOFEN, W. A., **Strain Hardening of Austenitic Stainless Steel**. **Transactions of the ASM**, 50 (1), pp. 478-497. 1958.
- [36] IWAMOTO, T., TSUTA, T., TOMITA, Y., **Investigation on Deformation Mode**

Dependence of Strain-Induced Martensitic Transformation in TRIP Steels and Modelling of Transformation Kinetics, International Journal of Mechanical Sciences, 40(2-3), pp. 173-182. 1998.

[37] SHIRINVAS, V., VARMA, S. K., MURR, L., **Deformation-Induced Martensitic Characteristics in 304 and 316 Stainless Steels during Room-Temperature Rolling**, Metallurgical and Materials Transactions A, 26 (3), pp. 661-671. 1995.

[38] VARMA, S. K., KALYANAM, J., MURR, L., SHIRINVAS, V., **Effect of Grain Size on Deformation-Induced Martensite Formation in 304 and 316 Stainless Steels during Room Temperature Tensile Testing**, Journal of Materials Science Letters, 13 (2), pp.107-111. 1994.

[39] BRESSANELLI, J. P., MOSKOWITZ, A., **Effects of Strain Rate, Temperature, and Composition on Tensile Properties of Metastable Austenitic Stainless Steels**, Transactions of the ASM, 59 (2), pp. 223-239. 1966.

[40] NEFF, D.V., MITCHELL, T. E., TROIANO, A. R., **The Influence of Temperature, Transformation, and Strain Rate on the Ductility Properties of Austenitic Stainless Steels**, Transactions of the ASM, 62 (4), pp. 858-868. 1969.

[41] LIVITSANOS, C. P. THOMSON, P. F., **The Effect of Temperature and Deformation Rate on Transformation-Dependent Ductility of a Metastable Austenitic Stainless Steel**, Materials Science and Engineering, 30 (2), pp. 93-98. 1977.

[42] FERREIRA, P. J., SANDE, J. B.V., FORTES, M. A., KYRÖLÄINEN, A., **Microstructure Development during High-Velocity Deformation**, Metallurgical and Materials Transactions A, 35 (10), pp. 3091-3101. 2004.

[43] STAUDHAMMER, K. P., MURR, L. E., HECKER, S. S., **Nucleation and Evolution of Strain-Induced Martensitic (B.C.C.) Embryos and Substructure in Stainless Steel: A Transmission Electron Microscopy Study**, Acta Metallurgica, 31 (2), pp. 267-274. 1983.

[44] BERRAHMOUNE, M. R., BERVEILLER, S., INAL, K., PATOOR, E., **Materials Science and Engineering A 438–440 (2006) 262.**

[45] YUYING, Y., CHUNFENG, L., **Journal of Materials Processing Technology 30 (1992) 167.**

- [46] HECKER, S. S., STOUT, M. G., STAUDHAMMER, K. P., SMITH, J. L., **Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part I. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior**, Metallurgical Transactions A, 13 (4), pp. 619-626. 1982.
- [47] LEE, W. S., LIN, C. F., **Impact Properties and Microstructure Evolution of 304L Stainless Steel**, Materials Science and Engineering A, 308 (1-2), pp. 124-135. 2001.
- [48] BYUN, T. S., HASHIMOTO, N., FARREL, K., **Temperature Dependence of Strain Hardening and Plastic Instability Behaviours in Austenitic Stainless Steels**, Acta Materialia, 52 (13), pp. 3889-3899. 2004.
- [49] KIM, Y. H., KIM, K. Y., LEE, Y. D., **Materials and Manufacturing Processes 19 (2004) 51.**
- [50] BOGERS, A. J., BURGERS, W. G., **Partial Dislocations on the {110} Planes in the B.C.C. Lattice and the Transition of the F.C.C. into the B.C.C. Lattice**, Acta Metallurgica, 12 (2), pp. 255-261. 1964.
- [51] OLSON, G. B., COHEN, M., **A Mechanism for the Strain-Induced Nucleation of Martensitic Transformations**, Journal of Less-Common Metals, 28 (1), pp. 107-118. 1972.
- [52] OLSON, G. B., COHEN, M., **A General Mechanism of Martensitic Nucleation: Part II. FCC → BCC and Other Martensitic Transformations**, Metallurgical Transactions A, 7 (12), pp. 1905-1914. 1976b.
- [53] LECROISEY, F., PINEAU, A., **Martensitic Transformations Induced by Plastic Deformation in the Fe-Ni-Cr-C System**, Metallurgical Transactions, 3 (2), pp. 387-396. 1972.
- [54] BROOKS, J. W., LORETTO, M. H., SMALLMAN, R. E., **In Situ Observations of the Formation of Martensite in Stainless Steel**, Acta Metallurgica, 27 (12), pp. 1829-1838. 1979a.
- [55] BROOKS, J. W., LORETTO, M. H., SMALLMAN, R. E., **Direct Observations of Martensite Nuclei in Stainless Steel**, Acta Metallurgica, 27 (12), pp. 1839-1847. 1979b.
- [56] WAYMAN, C. M., BHADESHIA, H. K. D. H., **Phase Transformations Nondiffusive**, In: Cahn, R.W. and Haasen, P. (Eds.). Physical Metallurgy. Fourth edition. Elsevier Science Publishers, Amsterdam, The Netherlands, pp. 1507-1554. 1996.

- [57] PATEL, J. R., COHEN, M., **Criterion for the Action of Applied Stress in the Martensitic Transformation**, Acta Metallurgica, 1 (5), pp. 531-538. 1953.
- [58] BOLLING, G. F., RICHMAN, R. H., **The Plastic Deformation-Transformation of Paramagnetic F.C.C. Fe-Ni-C Alloys**, Acta Metallurgica, 18 (6), pp. 673-681. 1970.
- [59] OLSON, G. B., COHEN, M., **A Mechanism for the Strain-Induced Nucleation of Martensitic Transformations**, Journal of Less-Common Metals, 28 (1), pp. 107-118. 1972.
- [60] SHEWMON, P. G., **Transformations in metals**, McGraw Hill, Nova York, 1969.
- [61] CULITY, B. D., **Elements of X-Ray Diffraction**, Addison Wesley, Massachussets, 1978.
- [62] KLUG, H. P., ALEXANDER, L. E., **X-Ray diffraction procedures**, 2nd Edition, Wiley, New York, 1974.
- [63] VIANA, C. S. C., **Texturas cristalográficas**, IME, pp. 1-2, 2002
- [64] BUNGE, H. J., HIMBERT, M., WELCH, P. I, **Scripta Metallurgica 17**. pp.1403-1405.
- [65] KESTENS, L., DECOCKER, R., PETRO, R., **Materials Science Forum 408-412**, pp. 1173-1178, 2002.
- [66] KESTENS,P. L., HOUBAERT, Y., **ISIJ International 43**, pp. 1444-1452, 2003.
- [67] BATE, P., HUTCHINSON, B., **Acta Materialia 48**, pp. 3183-3192, 2000.
- [68] BOWLES, J. S., MACKENZIE, J. K., **Acta Metallurgica 2**, pp. 129-137, 1954.
- [69] BOWLES, J. S., MACKENZIE, J. K., **Acta Metallurgica 2**, pp. 138-147, 1954.
- [70] WECHSLER, M. S., LIEBERMAN, D. S., READ, T. A., **Trans. AIME Journal of Metals 197**, pp. 1503-1515, 1953.

[71] BHADSHIA, H. K. D. H., ABREU, H. F. G., KUNDU, S., **Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd.)** **99**, 2008.

[72] PADILHA, A. F., JÚNIOR, F. S., **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**, Universidade de São Paulo, 2009.

[73] RANDLE, V., ENGLER, O., **Introduction to Texture Analysis Macrotecture, Microtexture & Orientation Mapping**, 1ª Ed, Gordon and Breach Science publishers, Amsterdam, 2000.

[74] LIMA, N. B., **Influência da textura em medidas de tensão residual**, Tese de doutoramento, IPEN-USP, São Paulo, 1991.

[75] RAY, R. K., JONAS, J. J., HOOK, R. E., **Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels**, International Materials Reviews, vol.39 pp. 129-172, 1994.

[76] RAABE, D., **Simulation of rolling textures of b.c.c, metals considering grain interactions and crystallographic slip on {110}, {112} and {123} planes**, Institut für Metallkunde und Metallphysik, 1994.

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

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

[79] ABREU, H. F. G., **Influência da Textura Cristalográfica na Anisotropia Magnética das Ligas Fe-Mo-NiC**, Tese de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1998.

[80] ROE, R. J., **Description of Crystallite Orientation in Polycrystalline Materials III. General Solution to Pole Figure Inversion**, Journal of Applied Physics, Volume 36, Nº 6, June 1965.

[81] PAWLIK, K., **Determination of the Orientation Distribution Function from Pole Figures in Arbitrarily Defined Cells**, phys.stat.sol.(b) 134 (1986), pp. 477.

- [82] PAWLIK, K., POSPIECH, J., LUCKE, K., **The ODF approximation from pole figures with the aid of the ADC-method**, Proc. of ICOTOM-9, Avignon , France, (1990), p25
- [83] KUNDU, S., **Transformation Strain and Crystallographic Texture in Steels**. [Ph.D. Thesis], University of Cambridge, Cambridge, 2007.
- [84] PATEL, J.R., COHEN, M., **Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation**, Acta Materialia, 1:531-538, 1953.
- [85] KUNDU, S., BHADSHIA, H. K. D. H., **Crystallographic texture and intervening transformations**, Scripta Materialia, 57: 869-872, 2007.
- [86] KUNDU, S., BHADSHIA, H. K. D. H., **Transformation texture in deformed stainless steel**, Scripta Materialia, 55:779-781, 2006.
- [87] ABREU, H. F. G., SILVA, M. J. G., HERCULANO, L.F. G., BHADSHIA, H. K. D. H., **Texture Analysis of Deformation Induced Martensite in an AISI 301L Stainless Steel: Microtexture and Macrotecture Aspects**, Materials Research, Vol. 12, No. 3, 1-00, 2009.
- [88] KUNDU, S., **Prediction of transformation texture under complex rolling condition**, [Materials Science and Engineering: A, Volume 516, Issues 1-2](#), 15 August 2009, Pages 290-296.
- [89] PADILHA, A. F., GUEDES, L. C., **Aços inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades**, São Paulo, Hemus, 1994.
- [90] COLPAERT, H., **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**, 3ª Edição, Editora Edgarg Blücher Ltda, São Paulo, 1974.
- [91] PADILHA, A.F., RIOS, P.R., **Transformação de Fases**, São Paulo, Artliber, 2007.
- [92] ROHDE, R. A., **Metalografia e preparação de amostras versão 2.1.**, LEMM URI Campus de santo Ângelo, 2008.
- [93] VANDER VOORT, G. F., **Metallography, Principles and Practice**, ASM International, Materials Park, USA, 752 p. 1999.

[94] MANGONON, P.L., THOMAS, G., **The martensite phases in 304 stainless steel**, Metall Trans, 1970, 1:1577-86.

[95] GATES, J. D., KELLY, P.M., ZHANG, M. X., **A model of stress induced martensitic in Fe-Ni-C alloy**, Materials Science and Engineering A273–275 (1999) 251–256.

[96] ABREU, H. F. G., CARVALHO, S. S., NETO, P. L., SANTOS, R. P., FREIRE, V. N., SILVA, P. M. O., TAVARES, S. S. M., **Deformation Induced Martensite in an AISI 301LN Stainless Steel: Characterization and Influence on Pitting Corrosion Resistance**, Materials Research, Vol. 10, No. 4, 359-366, 2007.

[97] SHIZARDI, A. A., ABREU, H., CAYRON, C., UBHI S., **Combined Effect of Stress and Strain on Crystallographic Orientation of Bainite**, 2010.