



UFC

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 PRÉVIA NA SELEÇÃO DE VARIANTES NA
TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA NO AÇO MARAGING 350.**

**Fortaleza
2014**

NEUMAN FONTENELE VIANA

EFEITO DA DEFORMAÇÃO PRÉVIA NA SELEÇÃO DE VARIANTES NA
TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA NO AÇO MARAGING 350.

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciências dos Materiais. Área de concentração: Propriedades físicas e mecânicas dos materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.

Fortaleza
2014

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca de Pós-Graduação em Engenharia - BPGE

-
- V668e Viana, Neuman Fontenele.
Efeito da deformação prévia na seleção de variantes na transformação martensítica no Aço Maraging 350 / Neuman Fontenele Viana. – 2014.
129 f. : il. color. , enc. ; 30 cm.
- Tese (doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2014.
Área de Concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.
Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.
1. Ciência dos materiais. 2. Aço Maranging. I. Título.



PARECER DA COMISSÃO DE TESE DE DOUTORADO

NEUMAN FONTENELE VIANA

**Efeito da deformação prévia na seleção de variantes na transformação
martensítica no aço maraging 350**

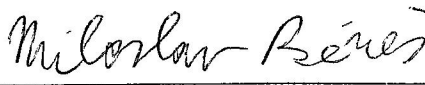
A Comissão de Tese composta pelos professores **Hamilton Ferreira Gomes de Abreu**, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; **Miloslav Beres**, da Universidade Federal do Ceará; **Francisco Nélio Costa Freitas**, do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará; **Juan Manuel Pardal**, da Universidade Federal Fluminense e **Ronaldo Antonio Neves Marques Barbosa**, da Universidade Federal de Minas Gerais, considera o candidato:

APROVADO

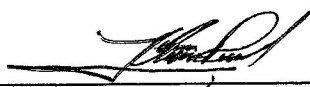
NÃO APROVADO

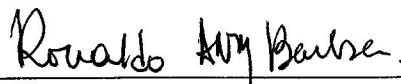
Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da
Universidade Federal do Ceará, em 09 de dezembro de 2014.


Prof. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu
Presidente e Orientador


Prof. Miloslav Beres
Membro


Prof. Francisco Nélio Costa Freitas
Membro


Prof. Juan Manuel Pardal
Membro


Prof. Ronaldo Antonio Neves Marques Barbosa
Membro

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), à Universidade Livre de Bruxelas e a CUD (commission universitaire pour développement) pelo suporte financeiro através da concessão de bolsa.

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

Ao Prof. Leo Kestens e a Universidade de GENT pelas medidas de EBSD e pela estadia.

À Cyril Cayron pelas medidas recalculadas pelo ARPGE.

Aos colegas de mestrado e doutorado

Ao professor Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

À minha família

RESUMO

Neste trabalho, um estudo da influencia da seleção de variantes sobre a cristalografia após a transformação martensítica no Maraging foi feito. O estudo cobriu a transformação sob deformação elástica e também sob deformação plástica. No aço Maraging, austenita se transforma em martensita em uma temperatura em torno de 200°C, não importando a velocidade de resfriamento. Para simular a transformação durante a deformação elástica, ensaios de tração foram feitos em um forno acoplado a uma máquina de ensaios universais com uma tensão aplicada abaixo do limite de escoamento do material. A amostra foi aquecida até 850°C, o forno foi aberto e a amostra resfriada ao ar sob tensão constante. Para estudar a influencia da deformação plástica antes da deformação, amostras foram deformadas plasticamente na temperatura acima da M_s (temperatura de início da martensita), a força externa atuando sobre a amostra foi removida e o material sofreu a transformação martensítica por resfriamento ao ar. Figuras de pólos foram medidas por EBSD (Electron Back-Scatter Diffraction) em ambas as condições e comparadas com as figuras de pólos calculadas assumindo os modelos de Patel-Cohen e Taylor-Bishop-Hill. A orientação da austenita mãe foi obtida por envelhecimento na temperatura de 650°C e pelo uso de grãos austeníticos reconstruídos matematicamente. Os resultados mostraram que o modelo de Patel-Cohen foi mais adequado para a deformação elástica enquanto que Taylor-Bishop-Hill foi melhor para a deformação plástica.

Palavras-chave: seleção de variantes, Patel-Cohen, Taylor-Bishop-Hill.

ABSTRACT

In this work a study of the influence of variant selection on the crystallography after martensitic transformation in Maraging was studied. The study covered both the transformation under elastic deformation and also during plastic deformation. In Maraging steel, austenite becomes martensite at a temperature around 200°C regardless of the cooling speed. To simulate the transformation during elastic deformation, a tensile test was performed in a furnace attached to a universal testing machine with an applied stress below the yield strength of the material. The specimen was heated to 850° C, the furnace was opened and the sample cooled in air under a constant stress. To study the influence of plastic deformation before transformation, samples were plastically deformed in a temperature above M_s (martensite start temperature), the external force acting on the sample was removed and the material was allowed to transform into martensite by cooling in air. Pole figures were measured by EBSD (Electron Back-Scatter Diffraction) in both conditions and compared with calculated pole figures assuming Patel-Cohen model and Taylor-Bishop-Hill model. The orientation of the parent austenite was obtained either by reversing the austenite by heating at 650 ° C and by using the mathematically reconstructed austenite grains. Results showed that Patel-Cohen model were more suitable to elastic deformation while Taylor-Bishop-Hill model was more appropriated to plastic deformation.

Key-words: Variant selection, Patel-Cohen, Taylor-Bishop-Hill.

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

AISI American Iron and Steel Institute
CCC Cúbico de Corpo Centrado
CFC Cúbico de Face Centrada
RD Direção de Laminação
TD Direção Transversal
ND Direção Normal
EBSD Electron Back-Scatter Diffraction
FDOC Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica
FP Figura de Pólos
MDOF – função de distribuição de desorientação
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
 λ Comprimento de Onda
 γ Austenita
 α Martensita
 M_i Temperatura de Início da Transformação Martensítica

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	4
2.1 Geral	4
2.2 Específicos	4
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1 Transformações no Aços Maraging	5
3.1.1 Reversão da Austenita	6
3.2 Textura cristalográfica.....	8
3.3 Componentes de textura.	12
3.4 Relações de orientação entre austenita e martensita	15
3.5 Seleção de variantes.....	19
3.5.1 Modelo de Patel-Cohen	19
3.5.2 Modelo de Taylor–Bishop-Hill.....	21
3.5.3 Efeito da tensão residual sobre a seleção de variantes	23
3.5.4 Determinação quantitativa das variantes na microestrutura.....	24
3.6 Fatores que influenciam a textura	25
3.6.1 Efeito da tensão	26
3.6.2 Efeito da deformação.....	27
3.6.3 Tensão residual	27
3.7 Reconstrução dos grãos de austenita	28
4 MATERIAIS E MÉTODOS	33
4.1 Material	33
4.2 Fabricação dos corpos de prova.....	33
4.3 Análise química	35
4.4 Temperatura de austenitização	35
4.5 Temperatura M_i	36
4.6 Ensaio mecânicos.....	36
4.7 Orientação da fase austenita	39
4.8 Identificação e quantificação das fases por difração de Raios-X	39
4.9 Obtenção da textura por difração de Raios-X para verificação da seleção de variantes.....	40

4.10 Obtenção de textura por EBSD	41
4.11 Determinação das variantes na microtextura do material	41
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	46
5.1 Quantificação por DRX	46
5.2 Quantificação por EBSD.....	50
5.2.1 Amostras ensaiadas por compressão.....	50
5.2.2 Amostras ensaiadas por tração.....	57
5.3 Efeito memória de textura	64
5.4 Seleção de variantes.....	71
5.4.1 Amostras Ensiadas por tração	71
5.4.2 Amostras ensaiadas por compressão.....	75
5.5 Reconstrução da fase mãe	80
5.6 Simulações.....	85
5.6.1 Amostras comprimidas e super-envelhecidas	85
5.6.2 Amostras tracionadas e super-envelhecidas	92
5.6.3 Amostras tracionadas e recalculadas pelo ARPGE.....	100
5.6.4 Simulações para muitos grãos.....	110
5.6.4.1 Tensão aplicada.....	110
5.6.4.2 Deformada em 400°C	111
5.6.4.3 Deformada em 600°C	112
6 CONCLUSÕES.....	114
SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS	116
REFERÊNCIAS.....	117

1 INTRODUÇÃO

A textura é influenciada por diversos fatores, tais como, nível de deformação, taxa de deformação, modo de deformação, tratamento térmico, tempo de tratamento e temperatura. Fatores que podem influenciar a textura da martensita são a deformação prévia da austenita e a tensão aplicada na austenita durante a transformação, sendo estes aspectos pouco estudados, que serão considerados neste trabalho.

A maioria dos metais e ligas de maior interesse tecnológico possuem, a exemplo dos aços, sistemas cristalinos cúbico de face centrada (CFC) e cúbico de corpo centrado (CCC). Nos aços com transformação martensítica, a austenita CFC é transformada em martensita CCC, e com isso há uma melhora na resistência mecânica e dependendo do percentual de carbono pode se tornar mais frágil.

Em comparação com os aços convencionais, os aços maraging se caracterizam pela presença de elementos de liga como Ni, Co, Mo e Ti e um baixíssimo teor de carbono. Nos aços maraging com 18% de Ni e 1,5% de Ti, objeto de estudo neste trabalho, a martensita formada permite um alto grau de deformação a frio. Após o envelhecimento controlado, no entanto adquire alta dureza, diminui a tenacidade e aumenta substancialmente a resistência mecânica.

A transformação da austenita para martensita em ligas ferrosas já foi objeto de extensivas pesquisas. Um número de relações de orientação como Kurdjumov-Sachs (K-S), BAIN e Nishiyama-Wassermann (N-W) foi proposto para relacionar as orientações cristalinas da fase mãe e da fase produto. Cada uma dessas relações assume uma correspondência específica de planos e direções entre as redes cristalinas de austenita e martensita na interface, que leva a um número limitado de variantes possíveis após a transformação. Contudo, nem todas as possíveis variantes sempre ocorrerão com a mesma intensidade em cada transformação austenita para martensita $\gamma \rightarrow \alpha$. A ocorrência preferencial de um subconjunto de variantes é chamada de seleção de variantes. Muitas propriedades dos materiais tais como resistência, ductilidade, tenacidade, permeabilidade magnética, etc são dependentes da textura cristalográfica.

Em outras palavras, algumas orientações cristalográficas são benéficas para uma dada propriedade enquanto a presença de outras orientações tem um efeito adverso. Por exemplo, aços cuja estrutura cristalográfica consiste principalmente de componentes de textura $\{111\}\langle uvw \rangle$ são excelentes para estampagem profunda. As componentes Cubo e Goss mostram excelentes propriedades magnéticas para o uso em aços elétricos. Um aço com forte componente $\{554\}\langle 225 \rangle$ tem uma melhor tenacidade que os aços contendo primariamente cubo, cubo rodado, ou componentes da fibra DL (direção de laminação). Quando o aço é deformado na fase austenita, como na laminação à quente, uma das componentes de textura típica que aparece é a componente brass $\{110\}\langle 112 \rangle$. Um grão com tal orientação produz orientações com excelentes propriedades de tenacidade tal qual $\{554\}\langle 225 \rangle$, assim como outras variantes com propriedades indesejadas. Assim se for alcançado o entendimento e o controle do mecanismo de seleção de variantes, deveria ser possível obter exclusivamente as variantes que apresentassem os efeitos desejados sobre as propriedades.

Neste trabalho, a ocorrência de seleção de variantes durante a transformação da austenita deformada é examinada, juntamente com seu efeito na textura resultante. Um método de predição baseado nos sistemas de deslizamento, na energia de interação mecânica, na desorientação e na tensão residual remanescente no material deformado é proposto. Com a ajuda destes critérios de seleção de variantes combinados, tentou-se obter as texturas de transformação observadas experimentalmente.

Diferentes métodos foram usados para prever as texturas resultantes da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, neste sentido a textura da fase γ pode ser descrita como um conjunto discreto de orientações ideais [1,2] ou como uma FDOC (função de distribuição da orientação cristalina) contínua, os métodos baseados na FDOC precisam de operadores analíticos para transformar a textura mãe como um todo, isto pode ser feito por operadores de rotação conforme foi sugerido por Roe [3], ou por funções correspondentes generalizadas, como a função de distribuição de desorientação (MDOF) proposta por Sargent [4]. Este método é mais eficiente matematicamente, mas ele não lida com a natureza física da transformação de fase sobre uma base cristalina individual. Os métodos discretos, por outro lado, permitem

que o mecanismo de seleção de variantes seja introduzido no nível das orientações individuais, fazendo com que seja possível estudar as peculiaridades da transformação da textura em diferentes sistemas. Apesar de muitas regras de seleção de variantes terem sido propostas anteriormente na tentativa de satisfazer os resultados experimentais, nenhuma delas se mostrou totalmente satisfatória [5,6,7]. Então o objetivo desta investigação é considerar alguns critérios de seleção propostos anteriormente, e sugerir uma combinação que resulte em uma menor discrepância entre os resultados simulados e as observações experimentais.

2 OBJETIVOS

2.1 Geral

Estudar o efeito da deformação prévia e da tensão aplicada na seleção de variantes na transformação martensítica no aço Maraging 350.

2.2 Específicos

Estudar o efeito da seleção de variantes na textura do material estudado.

Comparar os resultados medidos com os resultados calculados por K-S considerando o fator de Taylor como critério de seleção de variantes, e com os resultados calculados pela PMTC (teoria fenomenológica da cristalografia da transformação martensítica) considerando as variantes mais favoráveis calculadas pelo modelo de Patel-Cohen.

Combinar os modelos usados nesta pesquisa com outros critérios de seleção de variantes e avaliar se resultados melhores são obtidos.

Simular a textura considerando os modelos estudados.

Verificar a possibilidade de usar apenas o MTEX®, toolbox do Matlab® com funções específicas para o estudo de textura cristalográfica, para tratar e processar todos os dados obtidos de textura em diferentes equipamentos de diferentes empresas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Transformações no Aços Maraging

O nome maraging é devido ao mecanismo de endurecimento que consiste de uma transformação martensítica (mar) seguida de envelhecimento (aging). Os Maraging são formados pelos elementos de liga Ni-Co-Mo-Ti e aliam excelente tenacidade com alta resistência mecânica. O sistema cristalino da martensita nos maraging é cúbico de corpo centrado, formado por cisalhamento, e não tetragonal como nos aços em geral, devido ao baixo teor de carbono.

Em resfriamentos desde o campo austenítico em ligas que contêm entre 10 e 25% de Ni, a austenita mesmo em exposições prolongadas de tempo se transforma em martensita de microestrutura cúbica de corpo centrado pelo mecanismo adifusional de cisalhamento

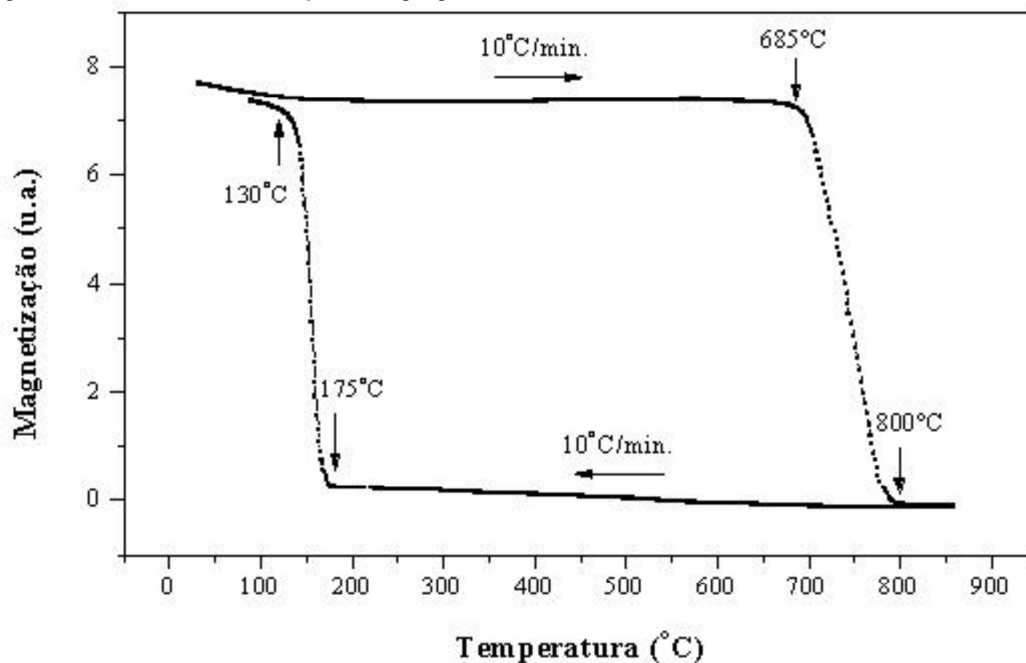
A curva dilatométrica obtida por aquecimento e resfriamento para o aço maraging 350 obtida por Viswanathan et al [8] mostra que a temperatura onde se inicia a transformação martensítica (M_i) é de aproximadamente 200°C, onde ocorre uma forte expansão.

Os efeitos da taxas de aquecimento e do grau de deformação na precipitação e na transformação da martensita para austenita em aços maraging classe 350 foram estudados por Kapoor et al. [9]. Eles observaram que com o aumento da taxa de aquecimento, a precipitação e a transformação têm início em altas temperaturas. Em baixas taxas a transformação para austenita ocorre em duas etapas, provavelmente devido a um processo de difusão, e em altas taxas devido a um mecanismo de cisalhamento. Kapoor et al. mostraram também que a deformação a frio em aços maraging provoca deformação anômala durante a transformação para austenita. Esta deformação anômala diminui com o aumento da taxa de aquecimento, sugerindo que a transformação difusional promove uma deformação anômala maior que para o caso da transformação por cisalhamento.

Na figura 1 é apresentada uma medida de análise termomagnética (TMA) para um aço maraging classe 350 realizada por Tavares et al. [10]. A medida foi realizada

com taxa de aquecimento e resfriamento de 10°C/min. Até a temperatura de 685°C a magnetização não experimenta mudanças significativas, a partir desta temperatura a magnetização diminui até atingir o valor zero a 800°C. No resfriamento percebe-se que a temperatura de início da transformação martensítica é em torno de 175°C, pois a partir desta temperatura ocorre o aumento da magnetização.

Figura 1 – Curva TMA do aço Maraging 350.



Fonte: Tavares et al. (2003).

3.1.1 Reversão da Austenita

Quando os aços maraging com 18% de níquel são aquecidos isotermicamente em temperaturas entre 500°C e 700°C, a austenita pode se formar nas regiões onde o conteúdo de níquel é alto, e tempos prolongados de super-envelhecimento levam ao aumento na quantidade dessa austenita, conhecida comumente como austenita reversa, conforme observado por alguns autores [11,12].

Estudos de Li et al. [12] mostraram que super-envelhecimentos de 8h a 500°C provocaram a formação de traços de austenita reversa na forma de lâminas que está

localizada preferencialmente nos contornos de grão da austenita prévia. A relação cristalográfica entre a austenita lamelar e a martensita é dada pelas as relações de K-S [13,14].

Sha et al. [15] observou que no o aço maraging classe 300 a austenita inicia a precipitação em tempos iguais e superiores a 4 horas na temperatura de 510°C, e após 4 horas de super-envelhecimento a 570°C, a austenita em forma de placas é encontrada dentro das lâminas de martensita no aço maraging classe 350, onde a relação de orientação entre a martensita e a austenita com forma de placas obedecem também as relações de Kurdjumov-Sachs (KS) [14].

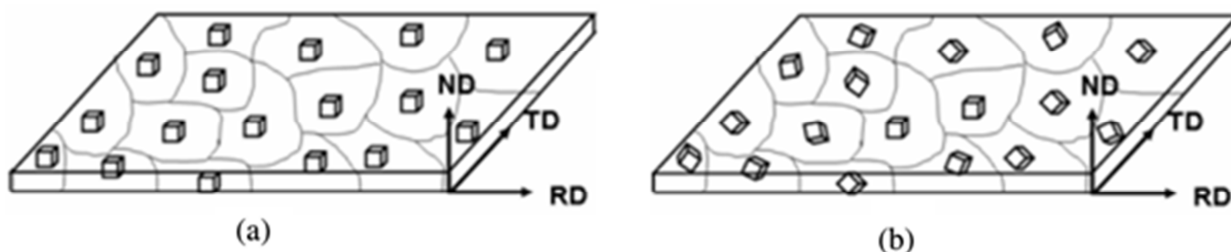
Durante o aquecimento a 640°C forma-se austenita reversa nos contornos e interior das lâminas de martensita, nessa temperatura se o super-envelhecimento ocorrer por 2 horas, observa-se o aparecimento da austenita de Widmanstätten entre as lâminas de martensita, que possui as mesmas características da austenita com morfologia de placas. A austenita de Widmanstätten também obedece a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs (KS) com a matriz martensítica [12].

Os elementos de liga exercem papel importante na reversão da austenita, segundo Peters et al. [11] o aumento do conteúdo de níquel de 11% para 30% e do conteúdo de molibdênio de 1,1% para 7,4% aumentam a formação de austenita reversa, mas a adição de 8% de cobalto em uma liga com 18% de níquel retarda a reação, porém 20% de cobalto aumenta a precipitação de austenita. O Ti retarda a reversão devido à formação de Ni_3Ti , e o Mo acelera a reversão, pois provoca a dissolução de Ni_3Mo para produzir Fe_2Mo [12].

3.2 Textura cristalográfica

Os materiais poli-cristalinos são constituídos de vários cristais que são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grãos, cada grão em particular tem sua própria orientação cristalográfica - posição relativa dos eixos do cristal em relação aos eixos da amostra - e essa orientação pode ser igual ou diferente da dos demais grãos, quando temos orientações preferenciais dizemos que o material possui textura, senão sua distribuição de orientação é aleatória, como mostra a figura 2.

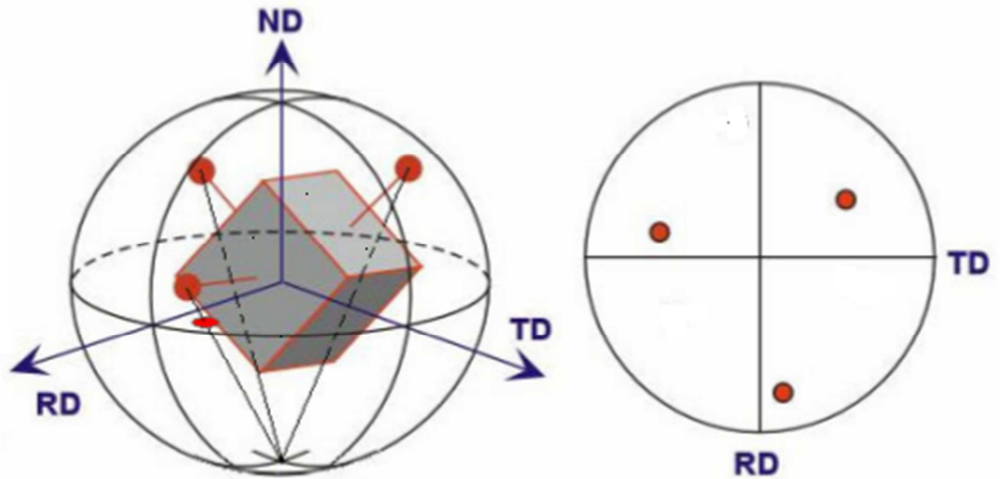
Figura 2 - (a) material com textura (b) material sem textura.



Fonte: autor (2014).

Existem diversas formas de representação de textura, e as principais são: figura de pólos direta, figura de pólos inversa e função de distribuição de orientação cristalográfica (FDOC). Para construir uma figura de pólos coloca-se um cristal no centro – origem do sistema de coordenadas- de uma esfera de raio arbitrário, depois é feita a extrapolação das normais a um plano específico (hkl) –chamadas pólos - sobre esta esfera, então é feita uma projeção sobre um plano paralelo ao plano RD-TD, chamada de projeção estereográfica como mostrado na figura 3, obtendo-se então a figura de pólos direta que tem como referência os eixos macroscópicos da amostra RD (direção de laminação), TD (direção transversal) e ND (direção normal), deste modo é mostrada a distribuição de pólos [16, 17].

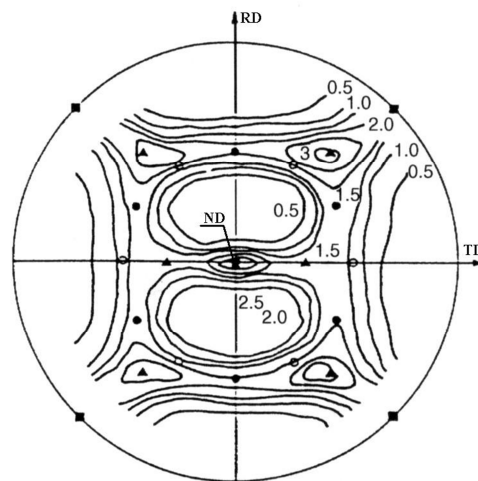
Figura 3 – Posicionamento da amostra em relação a esfera de referência .



Fonte: autor (2014).

No caso prático em que é considerado um grande número de grãos, os pólos de diferentes grãos ficam superpostos, sendo comum representar as figuras de pólos com linhas de iso-intensidade, nas quais as orientações sobre estas linhas tem a mesma intensidade de textura, conforme a figura 4.

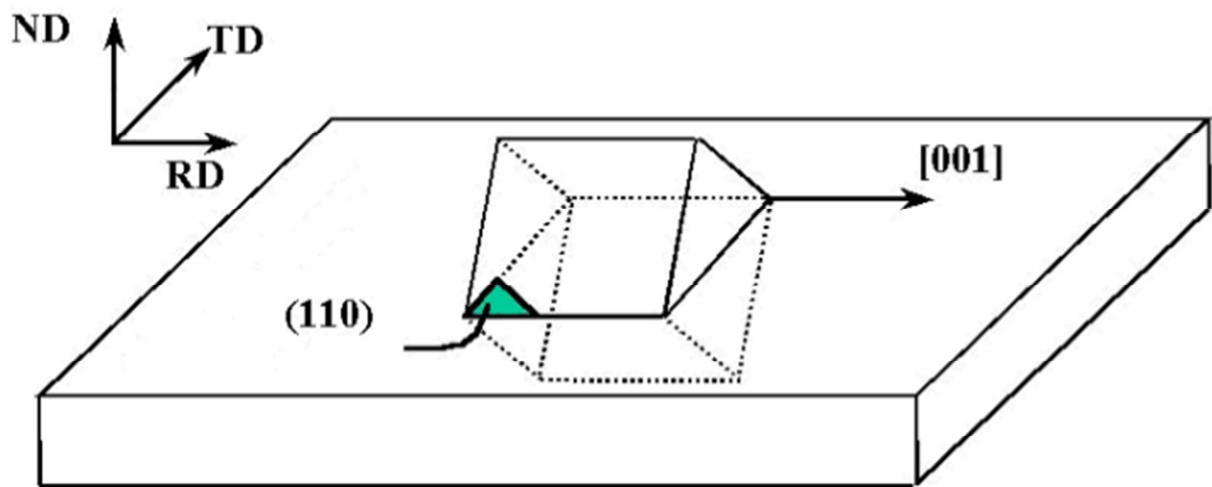
Figura 4 – Figura de pólos com linhas de iso-intensidade.



Fonte : Cullity, B. D. (1978).

A representação de textura com figuras de pólos é incompleta e semi-quantitativa, pois mostra apenas a distribuição dos planos. Para uma melhor representação é utilizada as FDOC's (função de distribuição de orientação cristalográfica), neste tipo de representação são considerados os planos paralelos ao plano da amostra e as direções paralelas a uma direção específica da amostra, desse modo se tem uma idéia exata da orientação como mostrado na figura 5.

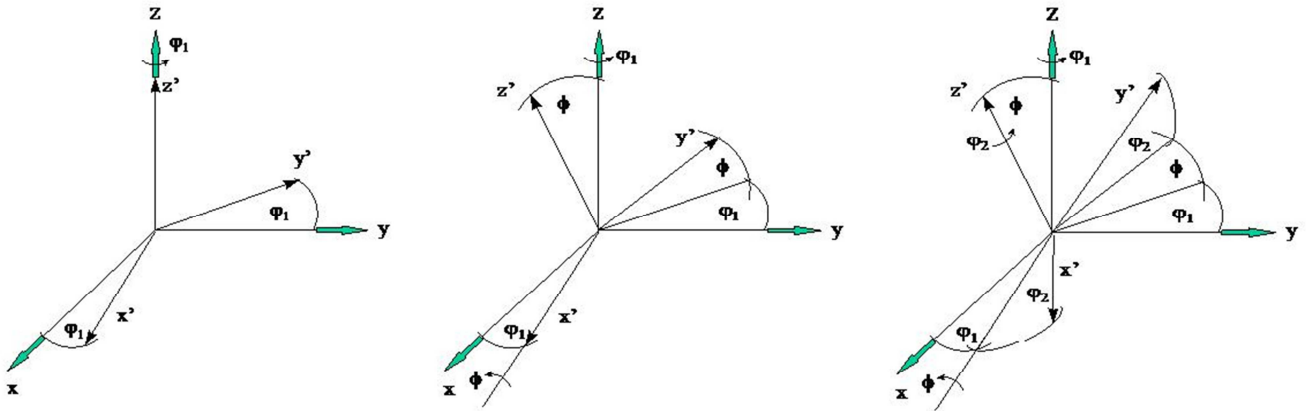
Figura 5- orientação do cristal em relação a amostra.



Fonte: autor (2014).

As FDOC's são representadas num espaço cartesiano tridimensional chamado espaço de Euler, no qual os eixos cartesianos são os ângulos de Euler, que correspondem ao conjunto de três rotações consecutivas que fazem coincidir os eixos cristalinos com os eixos da amostra, este processo é exemplificado na figura 6 a seguir.

Figura 6 – Definição dos ângulos de Euler segundo Bunge.

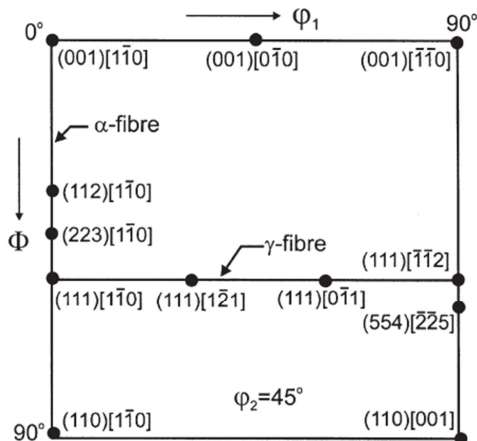


Fonte: autor (2014).

Cada rotação corresponde a uma matriz e o seu produto em ordem corresponde a matriz de orientação que pode ser representada em função dos ângulos de Euler e também em função dos índices de Miller, sendo estas duas matrizes equivalentes.

As FDOC's podem ser divididas em seções chamadas ábacos, onde nos aços, em geral, utiliza-se a seção $\varphi_2=45^\circ$, pois ela contém todas as orientações de interesse. O ábaco da seção $\varphi_2=45^\circ$ é mostrado na figura 7.

Figura 7 - Ábaco com as posições das principais orientações para seção de $\varphi_2 = 45^\circ$.



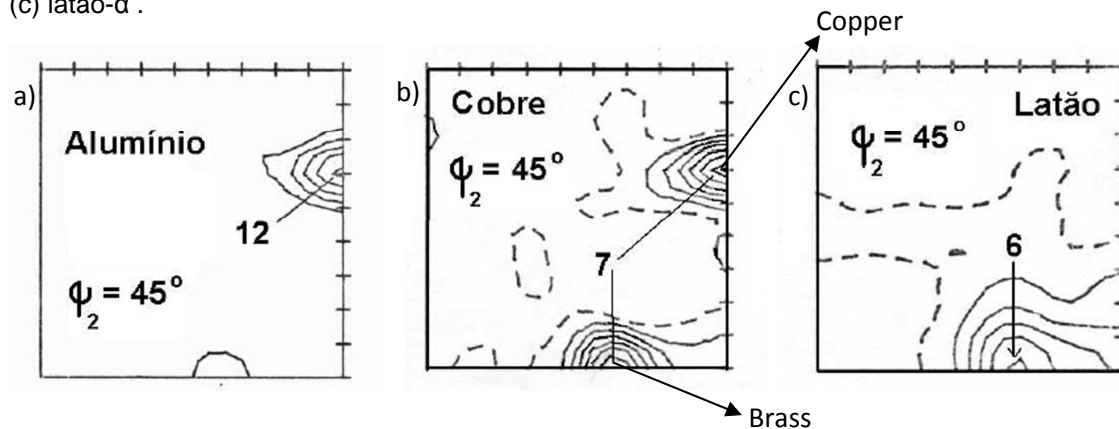
Fonte: HUMPHREYS, F. J. (2004) [18].

A FDOC não pode ser obtida diretamente, ela é calculada a partir de figuras de pólos. Existem dois métodos para a obtenção das FDOC's: O indireto que usa a 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, e o método direto, que será utilizado neste trabalho, conhecido como ADC (Células Arbitrariamente Definidas) onde calcula-se a FDOC diretamente no espaço de orientação [19].

3.3 Componentes de textura.

As principais componentes de materiais CFC laminados a frio se encontram ao longo de um tubo de orientações que se estende de $\{110\}\langle 11\bar{2}\rangle$ até $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$, ao longo do eixo φ_2 . Ligas com baixa energia de falha de empilhamento, como o latão- α , tem baixa intensidade na região próxima a componente Copper $\{112\}\langle 1\bar{1}1\rangle$, e as componentes com intensidades mais altas são a Brass $\{110\}\langle \bar{1}\bar{1}2\rangle$ e Goss $\{110\}\langle 001\rangle$, já materiais com alta energia de falha de empilhamento (STE), como os aços carbono e o alumínio, apresentam maiores intensidades na região próxima a componente Copper. Materiais com energia de falha de empilhamento média, como o cobre, tem as mesmas componentes encontradas anteriormente, não havendo destaque de nenhuma delas em relação as outras [20]. A figura 8 mostra as seções de $\varphi_2 = 45^\circ$ das FDOC's do alumínio, cobre e latão- α laminados a frio 90%.

Figura 8 -Seções de $\varphi_2 = 45^\circ$ das FDOC's de chapas laminadas 90% a frio para o:(a) alumínio; (b) cobre; (c) latão- α .



Fonte: H. J. Bunge (1982).

Um certo número de componentes de textura adquiriram nomes e símbolos. A tabela 1 dá detalhes dos ângulos de Euler das principais componentes de textura de metais CFC laminados.

Tabela 1 - Orientações pertencentes ao tubo de orientações CFC.

Nome	Símbolo	Plano	Direção	ϕ_1	ϕ	ϕ_2
Goss	G	{011}	<100>	90	90	45
Brass	B	{011}	<211>	55	90	45
S	S	{123}	<364>	59	37	63
Cobre	C	{112}	<111>	90	35	45
Dillamore	D	{4 4 11}	<11 11 8>	90	27,2	45
Cubo		{001}	<100>	45	0	45
Cubo gir.		{001}	<110>	90	0	45

Fonte: HUMPHREYS, F. J. (2004) [18].

A textura de deformação de metais CCC é geralmente mais complexa que aquela dos metais CFC, e apesar da importância na indústria dos aços eles foram menos investigados. Boa parte das pesquisas veio de grupos como de Hutchinson [21]. A textura de laminação do Ferro e de aços de baixo carbono é largamente independente da composição e das variáveis de processo e até heterogeneidades, como bandas de cisalhamento que tem um pequeno efeito. A tabela 2 dá os índices de Miller e os ângulos de Euler das componentes de textura CCC de laminação mais importantes.

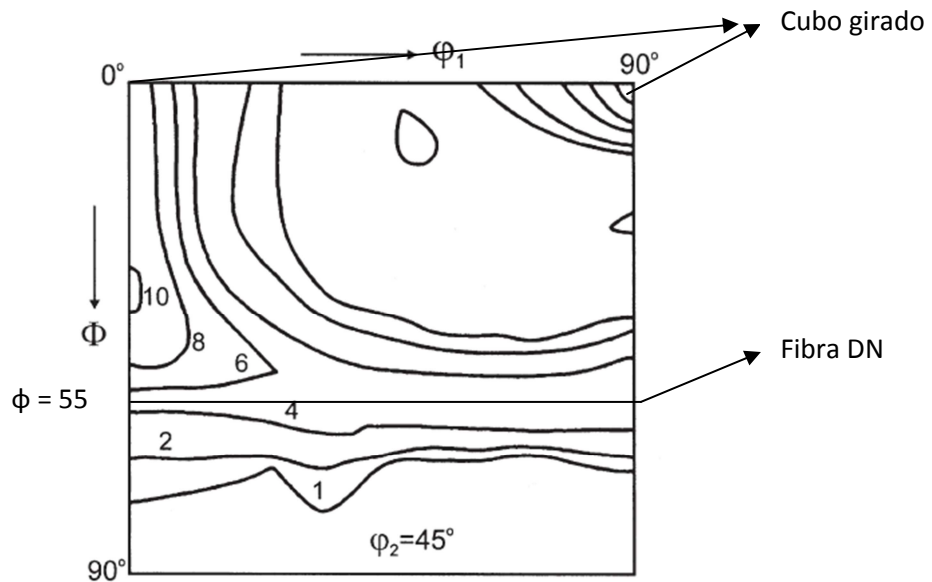
Uma seção $\phi_2 = 45^\circ$ de uma FDOC de um aço IF laminado a frio é mostrada na figura 9. Pode ser visto que as principais componentes estão em duas linhas formando um L. A linha vertical da esquerda representa uma parte da textura de fibra com as direções <100> paralelas à direção de laminação, começando em (001)[1 $\bar{1}$ 0] até aproximadamente (111)[1 $\bar{1}$ 0] com Φ variando de 0° a 55° . Esta fibra que inclui os componentes {001}<110>, {211}<011> e {111}<011> é usualmente conhecida como fibra α ou fibra DL. A linha horizontal ocorre em $\Phi \sim 55^\circ$ e abrange todos os valores de ϕ_1 . Esta é a fibra γ ou fibra DN e é descrita como textura de fibra com as direções <111> paralelas a direção normal.

Tabela 2 - Componentes de texturas típicas dos metais CCC laminados.

$\{hkl\}$	$\langle uvw \rangle$	ϕ_1	Φ	ϕ_2
0 0 1	1 1 0	0 (90)	0	45
2 1 1	0 1 1	0	35	45
1 1 1	0 1 1	0 (60)	55	45
1 1 1	1 1 2	30 (90)	55	45
11 11 8	4 4 11	90	63	45
3 3 2	1 1 0	0	64	45
1 1 3	1 1 0	0	25	45
1 1 0	1 1 0	0	90	45

Fonte: HUMPHREYS, F. J. (2004) [18].

Figura 9 - Localização de importantes componentes de textura no sistema CCC.



Fonte: HUMPHREYS, F. J. (2004) [18].

A figura 9 mostra que ela contém dois pares de orientações equivalentes $(111)[1\bar{1}0]$, $(111)[1\bar{2}1]$, $(111)[0\bar{1}1]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$.

3.4 Relações de orientação entre austenita e martensita

Observações experimentais de relações de orientação entre austenita e martensita mostram que os planos $\{111\}_\gamma$ são aproximadamente paralelos aos planos $\{011\}_\alpha$ e que as direções relativas podem variar entre $\langle\bar{1}01\rangle_\gamma // \langle 1\bar{1}1\rangle_\alpha$ (Kurdjumov-Sachs) [22] e $\langle 1\bar{1}0\rangle_\gamma // \langle 101\rangle_\alpha$ (Nishiyama-Wasserman) [23], porém estas relações não consideram a existência de uma linha invariante presente na transformação martensítica [24,25], e a teoria estabelecida para a transformação martensítica que se caracteriza por ser irracional, e ter um plano de hábito e uma linha invariante.

Cabus et. al. [26] considera que a relação de orientação cristalográfica entre as fases martensítica e a austenita retida nos aços maraging é a de Kurdjumov-Sachs (K-S).

Conforme mostrado na tabela 3, na relação K-S, a família de planos da austenita $\{111\}_\gamma$ é paralela à família de planos da martensita $\{110\}_\alpha$. Existem 4 possibilidades para o plano $\{111\}_\gamma$, e para cada um destes planos a família de direções $\langle 110\rangle_\gamma$ da austenita é paralela a família de direções da martensita $\langle 111\rangle_\alpha$, na austenita existem 3 possibilidades de direções $\langle 110\rangle_\gamma$ e na martensita são duas direções $\langle 111\rangle_\alpha$, logo são 6 variações para as relações Kurdjumov-Sachs para cada plano $\{111\}$.

Tabela 3 - Relações de Orientações entre γ e α .

RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO	Correspondência de rede	Número de alternativas	Número total de variantes
Bain	$\{001\}_\gamma // \{001\}_\alpha$	3	3
	$\langle 100\rangle_\gamma // \langle 110\rangle_\alpha$	1	
Nishiyama-Wassermann	$\{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha$	4	12
	$\langle 112\rangle_\gamma // \langle 110\rangle_\alpha$	3	
Kurdjumov-Sachs	$\{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha$	4	24
	$\langle 110\rangle_\gamma // \langle 111\rangle_\alpha$	3	
	Dois planos	2	

Fonte: M.P. Butron Guillen (1997) [27].

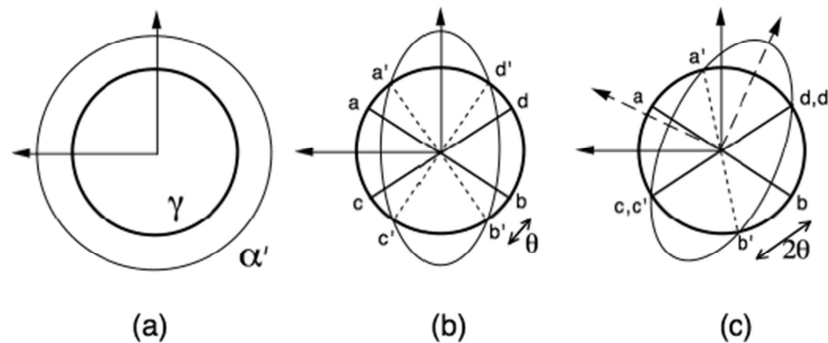
A transformação martensítica é uma transformação adifusional onde os movimentos atômicos envolvem distâncias menores que os parâmetros do reticulado, a fase matriz e a martensita apresentam relações de orientação cristalográficas entre si, a região transformada sofre mudanças de forma, com aparecimento de relevo, devido à transformação ocorrer constricta pela matriz [28], e é produzida microestrutura com alta resistência mecânica, devido a um grande aumento no número de discordâncias [29].

Na transformação martensítica há o surgimento de um plano comum à austenita e a martensita que permanece não deformado e não girado, chamado plano de hábito.

Para provar existência desse plano invariante, inicialmente considera-se a combinação da deformação de Bain [30] com uma rotação de corpo rígido que resulta numa transformação com linha invariante. A deformação de Bain equivale matematicamente à deformação de uma esfera que representa a matriz austenítica em um elipsóide de revolução representando a martensita como mostra a Figura 10. É observado que a linha do cone da esfera tem o mesmo comprimento de aresta que a linha do cone do elipsóide, girando-se o elipsóide – rotação do corpo rígido - nota-se que a linha do cone da esfera coincide com a linha do elipsóide de revolução, ou seja, $c'd'$ coincidirá com cd resultando numa linha invariante no sistema [31]. Logo, a deformação de Bain combinada com a rotação de corpo rígido, só consegue manter uma linha invariante observada microscopicamente. Matematicamente, tanto a deformação de Bain (B) quanto a rotação do corpo rígido (R) podem ser representados por matrizes, e o produto destas duas matrizes seria a transformação com linha invariante, conforme a equação 1:

$$LI = RB \quad (1).$$

Figura 10- (a) e (b) Efeito da deformação de Bain na austenita. (c) Linha invariante resultante da deformação e da rotação de corpo rígido [19].



Fonte: BHADSHIA, H. K. D. H., (2001)

Para se explicar a presença de um plano invariante observado macroscopicamente é necessário analisar a subestrutura da martensita.

Matematicamente uma deformação com linha invariante pode ser decomposta em duas deformações com plano invariante. Como exemplo, considera-se duas deformações com plano invariante P_1 e P_2 , a interseção desses dois planos ocorrerá ao longo de uma reta comum e invariante, e esta combinação equivale matematicamente a multiplicação das matrizes P_1 e P_2 que representam as duas deformações. Logo, pode-se escrever:

$$P_1 P_2 = RB \quad (2).$$

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

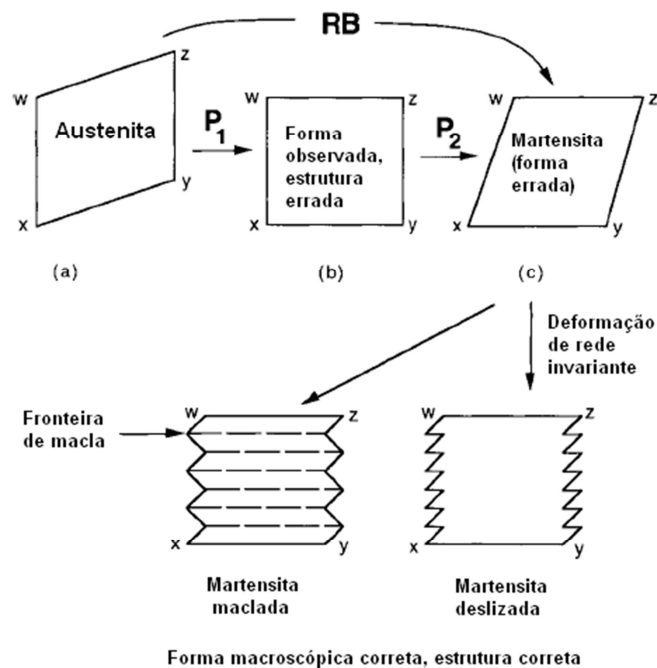
$$P_1 = R B P_2^{-1} \quad (3).$$

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 11 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 [32]. Portanto, para se obter a deformação de plano invariante observada macroscopicamente, se deve ter uma subestrutura de martensita de maclas ou de discordâncias, conforme observa-se experimentalmente. Estas três etapas B, R e P_2^{-1} correspondem a etapas matemáticas da transformação martensítica, portanto não há razão para que ocorram em seqüência, de modo que fisicamente elas ocorrem simultaneamente, esta é a teoria fenomenológica da transformação martensítica (PMTTC).

Figura 11 - A deformação de Bain 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 [20].



Fonte: BHADSHIA, H. K. D. H., (1999).

3.5 Seleção de variantes

O termo seleção de variantes deve ser discutido agora em detalhes, porque ele tem um papel crucial na formação da textura de transformação. É bem conhecido que há 24 variantes de martensita nos aços, por exemplo, se usarmos as relações de orientação de Kurdjumov-Sachs para a transformação. A força motriz química para a transformação é a mesma para todas, uma função da temperatura e composição. Em geral cada variante tem igual chance de existência. Desde que a transformação martensítica é uma deformação, uma tensão aplicada favorecerá aquelas variantes que estejam em conformidade com a tensão, ou seja, ocorrerá seleção de variantes. Gey et al [33] mostram que diferentes texturas de deformação na austenita resultam em diferentes orientações de martensita. Uma variedade de modelos de seleção de variantes foram propostos, e cada um será discutido.

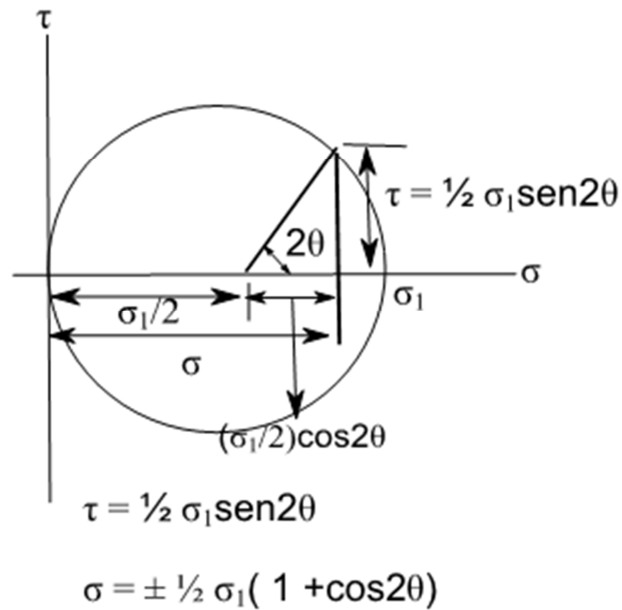
3.5.1 Modelo de Patel-Cohen

O trabalho (U) feito sobre ou pela transformação devido à ação de uma tensão aplicada é composto de dois termos: $(\tau\delta)$ tensão cisalhante ao longo do plano de hábito multiplicada pela deformação cisalhante ao longo do vetor unitário \mathbf{e} , e $(\sigma\varepsilon)$ é a tensão normal perpendicular ao plano de hábito multiplicada pela componente normal da deformação ao longo de \mathbf{p} (plano de hábito) [34].

$$U = \sigma\varepsilon + \tau\delta \quad (4).$$

A unidade de U na equação 4 é energia mecânica por unidade de volume.

Figura 12 - Círculo de Mohr.



Fonte: autor (2014).

Usando o círculo de Mohr, conforme a figura 12 a tensão normal e a cisalhante são:

$$\tau = \frac{1}{2} \sigma_1 \sin 2\theta \quad (5).$$

$$\sigma = \pm \frac{1}{2} \sigma_1 (1 + \cos 2\theta) \quad (6).$$

Onde:

σ_1 = valor absoluto da tensão aplicada e

θ = ângulo entre o eixo da amostra e a normal de qualquer plano de hábito potencial.

Dessa forma U pode ser expresso como função da orientação:

$$U = \pm \frac{1}{2} \sigma_1 \varepsilon (1 + \cos 2\theta) + \frac{1}{2} \sigma_1 \delta \sin 2\theta \quad (7).$$

Variantes específicas com valores positivos de U são favorecidas.

3.5.2 Modelo de Taylor–Bishop-Hill

A análise de Taylor é baseada em encontrar os sistemas de deslizamento em um cristal que pode geometricamente produzir uma mudança de forma específica com o menor gasto de energia, não importa se há um estado de tensão que poderia ativar fisicamente os sistemas de deslizamento. Investigando este ponto Bishop e Hill [35,36] desenvolveram uma aproximação diferente para analisar o escoamento plástico em poli-cristais CFC. Sua base e previsões são similares a análise de Taylor, mas o método de cálculo é diferente e mais simples.

O valor do fator de Taylor M para um ensaio de tração é encontrado substituindo os valores de A, B...H dos 28 estados de tensão que satisfazem o critério de escoamento mostrados na tabela 4 (56 estados se o negativo de cada for contado separadamente) na equação 8.

$$\frac{M}{\sqrt{6}} = A \left(\frac{3\sin^2\theta\cos^2\varphi-1}{2} \right) + \frac{B(-3\sin^2\varphi+1)}{2} + 3F\sin\theta\cos\theta\cos^2\varphi - 3G\cos\theta\cos\varphi\sin\varphi - 3H\sin\theta\cos\varphi\sin\varphi \quad (8).$$

Na eq. 9, os termos de A, B...H são dados em função das tensões sobre os eixos no cubo.

$$A = \frac{\sigma_{22}-\sigma_{33}}{\sqrt{6}\tau}; B = \frac{\sigma_{33}-\sigma_{11}}{\sqrt{6}\tau}; C = \frac{\sigma_{11}-\sigma_{22}}{\sqrt{6}\tau}; H = \frac{\sigma_{12}}{\sqrt{6}\tau}; F = \frac{\sigma_{23}}{\sqrt{6}\tau}; G = \frac{\sigma_{31}}{\sqrt{6}\tau} \quad (9).$$

Tabela 4 - 28 estados de tensões e sistemas de deslizamento equivalentes.

Tensão							Sistemas Operativos											
A	B	C	F	G	H		al	all	alll	bl	bll	blll	cl	cII	cIII	dl	dII	dIII
1	1	-1	0	0	0	0	+	-	0	+	-	0	+	-	0	+	-	0
2	0	1	-1	0	0	0	0	+	-	0	+	-	0	+	-	0	+	-
3	-1	0	1	0	0	0	-	0	+	-	0	+	-	0	+	-	0	+
4	0	0	0	1	0	0	0	+	-	0	-	+	0	+	-	0	-	+
5	0	0	0	0	1	0	-	0	+	+	0	-	+	0	-	-	0	+
6	0	0	0	0	0	1	+	-	0	+	-	0	-	+	0	-	+	0
7	½	-1	½	0	½	0	0	-	+	+	-	0	+	-	0	0	-	+
8	½	-1	½	0	-½	0	+	-	0	0	-	+	0	-	+	+	-	0
9	-1	½	½	½	0	0	-	+	0	-	0	+	-	+	0	-	0	+
10	-1	½	½	-½	0	0	-	0	+	-	+	0	-	0	+	-	+	0
11	½	½	-1	0	0	½	+	0	-	+	0	-	0	+	-	0	+	-
12	½	½	-1	0	0	-½	0	+	-	0	+	-	+	0	-	+	0	-
13	½	0	-½	½	0	½	+	0	-	+	-	0	0	+	-	0	0	0
14	½	0	-½	-½	0	½	+	-	0	+	0	-	0	0	0	0	+	-
15	½	0	-½	½	0	-½	0	+	-	0	0	0	+	0	-	+	-	0
16	½	0	-½	-½	0	-½	0	0	0	0	+	-	+	-	0	+	-	0
17	0	-½	½	0	½	½	0	-	+	+	-	0	0	0	0	-	0	+
18	0	-½	½	0	-½	½	+	-	0	0	-	+	-	0	+	0	0	0
19	0	-½	½	0	½	-½	-	0	+	0	0	0	+	-	0	0	-	+
20	0	-½	½	0	-½	-½	0	0	0	-	0	+	0	-	+	+	-	0
21	-½	½	0	½	½	0	-	+	0	0	0	0	0	+	-	-	0	+
22	-½	½	0	-½	½	0	-	0	+	0	+	-	0	0	0	-	+	0
23	-½	½	0	½	-½	0	0	+	-	-	0	+	-	+	0	0	0	0
24	-½	½	0	-½	-½	0	0	0	0	-	+	0	-	0	+	0	+	-
25	0	0	0	½	½	-½	-	+	0	0	0	0	+	0	-	0	-	+
26	0	0	0	½	-½	½	+	0	-	0	-	+	-	+	0	0	0	0
27	0	0	0	-½	½	½	0	-	+	+	0	-	0	0	0	-	+	0
28	0	0	0	½	½	½	0	0	0	+	-	+	0	+	-	-	0	+

Fonte: W.F. Hosford (1993) [37].

Selecionando o estado de tensão com o valor de M mais alto, para uma dada orientação, são encontrados os sistemas de deslizamento operantes de acordo com a tabela 4, os planos e direções dos sistemas de deslizamento operativos são mostrados na tabela 5.

Tabela 5 – Sistemas de deslizamentos

Plano ou Eixo	Sistemas de deslizamento e correspondentes eixos de rotação											
	a (111)			b ($\bar{1}\bar{1}1$)			c ($\bar{1}11$)			d ($1\bar{1}1$)		
{111}	I	II	III	I	II	III	I	II	III	I	II	III
<110>	[01 $\bar{1}$]	[$\bar{1}$ 01]	[1 $\bar{1}$ 0]	[0 $\bar{1}\bar{1}$]	[101]	[$\bar{1}$ 10]	[01 $\bar{1}$]	[101]	[$\bar{1}\bar{1}$ 0]	[0 $\bar{1}\bar{1}$]	[$\bar{1}$ 01]	[110]
<112>	[2 $\bar{1}\bar{1}$]	[$\bar{1}$ 2 $\bar{1}$]	[$\bar{1}\bar{1}$ 2]	[$\bar{2}$ 1 $\bar{1}$]	[1 $\bar{2}$ 1]	[112]	[211]	[$\bar{1}$ 21]	[$\bar{1}$ 1 $\bar{2}$]	[$\bar{2}$ 11]	[121]	[1 $\bar{1}$ 2]

Fonte: M.P. Butron Guillen 1997 [27].

Fazendo o produto vetorial entre os planos e direções do sistema de deslizamento, obtém-se eixos em torno dos quais se pode girar 90° no sentido horário e anti-horário a orientação da austenita [27]. Se fosse considerado os 12 sistemas de deslizamento, se teria as 24 variantes segundo a relação de orientação de K-S, porém com a seleção de variantes, tem-se 12 ou 16 variantes selecionadas.

3.5.3 Efeito da tensão residual sobre a seleção de variantes

Muitos pesquisadores já mostraram que uma tensão aplicada ou remanescente tem um efeito sobre as componentes de textura de transformação [38,39]. É de maior interesse nessa análise, a tensão residual remanescente nos materiais deformados após a carga ser retirada. Aqui o critério de crescimento é empregado baseado na idéia que cada grão presente na matriz austenítica é sujeito a uma tensão residual (σ_{ij}') após a deformação, esta tensão é o resultado da diferença entre a tensão aplicada ao policristal durante a deformação (S_{ij}) e a tensão requerida para causar escoamento em um cristal segundo a análise de Bishop-Hill (σ_{ij}), esta subtração é representada pela eq. 10.

$$\sigma_{ij}' = S_{ij} - \sigma_{ij}. \quad (10).$$

Para analisar e selecionar as variantes, o trabalho resultante ΔW da ação da tensão residual sobre a deformação da transformação (ϵ_{ij}) foi calculado, os valores positivos de trabalho ajudam a transformação, porque reduzem a tensão residual na

matriz ao redor de um dado grão mãe e diminuem a energia armazenada na matriz. Portanto as orientações que satisfazem essas condições (eq. 11) foram selecionadas.

$$\Delta W = \sigma_{ij}' \cdot \epsilon_{ij} \geq 0 \quad (11).$$

A deformação usada é a deformação de Bain considerando os parâmetros de rede 0.361 nm e 0.286 nm para CFC e CCC, respectivamente. Esta escolha garante que não há mudança significativa de volume durante a transformação [27].

3.5.4 Determinação quantitativa das variantes na microestrutura

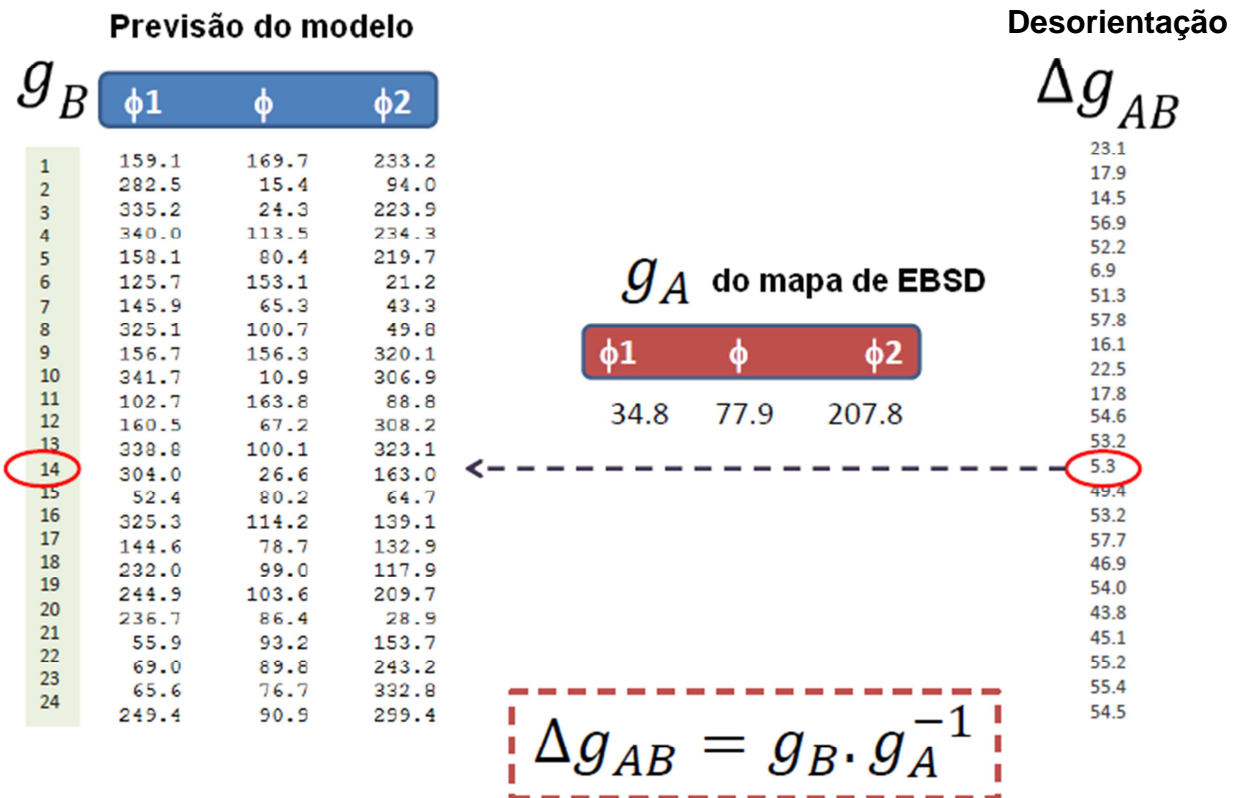
Há 24 variantes de bainita ou martensita que podem se originar de uma orientação de austenita usando as relações de orientação de KS ou a PMTC, como as orientações da austenita mudam, as orientações da martensita também são diferentes, e podem ser determinadas pela equação 12.

$$g_S^{\alpha_i} = g_\gamma^{\alpha_i} g_S^\gamma \quad (i = 1 - 24) \quad (12).$$

Onde g_S^γ representa a orientação do grão austenítico na microestrutura que pode ser obtida do dado de EBSD, $g_\gamma^{\alpha_i}$ representa a relação de orientação ideal entre γ e α que pode ser determinada por PMTC ou KS, há 24 matrizes, uma para cada uma das 24 variantes descrita pelas relações de orientação. O próximo passo é a determinação da fração volumétrica de cada variante dentro um grão mãe austenítico. Primeiramente, é determinada a orientação média do grão austenítico escolhido, desta orientação é determinada as 24 variantes. Para determinar a fração volumétrica de cada variante quantitativamente, cada ponto do grão de austenita é analisado e é obtida uma orientação, por exemplo g_a . O passo seguinte é encontrar qual das 24 variantes de martensita encontradas anteriormente g_{v_i} ($i = 1 - 24$) apresenta menor desorientação com esta orientação de austenita, então esta variante é escolhida para representar este grão austenítico. e esta operação é repetida sucessivamente para cada ponto. A desorientação entre a austenita e cada variante é determinada pela equação 13, e a figura 13 mostra a metodologia para a identificação das variantes.

$$\Delta g_{av_i} = g_a g_{v_i}^{-1} \quad (i = 1 - 24) \quad (13).$$

Figura 13 – metodologia para a identificação das variantes



Fonte: Mangal A. (2014) [40].

3.6 Fatores que influenciam a textura

A intensidade da textura e o balanço entre as várias componentes de textura depende da textura inicial do material, a intensidade da textura de deformação aumenta com a deformação, em adição a deformação há um certo número de fatores que influenciam a textura de deformação.

A temperatura de deformação pode influenciar o desenvolvimento da textura, como em muitas operações industriais de laminação à quente, fatores que podem alterar a textura durante laminação em elevadas temperaturas incluem um aumento na taxa de recuperação dinâmica, um aumento na homogeneidade da deformação, ou a operação de diferentes sistemas de deslizamento [41].

Na ferrita, a presença de elementos intersticiais apresentam um forte efeito sobre a formação da textura durante a laminação à quente. Barnett e Jonas [42] mostraram que os intersticiais forneceram um arrasto viscoso nas discordâncias, resultando em um valor positivo de *strain rate sensitivity* (m), enquanto que nos aços IF, onde os átomos intersticiais são combinados em partículas estáveis (TiN, TiC), este comportamento não é mostrado. Para aços IF, o m é próximo de zero em altas temperaturas. Contudo, os aços baixo carbono tem uma textura fraca em torno de 300°C onde o m é negativo, mas uma textura forte acima de 400°C, quando o m é positivo. Um valor positivo de *strain rate sensitivity* leva a uma deformação mais homogênea [43], em concordância com os modelos de plasticidade, resultando em uma textura mais pronunciada. Os sistemas de deslizamento que definem as variantes podem ser classificados de acordo com as suas atividades relativas, para isto a análise de rate-sensitivity de Zhou et al. [44] pode ser empregada.

3.6.1 Efeito da tensão

Em uma liga Fe-Ni, a martensita pode se formar a 70°C acima da temperatura M_s , na temperatura sob tensão, conhecido como M_σ , Maxwell et al [45] encontraram que a forma da martensita formada sob a influencia da tensão depende da temperatura na qual ela se forma. A martensita formada um pouco acima da temperatura M_s é similar a martensita comum, porém se torna irregular e de tamanho menor em altas temperaturas.

O efeito da tensão sobre a seleção de variantes durante a transformação bainítica foi estudada em detalhe por Shipway et al. [46] e Hase et al. [47].

De acordo com Hense et al. há uma clara tendência da bainita se alinhar paralela aos planos de tensão cisalhante máxima. Como há menos interferência de outras variantes, os feixes tendem a ser mais planos nas amostras sob tensão. A taxa de transformação também muda a medida que ΔG mecânica contribui para a mudança de energia livre global. O efeito é menor em resfriamentos maiores abaixo da temperatura de início da bainita, pois a força motriz química é predominante.

3.6.2 Efeito da deformação

A deformação influencia significativamente a morfologia da martensita, pois finas lamelas se formam ao longo das bandas de deslizamento [45].

O efeito da tensão cresce progressivamente com a diminuição da temperatura de transformação. Em contraste, a transformação da austenita deformada plasticamente é retardada quando a deformação é grande [48]. Este fenômeno é conhecido como estabilização mecânica. A deformação plástica endurece a austenita e impede o crescimento de martensita ou bainita, que requerem o movimento das discordâncias interfaciais. O aumento inicial na taxa é associado com o grande número de densidade de sítios de nucleação [49].

Durlu [50] mostrou que em uma liga de Fe-Ni, a martensita se forma em pacotes paralelos em um grão austenítico, o número de grupos paralelos aumenta com a deformação plástica. Isto pode ser tomado como uma evidencia direta da seleção de variantes para a martensita em uma austenita deformada plasticamente [51].

3.6.3 Tensão residual

Nos aços a transformação de fase pode afetar o desenvolvimento da tensão residual. O trabalho feito por Albery e Jones [52] mostrou como a temperatura de transformação influencia a evolução da tensão em materiais quando uma amostra de tração é resfriada a partir da fase austenita.

A deformação de transformação parcialmente compensa a tensão de contração térmica, ou seja, uma liga com temperatura de transformação menor é uma melhor escolha para combater o desenvolvimento da tensão. A razão para isto é que se a transformação está esgotada muito antes da temperatura ambiente ser alcançada, é a ferrita que se contrai no resfriamento. A ferrita tem um limite de escoamento maior a baixas temperaturas e, assim, melhor resiste à contração térmica, permitindo o acúmulo de tensão nesta fase.

3.7 Reconstrução dos grãos de austenita

Um método desenvolvido recentemente para reconstrução de grãos mães proposto para qualquer transformação de fase foi utilizado neste trabalho, pois o método de reconstrução de grãos *neighbor-to-neighbor* é limitado. Este novo método é baseado na estrutura *groupoid* teórica formada pelas variantes e seus operadores. Ele tolera materiais com altos níveis de deformação intragranular, ele é rápido e robusto porque ele não implica resolver qualquer equação, e consiste principalmente na comparação de números, sendo satisfatoriamente aplicado para a reconstrução de grãos austeníticos em aços martensíticos [53].

Detalhes sobre a transformação $\beta \rightarrow \alpha$ em ligas de titânio são dados nos trabalhos teóricos de Humbert et al. [54,55]. Eles propuseram um método para calcular os possíveis cristais β se um número de cristais filhos α for conhecido, eles encontraram que no máximo 4 variantes são necessárias para determinar sem ambigüidade os cristais β [55]. Gey e Humbert calcularam as orientações de 12 variantes α , e observaram que havia 5 transformações distintas entre elas (estas transformações são chamadas operadores). Cada operador pode ser expresso como um conjunto de matrizes rotacionais equivalentes, mas somente uma destas matrizes pode representar o conjunto. Esta matriz rotacional teórica pode ser expressa por um ângulo e um eixo, sendo escolhido o ângulo de rotação mínimo. Primeiramente se compara as matrizes de transformação entre as variantes das matrizes de rotação de cinco operadores, se a comparação for positiva é assumido que os dois grãos adjacentes vem do mesmo grão mãe, depois calcula-se a orientação do grão β pela resolução das equações de Humbert para cada conjunto de grãos α [56]. Este método foi chamado de reconstrução *neighbor-to-neighbor*. Porém o tamanho do grão obtido pelo método *neighbor-to neighbor* é largamente superestimado para transformações martensíticas, mapas reconstruídos são quase uniformemente coloridos para o desvio de $\varepsilon = 3^\circ$, onde praticamente todos os grãos são assumidos ser filhos de um único grão mãe, portanto este método de reconstrução não é efetivo para materiais altamente deformados [53].

Introduzindo levemente a definição de *groupoid*, suponha-se que α_1 , α_2 e α_3 são cristais que são herdados do mesmo cristal mãe, as transformações entre α_1 e α_2 e

entre α_1 e α_3 , são chamadas de α_{12} e α_{13} , respectivamente, e cada uma destas transformações deve corresponder a um dos operadores. Outra condição que deve ser checada é se $\alpha_{23} = \alpha_2 \rightarrow \alpha_3 = \alpha_{12}^{-1}\alpha_{13}$ corresponde a um operador. Para todas as variantes α_i e α_j , as rotações α_{ij} são iguais e correspondem ao mesmo operador O_n , porém um conjunto de rotações associado a uma matriz de multiplicação forma um grupo. A tabela de composição deste grupo pode ser facilmente deduzida da lista de pares de variantes (α_i, α_j) associado a cada operador O_{ij} por definir que $O_{ij}O_{kl}$ existe se e somente se $j = k$ e o resultado é então O_{il} . Surpreendentemente, a composição não produz apenas uma solução, mas um conjunto de soluções. Foi proposto recentemente que a estrutura algébrica formada pelas variantes e seus operadores é um groupoid [53]. A informação completa sobre variantes e seus operadores pode ser encontrada na tabela de composições de *groupoid* apresentada na tabela 6, dada por $(O_m^\alpha, O_n^\alpha) \rightarrow (O_m^\alpha)^{-1}O_n^\alpha = \{O_q^\alpha\}$ de modo que $O_q^\alpha = \alpha_{ij}$ com $O_m^\alpha = \alpha_{1i}$, $O_n^\alpha = \alpha_{1j}$.

Tabela 6 – Composição dos groupoids

$n \leftarrow m$	O_0^α α_1	O_1^α $\alpha_2 \quad \alpha_3$	O_2^α α_4	O_3^α $\alpha_5 \quad \alpha_9$	O_4^α $\alpha_8 \quad \alpha_{12}$	O_5^α $\alpha_7 \quad \alpha_{10}$	O_6^α $\alpha_6 \quad \alpha_{11}$
$O_0^\alpha \quad \alpha_1$	0	1 1	2	3 3	6 6	5 5	4 4
$O_1^\alpha \quad \alpha_2$	1	0 2	1	5 6	4 3	3 4	6 5
α_3	1	2 0	1	6 5	3 4	4 3	5 6
$O_2^\alpha \quad \alpha_4$	2	1 1	0	4 4	5 5	6 6	3 3
$O_3^\alpha \quad \alpha_5$	3	5 4	6	0 3	2 6	1 4	1 5
α_9	3	4 5	6	3 0	6 2	4 1	5 1
$O_4^\alpha \quad \alpha_8$	4	6 3	5	2 4	0 5	1 3	1 6
α_{12}	4	3 6	5	4 2	5 0	3 1	6 1
$O_5^\alpha \quad \alpha_7$	5	3 6	4	1 6	1 3	0 5	2 4
α_{10}	5	6 3	4	6 1	3 1	5 0	4 2
$O_6^\alpha \quad \alpha_6$	6	4 5	3	1 5	1 4	2 6	0 3
α_{11}	6	5 4	3	5 1	4 1	6 2	3 0

Fonte: Cayron (2006)

A tabela 6 pode ser usada para verificar a coerência de operadores que ligam grãos assumidos serem originados do mesmo cristal mãe. Além disso, o número de variantes diferentes necessárias para determinar sem ambigüidade o cristal mãe é de no máximo 7 variantes para a relação de orientação de Kurdjmov-Sachs [53]. Pelo método de reconstrução de grãos mães *neighbor-to-neighbor*, mesmo para ângulos de tolerância tão pequenos quanto $\varepsilon = 3^\circ$, a transformação entre dois grãos martensíticos G_1 e G_2 em um mapa experimental de EBSD é próximo do operador teórico, então os grãos G_1 e G_2 são reunidos erroneamente por este método. Para evitar este problema, mesmo admitindo maiores valores de ângulos de tolerância ε , segue-se a seguinte aproximação. Para qualquer grupo de n grãos $S_n^{exp} = \{G_1, G_2, \dots, G_n\}$ supostos serem derivados do mesmo grão mãe, deve ser verificado que:

5.1.i. $\forall (G_i, G_j) \in (S_n^{exp})^2, \exists O_k^\alpha \in O^\alpha$ de modo que , $G_{ij} \approx \varepsilon O_k^\alpha$, ou seja, G_i e G_j são ligados por uma transformação G_{ij} que corresponde a um operador O_n^α dentro do intervalo de tolerância de ε .

5.1.ii. $\forall (G_i, G_j, G_k) \in (S_n^{exp})^3$, isto significa que todos os tripletos devem ser coerentes.

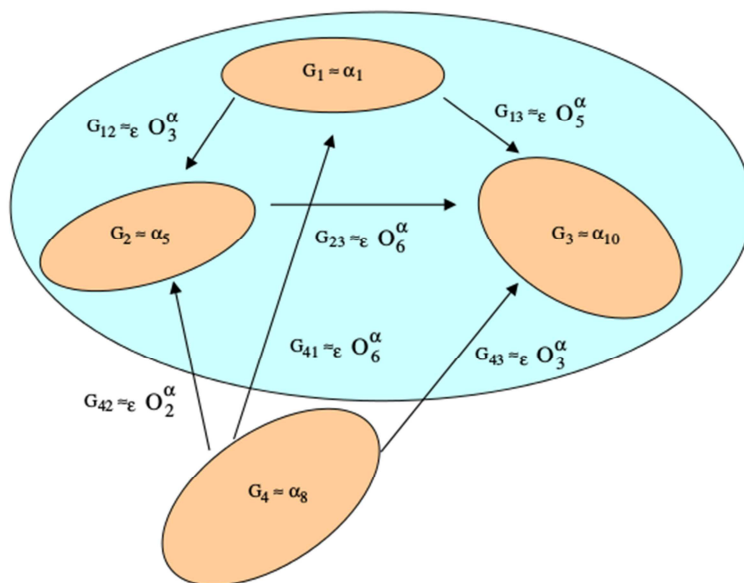
5.1.iii. $\forall G_i \in S_n^{exp}, \exists$ um único $p_i \in [1, N^\alpha]$, de modo que $G_i \approx \alpha_{p_i}$.

Isto significa que para qualquer grão há apenas uma única possível variante teórica.

A conferência da coerência por comparação aos dados dos groupoids teóricos pré-calculados, é a principal idéia do método de reconstrução usado pelo programa ARPGE (a computer program to automatically reconstruct the parent grains from electron backscatter diffraction data).

A próxima etapa consiste em começar a reconstrução com um pequeno conjunto de grãos que são quase certamente filhos do mesmo cristal mãe. Para esta proposta, um tripleto de grãos adjacentes $S_n^{exp} = (G_1, G_2, G_3)$ é procurado nos dados experimentais de EBSD, verificando as condições de coerência explicadas anteriormente com uma progressiva e muito pequena tolerância angular $\varepsilon = 1^\circ, 2^\circ$ e 3° , na tolerância máxima de 3° , a probabilidade de reunir erroneamente dois grãos é de 7% usando a relação de orientação de N-W, que significa que a probabilidade de encontrar três grãos aleatoriamente conectados por operadores é insignificante ($0,07^3 = 0,03\%$). A última etapa é o crescimento, considerando um núcleo prévio (G_1, G_2, G_3) , entre todos os seus grãos vizinhos, são encontrados aqueles que são coerentes com ele, mas precisamente se for tomado um grãos G_4 , deve-se mostrar se (G_1, G_2, G_3, G_4) é um conjunto coerente de grãos, para isto, os tripletos (G_1, G_2, G_4) , (G_2, G_3, G_4) , (G_1, G_3, G_4) são considerados com um progressivo ângulo de tolerância $\varepsilon = 3^\circ, 6^\circ, 9^\circ, 12^\circ$. Este alto valor é escolhido de acordo com a deformação intragranular do aço martensítico. Este crescimento pode continuar acontecendo para cada grão que está na vizinhança do núcleo em crescimento, e a cada novo grão que for candidato a incorporar o conjunto deve ser preenchida as condições de coerência, como pode ser entendido pela figura 14.

Figura 14 – Determinação da coerência dos grãos na vizinhança do núcleo.



Fonte: Cayron (2006)

4 MATERIAIS E MÉTODOS

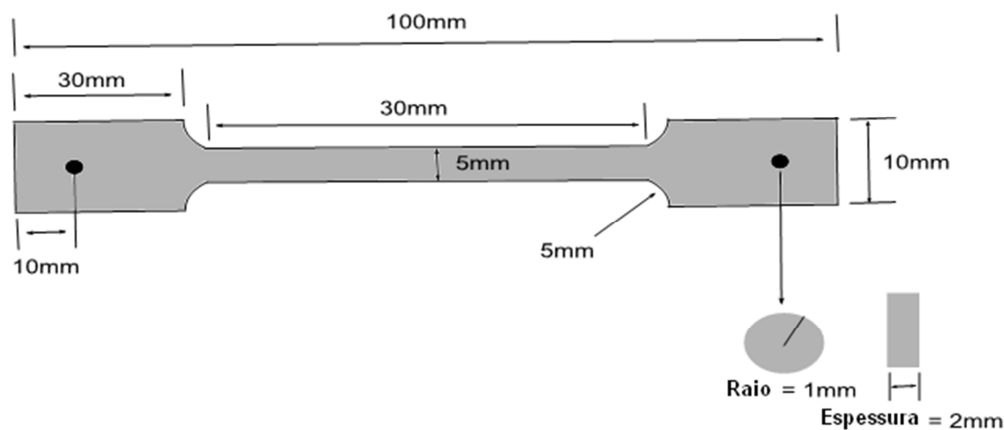
4.1 Material

O aço utilizado foi o Maraging da série 350, este aço foi escolhido, pois sua temperatura de início da transformação martensítica, em torno de 200°C, permite o estudo do efeito da tensão aplicada independente do efeito da deformação plástica durante a transformação martensítica.

4.2 Fabricação dos corpos de prova

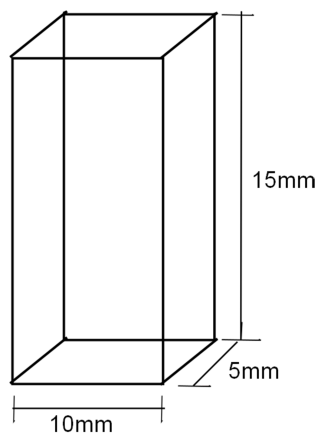
Uma parte de um tarugo de Maraging 350 foi cortada e laminada até atingir uma espessura de 2mm, logo, foram confeccionados os corpos de prova de tamanho reduzido para os ensaios de tração seguindo a norma ASTM E8-2003. Os corpos de prova foram confeccionados para que a direção dos ensaios de tração fosse a mesma direção da laminação feita para reduzir a espessura para 2mm. Para que os corpos de prova planos pudessem ser encaixados nos adaptadores de ensaio a quente da máquina de ensaios EMIC DL 10000 com forno acoplado, foram confeccionados adaptadores com saída plana para os corpos de prova e saída cilíndrica para o adaptador de ensaio da máquina. Esses adaptadores tiveram que ser confeccionados, pois não era possível, pela espessura da chapa laminada, produzir corpos de provas que se encaixassem diretamente no adaptador de ensaios à quente da máquina de ensaios mecânicos. O corpo de prova esquemático para tração é mostrado na figura 15, que apresenta as dimensões utilizadas. Na figura 16 é mostrado o corpo de prova esquemático de compressão.

Figura 15- Medidas do corpo de prova para ensaio de tração



Fonte: autor (2014)

Figura 16 - Medidas do corpo de prova para ensaio de compressão



Fonte: autor (2014)

O material utilizado para a confecção do adaptador foi o aço 4340, antes da usinagem, este aço foi deixado na temperatura de 850°C durante 30min e resfriado no óleo até a temperatura de 60°C e posteriormente revenido durante 30 minutos em 400°C e resfriado no forno para promover um aumento na resistência mecânica [57].

Desse mesmo tarugo foram cortadas as peças para a realização do ensaio de compressão nas dimensões de 5x10x15mm, estas dimensões levam em consideração a carga máxima suportada pela máquina. A tensão de compressão durante o ensaio foi

aplicada ao longo do comprimento de 15mm que faz um ângulo de 90 graus em relação a direção do forjamento prévio realizado na fabricação do tarugo e anterior ao ensaio de compressão.

4.3 Análise química

Para a análise química, lixou-se uma amostra do aço utilizado em lixa de 100 grânulos/cm². A análise de composição química foi feita por triplicata no Espectrômetro de emissão óptica PDA 7000 SHIMADZU. Na tabela 7 é mostrada a média das três medidas de composição química. Verificou-se que as porcentagens dos elementos ficaram dentro da faixa exigida para este aço [58]. Portanto, a partir da composição química obteve-se o diagrama de fases e a temperatura de austenitização, tal como será comentado na seção 4.4.

Tabela 7- análise química

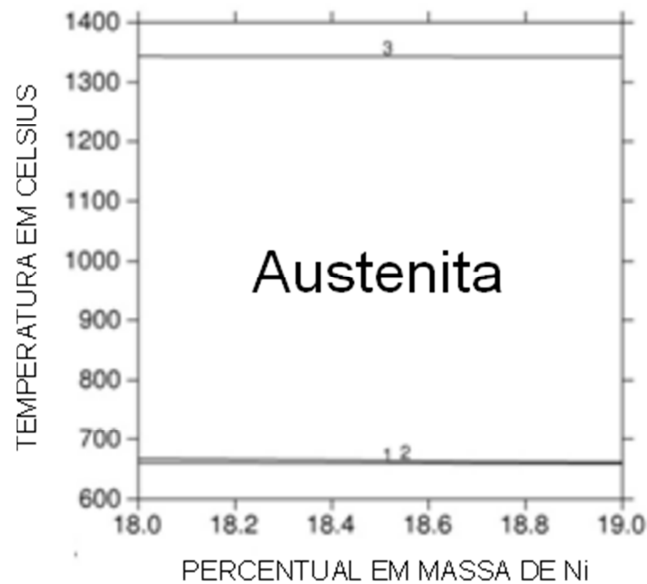
Elemento	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Co	Ti	Fe
% Massa	0,03	0,10	-	18,5	-	4,8	-	12	1,4	Bal.

Fonte: autor (2014)

4.4 Temperatura de austenitização

Com a composição química do aço como dado de entrada, calculou-se o diagrama de pseudo-equilíbrio mostrado na figura 17 com o programa THERMO-CALC®, usando a base de dados TCFE6, que promove a formação da fase austenita em equilíbrio. Deste modo, as amostras foram aquecidas no forno, do laboratório de ensaios mecânicos, acoplado a máquina de ensaios mecânicos EMIC até temperatura de 850°C, na qual permaneceu durante 15 minutos, a fim de homogeneizar a microestrutura eliminando a martensita normalmente presente neste material. Este tempo de tratamento foi fixado em 15 min para que não houvesse crescimento de grãos [59], porém o suficiente para homogeneizar a temperatura em toda a peça.

Figura 17 - Diagrama de pseudo-equilíbrio



Fonte: autor (2014)

4.5 Temperatura M_i

A temperatura M_i para este aço foi obtida da literatura conforme indicado na revisão bibliográfica, o valor utilizado foi o obtido por análise termomagnética (TMA) realizado por Tavares et al [10]. A temperatura M_i como foi observado fica em torno de 200°C.

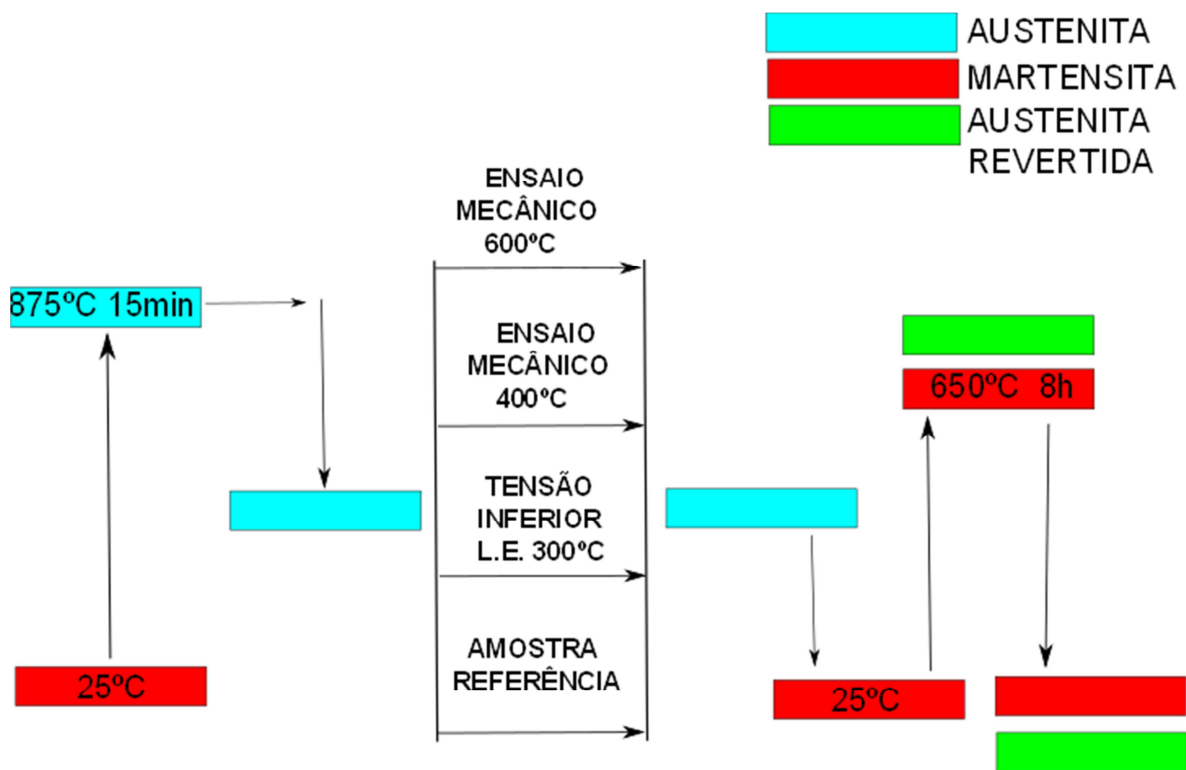
4.6 Ensaios mecânicos

Após a austenitização as amostras foram resfriadas no interior do forno até a temperatura na qual foram feitos os ensaios de compressão e tração. Os ensaios foram realizados nas temperaturas de 400°C e 600°C, superiores a temperatura M_i , onde esta temperatura é o limite acima da qual o aço é austenítico. Esta temperatura vale aproximadamente 200°C para o aço Maraging 350. Neste trabalho, os níveis de deformação aplicados foram 0,1 e 0,2 de deformação verdadeira para compressão e tração em cada temperatura. Adicionalmente, dois ensaios nos quais as amostras ficaram submetidas a tensões de 140 MPa e 190 MPa, respectivamente para

compressão e tração, abaixo do limite de escoamento na temperatura de 300°C foram realizados, para se estudar esse efeito. Por último, uma amostra sem sofrer qualquer efeito mecânico foi aquecida e resfriada para comparação e foi considerada a amostra de referência. Após a realização dos ensaios, ao se atingir a temperatura de 300°C o forno foi aberto retirou-se as amostras para resfriamento ao ar.

O equipamento utilizado para aplicar a tensão e para a deformação foi uma máquina universal de ensaios mecânicos EMIC DL 10000. A figura 18 resume as operações realizadas.

Figura 18 - Fluxograma para estudo da textura de deformação no aço Maraging 350.



Fonte: autor (2014).

Devido a variedade de procedimentos aos quais as amostras foram submetidas, se mostrou adequado e prático adotar uma nomenclatura que diferenciase os processos termomecânicos aplicados nos corpos de prova, a tabela 8 abaixo resume as operações realizadas.

Tabela 8 – Nomenclatura das amostras em relação aos ensaios mecânicos realizados.

Amostra	Temperatura do ensaio (t)	Esforço mecânico (C,T,LE)
MRC	Aquecida e resfriada	nenhum
Mt300CLE	300°C	Tensão inferior ao limite de escoamento (LE) por compressão (C)
Mt400C0,1	400°C	Deformação prévia de 0,1 de deformação verdadeira por compressão (C)
Mt400C0,2	400°C	Deformação prévia de 0,2 de deformação verdadeira por compressão (C)
Mt600C0,1	600°C	Deformação prévia de 0,1 de deformação verdadeira por compressão (C)
Mt600C0,2	600°C	Deformação prévia de 0,2 de deformação verdadeira por compressão (C)
MRT	Aquecida e resfriada	nenhum
Mt300TLE	300°C	Tensão inferior ao limite de escoamento (LE) por tração (T)
Mt400T0,1	400°C	Deformação prévia de 0,1 de deformação verdadeira por tração(T)
Mt400T0,2	400°C	Deformação prévia de 0,2 de deformação verdadeira por tração(T)
Mt600T0,1	600°C	Deformação prévia de 0,1 de deformação verdadeira por tração(T)
Mt600T0,2	600°C	Deformação prévia de 0,2 de deformação verdadeira por tração(T)

Fonte: autor (2014)

Como exemplo, a amostra Mt400C0,2 indica que esse corpo de prova sofreu compressão 0,2 de deformação verdadeira na temperatura de 400°C.

4.7 Orientação da fase austenita

As amostras ensaiadas por tração e compressão sofreram tratamento de super-envelhecimento em 650°C durante 8h, para o surgimento da fase austenita revertida, essa austenita revertida foi utilizada para calcular a textura de martensita, a partir dos modelos estabelecidos, supondo-se que a textura obtida da austenita revertida é representativa da textura do grão mãe que formou a martensita naquela região. A textura da martensita calculada foi comparada com a textura de martensita medida dos grãos vizinhos à austenita revertida formada. Deve-se ressaltar que devido a esse tratamento, pode ocorrer uma mudança na textura dos grãos, então alternativamente a esse tratamento, e tendo em vista que a obtenção da textura prévia da austenita adquire importância fundamental para a investigação das relações de orientação entre a fase mãe e a fase produto martensítica, e tendo por objetivo o estudo do efeito da deformação prévia no processo de seleção de variantes, e já que o aço maraging é martensítico na temperatura ambiente, o programa ARPGE (a computer program to automatically reconstruct the parent grains from electron backscatter diffraction data) foi utilizado para recalculer a textura da austenita a partir da textura de martensita obtida na temperatura ambiente. Com as medidas experimentais super-envelhecidas e com as medidas recalculadas pelo ARPGE, foi utilizado o MTex®, um toolbox de análise de textura do MATLAB®, para adquirir a orientação dos grãos austeníticos, as figuras de pólos medidas e calculadas pelas simulações e outras representações de textura.

4.8 Identificação e quantificação das fases por difração de Raios-X

Para a preparação para identificação e quantificação das fases por difração de Raios-X, as amostras foram lixadas até lixa de 600 grânulos/cm², e para eliminar os efeitos do lixamento, utilizou-se uma solução de 5% de HF em H₂O₂.

Os difratogramas das amostras foram obtidos no difratômetro de Raios-X Philips XPRO com Goniômetro, utilizou-se a radiação de Co-K_α, com $\lambda = 1,78\text{\AA}$ no modo contínuo com velocidade de 0,5° por minuto com 2 θ inicial de 45° até 2 θ final de 105°

para determinar a presença das fases martensítica e austenítica. As medidas foram realizadas no laboratório de caracterização de materiais da UFC.

A presença dessas fases e a identificação dos picos e dos planos de difração foi feita a partir dos difratogramas através do programa X'PertHighscore® que utiliza o banco de dados PDF2. Os picos para a fase austenita se encontram aproximadamente nos ângulos 51° , 59° e 89° que correspondem aos planos de difração (111), (200) e (220), nessa ordem. Já para a fase martensita os picos achados ocorreram em torno de 52° , 77° e 99° que correspondem aos planos de difração (110), (200) e (211), respectivamente. Com as varreduras das amostras para as diversas condições de esforços mecânicos foi possível realizar a quantificação das fases pelo método de comparação direta. Nesse método os picos de uma fase são comparados um a um aos picos da outra fase, e depois é feita a média dos valores encontrados [16]. Nos cálculos realizados neste trabalho considerou-se iguais os fatores de espalhamento das fases austenita e martensita. O fator de espalhamento depende da composição química do aço e é diferente para as duas fases, porém analisando trabalhos anteriores, onde o método de comparação direta é utilizado para este mesmo aço, a diferença na quantidade das fases quando se considera fatores de espalhamento iguais e diferentes, é em torno de 7% [58]. Sendo este um valor pequeno considerando que apenas se quer mostrar a presença da fase austenita.

4.9 Obtenção da textura por difração de Raios-X para verificação da seleção de variantes

Para obter a textura pela técnica de difração de raios-X utilizou-se a radiação de $\text{Co-K}\alpha$, com $\lambda = 1,78\text{\AA}$, no Difratômetro de Raios-X Philips XPRO com Câmara de Textura, presente no LACAM no Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFC. Foram obtidas as figuras de pólos (110), (200) e (211) da martensita que se encontram em ângulos de aproximadamente 52° , 77° e 99° , respectivamente. Para a austenita as figuras de pólos foram (111), (200), (220) nos ângulos 51° , 59° e 89° , respectivamente. A varredura foi feita no modo contínuo, com inclinação máxima de 70° , para evitar o erro de defocussing [60]. Com as três figuras de pólos foram calculadas as FDOC's

seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ pelo método de expansão em série para as duas fases, o programa utilizado para este cálculo foi MText®.

4.10 Obtenção de textura por EBSD

As medidas de textura das condições submetidas à compressão foram obtidas por EBSD em um microscópio eletrônico de varredura Phillip's XL 30 com uma câmera de EBSD Oxford acoplada, onde a sua preparação envolveu três etapas. Na primeira etapa houve lixamento até lixa de 1200 grânulos/cm², na segunda etapa houve o polimento manual até pasta diamante de 1 μ m e na última etapa, polimento automático em sílica coloidal, durante 4 horas. A aquisição das imagens de EBSD foi feita através do software CHANNEL 5 HKL. O aumento foi definido em 3000x, e o tamanho de passo em 0,2 μ m, em conformidade com a dimensão da estrutura da martensita, e a distância de trabalho ficou entre 10 e 14 mm.

Já as medidas de textura dos ensaios de tração foram obtidas em um Quanta FEG 450, que difere do primeiro equipamento no material que é feito o filamento, o hexaborato de lantânio, ao invés de tungstênio. As medidas foram realizadas no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade de Gent na Bélgica, o programa de aquisição foi OIM TSL. O aumento utilizado foi de 3000x e o tamanho de passo de 0,2 μ m, com distância de trabalho de 11mm, em conformidade com as medidas anteriores. A preparação da amostra foi a mesma do caso anterior, diferindo apenas na última etapa, na qual o polimento em sílica coloidal foi feito manualmente durante 15 minutos. As medidas foram obtidas na região central do corpo de prova.

Os dados obtidos foram processados no programa MText®, onde foram obtidas as FDOC's e as figuras de pólos.

4.11 Determinação das variantes na microtextura do material

Utilizando as medidas de EBSD das amostras tracionadas nas diversas temperaturas sem super-envelhecimento, calcularam-se as FDOC's, pelo método direto

através do MTEX®, para os diferentes esforços mecânicos, para averiguar se esses diferentes procedimentos provocavam alguma mudança nas FDOC's, indicando um processo de seleção de variantes.

Com as medidas de EBSD, foi possível obter o mapa de orientações da fase austenita, possibilitando selecionar regiões, onde os pequenos grãos austeníticos tivessem orientações próximas, sugerindo que toda a martensita formada naquela região foi originada de um mesmo grão austenítico. O mapa de orientações e os ângulos de Euler indicando a orientação da austenita foram obtidos no MTEX®.

Na região escolhida, todas as orientações dos grãos de martensita presentes foram utilizadas para fazer as figuras de pólos medidas. Durante a transformação martensítica, 24 variantes tem igual probabilidade de ocorrer, porém devido ao esforço mecânico, algumas dessas variantes podem ocorrer preferencialmente. Dois modelos foram utilizados para prever quais seriam essas variantes, o modelo de Patel-Cohen, apropriado para o estudo da tensão aplicada, e o modelo de Taylor-Bishop-Hill, mais adequado para deformação. Nos dois casos, as simulações foram feitas a partir dos ângulos de Euler φ_1 , Φ e φ_2 dos grãos austeníticos das regiões selecionadas.

Na simulação por Patel-Cohen, foi feita uma adaptação do programa `crystal_habit_poly.f` desenvolvido por Saurabh Kundu [61] disponível no site www.msm.cam.ac.uk/phase-trans, utilizado para comparação de figuras de pólos de poucos grãos. Deste modelo foram calculadas as variantes de martensita com energia de interação positiva que foram importadas, na forma de documento de texto para o MTEX®, e assim obtidas as figuras de pólos calculadas.

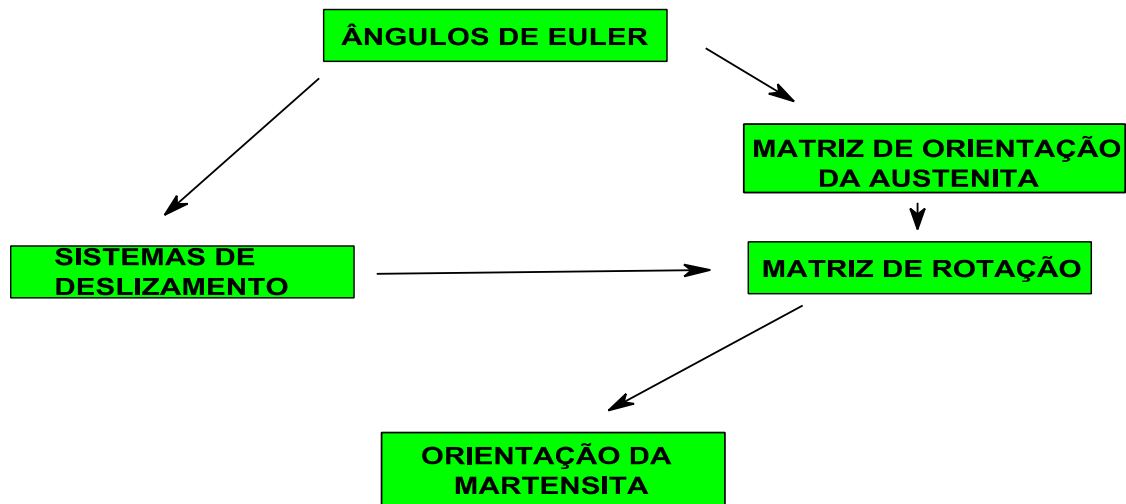
Na simulação por Taylor-Bishop-Hill, determinou-se os sistemas de deslizamento ativos para uma dada orientação de austenita. Cada sistema de deslizamento corresponde a um eixo, em torno dos quais – sistemas ativos - a orientação da austenita sofre uma rotação de 90°, resultando em 12 ou 16 variantes de martensita, cujo os dados foram importados na forma de documento de texto para o MTEX®, e obtidas as figuras de pólos calculadas.

O programa utilizado para o modelo de Taylor-Bishop-Hill foi o `Taylor.m`, desenvolvido pelo autor desta tese na linguagem de programação MATLAB®, usando

como referência o livro *The Mechanics of Crystals and Textured Polycrystals* [37] e o modelo desenvolvido por Viana et al [27].

O passo a passo simplificado para determinar as variantes preferenciais pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill é mostrado na figura 19, logo abaixo:

Figura 19 – Seqüência de cálculos para a obtenção das variantes pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill.



Fonte: autor (2014).

Um dos resultados intermediários obtidos pelo programa foram os fatores de Taylor (m), calculados pelo programa para os vértices da figura de pólos inversa encontrada na literatura [37] mostrados na tabela 9.

Tabela 9 – fatores de Taylor calculados pelo programa

m	Theta (°)	Phi (°)
2,449	0	0
3,674	45	0
3,674	45	35

Fonte: autor (2014).

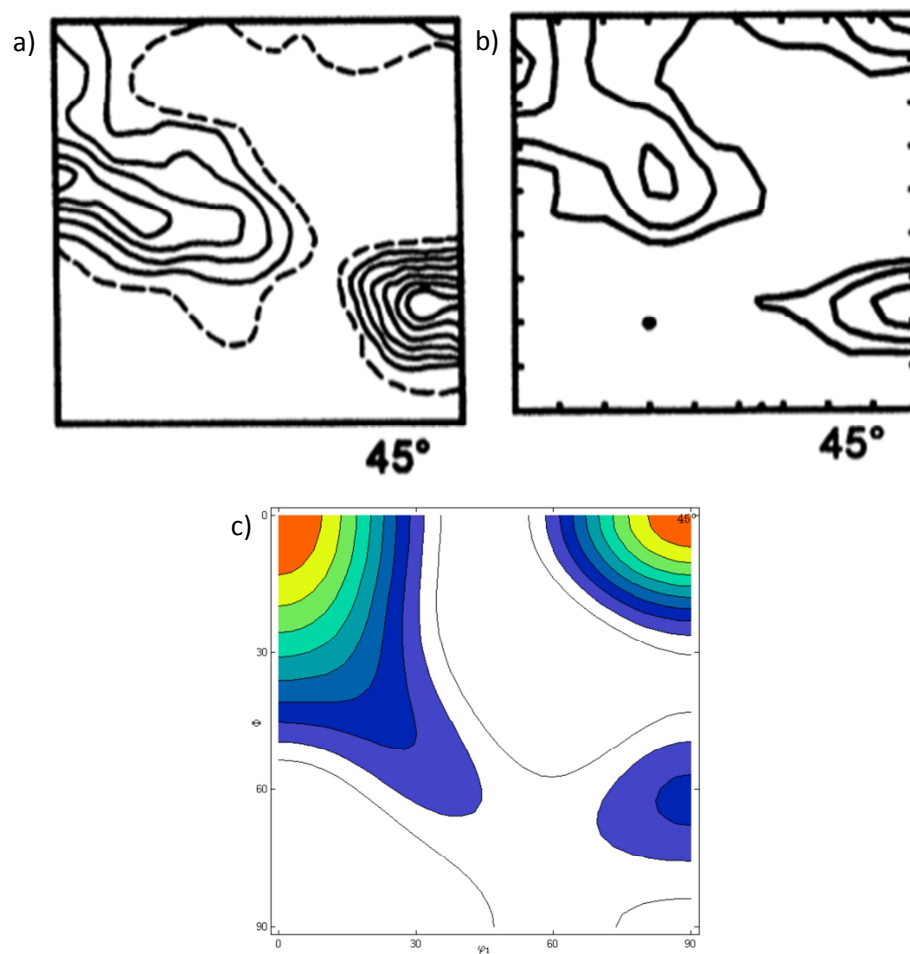
Como mostra a tabela 9, os resultados obtidos pelo programa desenvolvido pelo autor, coincidem com os valores encontrados na literatura.

A partir dos sistemas de deslizamento obtidos no programa, os eixos em torno dos quais a austenita é girada são calculados para se obter a orientação de martensita. Como nem todas os sistemas de deslizamento são ativados, haverá somente 12 ou 16 variantes selecionadas nessa etapa dentre as 24 de Kurdjumov-Sachs.

Com este programa é possível obter, os ângulos de Euler da martensita a partir de uma ou várias orientações de austenita, bem como as matrizes de orientação e rotação, e o trabalho sobre a matriz de cada variante.

Para comprovar a acuracidade dos cálculos feitos pelo programa foi considerada uma orientação de austenita inicial Copper e Brass, com intensidades de acordo com os dados experimentais obtidos para uma liga Fe-30%Ni laminada 90% a frio, a mesma que foi utilizada por Viana et al [62] para validar o seu modelo. Tal resultado é apresentado na figura 20 a seguir, validando o programa, em (a) é mostrada a seção $\phi_2 = 45^\circ$ da textura experimental em (b) o resultado predito por VIANA et al e em (c) a simulação obtida pelo programa que foi feito pra este trabalho, vê-se que as previsões são próximas da medida experimental.

Figura 20- (a) medida experimentalmente (b) predita por Viana et al. (c) simulação do autor



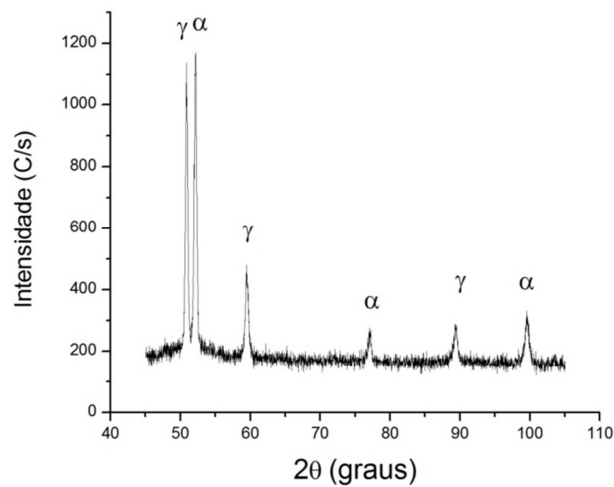
Fonte: autor (2014).

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Quantificação por DRX

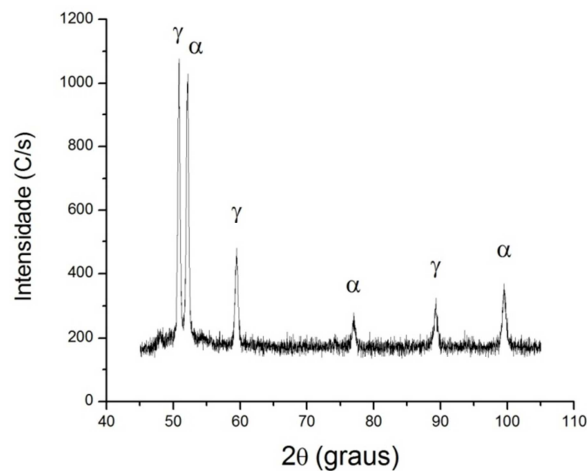
Com o tratamento isotérmico em 650°C durante 8 horas, os difratogramas de raios-x mostram o surgimento da fase austenita, como indicado nas figuras 21.a 25, sem o tratamento vê-se somente um pequeno pico da fase martensita conforme a figura 26.

Figura 21 - Varredura por difração de Raios-x da amostra MCR super-envelhecida



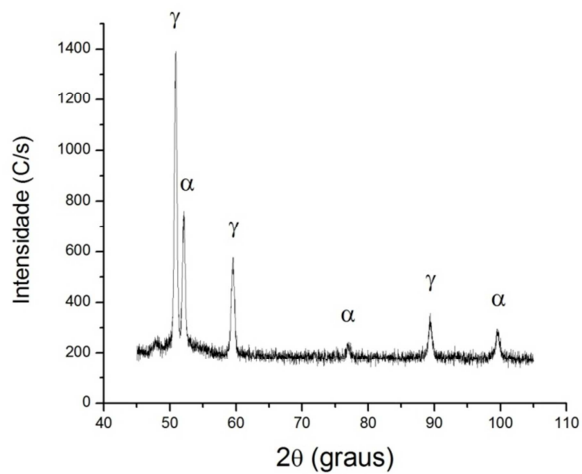
Fonte: autor (2014).

Figura 22 - Varredura por difração de Raios-x da amostra Mt300CLE super-envelhecida.



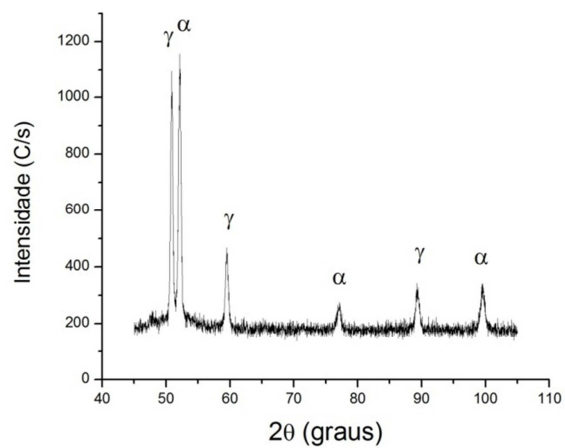
Fonte: autor (2014).

Figura 23 - Varredura por difração de Raios-x da amostra Mt400C0,1 super-envelhecida



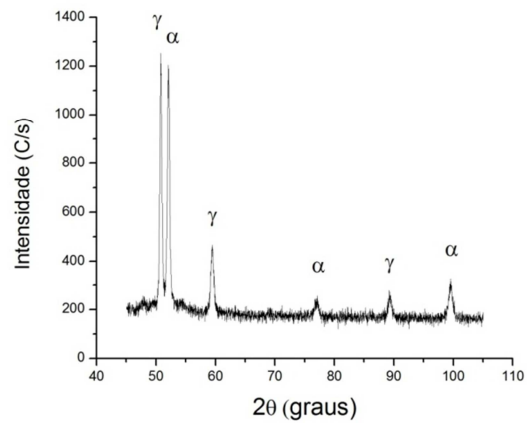
Fonte: autor (2014).

Figura 24 - Varredura por difração de Raios-x da amostra Mt600C0,1 super-envelhecida



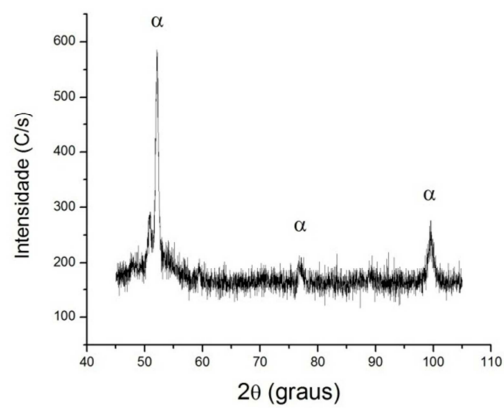
Fonte: autor (2014).

Figura 25 - Varredura por difração de Raios-x da amostra Mt600C0,2 super-envelhecida



Fonte: autor (2014).

Figura 26 - Varredura por difração de Raios-x da amostra Mt400C0,2 sem super-envelhecimento.



Fonte: autor (2014).

Nas varreduras de Raios-x, os picos representam os planos cristalográficos que satisfazem a lei de Bragg, cada pico corresponde a um plano, e um pico ou um conjunto de picos está associado a uma determinada fase, assim podem-se determinar as fases presentes pelo difratograma de uma amostra.

Nos difratogramas das amostras super-envelhecidas são observados três picos da fase austenita γ e três picos da fase martensita α . Os picos de austenita tem alta intensidade, confirmando a presença da fase austenita após o tratamento térmico. Nas amostras com super-envelhecimento, quanto maior o tempo de envelhecimento, maior a intensidade integrada de austenita.

Utilizando o método da comparação direta nos picos encontrados nas varreduras de raios-x a tabela 10 foi construída, que indica a fração de cada fase.

Tabela 10 - fração de fases método direto

Amostras	Austenita (% volume)	Martensita (% volume)
MRC	54,45	45,55
Mt300CLE	57,16	42,84
Mt400C0,1	63,97	36,03
Mt600C0,1	55,99	44,01
Mt600C0,2	58,75	41,25

Fonte: autor (2014).

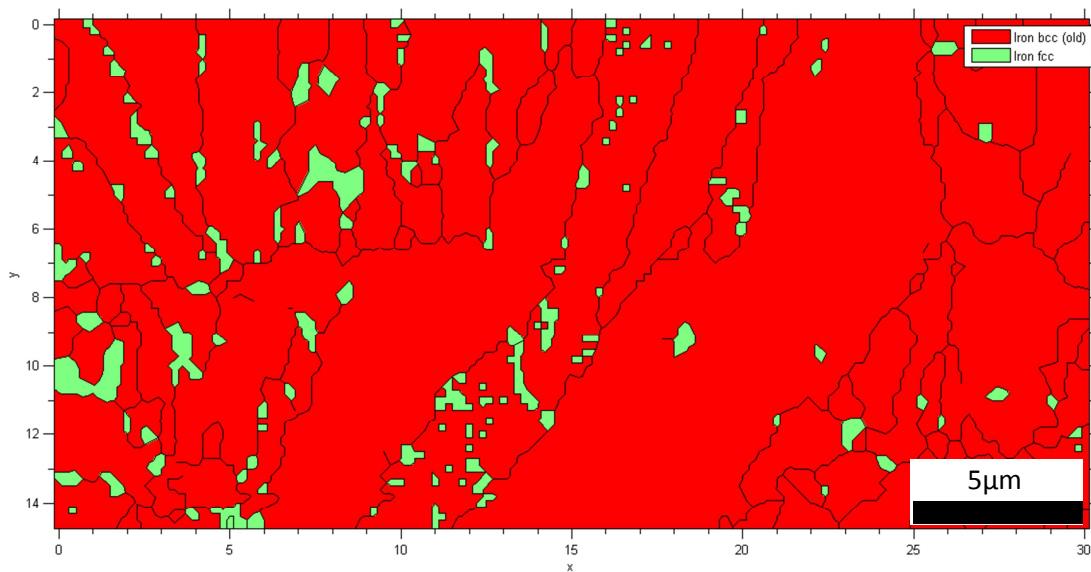
A fração volumétrica calculada pelo método direto foi calculada considerando fatores de espalhamentos iguais para a austenita e martensita, esses fatores dependem da composição química e variam de fase para fase, contudo como já foi encontrado em trabalhos anteriores, essa diferença fica em torno de 3% a 7%, quando se compara a quantificação com fatores de espalhamento diferentes [58], um valor pequeno, principalmente porque nesse trabalho este resultado é utilizado primordialmente para demonstrar o surgimento da fase austenita.

5.2 Quantificação por EBSD

5.2.1 Amostras ensaiadas por compressão

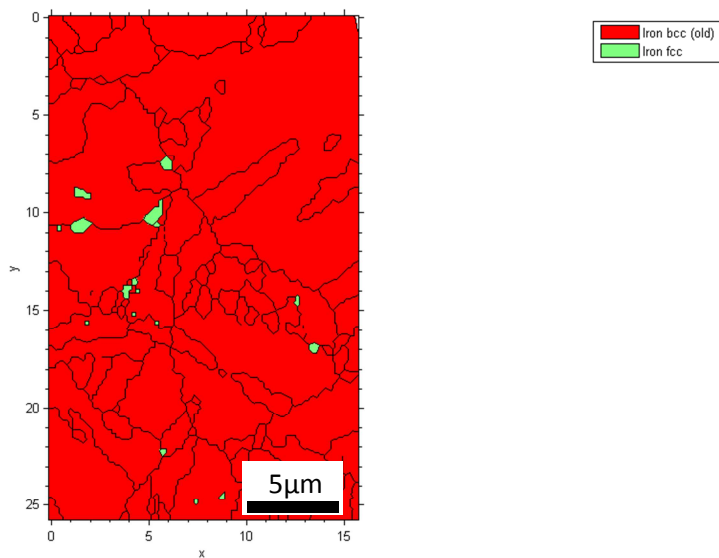
Outro meio utilizado para quantificar as fases nas amostras foi o EBSD. Nas figuras 27 a 31 têm-se os mapas de fases das amostras de compressão. A partir dos mapas de fases, obteve-se a quantidade de cada fase, pelo programa MTEX®, apresentada na tabela 3. Nos mapas obtidos, com região de aproximadamente $15 \times 30 \mu\text{m}$, a cor verde representa a austenita e o vermelho a martensita. As medidas para as amostras comprimidas foram obtidos pelo sistema Channel5 HKL, neste sistema a confiança da medida é dada pelo MAD (mean angle deviation), que deve ser menor do que 1, para ser aceitável. Nas simulações das amostras comprimidas foram consideradas somente as orientações de austenita com MAD inferior a 1, para assegurar a qualidade dos dados utilizados. A tabela 11 mostra a fração da fase austenita e a indexação.

Figura 27 – Mapa de fases para a amostra Mt300CLE



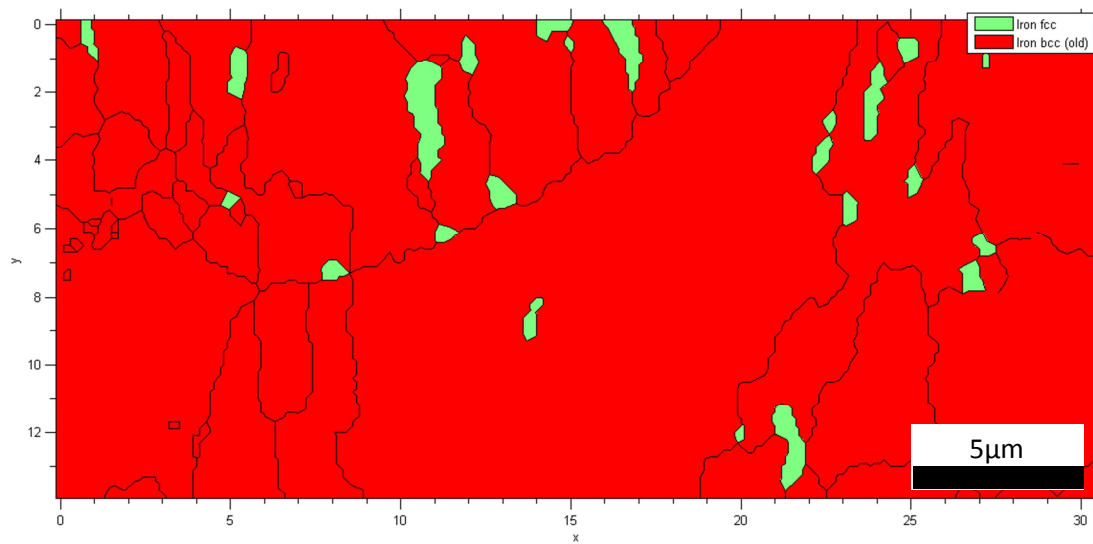
Fonte: autor (2014).

Figura 28 – Mapa de fases para a amostra Mt400C0,1



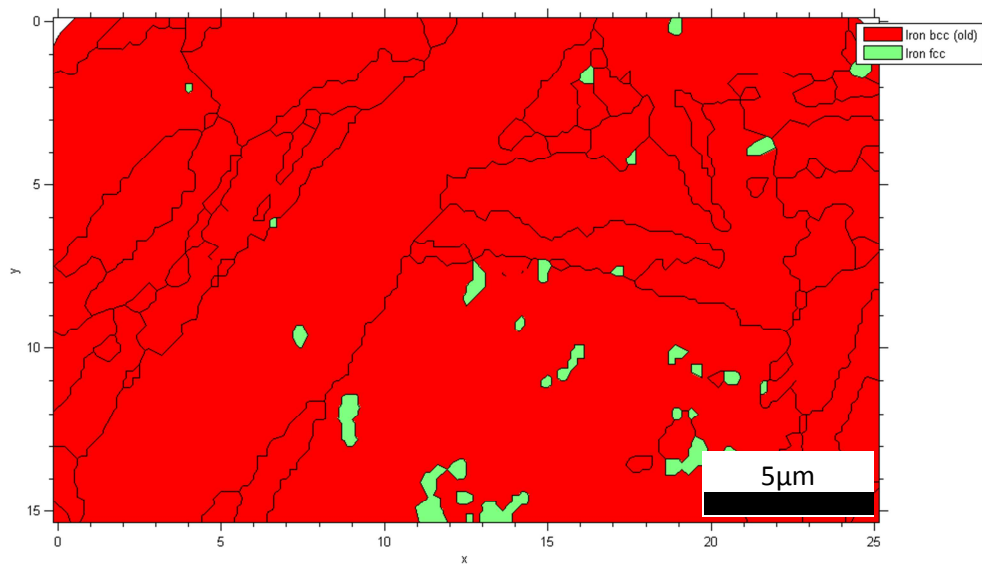
Fonte: autor (2014).

Figura 29 – Mapa de fases para a amostra Mt400C0,2.



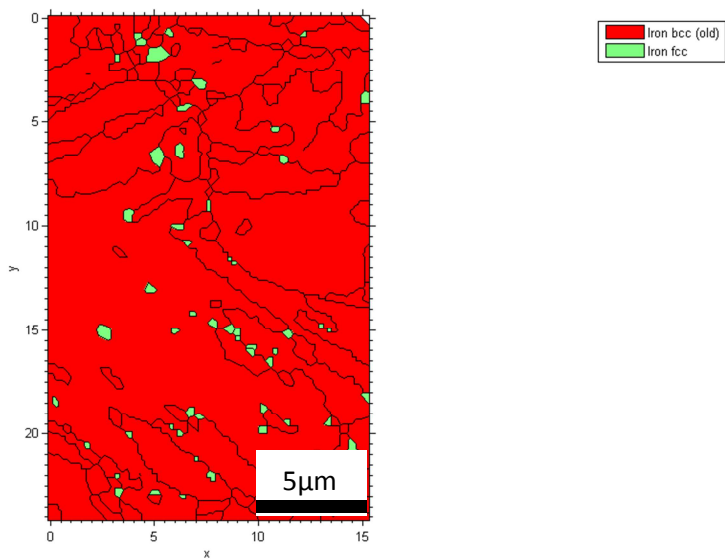
Fonte: autor (2014).

Figura 30 – Mapa de fases para a amostra Mt600C0,1



Fonte: autor (2014).

Figura 31 – Mapa de fases para a amostra Mt600C0,2.



Fonte: autor (2014).

Tabela 11- Fração da fase austenita e indexação na amostras de compressão.

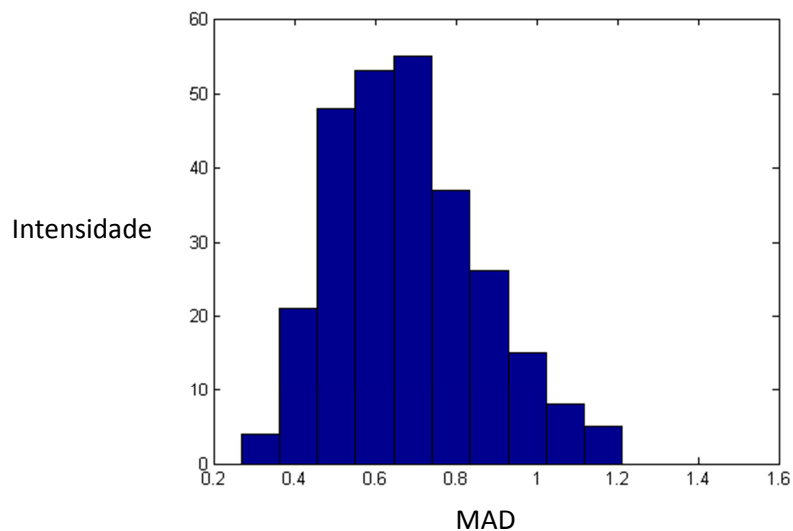
Amostras	Fração de fase austenita (%)	Indexação (%)
Mt300CLE	3,72	65,45
Mt400C0,1	0,58	67,78
Mt400C0,2	1,64	77,32
Mt600C0,1	1,34	63,10
Mt600C0,2	1,39	63,86
Média	1,73	67,50

Fonte: autor (2014).

A figura 27 mostra o mapa de fase da amostra sob efeito da tensão aplicada por compressão abaixo do limite de escoamento, as figuras 28 a 31 mostram os mapas de fases das amostras deformadas antes de ocorrer a transformação. Nestas figuras a região em vermelho corresponde a fase martensita, a região verde mostra os locais onde a fase austenita revertida se precipitou após o tratamento de super-envelhecimento. A tabela 11 mostra que a fração de austenita é bem abaixo daquela encontrada pelo método direto, em média, por volta de 1,7%. Essa grande diferença pode ser devido a localização da austenita, que é encontrada principalmente nos contornos de grãos, onde a indexação é baixa, a indexação ocorre quando um ponto é identificado como sendo de uma determinada fase. Nessa região, muitos pontos não são identificados como pertencentes a uma fase específica. Em média, o valor indexado é de 67,5%, portanto um valor maior de 30% não é identificado, o que poderia aumentar significativamente a fração de austenita, já que boa parte da região não identificada está localizada no local onde provavelmente a austenita é encontrada. Como foram utilizados apenas pontos com mad inferior a 1 da pequena fração de austenita presente, foram selecionadas regiões onde a austenita estivesse concentrada e com a mesma orientação, então foi estabelecido que essas regiões eram parte de um mesmo grão mãe de austenita que originou a martensita naquela região, isso possibilitou o estudo da seleção de variantes durante a transformação martensítica, pois foi possível utilizar a orientação da austenita para simular a orientação da fase filha, e a orientação medida da martensita foi obtida dos grãos martensíticos presentes nessa mesma região. Para obter uma melhor indexação, e uma área de medida maior,

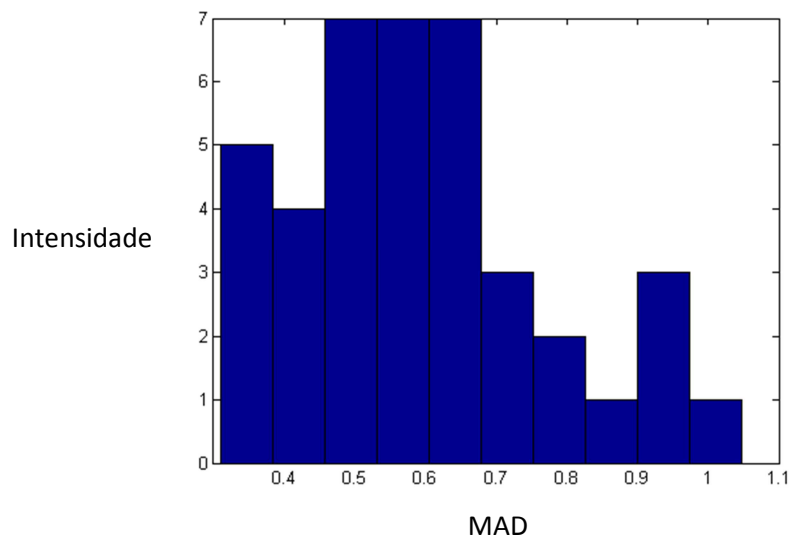
foi utilizado o sistema OIM TSL para a aquisição dos dados de EBSD para as amostras tracionadas. Nas figuras 32 a 36 tem-se os histogramas de MAD para a fase austenita nas amostras ensaiadas por compressão.

Figura 32 - Histograma de MAD de Mt300CLE.



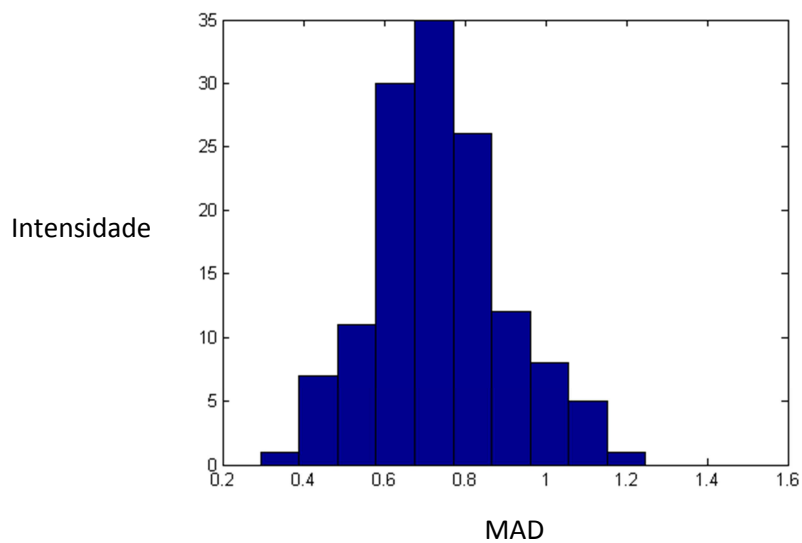
Fonte: autor (2014).

Figura 33 - Histograma de MAD de Mt400C0,1.



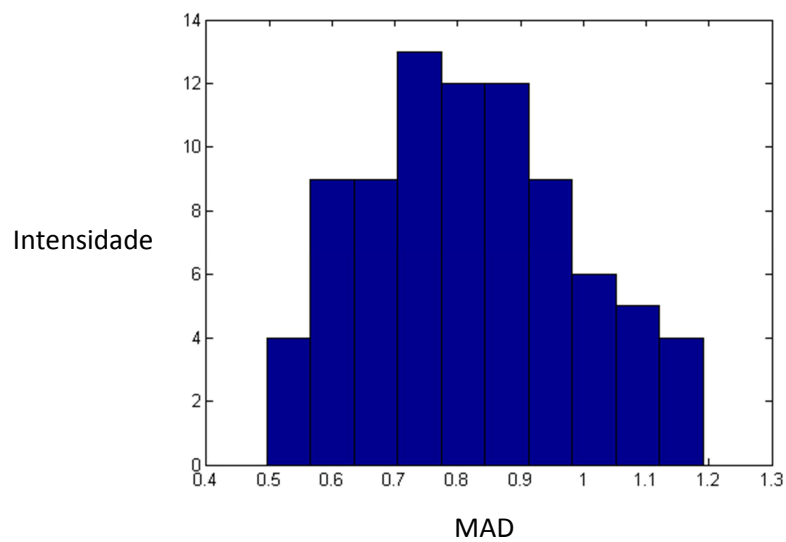
Fonte: autor (2014).

Figura 34 -Histograma de MAD de Mt400C0,2.



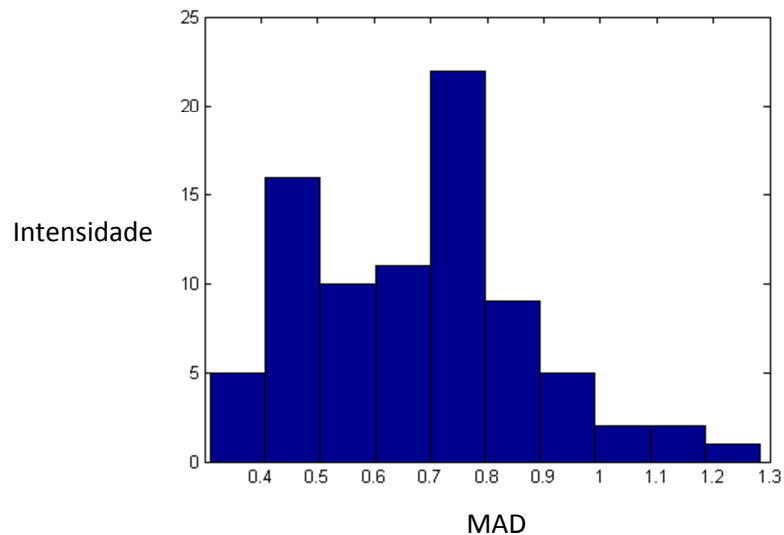
Fonte: autor (2014).

Figura 35 - Histograma de MAD de Mt600C0,1.



Fonte: autor (2014).

Figura 36 - Histograma de MAD de Mt600C0,2.



Fonte: autor (2014).

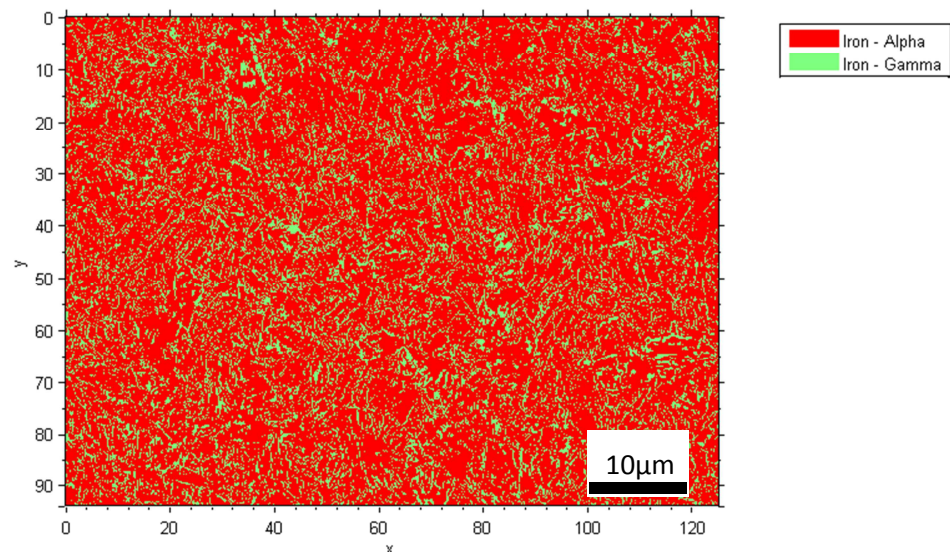
Os histogramas apresentados nas figuras 32 a 36, foram feitos levando em conta a região total em cada amostra nas figuras 27 a 31. Nos histogramas tem-se o MAD em função da quantidade de pontos que apresentam este MAD, esta quantidade de pontos foi definida como intensidade. Os valores de MAD inferiores a 1 são considerados bons e somente eles foram utilizados nas simulações.

Observa-se nos histogramas que em geral o valor do MAD é menor do que 1, logo conclui-se que os pontos verdes no mapa de fases geralmente correspondem a fase austenita.

5.2.2 Amostras ensaiadas por tração

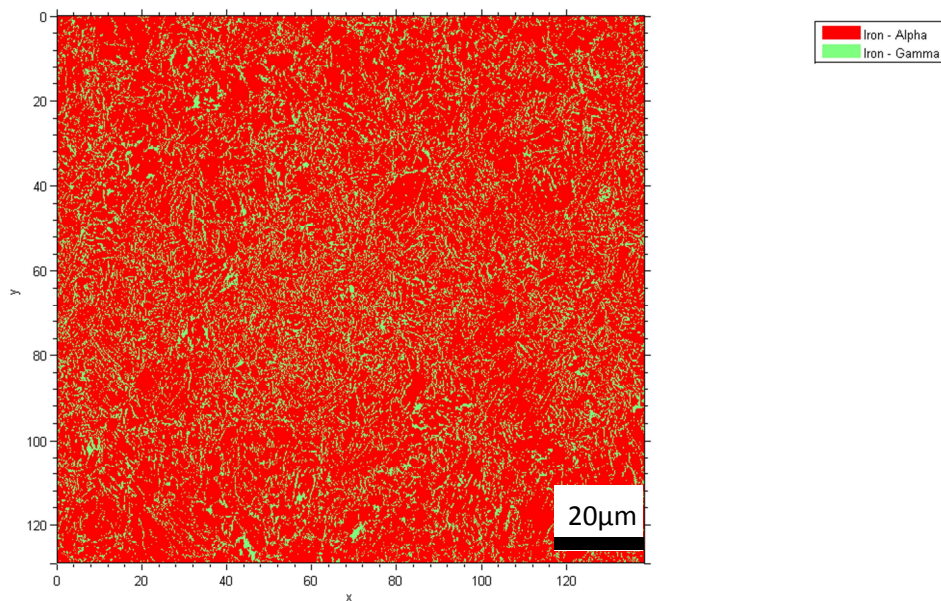
Nas figuras 37 a 41, são mostrados os mapas de fases para as amostras tracionadas, o verde representando a austenita reversa e o vermelho a martensita, essas medidas foram obtidas pelo sistema OIM TSL, neste sistema diferentemente do HKL, todos os pontos são indexados, não necessariamente aqueles com melhor qualidade, resultando numa fração maior da fase austenita, porém a maior parte dessa austenita tem CI (confidence index) menor que 0,1, como é mostrado nos histogramas apresentados nas figuras 42 a 46, e somente valores superiores a 0,1 são considerados bons. A quantidade de cada fase é apresentada na tabela 12, foi obtida em cada amostra tracionada em uma região de aproximadamente 100x120 μm , como pode ser conferido nas figuras 37 a 41, o programa utilizado para a quantificação foi o MTEX®. Para as simulações das amostras tracionadas foram consideradas somente os pontos com CI superior a 0,1.

Figura 37 - Mapa de fases para Mt300TLE.



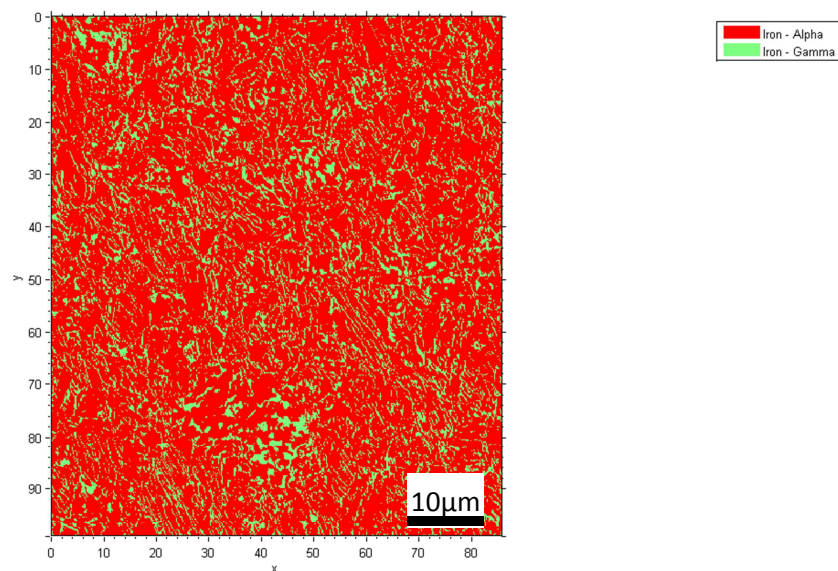
Fonte: autor (2014).

Figura 38 - Mapa de fases para Mt400T0,1.



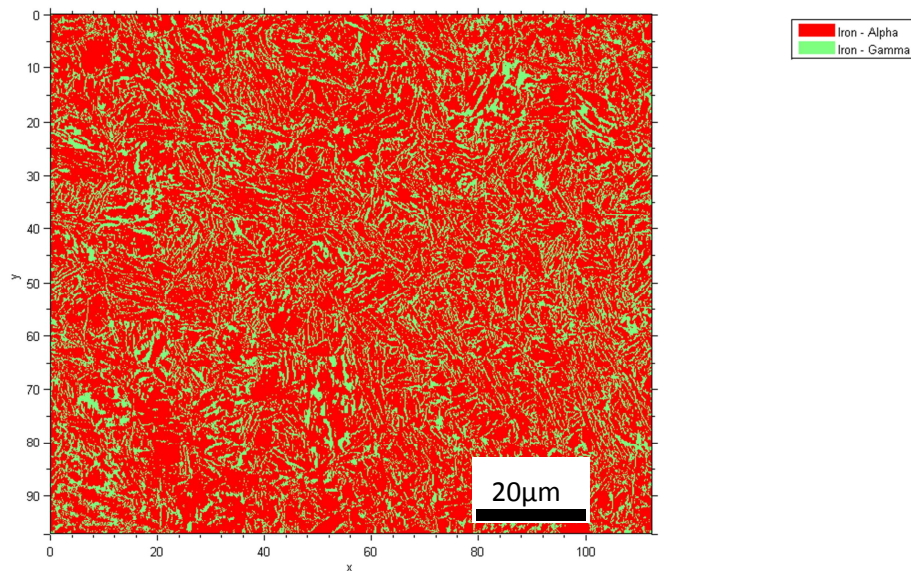
Fonte: autor (2014).

Figura 39 - Mapa de fases para Mt400T0,2.



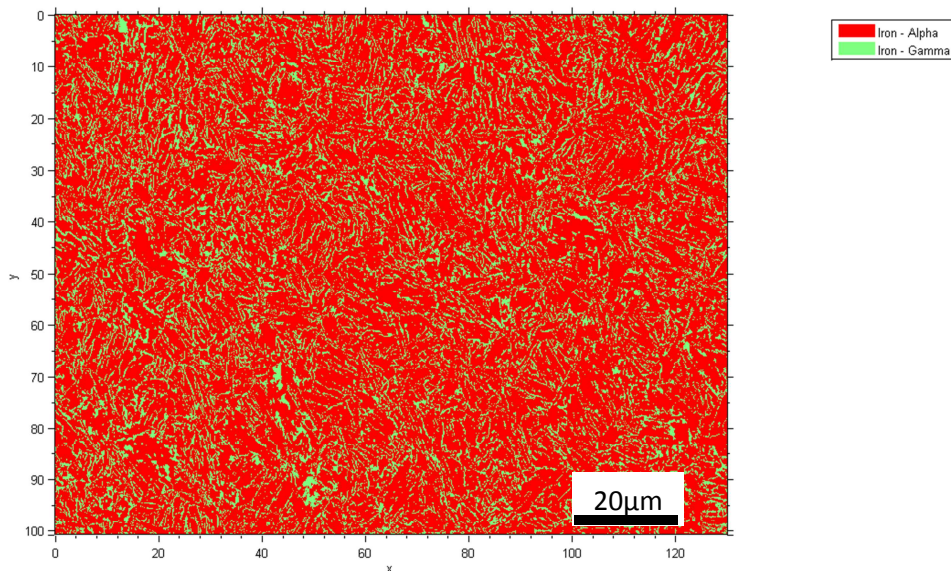
Fonte: autor (2014).

Figura 40 - Mapa de fases para Mt600T0,1.



Fonte: autor (2014)

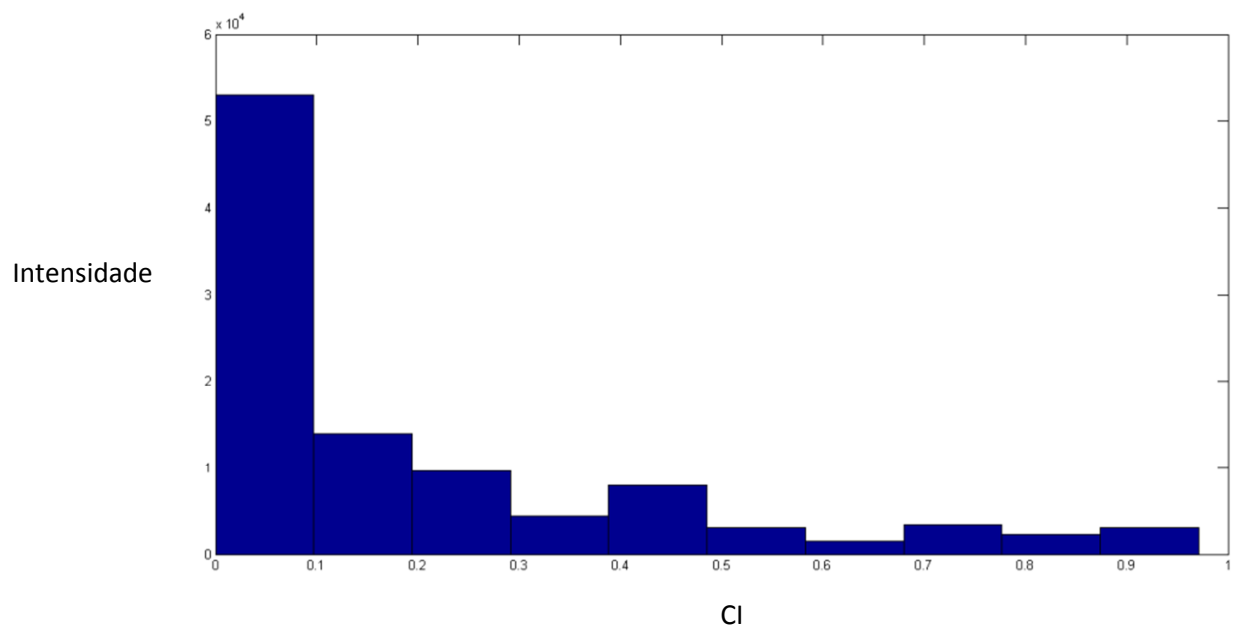
Figura 41 - Mapa de fases para Mt600T0,2.



Fonte: autor (2014).

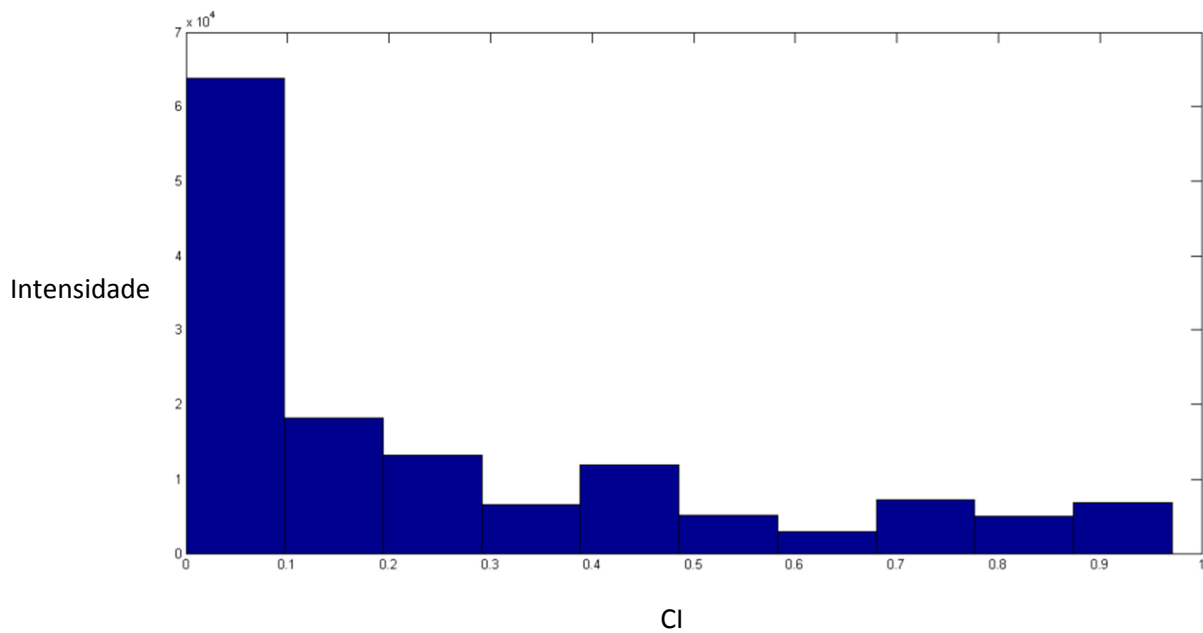
Nas figuras 42 a 46 temos os histogramas de CI para a fase austenita nas amostras ensaiadas por tração.

Figura 42 - Histograma de CI de Mt300TLE.



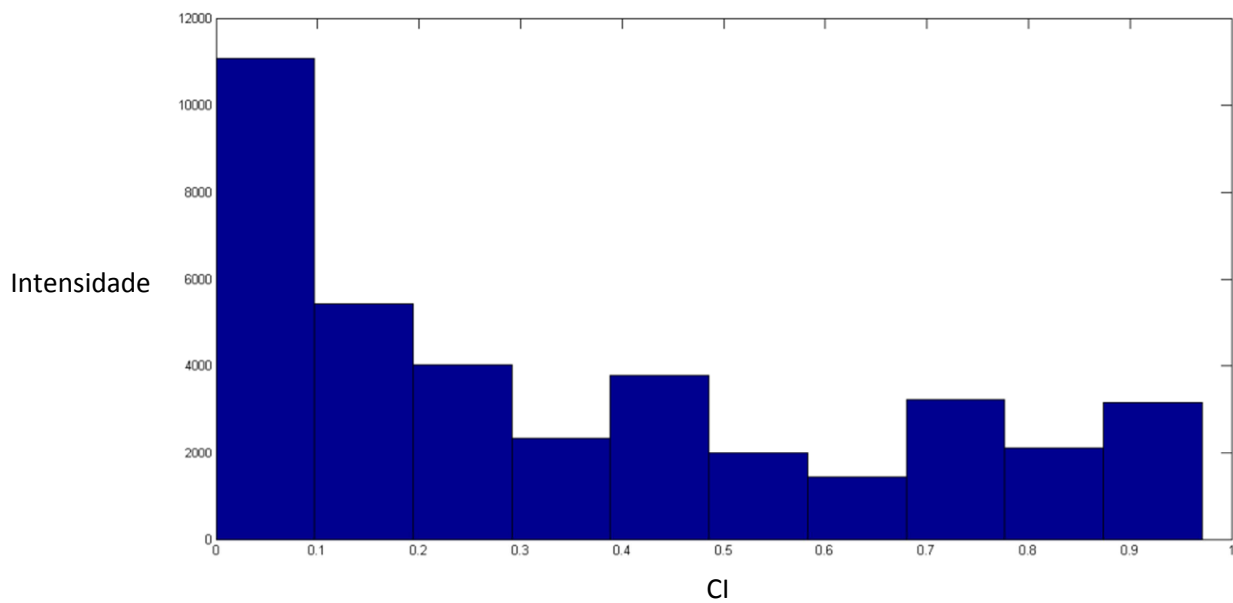
Fonte: autor (2014).

Figura 43 - Histograma de CI de Mt400T0,1.



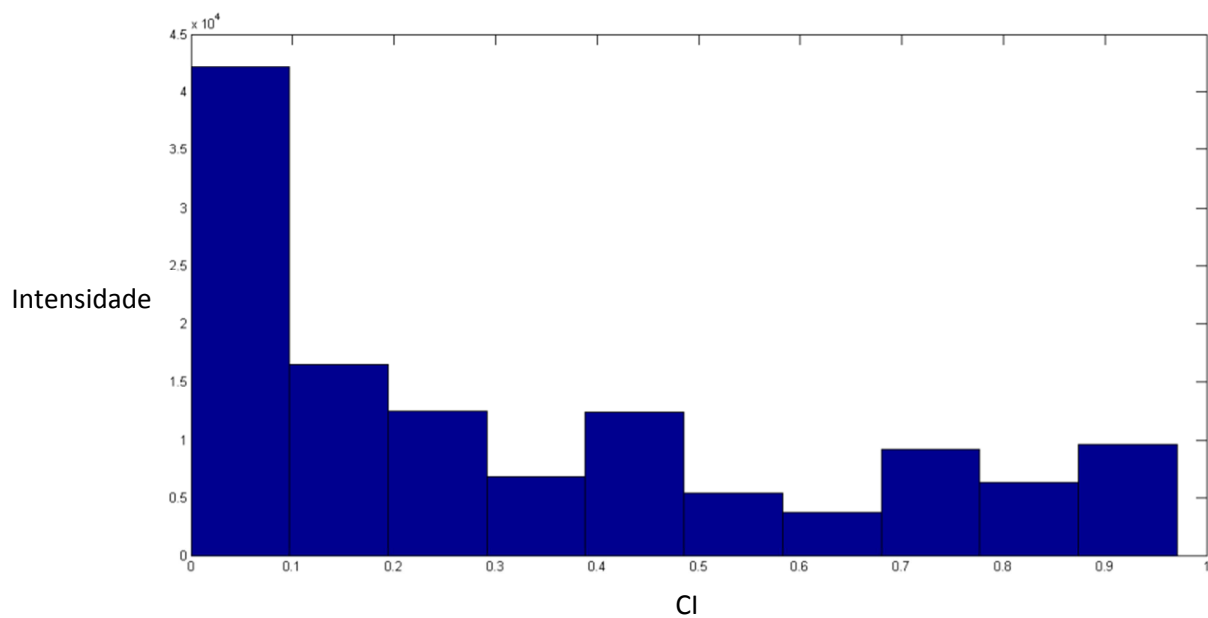
Fonte: autor (2014).

Figura 44 - Histograma de CI de Mt400T0,2.



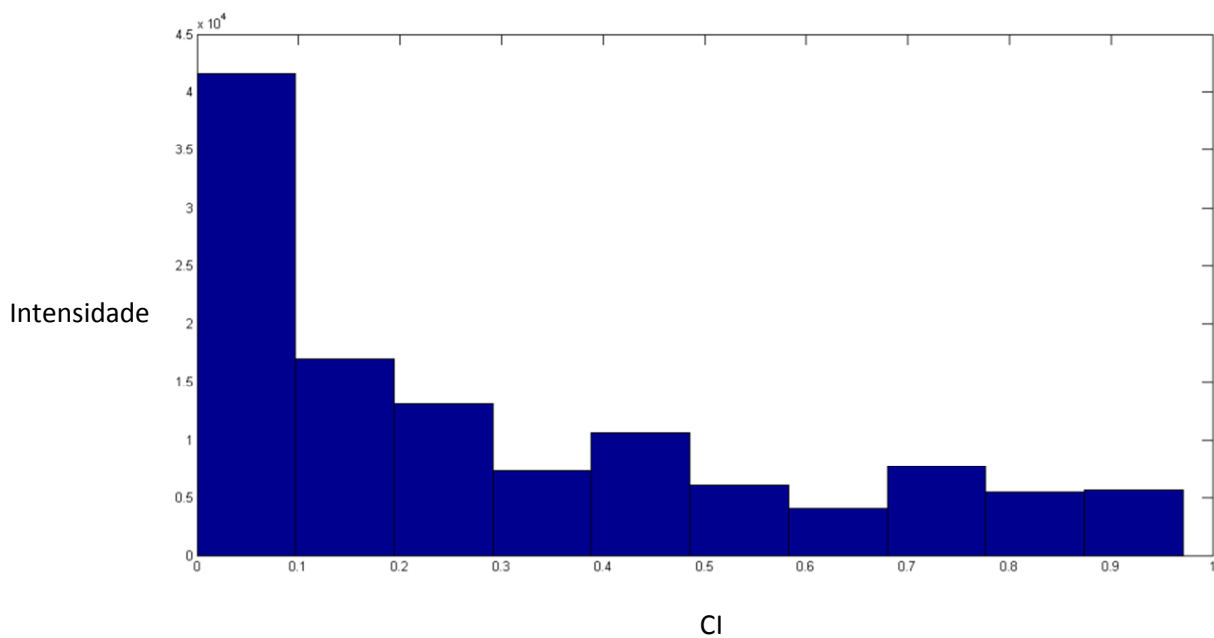
Fonte: autor (2014).

Figura 45 - Histograma de CI de Mt600T0,1.



Fonte: autor (2014).

Figura 46 - Histograma de CI de Mt600T0,2.



Fonte: autor (2014).

Novamente, nos histogramas tem-se o CI em função da quantidade de pontos que apresentam este CI, esta quantidade de pontos foi definida como intensidade.

Observa-se nos histogramas apresentados nas figuras 42 a 46 que a maior parte dos pontos para a fase austenita apresenta valores de CI abaixo de 0,1, que é um índice de confiança baixo para a medida, por este motivo foram selecionados apenas os pontos com CI acima deste valor para o cálculo das simulações.

Abaixo na tabela 12, é mostrada a fração da fase austenita para as amostras tracionadas, este resultado é bem mais próximo do que foi obtido para as amostras comprimidas quando comparado com os valores obtidos por difração de raios-x, mas ainda distante.

Tabela 12 - Fração da fase austenita para tração

Amostra	Fração da fase austenita (%)
Mt300TLE	19,71
Mt400T0,1	17,78
Mt400T0,2	18,14
Mt600T0,1	25,62
Mt600T0,2	20,40
Média	20,33

Fonte: autor (2014).

Deve ser mostrado nas simulações que essa pequena fração de austenita representa satisfatoriamente a fase mãe que deu origem aos grãos de martensita, por isso foram escolhidas regiões onde estivessem presentes, grandes quantidades de austenita com orientações próximas, considerando essa região como um grão de austenita que deu origem a toda a austenita presente nesta região.

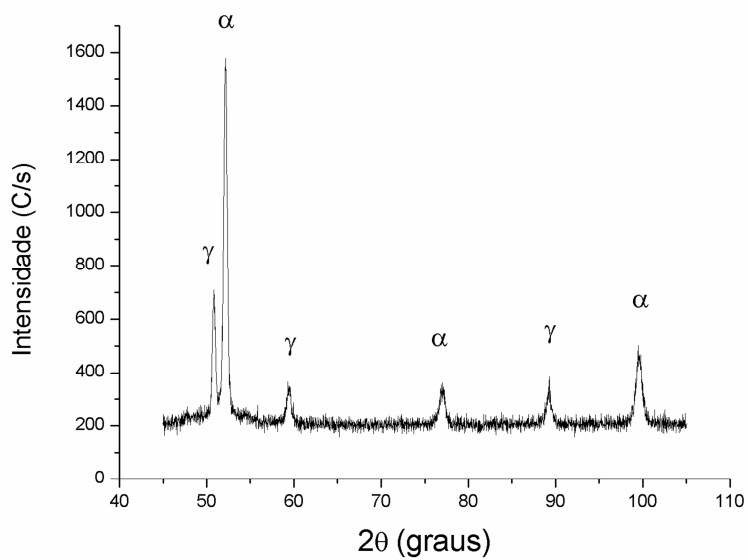
5.3 Efeito memória de textura

Simulações utilizando os modelos estabelecidos foram realizadas, considerando regiões das amostras super-envelhecidas, onde existia grande quantidade de austenita com orientações próximas, considerando que a austenita presente nessa região originou toda a martensita encontrada na mesma. A partir da martensita tem-se a figura de pólos medida, e da orientação da austenita se obtém a figura de pólos simulada.

Se a simulação obtida a partir da austenita revertida considerando todas as 24 variantes para a amostra sem seleção de variantes (sem deformação prévia à transformação e sem tensão aplicada durante a transformação) for equivalente à figura de pólos experimental da martensita, haverá um indicativo de que os precipitados de austenita representam os grãos mães que originaram toda a martensita e indicaria um efeito memória de textura, logo simular a textura da martensita a partir desses precipitados seria razoável e a austenita revertida teria a mesma textura cristalográfica da austenita original.

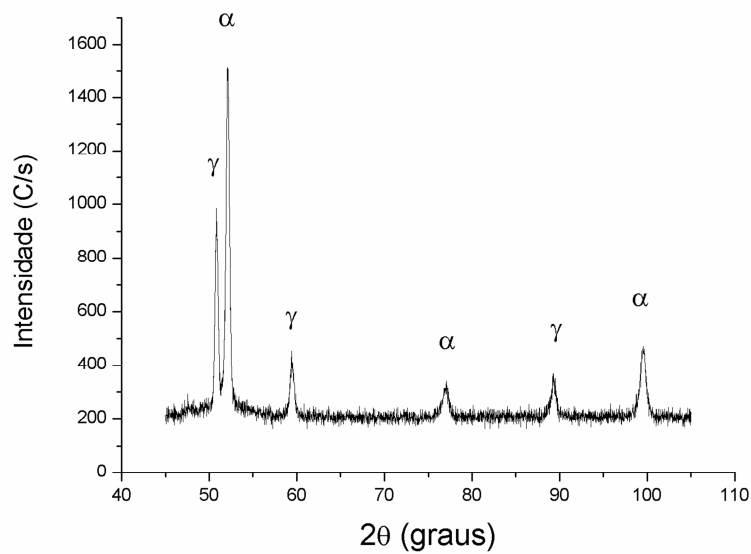
Logo, o primeiro objetivo deste trabalho foi assegurar que a austenita mãe e a austenita revertida tenham a mesma textura cristalográfica. As figuras 47 a 49 mostram as varreduras feitas por difração de raios-X para as amostras super-envelhecidas em 650°C durante 2 horas, 4 horas e 8 horas.

Figura 47 - Varredura de raios-X para a amostra super-envelhecida 2 horas em 650°C.



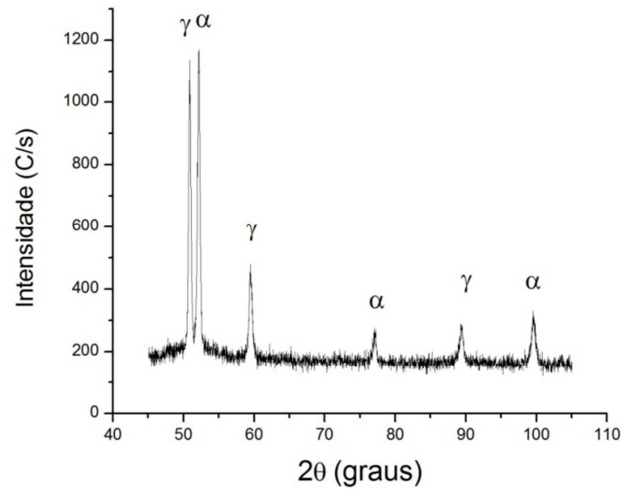
Fonte: autor (2014).

Figura 48 - Varredura de raios-X para a amostra super-envelhecida 4 horas em 650°C.



Fonte: autor (2014).

Figura 49 - Varredura de raios-X para a amostra super-envelhecida 8 horas em 650°C.

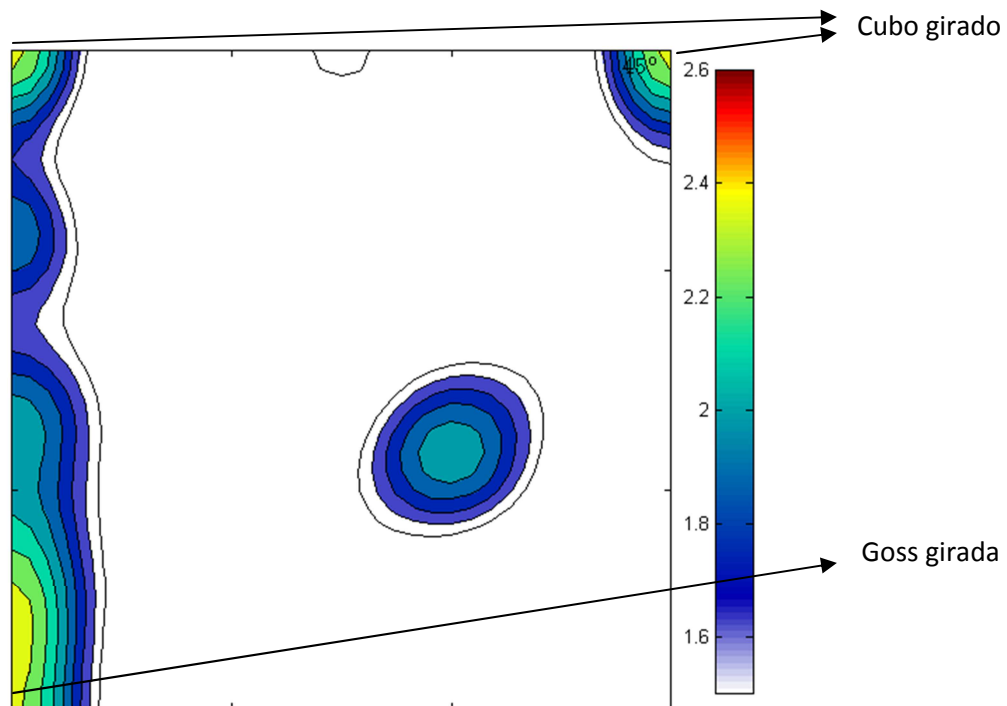


Fonte: autor (2014).

Comparando as varreduras para diferentes tempos de tratamento, ou seja, as figuras 47, 48 e 49, é evidente que há aumento da quantidade da fase austenita com o aumento do tempo de super-envelhecimento, pois a intensidade dos picos de austenita é menor para a amostra super-envelhecida durante 2 horas, essa intensidade aumenta em 4 horas e em 8 horas tem-se a maior intensidade.

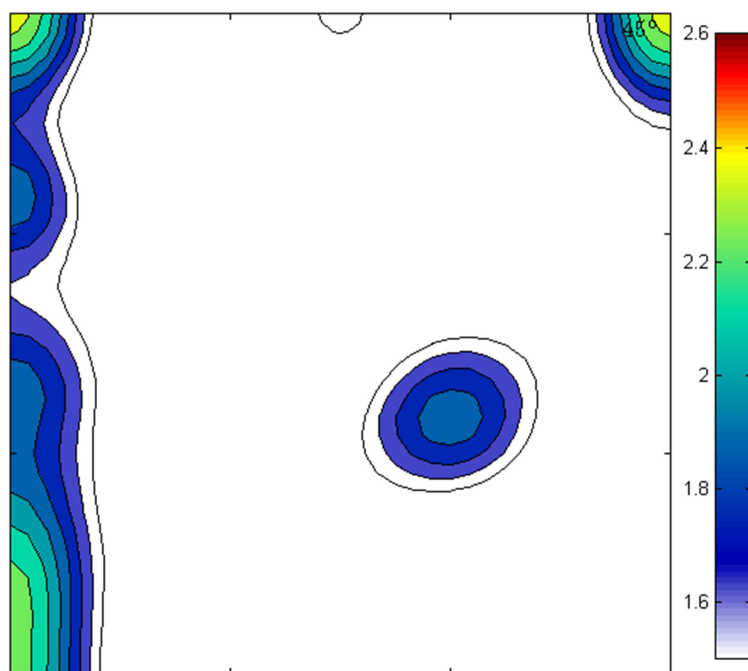
As figuras 50 a 52 mostram a seção $\varphi_2 = 45$ graus da FDOC (função distribuição de orientação cristalográfica) obtidas por difração de Raios-X para a fase martensita das amostras.

Figura 50 - seção $\phi_2 = 45$ graus para a amostra super-envelhecida 2 horas em 650°C.



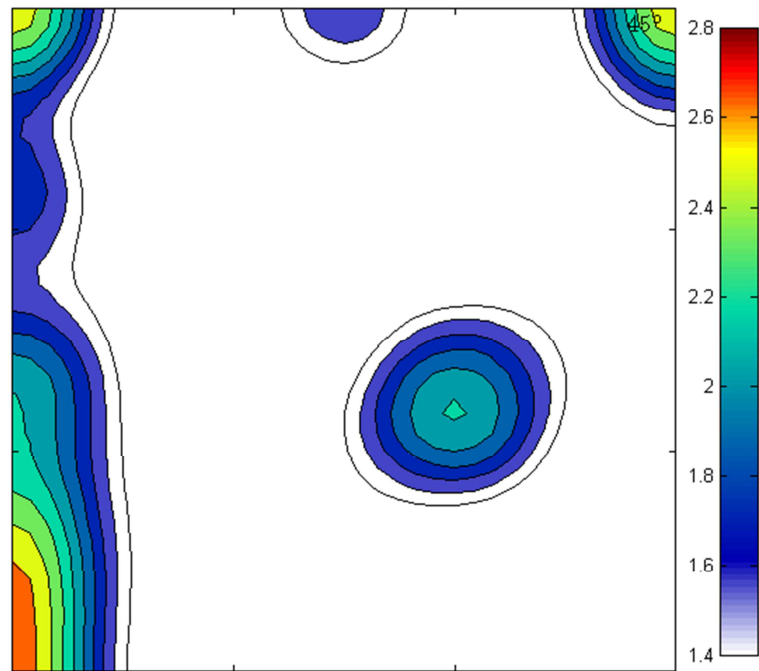
Fonte: autor (2014).

Figura 51 - seção $\phi_2 = 45$ graus para a amostra super-envelhecida 4 horas em 650°C.



Fonte: autor (2014).

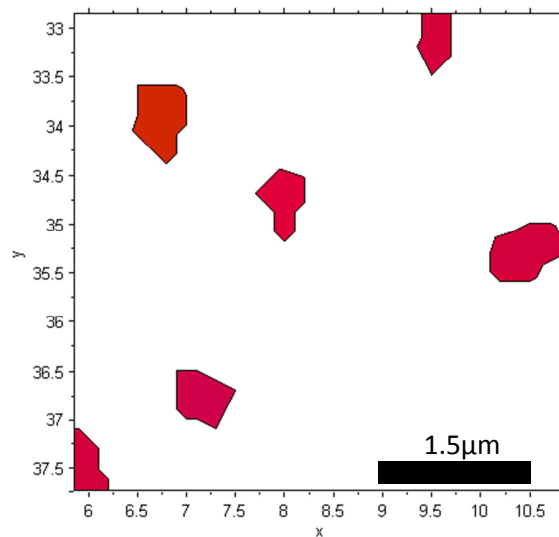
Figura 52 - seção $\varphi_2 = 45$ graus para a amostra super-envelhecida 8 horas em 650°C.



Fonte: autor (2014).

Observando-se as FDOC's mostradas nas figuras 50 a 52, nota-se que as principais componentes de textura para todas as amostras super-super-envelhecidas, são as componentes cubo giradas (0, 0, 45) e (90, 0, 45), goss girada (0, 90, 45) da fibra DL, e a componente cubo no canto (60, 55, 45) na fibra DN. As componentes cubo giradas e a fibra DN e DL são texturas típicas de materiais deformados, como é o caso destas amostras que sofreram compressão. As amostras super-envelhecidas durante 4 e 8 horas apresentaram picos de austenita revertida de maiores intensidades, porém não há mudança significativa na textura cristalográfica da fase martensita, apenas um leve aumento na intensidade da componente goss girada, logo a quantidade de austenita formada não influencia na textura da fase martensita.

Figura 53 - mapa de orientações da fase austenita da região selecionada.

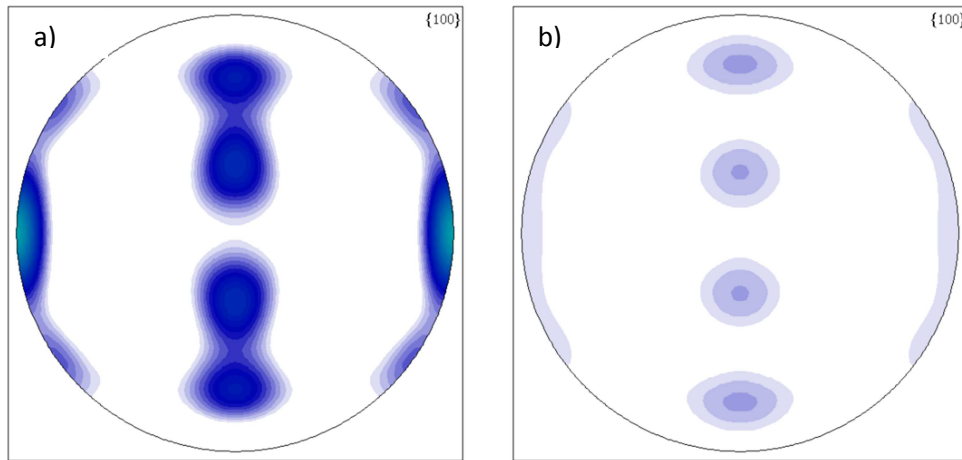


Fonte: autor (2014).

A fig. 53 mostra o mapa de orientações da fase austenita da região selecionada de uma amostra de maraging super-envelhecida por 8 horas em 650°C, resfriada ao ar, sem tensão aplicada durante a transformação ou deformação prévia antes da transformação martensítica. A cor de cada ponto no mapa de orientações é associada à orientação local, de acordo com o triângulo de orientação padrão. O grão selecionado para o estudo é aquele em vermelho na região delimitada, e é sugerido que toda a martensita formada nessa região foi originada a partir deste grão.

A orientação da austenita no grão selecionado foi determinada pelo programa MTEX® e foi representada pelo conjunto de ângulos de Euler $\varphi_1 = 58,8^\circ$, $\Phi = 45,1^\circ$ e $\varphi_2 = 31,5^\circ$. Para executar o cálculo da orientação da martensita resultante da transformação, um conjunto completo de dados cristalográficos é necessário. Infelizmente, para o aço maraging estes dados não estão disponíveis. Então os dados que correspondem a tradicional transformação de maclação $\{259\}_\gamma$ encontrada em aços de alto carbono, Fe-Ni e Fe-Ni-C foram usados.

Figura 54 - Figuras de pólos (a) medida e (b) calculada.



Fonte: autor (2014).

A fig. 54b mostra a figura de pólos calculada (100) da martensita usando a teoria fenomenologia da cristalografia da transformação martensítica e assumindo que todas as 24 variantes estão presentes, ou seja, a seleção de variantes não está atuando. Ela foi comparada com a figura de pólos medida (100) bcc para a mesma região e é apresentada na fig. 54a. Há uma correspondência muito boa entre as figuras de pólos medida e calculada. Estes resultados indicam o fato que a austenita revertida e a austenita mãe tem a mesma textura cristalográfica. É também evidente que não há seleção de variantes nesta transformação.

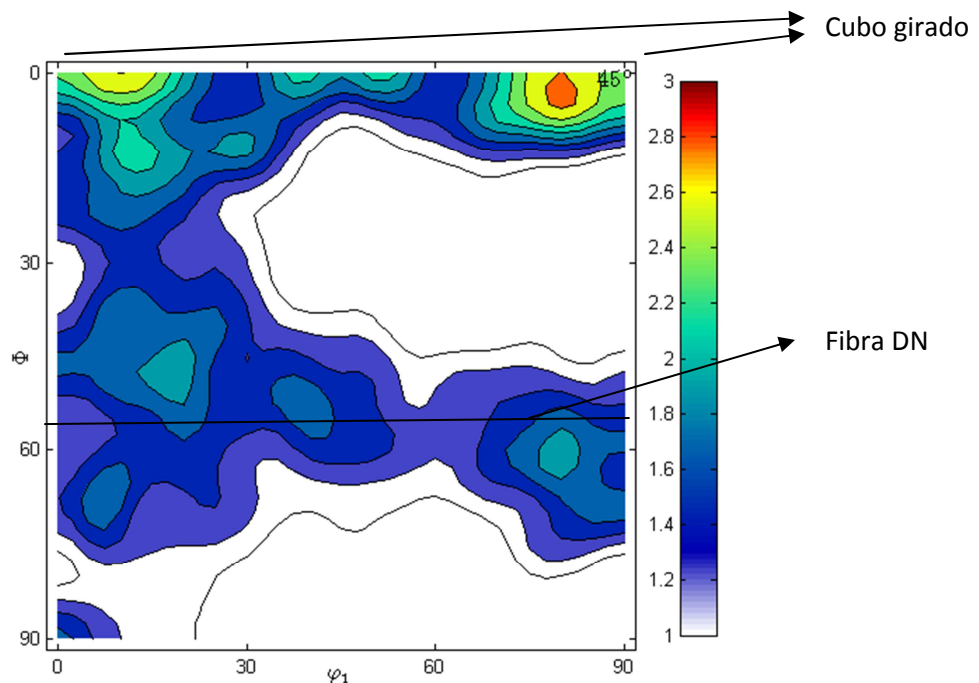
5.4 Seleção de variantes

5.4.1 Amostras Ensaçadas por tração

Primeiramente, antes de iniciar o estudo acerca da influência da tensão aplicada e da deformação prévia no processo de seleção de variantes na transformação martensítica, deve-se mostrar que os processos mecânicos descritos provocam seleção de variantes nas amostras. Nesta seção foram consideradas as amostras tracionadas. As medidas de EBSD utilizadas para o cálculo das FDOC's têm dimensões de aproximadamente $100 \times 120 \mu\text{m}$. Nas figuras 55 a 60 tem-se as FDOC's correspondentes para cada amostra, a seção mostrada é a seção $\varphi_2 = 45^\circ$ para a fase martensita, o programa utilizando para obter as FDOC's foi o MText®.

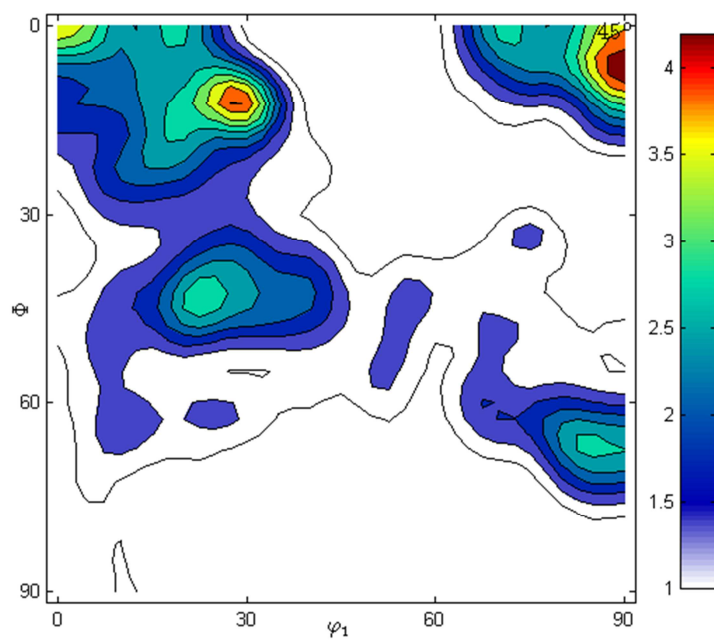
Para que houvesse um parâmetro de comparação, que pudesse mostrar as mudanças ocorridas nas amostras submetidas a esforços mecânicos, foi preparada uma amostra de referência que não sofreu deformação anterior a transformação e nem tensão aplicada durante a transformação, esta amostra foi chamada de MRT.

Figura 55 - seção $\varphi_2 = 45$ graus para a amostra MRT sem super-envelhecimento



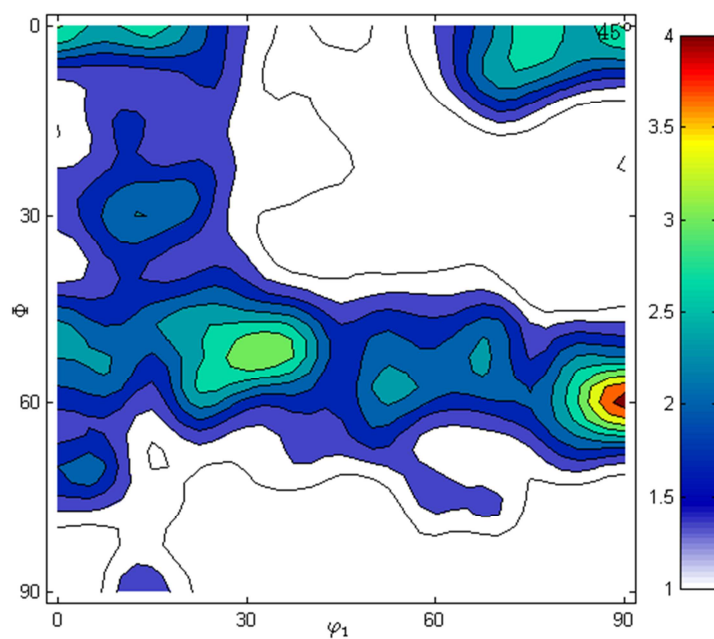
Fonte: autor (2014).

Figura 56 - seção $\varphi_2 = 45$ graus para a amostra Mt300TLE sem super-envelhecimento.



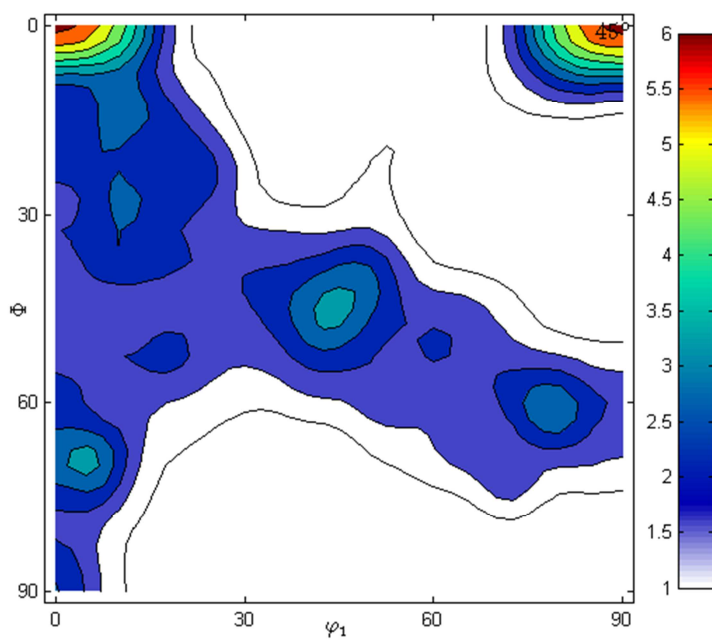
Fonte: autor (2014).

Figura 57 - seção $\varphi_2 = 45$ graus para a amostra Mt400T0,1 sem super-envelhecimento.



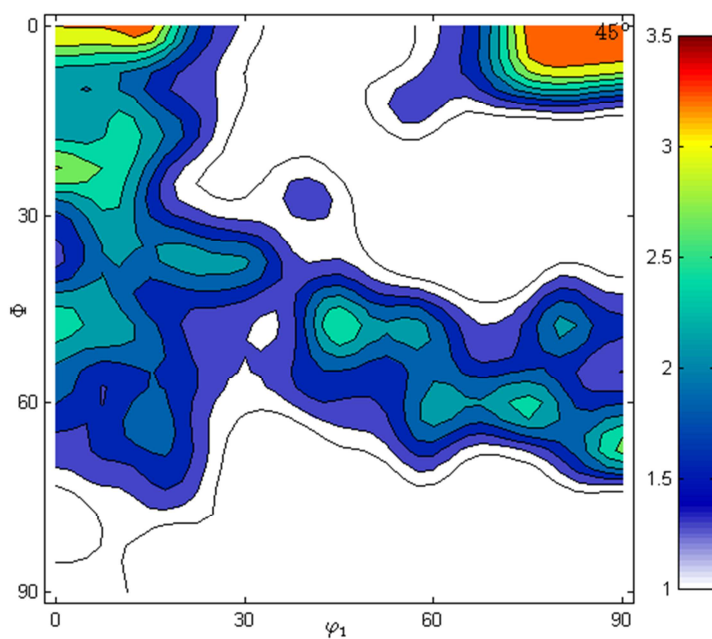
Fonte: autor (2014).

Figura 58 - seção $\varphi_2 = 45$ graus para a amostra Mt400T0,2 sem super-envelhecimento.



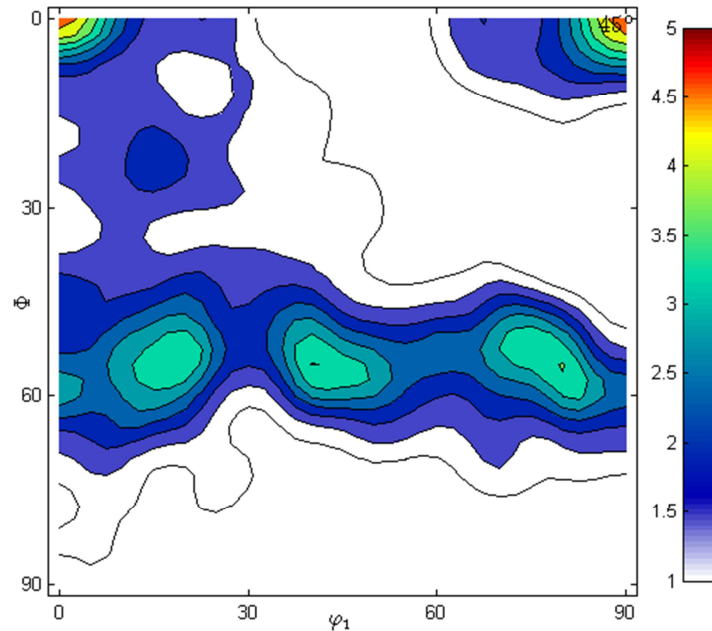
Fonte: autor (2014).

Figura 59 - seção $\varphi_2 = 45$ graus para a amostra Mt600T0,1 sem super-envelhecimento.



Fonte: autor (2014).

Figura 60 - seção $\varphi_2 = 45$ graus para a amostra Mt600T0,2 sem super-envelhecimento.



Fonte: autor (2014).

Analisando todas as FDOC's, as principais componentes de textura observadas são as cubo giradas $[(0^\circ, 0^\circ, 45^\circ), (90^\circ, 0^\circ, 45^\circ)]$ e a fibra DN ($\Phi = 55^\circ$), componentes típicas de deformação para um material CCC [18]. Vê-se que com a aplicação da tensão de tração inferior ao limite de escoamento durante a transformação, a intensidade das componentes cubo giradas se torna maior, e a intensidade dessas componentes se torna ainda maior com o aumento da deformação prévia, isto indica que uma seleção de variantes pode estar acontecendo devido ao esforço mecânico atuante.

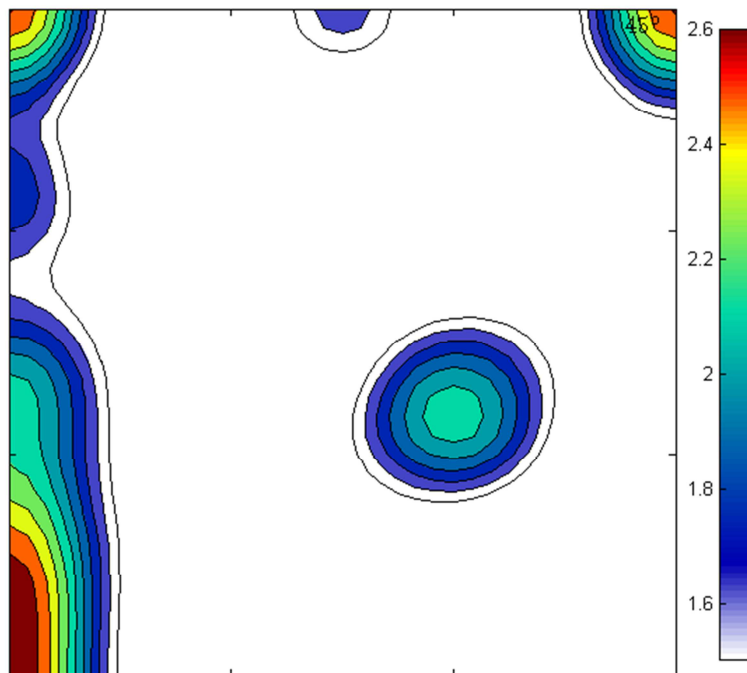
A amostra Mt300TLE, a qual sofreu transformação sob tensão constante inferior ao limite de escoamento, apresenta a componente cubo girada mais forte em relação à amostra de referência, esta componente é originada da componente cubo da austenita, a amostra de referência não apresenta a componente cubo. As amostras Mt400T0,1, Mt400T0,2, Mt600T0,1, Mt600T0,2, mostradas nas figuras 57 a 60, foram deformadas em 400°C e 600°C , nesses casos a intensidade da componente cubo girada na FDOC

da martensita é ainda mais forte que a encontrada nas amostras anteriores, pois esta componente se formou a partir de duas componentes, as componentes Brass e Copper.

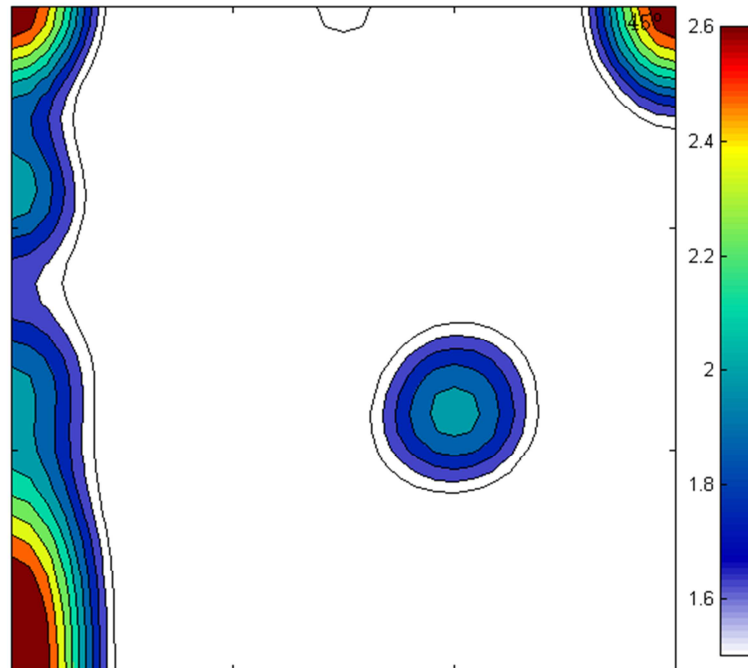
5.4.2 Amostras ensaiadas por compressão

Após o tratamento de super-envelhecimento na temperatura de 650°C durante 8 horas, há o surgimento da fase austenita nas amostras, a fase austenita continua presente mesmo após o resfriamento posterior até a temperatura ambiente, como constatado na varredura por difração de Raios-X. Obtendo-se a textura da fase martensita, a fase predominante, observar-se-á, se diferentes esforços mecânicos influenciam a textura da fase martensita, indicando a presença de seleção de variantes. Nas figuras 60 a 65 exibidas abaixo são mostradas a seção de $\varphi_2 = 45^\circ$ das FDOC's da fase martensita das amostras comprimidas, neste caso, para o cálculo destas FDOC's foram consideradas três figuras de pólos obtidas por difração de Raios-X. A FDOC da amostra de referência foi comparada com as FDOC's da amostras ensaiadas, para verificar o fenômeno de seleção de variantes. Estas FDOC's foram geradas pelo programa MTEX®.

Figura 61 - Seção φ_2 igual a 45° para a amostra MRC.



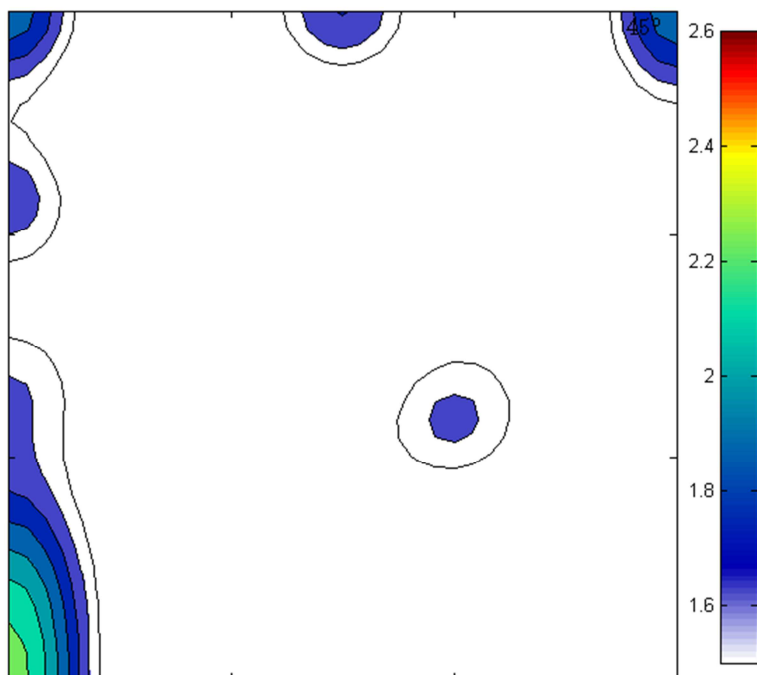
Fonte: autor (2014).

Figura 62 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra Mt300CLE.

Fonte: autor (2014).

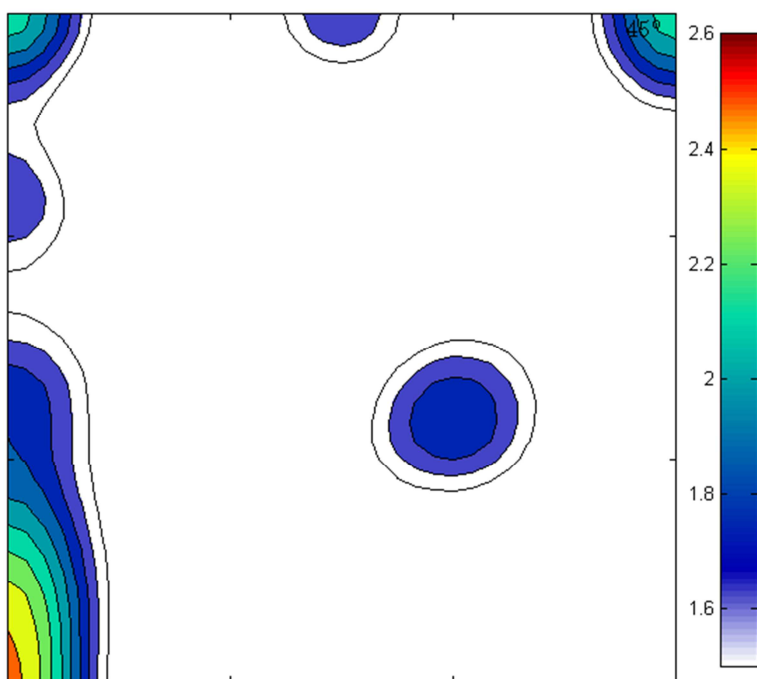
A figura 61 apresenta a amostra MRC, amostra de referência para a compressão, as principais componentes de textura presentes são as componentes cubo giradas $(0, 0, 45)$ e $(90, 0, 45)$, goss girada $(0, 90, 45)$ da fibra DL, e a componente cubo no canto $(60, 55, 45)$ na fibra DN. As componentes cubo giradas e a fibra DN e DL são texturas de deformação. Na figura 62 têm-se a amostra Mt300CLE, nela tensão abaixo do limite de escoamento é aplicada, havendo intensificação das componentes cubo giradas.

Figura 63 - Seção φ_2 igual a 45° para a amostra Mt400C0,1.



Fonte: autor (2014).

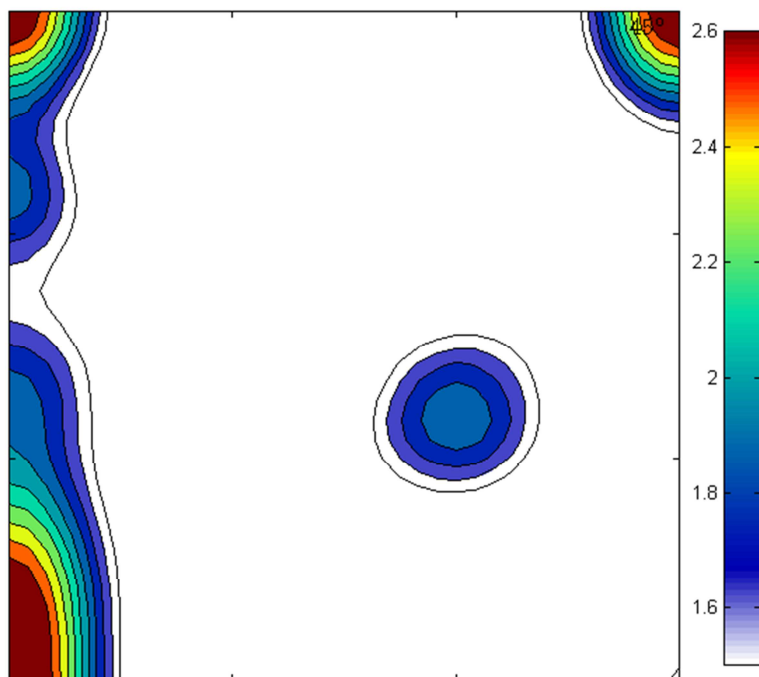
Figura 64 - Seção φ_2 igual a 45° para a amostra Mt400C0,2



Fonte: autor (2014).

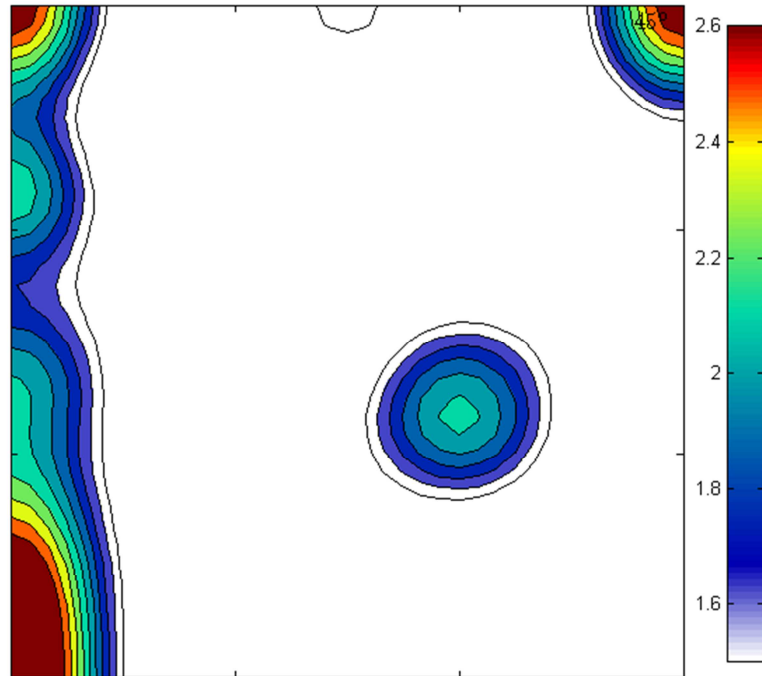
Para amostras sujeitas a pequenas deformações, as componentes de textura encontradas são as mesmas encontradas nas amostras MRC e Mt300CLE. No caso das amostras deformadas na temperatura de 400°C, Mt400C0,1 e Mt400C0,2, mostradas nas figuras 63 e 64, as componentes cubo giradas e goss girada são encontradas com intensidade menores em relação à amostra de referência.

Figura 65 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra Mt600C0,1.



Fonte: autor (2014).

Figura 66 - Seção ϕ_2 igual a 45° para a amostra Mt600C0,2.



Fonte: autor (2014).

Nas amostras deformadas em 600°C mostradas nas figuras 65 e 66, as componentes Goss girada e cubo giradas apresentam intensidade maior em relação à encontrada na amostra de referência. A intensidade das componentes é praticamente a mesma, comparando as amostras deformadas na mesma temperatura.

As modificações encontradas nas FDOC's das amostras deformadas em comparação à amostra de referência apontam para uma seleção de variantes, por que algumas componentes de textura se destacam em relação às demais.

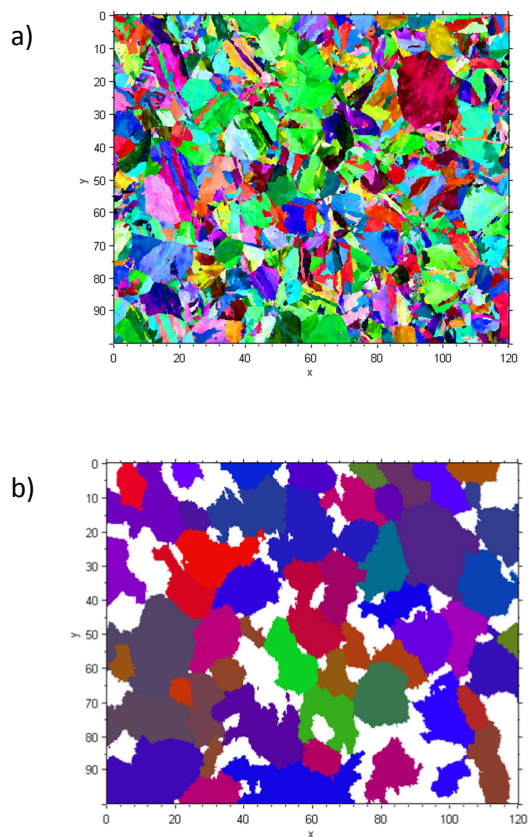
5.5 Reconstrução da fase mãe

Devido ao tratamento térmico de super-envelhecimento, necessário para o surgimento da fase austenita revertida, que engloba o aumento da temperatura até 650°C, a permanência nesta temperatura por 8 horas, e o posterior resfriamento até a temperatura ambiente, uma possível mudança na orientação dos grãos da fase martensita pode ocorrer. Para evitar que o estudo realizado sobre a seleção de variantes na transformação martensítica fosse totalmente conduzido ignorando a possibilidade de mudança nas variantes de martensita devido ao tratamento, outro método foi empregado para a obtenção da orientação dos grãos mães. A textura da austenita foi recalculada a partir das amostras contendo apenas a fase martensita sem o tratamento de super-envelhecimento pelo programa ARPGE®, e o resultado obtido foi utilizado para simular a textura da martensita considerando os modelos que estão sendo estudados.

Outra possibilidade, além das duas apresentadas anteriormente, seria a medida in situ da fase austenita na faixa de austenitização, e depois após a aplicação dos efeitos mecânicos e da transformação, fazer a medida de EBSD no mesmo local quando apenas a fase martensita estivesse presente.

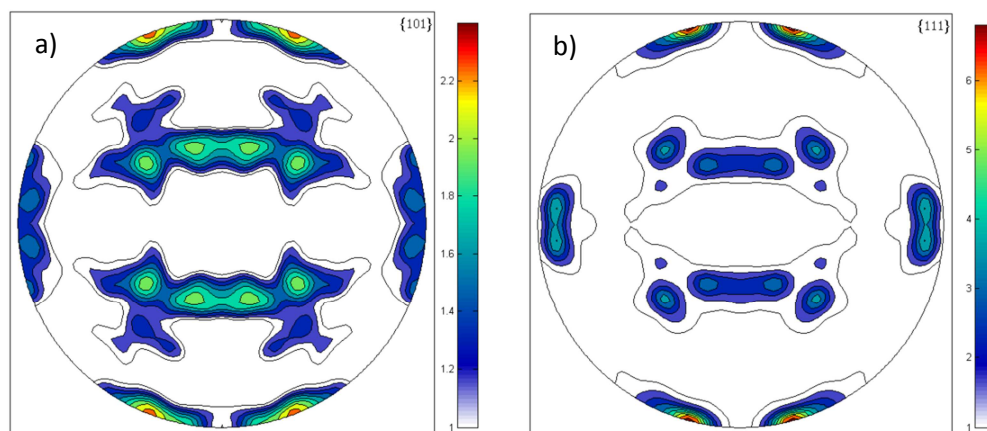
Nas figuras 66 a 71, são mostrados alguns exemplos de amostras que tiveram a fase mãe reconstruída pelo programa ARPGE®. Novamente os mapas de grãos e as figuras de pólos foram obtidas pelo MTEX®.

Figura 67- Mapa de orientação para a amostra Mt300le a) medida e b) calculado pelo ARPGE®.



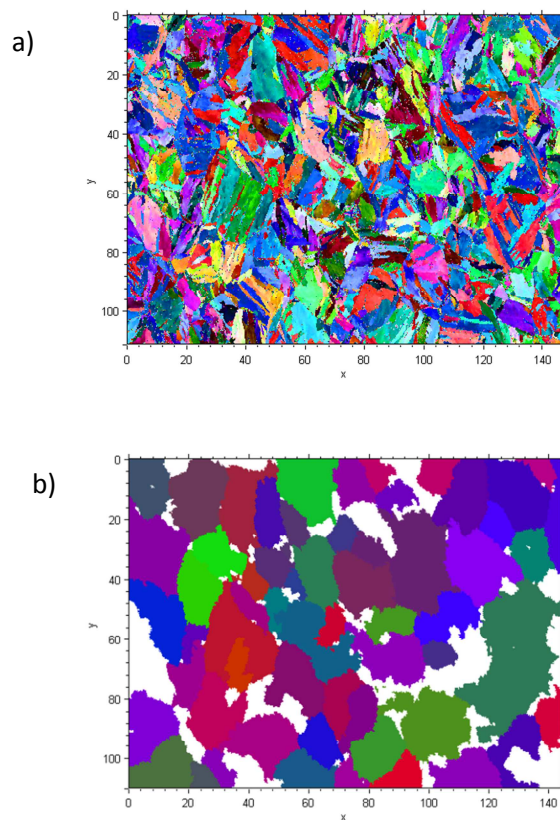
Fonte: autor (2014)

Figura 68 – a) FP (101) da fase martensita e b) (111) da fase austenita recalculada para MT300LE.



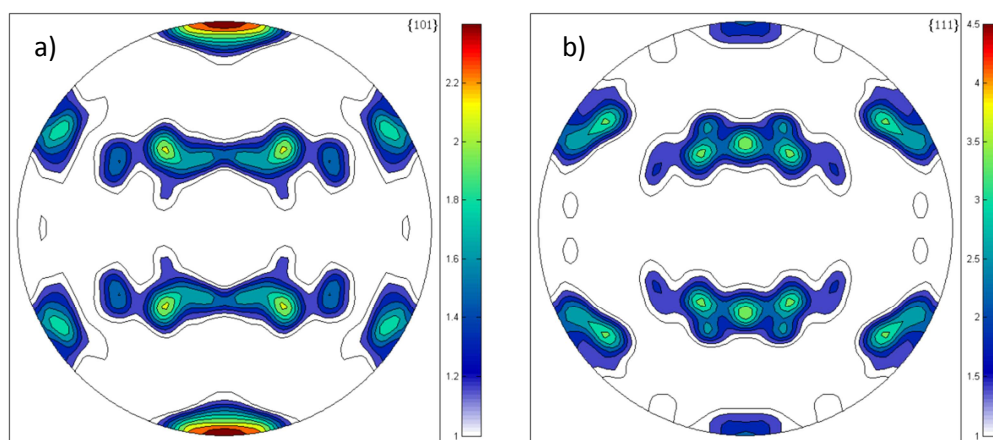
Fonte: autor (2014)

Figura 69- Mapa de orientação para a amostra Mt400T0,1 a) medida e b) calculado pelo ARPGE®.



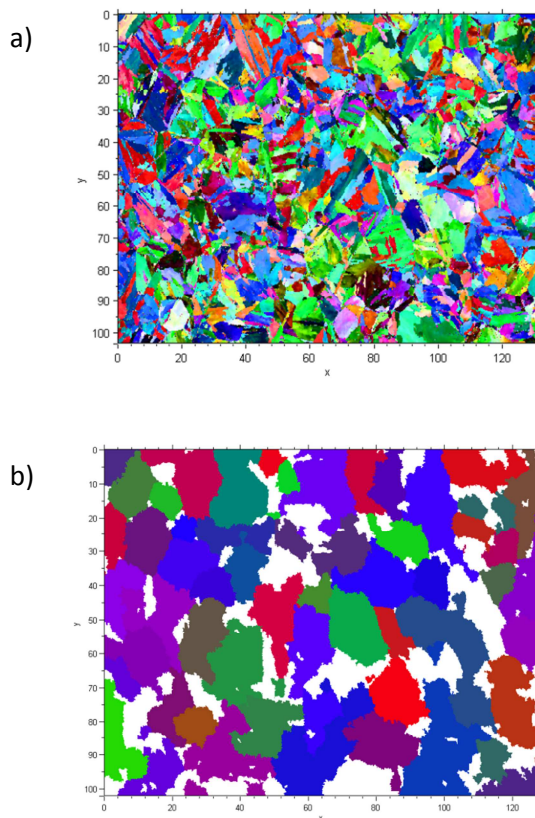
Fonte: autor (2014)

Figura 70 – a) FP (101) da fase martensita e b) (111) da fase austenita recalculada para Mt400T0,1.



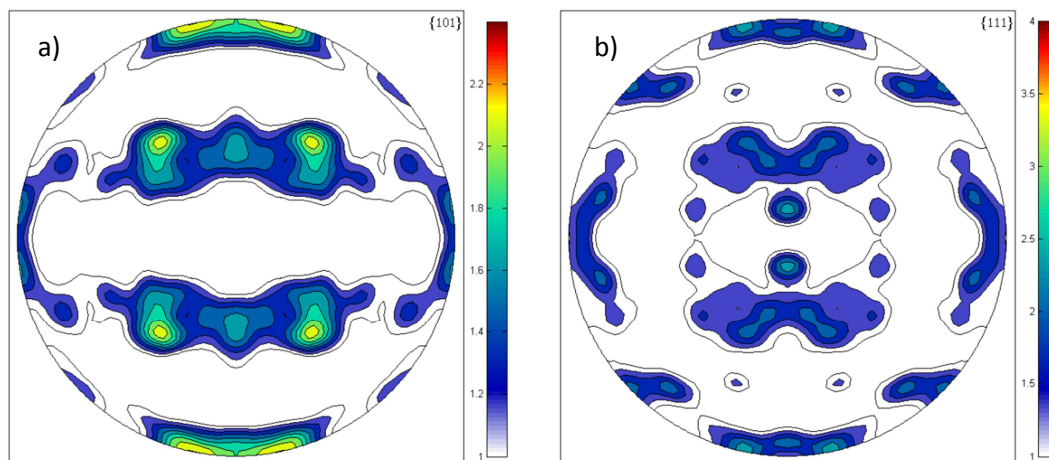
Fonte: autor (2014)

Figura 71- Mapa de orientação para a amostra Mt600T0,1 a) medida e b) calculado pelo ARPGE®.



Fonte: autor (2014)

Figura 72 – a) FP (101) da fase martensita e b) (111) da fase austenita recalculada para Mt600T0,1.



Fonte: autor (2014)

As figuras 67, 69 e 71 acima mostram que praticamente toda a região medida foi recalculada para a obtenção dos grãos mães da fase austenita. As figuras de pólos foram construídas considerando todos os grãos mostrados nas medidas, e os resultados são bons apesar da textura não ser observada claramente devido ao alto espalhamento de orientações.

Segundo a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs a família de planos (101) da fase martensita é paralela à família de planos (111) da fase austenita, logo os pólos da figura de pólos (101) da fase martensita devem ser encontrados em posições semelhantes aos locais onde os pólos da figura de pólos (111) da fase austenita são encontrados.

Nas figuras de pólos apresentadas nas figuras 68, 70 e 72 vê-se que há um bom ajuste na comparação entre as figuras de pólos da fase mãe e da fase produto, mostrando que a reconstrução foi bem sucedida, apresentando uma relação de orientação entre as fases mãe e produto próxima a K-S.

5.6 Simulações

5.6.1 Amostras comprimidas e super-envelhecidas

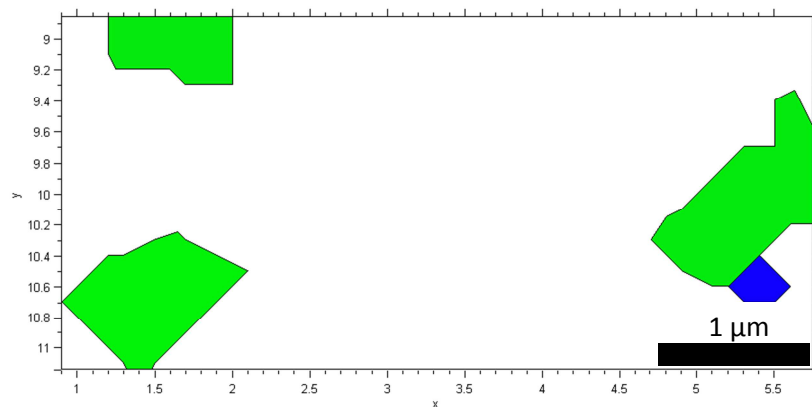
Nas figuras 73 a 83 são mostradas as regiões selecionadas, medidas em μm , e as figuras de pólos. Procurou-se assegurar que a região selecionada realmente correspondesse ao mesmo grão de austenita através da obtenção do mapa de orientação dessa fase. Das regiões selecionadas foram obtidas as figuras de pólos medidas para a fase martensita também mostradas nas figuras. Das porções austeníticas dessas regiões foram obtidos os ângulos para o cálculo da figuras de pólos simuladas exibidas. A tabela 13 mostra os ângulos utilizados para as simulações. As figuras de pólos (111) foram escolhidas, pois mostraram a orientação dos planos de deslizamento {111}, característicos de metais CFC em forma de chapa. No caso da amostra sujeita apenas a tensão no regime elástico Mt300CLE, a figura de pólos (100) também é mostrada, pois neste caso não há deformação.

Tabela 13- ângulos usados na simulação.

AMOSTRA	Φ_1 (graus)	Φ (graus)	Φ_2 (graus)
Mt300CLE	149,8	40,8	86,2
Mt400C0,1	247	50,4	35,4
Mt400C0,2	260	40	47
Mt600C0,1	110,5	52,6	42,6
Mt600C0,2	79	18	75

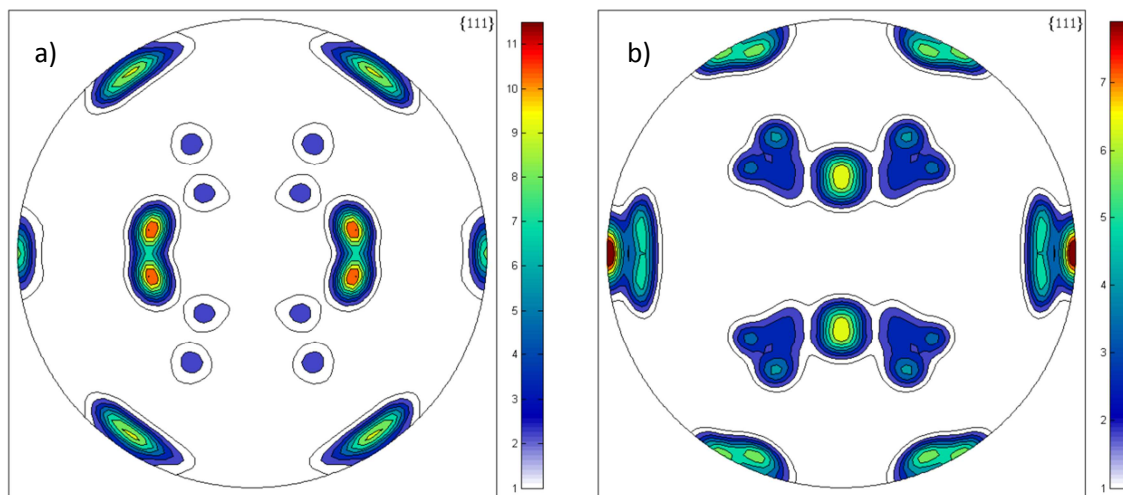
Fonte: autor (2014)

Figura 73 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da Mt400C0,1.



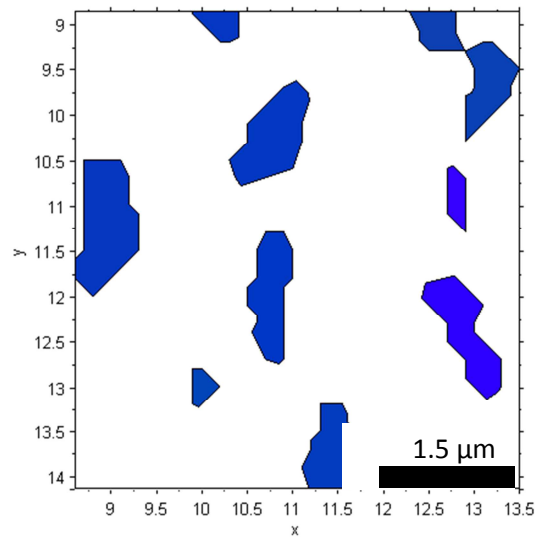
Fonte: autor (2014)

Figura 74 – (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada por Patel-Cohen para a amostra Mt400C0,1.



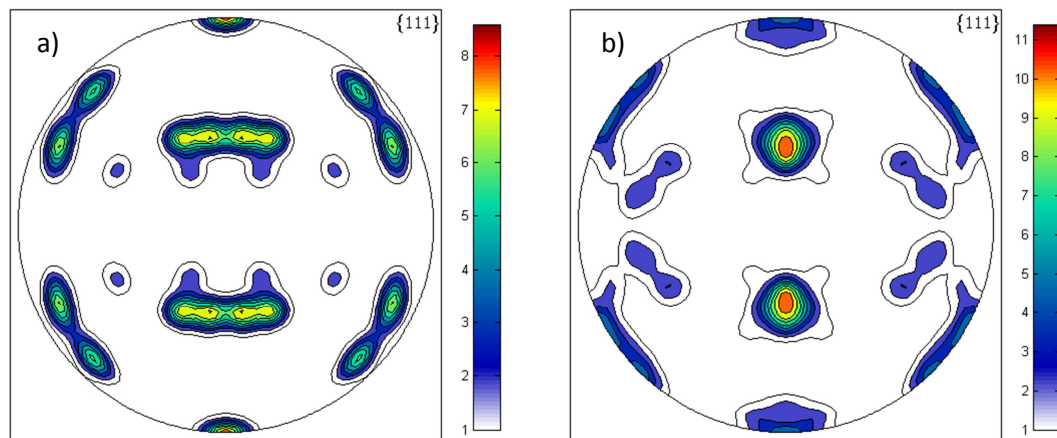
Fonte: autor (2014)

Figura 75 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da Mt400C0,2.



Fonte: autor (2014)

Figura 76– (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada por Patel-Cohen para a amostra Mt400C0,2.

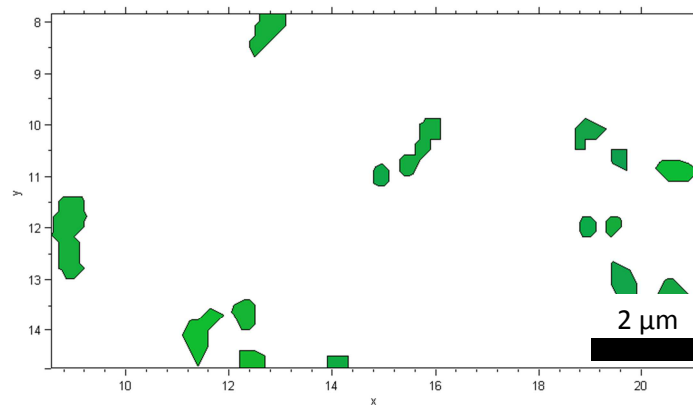


Fonte: autor (2014)

As figuras 74 e 76 comparam as figuras de pólos calculadas com as medidas por EBSD em um grão que pertence as amostras deformadas em seu comprimento pela aplicação de uma força compressiva em 400°C antes da transformação martensítica. Nas figuras 74b e 76b, foi assumido que algum vestígio da tensão aplicada original influenciou o fenômeno de seleção de variantes e apenas as variantes com mais alta energia mecânica estão presentes. Fazendo a comparação com a figura de pólos

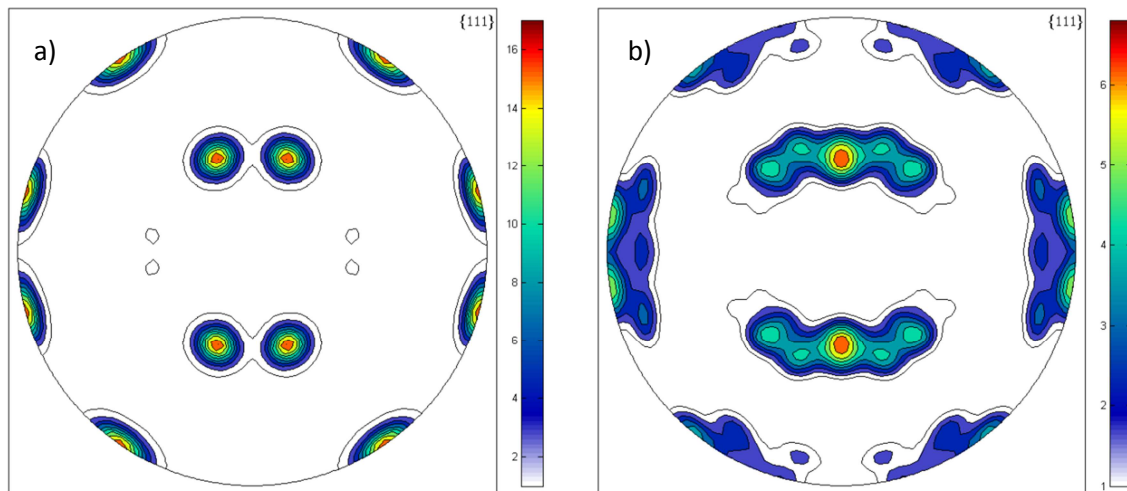
calculada assumindo o modelo de Patel-Cohen percebe-se que variantes não previstas pelo modelo aparecem, assim como, variantes previstas pelo modelo não estão presentes. As intensidades das medidas e calculadas não se ajustam para as amostras deformadas na temperatura de 400°C. A provável razão para divergência é que após a força que produziu a deformação plástica na amostra, a amostra foi colocada no ar para resfriamento e durante o resfriamento, deste modo as tensões térmicas influenciaram o processo de seleção de variantes.

Figura 77 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da Mt600C0,1.



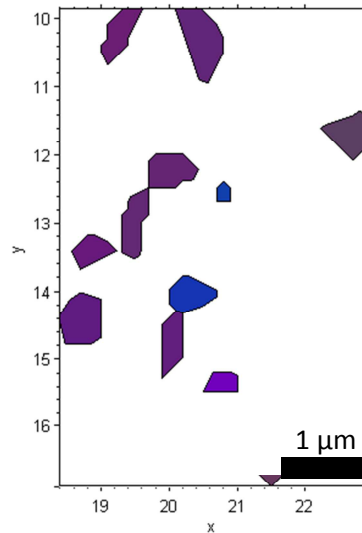
Fonte: autor (2014).

Figura 78– (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada por Patel-Cohen para a amostra Mt600C0,1.



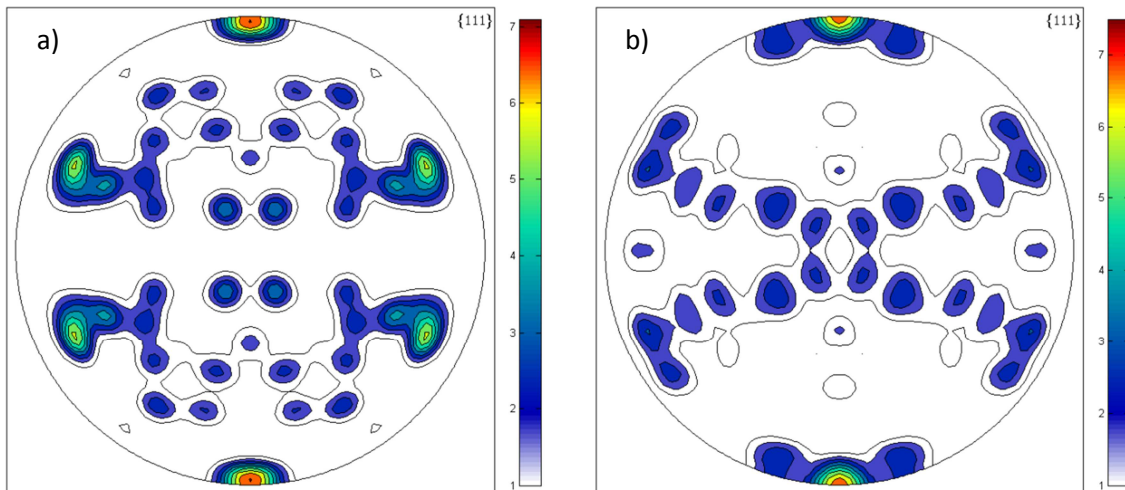
Fonte: autor (2014)

Figura 79 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da Mt600C0,2.



Fonte: autor (2014).

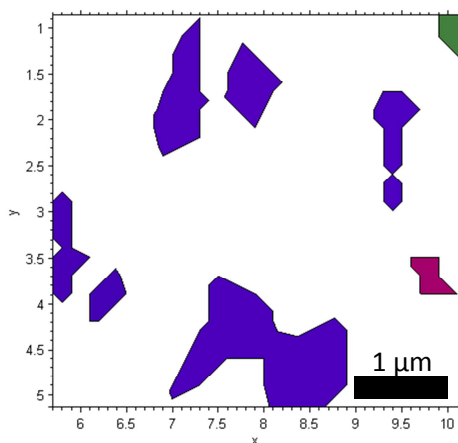
Figura 80– (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada por Patel-Cohen para a amostra Mt600C0,2.



Fonte: autor (2014).

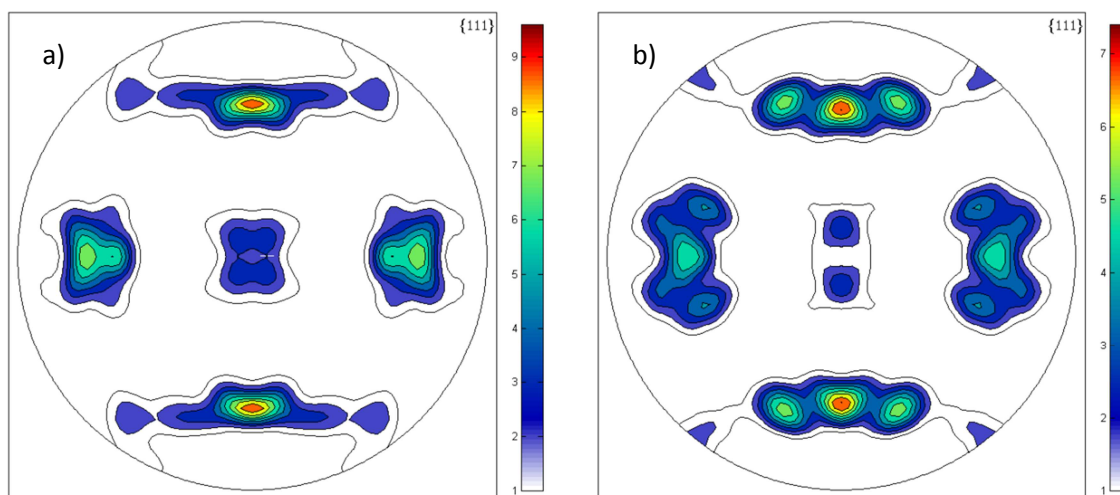
Para as amostras deformadas a 600°C o mesmo fenômeno ocorreu. Algumas variantes, com energia mecânica positiva, previstas pelo modelo de Patel-Cohen estão presentes e algumas não. Há também algumas variantes não previstas pelo modelo que apareceram, e as intensidades também divergem.

Figura 81 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da Mt300CLE.



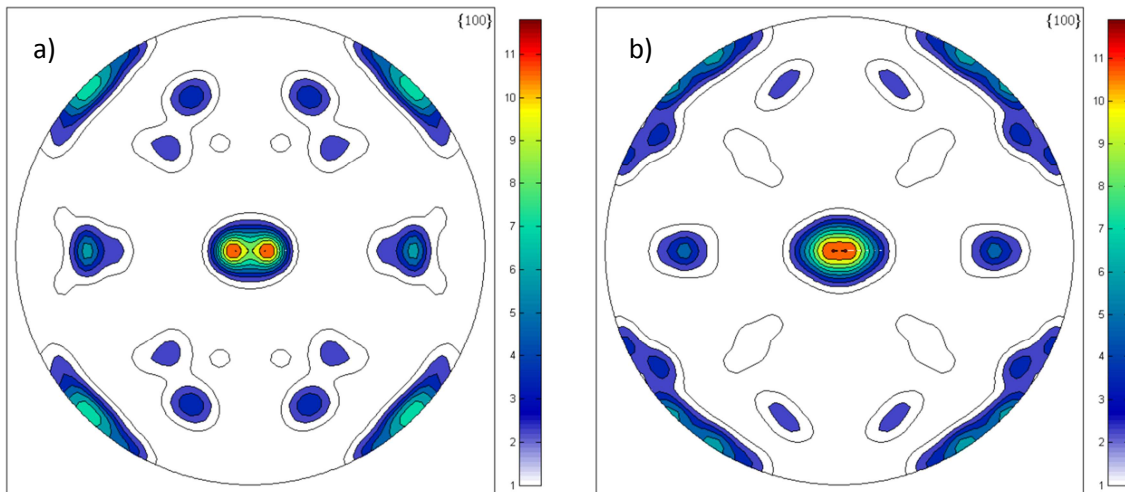
Fonte: Autor (2014)

Figura 82– (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada por Patel-Cohen para a amostra Mt300CLE.



Fonte: autor (2014).

Figura 83– (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada por Patel-Cohen para a amostra Mt300CLE.



Fonte: Autor (2014).

Finalmente, a última amostra que não foi deformada plasticamente antes da transformação martensítica está mostrada nas figs. 81, 82 e 83. Esta amostra mostrou uma correspondência muito boa entre a figura de pólos calculada e a medida, especialmente as figuras de pólos (100) que não mostram a orientação dos planos de deslizamento (111), típicos de metais CFC em forma de chapa, pois neste caso não há deformação. O modelo de Patel-Cohen foi desenvolvido para analisar a influência da tensão durante a transformação. Esta amostra não foi sujeita a deformação plástica antes da transformação martensítica, apenas a força compressiva elástica durante na temperatura de transformação.

O critério de Patel-Cohen foi muito preciso para prever a seleção de variantes nas amostras onde a transformação ocorreu sob a ação de uma tensão externa. A intensidade das figuras de pólos medidas e calculadas (100) é quase idêntica, especialmente considerando as variantes mais importantes. As amostras deformadas plasticamente em temperaturas acima de M_s mostraram uma seleção de variantes diferente que a predita pelo modelo.

Da análise das figuras de pólos medidas e calculadas, observa-se que foram obtidos melhores resultados de simulações para as amostras com tensão aplicada abaixo do limite de escoamento e para as amostras com menores deformações, com o modelo de Patel-Cohen. Este resultado é coerente, pois o modelo de Patel-Cohen é ajustado para o regime elástico [34]. Como consequência, para maiores deformações, a seleção de variantes é maior do que o previsto pelo modelo Patel-Cohen, para estes casos, o modelo mais apropriado é o modelo de Taylor-Bishop-Hill[35,36], que é próprio para o regime plástico.

5.6.2 Amostras tracionadas e super-envelhecidas

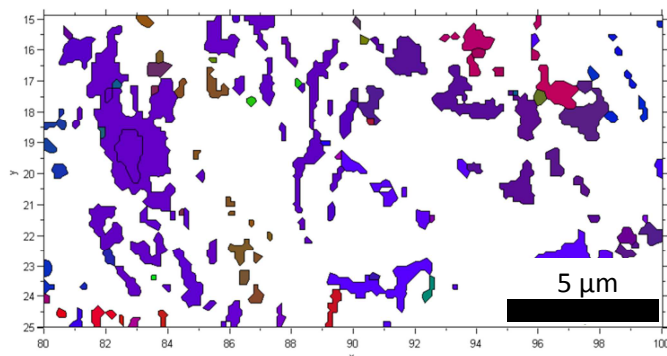
Nestas amostras foi realizado um tratamento térmico a 650°C para a reversão da austenita. As figuras 84, 87, 89, 91 e 93 mostram o mapa de orientações da fase austenita, nesse mapa a região em branco é composta por grãos martensíticos, a partir dos grãos martensíticos são obtidas as figuras de pólos medidas mostradas nas figuras. Os ângulos de euler dos grãos austeníticos são utilizados para simular as figuras de pólos calculadas pelos modelos. As figuras de pólos medidas e calculadas da martensita são comparadas nas figuras 85, 86, 88, 90, 92 e 94. A escala das regiões selecionadas é dada em μm . Os ângulos para o cálculo da figuras de pólos simuladas são mostrados na tabela 14. Do mesmo modo que para compressão, as figuras de pólos (111) foram escolhidas, pois elas mostram a orientação dos planos de deslizamento {111}, característicos de metais CFC em forma de chapa. No caso da amostra sujeita apenas a tensão no regime elástico, a figura de pólos (100) também é mostrada, pois neste caso não há deformação.

Tabela 14- ângulos usados na simulação.

AMOSTRA	Φ_1 (graus)	Φ (graus)	Φ_2 (graus)
Mt300TLE	33,58	37,79	5,85
Mt400T0,1	340	44	350
Mt400T0,2	321	130	11
Mt600T0,1	66	55	2
Mt600T0,2	240	28	262

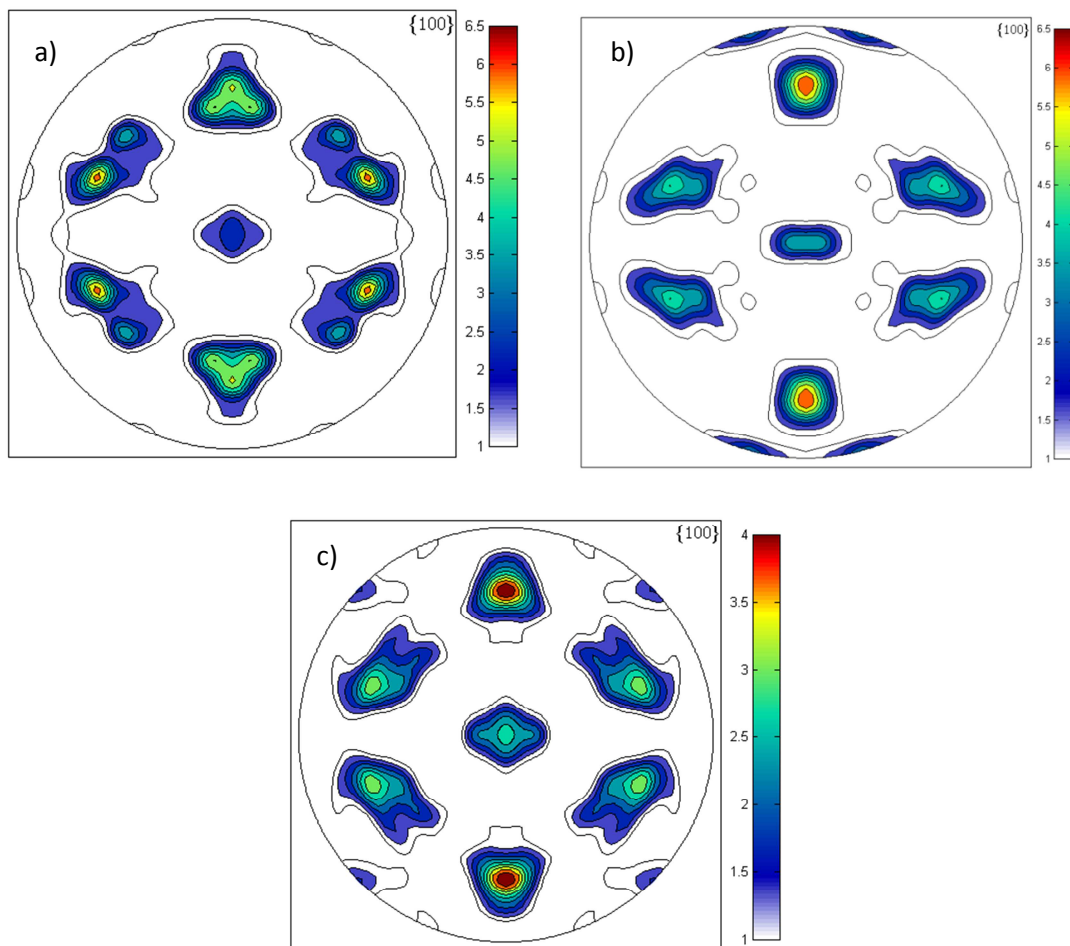
Fonte: autor (2014).

Figura 84 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da amostra Mt300TLE .



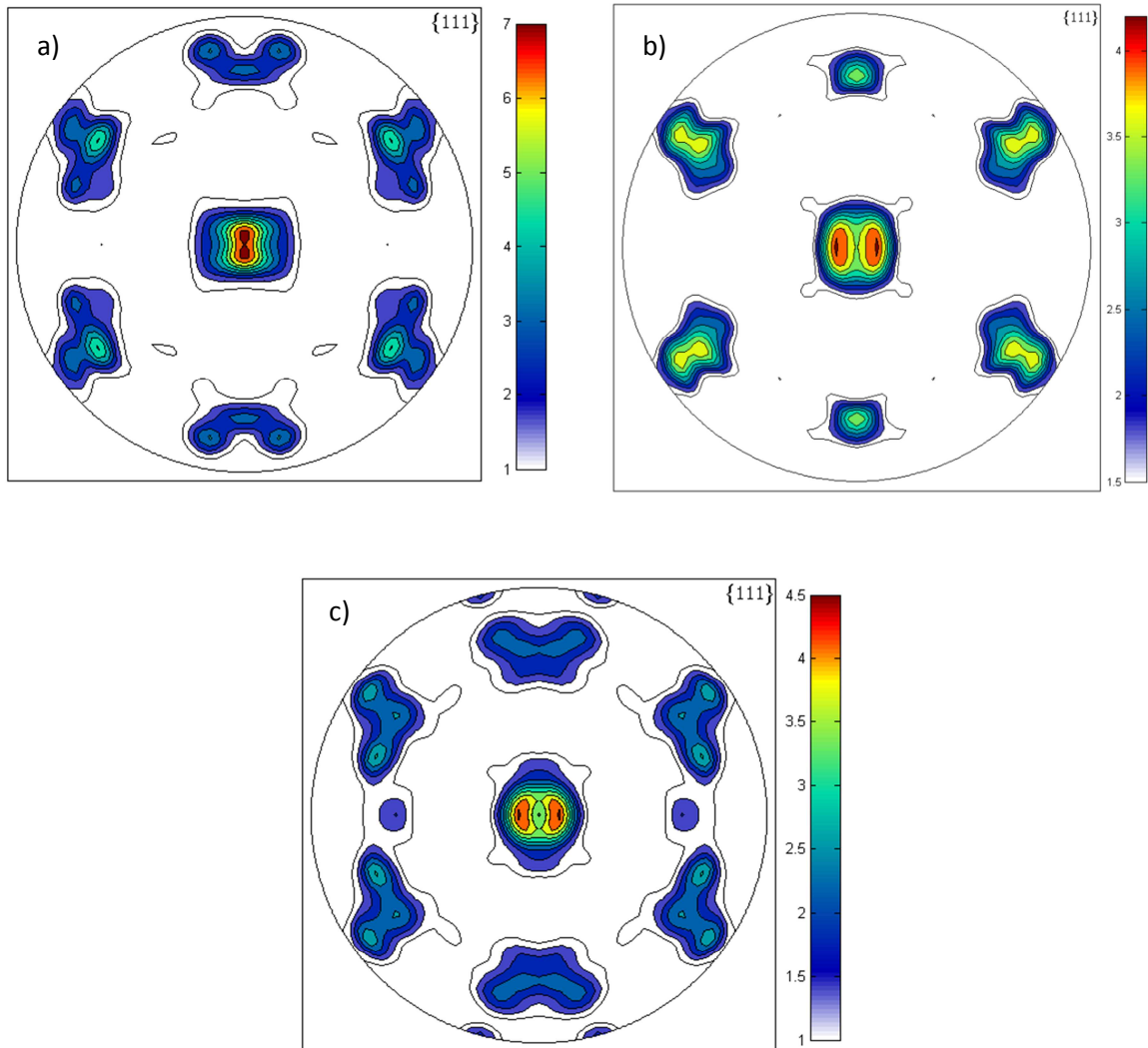
Fonte: autor (2014).

Figura 85 – (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada da fase martensita pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (T-B-H) para a amostra Mt300TLE.



Fonte: autor (2014).

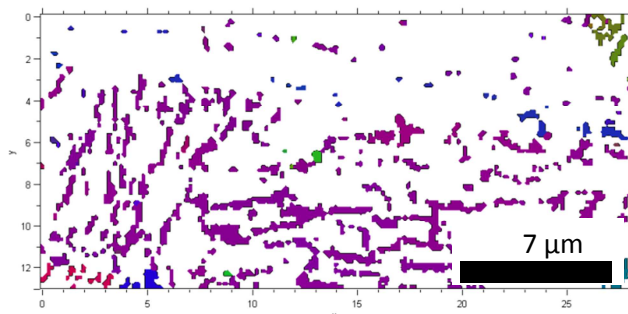
Figura 86 – (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada da fase martensita pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill para a amostra Mt300TLE.



Fonte: autor (2014).

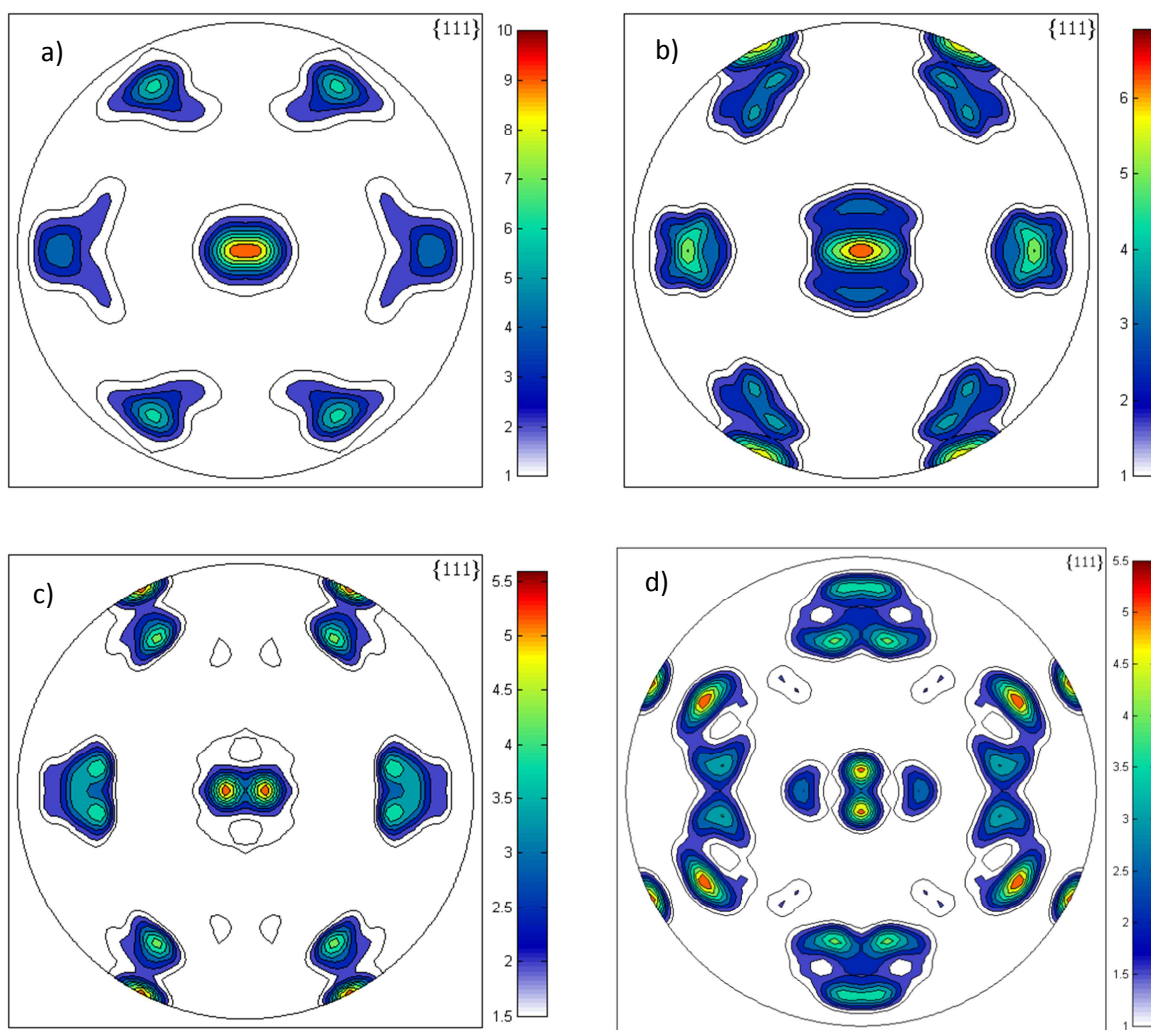
A amostra que foi sujeita apenas a força trativa elástica durante na temperatura de transformação martensítica está mostrada nas figs. 84, 85 e 86. Esta amostra mostrou um ajuste muito bom entre as figuras de pólos calculadas e a medida, principalmente considerando a figura de pólos calculada por Patel-Cohen, na figura de pólos obtida por Taylor-Bishop-Hill, somente algumas variantes com menor intensidade surgem adicionalmente àquelas encontradas na figura de pólos medida, portanto o melhor modelo foi o que considerou as condições elásticas, conforme era esperado, pois este modelo analisa a influência da tensão aplicada durante a transformação.

Figura 87 - Mapa de orientações para a fase austenita da região seleccionada da amostra Mt400T0,1.



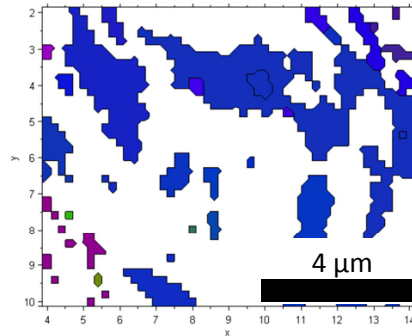
Fonte: autor (2014).

Figura 88 –(a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada da martensita pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (d) T-B-H com tensão residual para Mt400T0,1.



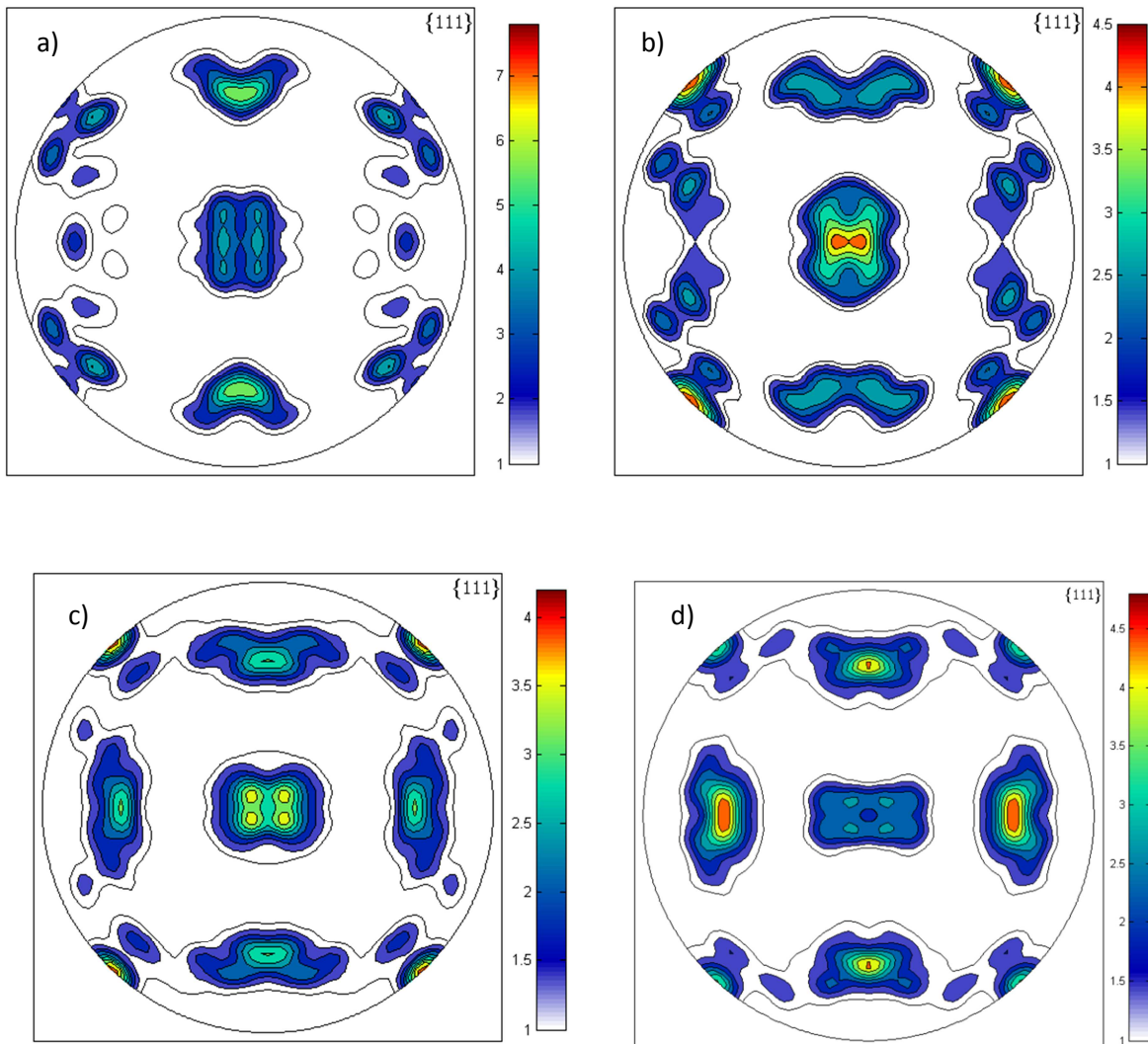
Fonte: autor (2014).

Figura 89 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da amostra Mt400T0,2.



Fonte: autor (2014).

Figura 90—(a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada da martensita pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (d) T-B-H com tensão residual para Mt400T0,2.



Fonte: autor (2014).

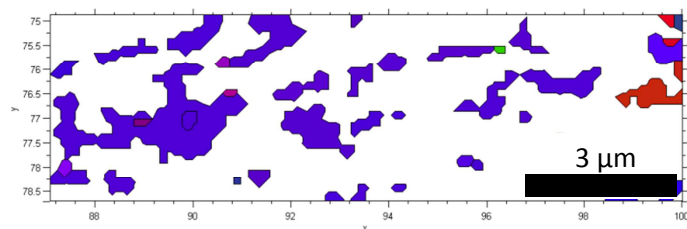
As figuras 88 e 90 comparam as figuras de pólos calculadas com as medidas por EBSD em um grão que pertence as amostras deformadas pela aplicação de uma força trativa em 400°C antes da transformação martensítica. Assumindo-se que a deformação aplicada antes da transformação influencia o fenômeno de seleção de variantes, e conseqüentemente escolhendo-se apenas as variantes com mais alta energia mecânica obteve-se as figuras de pólos calculadas.

Considerando a figura de pólos medida da amostra com menor deformação plástica e fazendo a comparação com a calculada por Patel-Cohen, observa-se que o modelo prevê todas as variantes encontradas experimentalmente, porém algumas variantes, de intensidade moderada, previstas pelo modelo não estão presentes. A situação piora para a amostra mais deformada, pois neste caso, variantes não previstas pelo modelo aparecem na figura experimental, assim como, variantes previstas pelo modelo não estão presentes.

Considerando o modelo de Taylor-Bishop-Hill, o ajuste entre as figuras de pólos medida e calculada é mais acurado, especialmente para a maior deformação, onde praticamente todas as variantes previstas foram encontradas, embora o ajuste não seja perfeito, pois o modelo é mais apropriado para deformações maiores. Outra razão para a baixa correlação seria a influencia das tensões térmicas no processo de seleção de variantes, pois as amostras foram resfriadas ao ar.

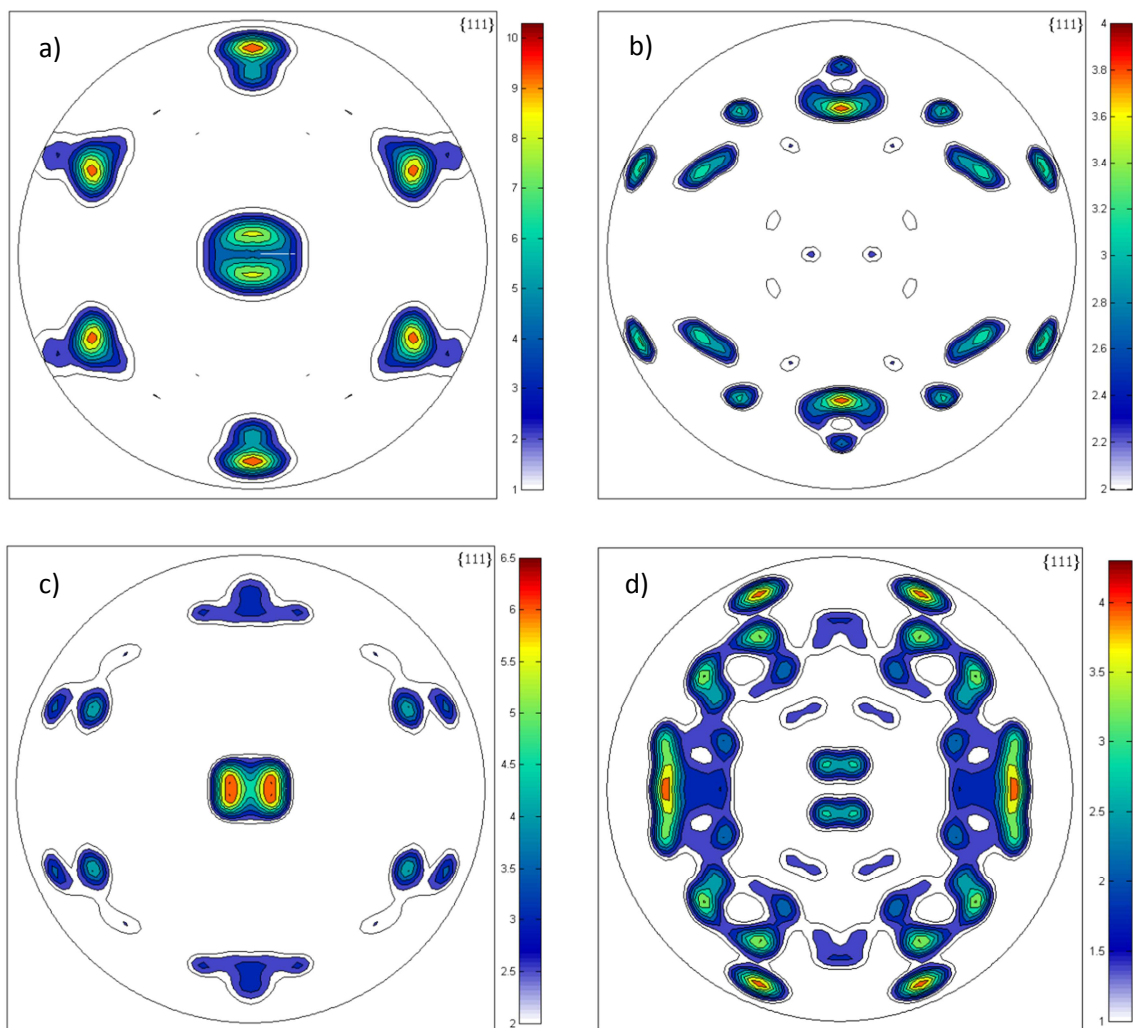
Na simulação considerando o modelo de Taylor-Bishop-Hill combinado a com a tensão remanescente observa-se que a maior semelhança entre a figura de pólos medida e a calculada se dá para a amostra com maior deformação, inclusive levando em consideração as variantes com maior intensidade relativa quando comparadas as variantes encontradas na figura de pólos experimental, essa proximidade é maior até mesmo em relação à figura de pólos calculada somente por Taylor-Bishop-Hill. Para a amostra com menor deformação, a simulação que mais se aproxima é a que considera apenas Taylor-Bishop-Hill.

Figura 91 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da amostra Mt600T0,1.



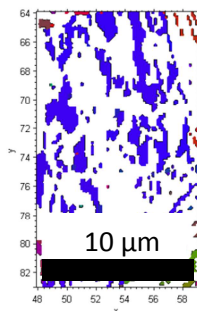
Fonte: autor (2014).

Figura 92– (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada da martensita pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (d) T-B-H com tensão residual para Mt600T0,1.



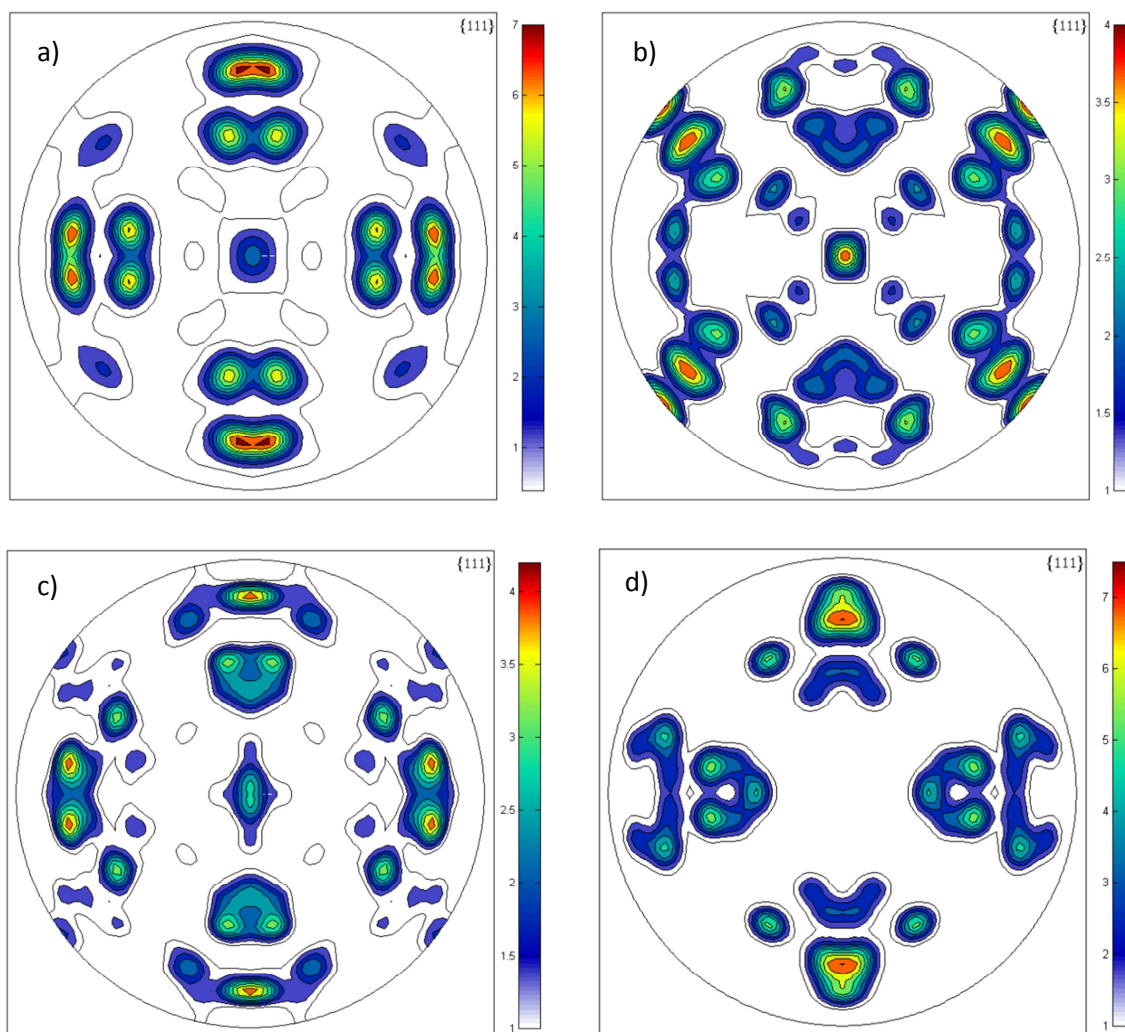
Fonte: autor (2014).

Figura 93 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da amostra Mt600T0,2.



Fonte: autor (2014)

Figura 94 - (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada da martensita pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (d) T-B-H com tensão residual para Mt600T0,2.



Fonte: autor (2014).

Para as amostras deformadas em 600°C, o ajuste é baixo, quando se considera o modelo de Patel-Cohen, com muitas variantes não coincidindo, e se torna pior com o acréscimo de deformação. No modelo de Taylor-Bishop-Hill, o ajuste é bom e as figuras de pólos calculadas e medidas são muito semelhantes, sendo a maior parte das variantes previstas pelo modelo encontradas na medida, principalmente as de maior intensidade. Aqui se repete que a melhor simulação para a amostra menos deformada é a de Taylor-Bishop-Hill, para a mais deformada, o critério adicional que considera a tensão remanescente conduz a um melhor resultado do que o obtido apenas levando-se em consideração os sistemas de deslizamento, ainda mais quando a intensidade relativa entre as variantes é observada.

5.6.3 Amostras tracionadas e recalculadas pelo ARPGE

Para as amostras recalculadas o procedimento para obtenção da orientação da austenita foi diferente do adotado para as amostras super-envelhecidas. Para isso, foram obtidos EBSD's de amostras sem super-envelhecimento, nessa amostra não existe austenita reversa originada pelo super-envelhecimento, existe apenas a fase martensita, dessas medidas foram recalculados os grãos da fase mãe austenítica, que teoricamente originou a martensita, pelo programa ARPGE. Em geral, toda a região medida foi recalculada, porém algumas regiões não calculadas em branco aparecem. Os grãos austeníticos utilizados nas simulações foram escolhidos nas medidas recalculadas, utilizando regiões sem vazios com um ou poucos grãos. Dos grãos austeníticos obteve-se os ângulos de Euler utilizados nas simulações. Obtiveram-se as figuras de pólos medidas na região equivalente aquela do grão austenítico escolhido na medida experimental.

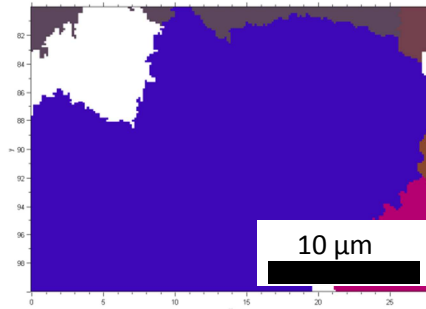
As figuras 95, 97, 99, 101 e 103 mostram o mapa de orientações das regiões selecionadas da fase austenita em μm , e as figuras 96, 98, 100, 102 e 104 mostram as figuras de pólos (111) medidas e calculadas. A tabela 15, lista os ângulos utilizados nas simulações.

Tabela 15- ângulos usados na simulação.

AMOSTRA	Φ_1 (graus)	Φ (graus)	Φ_2 (graus)
Mt300TLE	29	103	308
Mt400T0,1	357,98	95,94	330,67
Mt400T0,2	126,67	72,31	35,10
Mt600T0,1	222	56	273
Mt600T0,2	159	153	27

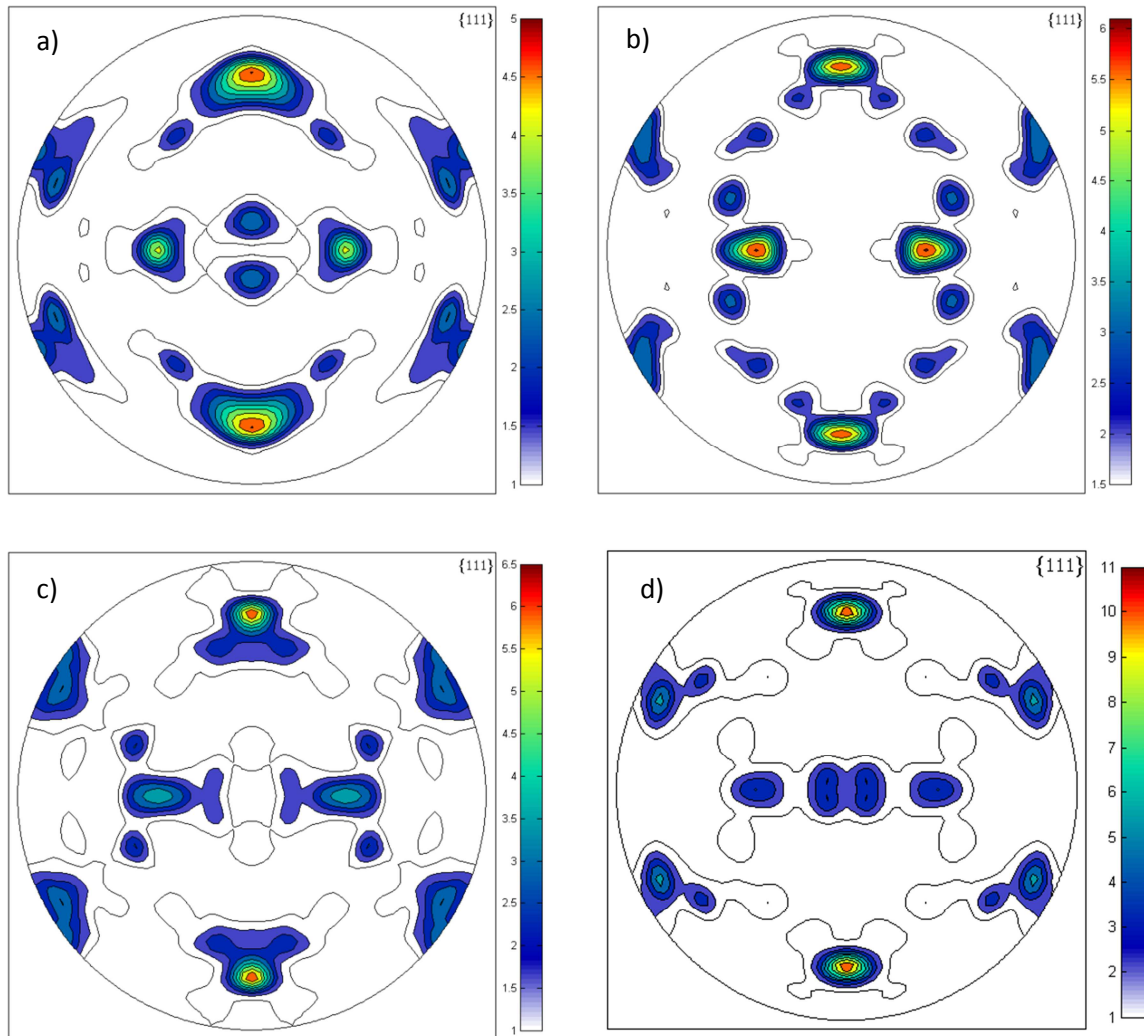
Fonte: autor (2014).

Figura 95 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da amostra Mt300TLE.



Fonte: autor (2014).

Figura 96 - (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (d) Patel-Cohen com desorientação para Mt300TLE.



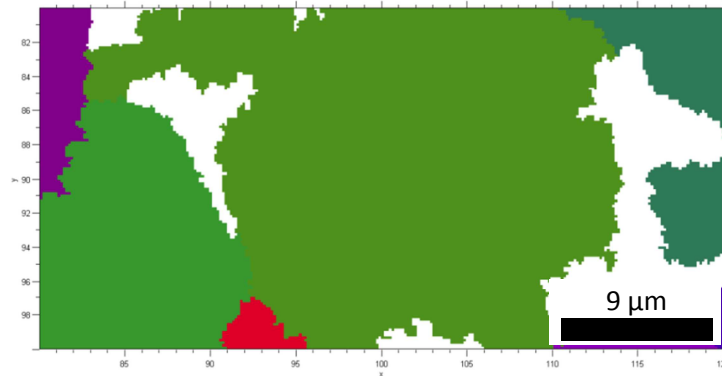
Fonte: autor (2014).

A região escolhida para as simulações usando os modelos de Patel-Cohen e Taylor-Bishop-Hill é mostrada na figura 95, da qual foi obtida a orientação da austenita, essa região foi retirada da medida recalculada pelo ARPGE; e tomando-se a região equivalente na medida experimental sem super-envelhecimento, obteve-se a figura de pólos medida. A figura 96 mostra que na figura de pólos simulada por Patel-Cohen, são encontradas todas as variantes com maiores intensidade encontradas na figura de pólos medida, exceto por duas variantes de intensidade intermediária encontradas na

região central, esse fato pode ser devido que o cálculo feito para a reconstrução dos grãos austeníticos, usar a relação de Kurdjumov-Sachs, e para o cálculo da simulação o modelo de Patel-Cohen está associado a PMTC, logo disso pode resultar o desvio de alguns graus da posição das variantes. Comparando a medida com a calculada por Taylor-Bishop–Hill, vê-se que o ajuste na posição das variantes entre a calculada e a medida é bom, embora assim como na figura de pólos obtida por Patel-Cohen, as variantes centrais não apareçam claramente, porém nesse caso alguns contornos se formam, isso pode ser devido a associação entre o modelo de Taylor-Bishop–Hill e a relação de orientação de Kurdjumov-Sachs no cálculo dessa simulação. A intensidade encontrada na figura de pólos calculada pelo modelo considerando o regime elástico é mais próxima da medida do que aquela considerando o regime plástico, portanto a simulação por Patel-Cohen foi a que mostrou melhor resultado, como esperado porque esta amostra foi submetida apenas a tensão aplicada.

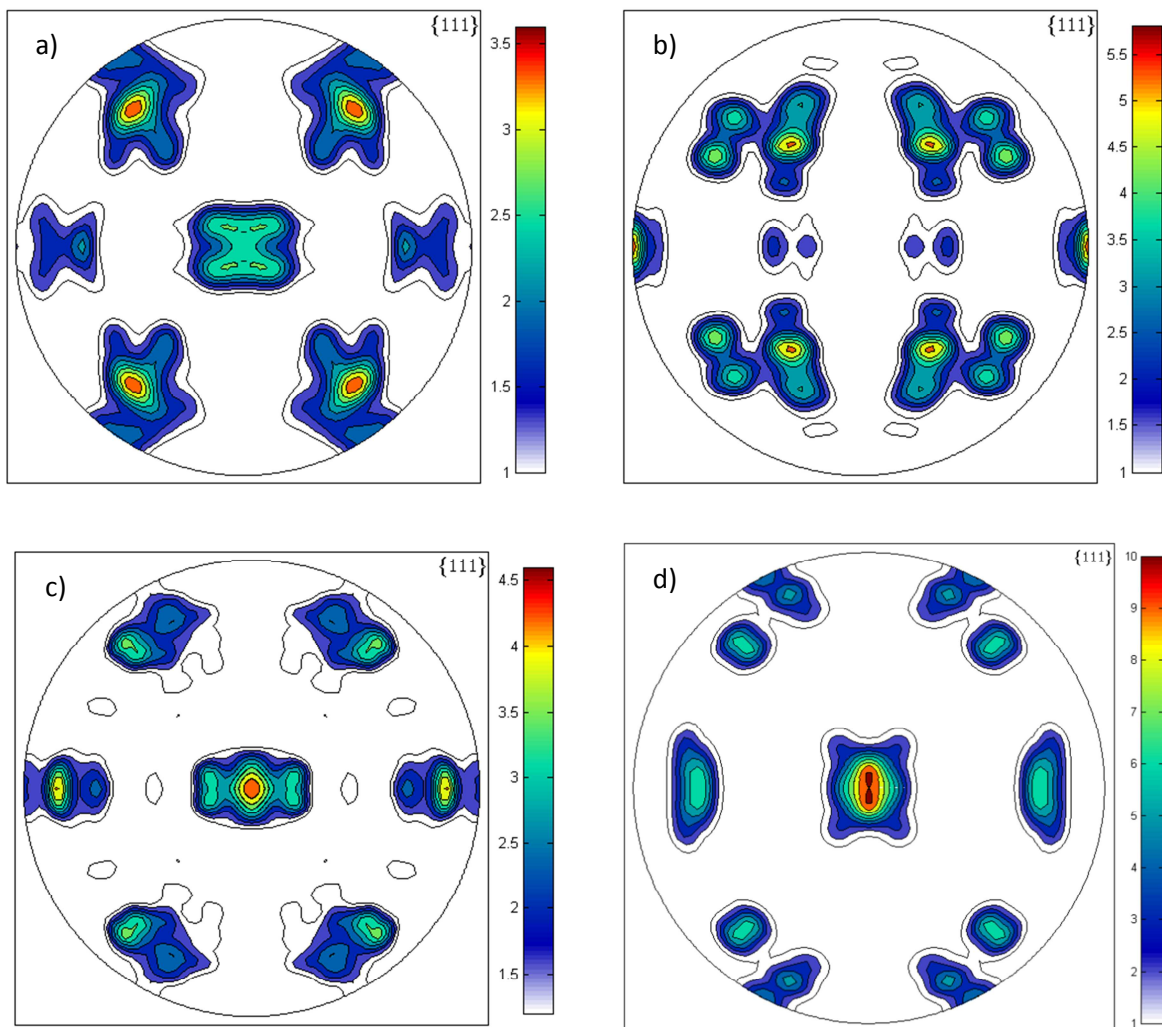
A última figura de pólos mostrada, a fig. 96d foi construída combinando o modelo de Patel-Cohen com a distribuição volumétrica das variantes pelo critério de desorientação, adotando um peso de 60% e 40%, respectivamente, e pode ser observado que a variante central que antes não aparecia na figura de pólos simulada por Patel-Cohen surge, além do que a região onde são encontradas as variantes adquire uma forma mais semelhante ao encontrado experimentalmente, e as intensidades encontradas são relativamente mais similares quando se compara a medida e a calculada, esta simulação combinado dois critérios foi a melhor obtida para esta amostra.

Figura 97 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da amostra Mt400T0,1.



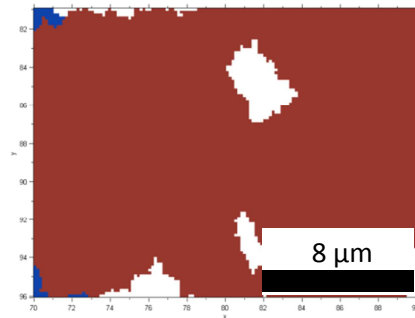
Fonte: autor (2014).

Figura 98 - (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (d) Taylor-Bishop-Hill com tensão residual para Mt400T0,1.



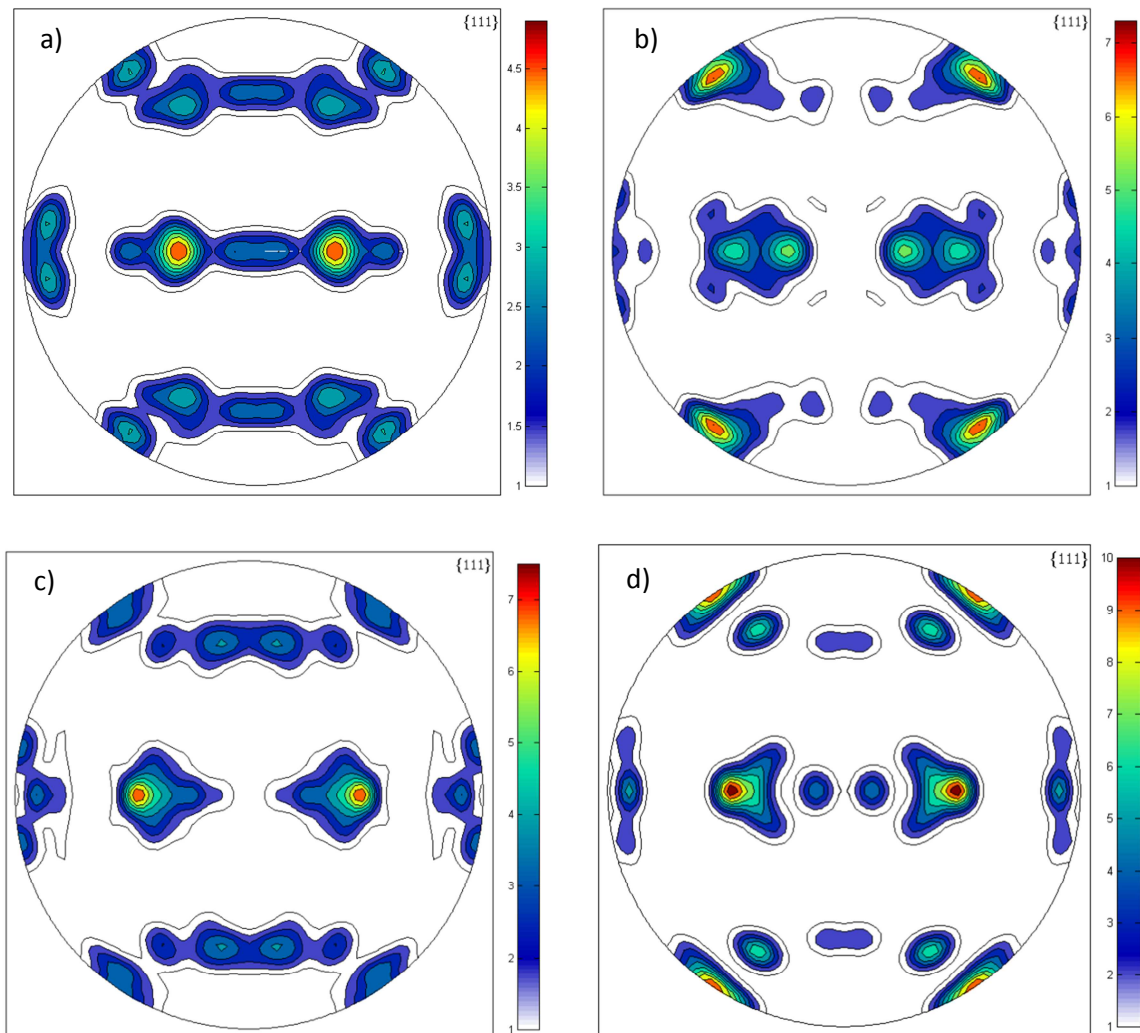
Fonte: autor (2014).

Figura 99 - Mapa de orientações para a fase austenita da região seleccionada da amostra Mt400T0,2.



Fonte: autor (2014).

Figura 100 - (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (d) Taylor-Bishop-Hill com tensão residual para Mt400T0,2.

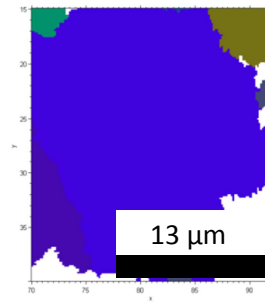


Fonte: autor (2014).

As figuras 97 a 100 mostram a região selecionada para o estudo e também as figuras de pólos medida e calculadas pelos modelos. Nas amostras deformadas na temperatura de 400°C, é perceptível que as melhores simulações foram obtidas pelo programa baseado no modelo de Taylor-Bishop-Hill, as variantes calculadas nas figuras de pólos simuladas por este modelo tem a mesma localização das variantes encontradas nas figuras de pólos medidas. É evidente que para as amostras recalculadas, a disparidade entre as figuras de pólos calculadas por Patel-Cohen e a medida é bem maior do que o encontrado para as amostras que sofreram tratamento térmico de super-envelhecimento para o surgimento da austenita reversa, isso talvez se deva, como foi dito anteriormente, ao fato que o programa feito para Patel-Cohen está associado com a PMTC, enquanto que Kurdjmov-Sachs foi utilizado para a reconstrução, gerando uma diferença angular adicional entre as variantes calculadas e medidas. Quando se compara as simulações obtidas para diferentes níveis de deformação considerando a mesma temperatura, é observado que o melhor ajuste de intensidade entre a calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill e a medida se dá para a amostra com maior deformação plástica, de fato o modelo de Taylor-Bishop-Hill é ajustado para maiores níveis de deformação, talvez a diferença encontrada entre a calculada e a medida se dê pela pequena deformação plástica que foi aplicada, sendo que se amostras fossem sujeitas a maiores deformações, muito provavelmente o resultado da simulação obtido seria melhor do que o encontrado, como mostrado em trabalhos anteriores [62], porém pela limitação técnica para obtenção de medidas de EBSD de boa qualidade para amostras muito deformadas, foi necessário se limitar a deformação a níveis mais baixos.

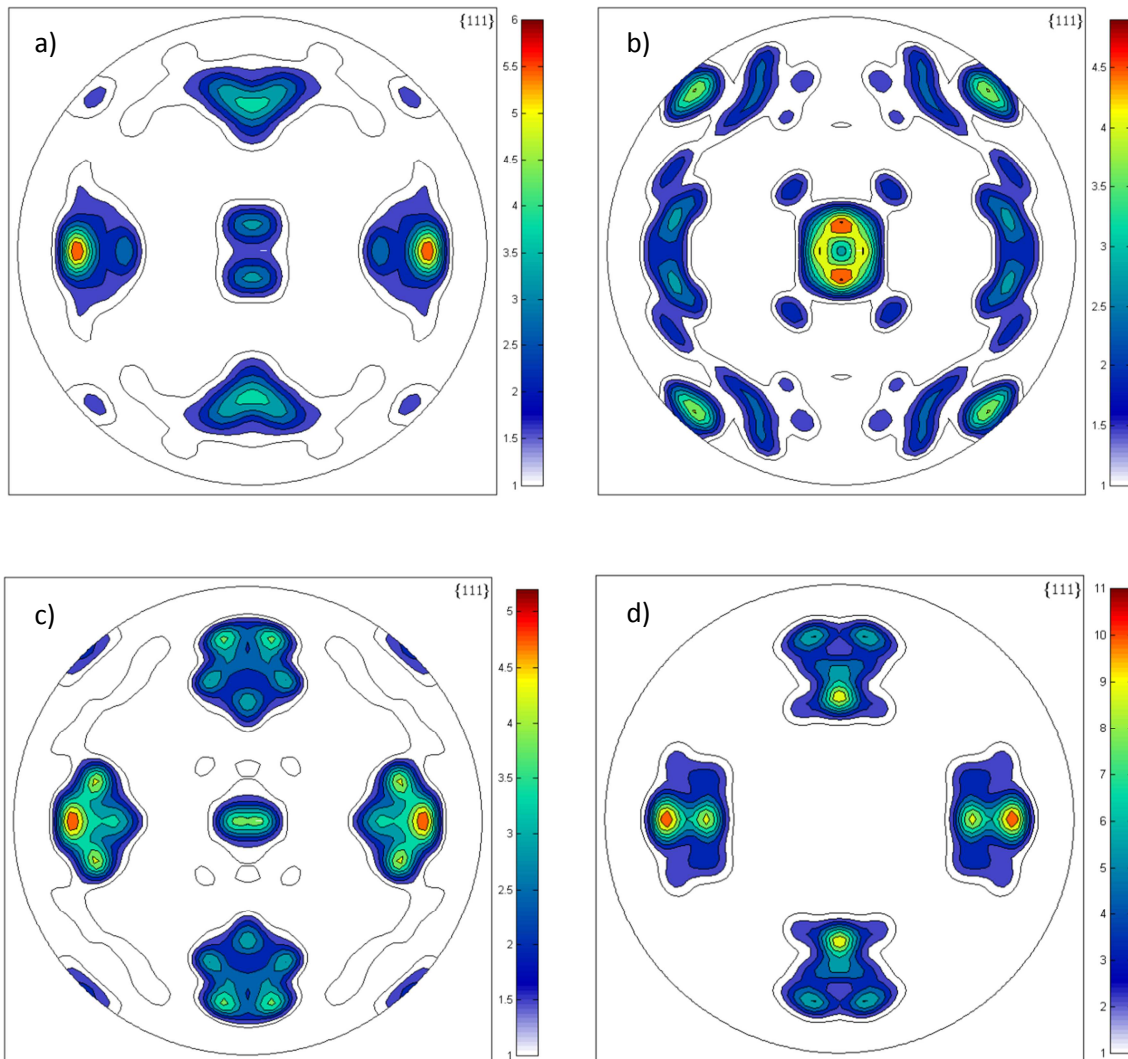
A última figura de pólos calculada considera a tensão remanescente como critério de seleção de variantes combinado com o modelo de Taylor-Bishop-Hill, o resultado foi o melhor encontrado para a amostra mais deformada, as regiões onde as variantes são encontradas são bastante similares, e as variantes com maiores intensidades coincidem, também há o aparecimento de variantes na região central da figura de pólos que não aparecem em nenhuma outra simulação. Na amostra com menor deformação na temperatura de 400°C, a melhor simulação foi a obtida por Taylor-Bishop-Hill.

Figura 101 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da amostra Mt600T0,1.



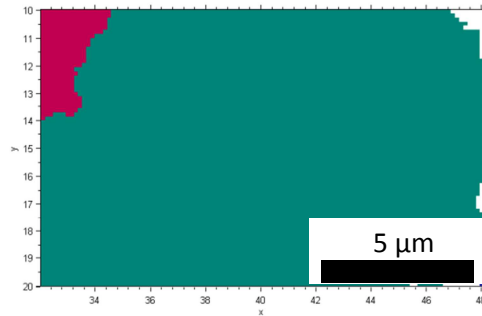
Fonte: autor (2014).

Figura 102 - (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (d) Taylor-Bishop-Hill com tensão residual para Mt600T0,1.



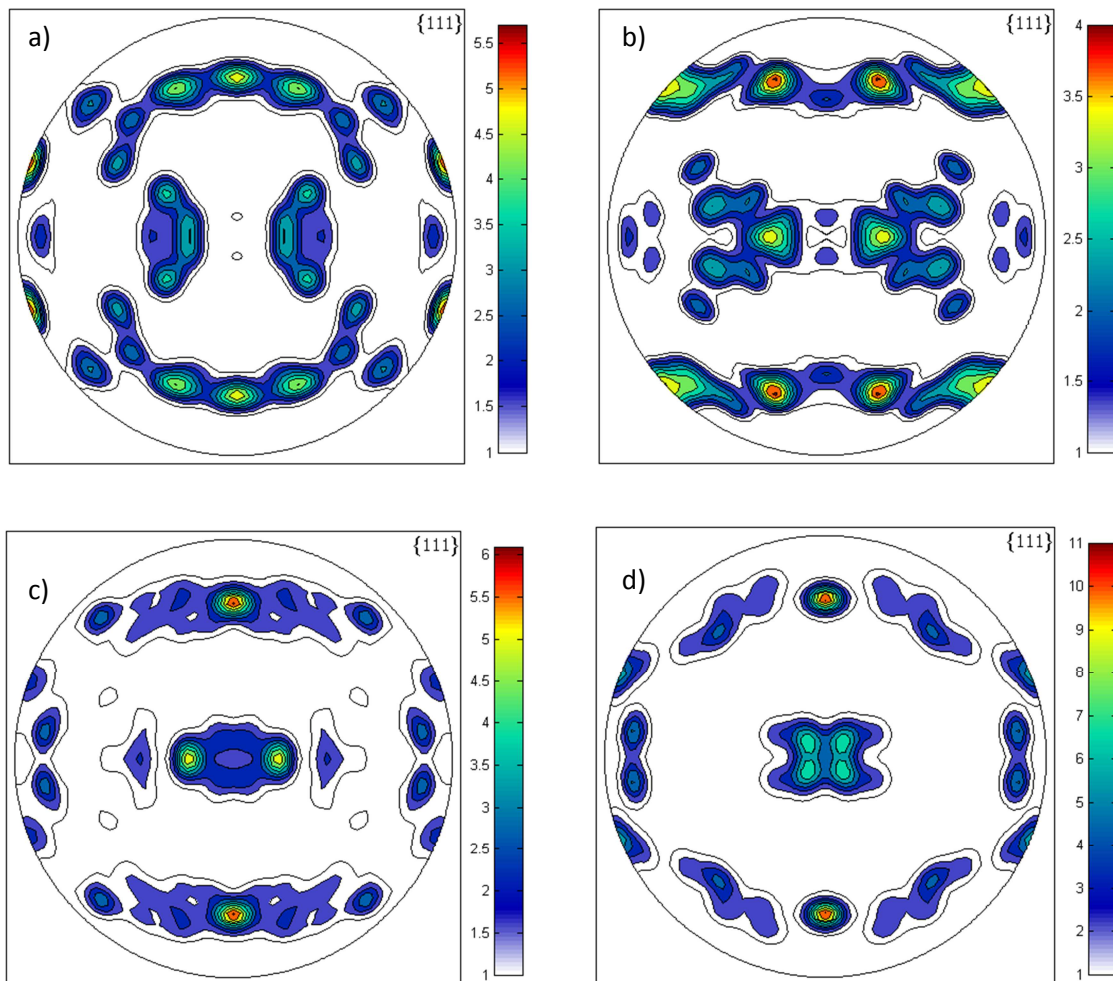
Fonte: autor (2014).

Figura 103 - Mapa de orientações para a fase austenita da região selecionada da amostra Mt600T0,2.



Fonte: autor (2014).

Figura 104 - (a) Figura de pólos medida (b) Figura de pólos calculada pelo modelo de Patel-Cohen (c) calculada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill (d) Taylor-Bishop-Hill com tensão residual para Mt600T0,2.



Fonte: autor (2014)

Nas figuras 101 e 103 são mostradas as regiões escolhidas, e nas figuras 102 e 104 as figuras de pólos medidas e calculadas para as amostras tracionadas em 600°C. Nelas resultados semelhantes aos obtidos nos ensaios em 400°C foram encontrados nas simulações. Para essa temperatura, nos cálculos feitos por Patel-Cohen, muitas variantes previstas pelo modelo não apareceram na figura de pólos medida, e variantes não previstas estão presentes, resultado que era aguardado para a deformação. Nos cálculos usando Taylor-Bishop-Hill, as variantes obtidas pelo modelo e pela medida ocupam a mesma região nas figuras de pólos, e as variantes de maior intensidade encontradas nas figuras de pólos medida correspondem as encontradas na calculada, logo o melhor ajuste de simulação foi obtido para o modelo que considera a deformação plástica, como era esperado. Em geral nas simulações obtidas por Taylor-Bishop-Hill, as variantes de maior intensidade correspondem aquelas encontradas nas figuras de pólos medidas, ao contrário do que ocorre nas figuras de pólos obtidas por Patel-Cohen, onde as variantes mais intensas, em geral, são diferentes das encontradas experimentalmente. Novamente na temperatura de 600°C, a melhor simulação para a amostra com menor deformação considerou apenas Taylor-Bishop-Hill, enquanto que para a mais deformada o melhor resultado encontrado foi adicionando o efeito da tensão remanescente ao modelo de Taylor-Bishop-Hill.

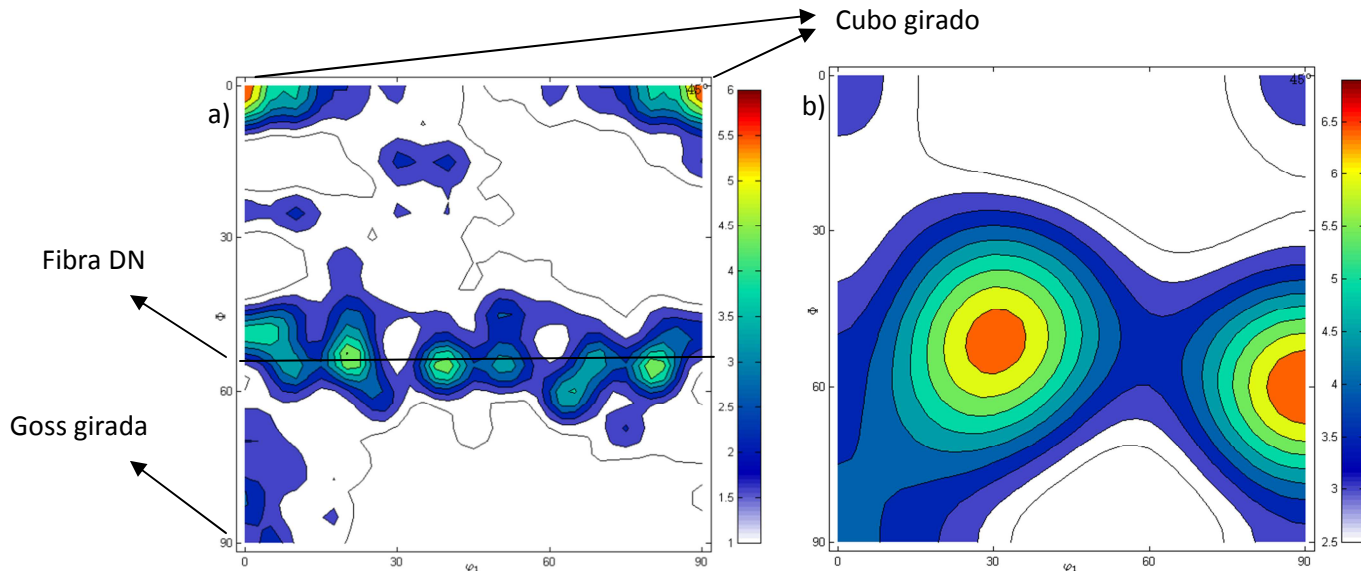
5.6.4 Simulações para muitos grãos

Para a simulação das FDOC's de martensita a seguir, primeiro obteve-se a FDOC da austenita da região correspondente, a partir dela foram calculadas as frações volumétricas das componentes mais intensas, estas orientações foram utilizadas para simular a orientação da martensita de cada componente utilizando os modelos estabelecidos, permitindo-se avaliar qual a origem de cada componente. Calculou-se uma FDOC para cada conjunto de orientações de martensita originadas de cada componente de austenita, e essas FDOC foram somadas e tiveram pesos de acordo com sua fração volumétrica na FDOC final.

5.6.4.1 Tensão aplicada

As principais componentes encontradas na FDOC da austenita para esta condição foram a Brass $\{011\}\langle 21\bar{1}\rangle$, Cubo $\{001\}\langle 100\rangle$, a maior fração volumétrica correspondeu a componente Brass, com praticamente o dobro da fração da outra componente, a simulação foi feita pelo modelo de Patel-Cohen considerando as variantes com energia de interação positiva e que conseqüentemente contribuem para a transformação. A componente Brass é a responsável pelas componentes ao longo da fibra DN. A componente cubo na austenita origina a cubo girada $\{001\}\langle 100\rangle$ e a goss girada $\{011\}\langle 011\rangle$ na martensita. A FDOC simulada pode ser vista na figura 105b, e quando comparada a medida, vê-se que todas as variantes encontradas na medida estão presentes, porém as intensidades não correspondem ao experimento, isso pode estar acontecendo devido não se estar levando em consideração a fração volumétrica como um todo, considerando cada orientação no grão austenítico, como acontece no critério que agrupa as variantes de acordo com a menor desorientação.

Figura 105 - (a) FDOC medida (b) FDOC calculada para Mt300LE.

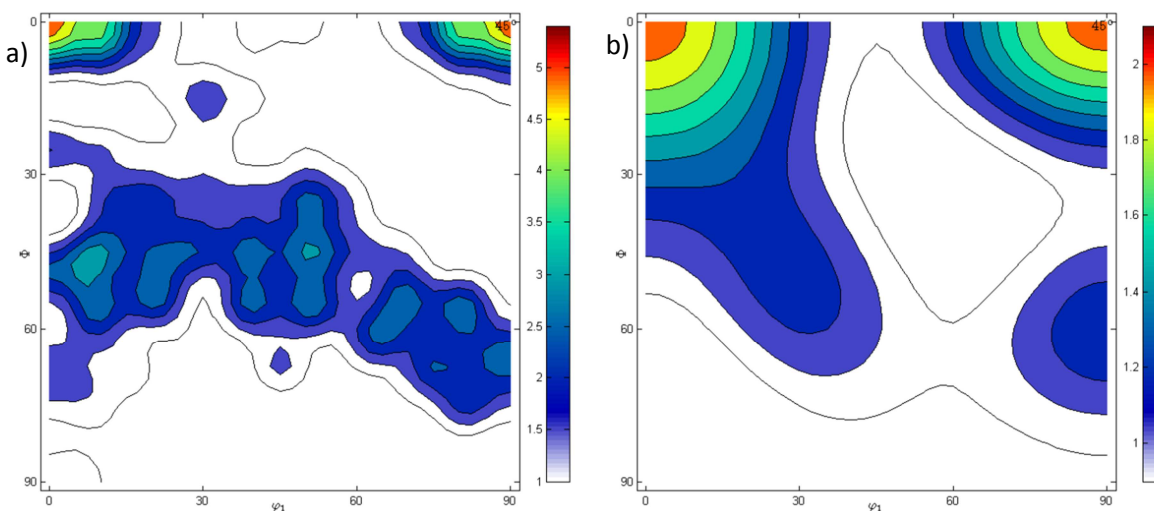


Fonte: autor (2014).

5.6.4.2 Deformada em 400°C

Na condição deformada em 400°C, as principais componentes encontradas na FDOC da austenita foram Brass $\{011\}\langle 21\bar{1}\rangle$ e Copper $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$ numa proporção de fração volumétrica de 70% e 30%, respectivamente, utilizando o modelo de Taylor-Bishop-Hill e considerando o efeito da tensão residual obteve-se as componentes cubo girada e fibra DN como resultado da transformação da componente Brass, e a componente Copper contribuiu ainda mais para a formação da componente cubo girada $\{001\}\langle 100\rangle$. A FDOC simulada apresentou bastante similiaridade com a medida, com uma fibra DN homogênea e a componente cubo girada mais intensa.

Figura 106 - (a) FDOC medida (b) FDOC calculada para Mt400T0,2



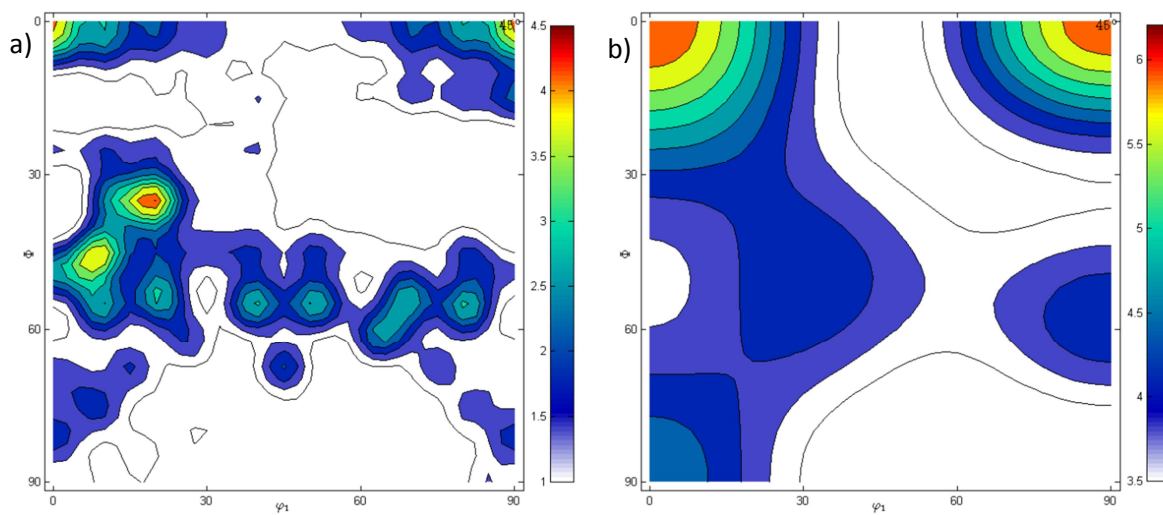
Fonte: autor (2014).

5.6.4.3 Deformada em 600°C

Para a amostra deformada em 600°C, as principais componentes encontradas na FDOC da austenita foram Brass $\{011\}\langle 21\bar{1}\rangle$, Cubo $\{001\}\langle 100\rangle$ e Copper $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$ com fração volumétrica de 60%, 20% e 20%, respectivamente. Nessa simulação o modelo utilizado foi o Taylor-Bishop-Hill combinado com o efeito da tensão residual.

A componente brass originou as componentes cubo girada e fibra DN, a componente Cubo transformou-se na Goss girada, e a componente Copper contribuiu para a formação da componente cubo girada $\{001\}\langle 100\rangle$. A FDOC simulada apresentou bastante similiaridade com a medida, com a componente cubo girada apresentando maior intensidade.

Figura 107 - (a) FDOC medida (b) FDOC calculada para Mt600T0,1.



Fonte: autor (2014).

6 CONCLUSÕES

O presente estudo permite obter as seguintes conclusões:

A austenita obtida por super-envelhecimento é representativa da fase mãe original.

A fase austenita recalculada pelo ARPGE para a obtenção representa a fase mãe original.

Nas amostras submetidas a ensaio de compressão, o critério de Patel-Cohen foi muito preciso na previsão da seleção de variantes nas amostras onde a transformação aconteceu sob a ação de uma tensão aplicada com valor inferior ao limite de escoamento.

Amostras deformadas plasticamente por compressão em temperaturas acima da M_s apresentaram uma maior seleção de variantes que a predita pelo modelo Patel-Cohen.

Na amostra tracionada sob tensão aplicada inferior ao limite de escoamento, o critério de Patel-Cohen se mostrou o mais preciso para a previsão de variantes na transformação.

A simulação por Taylor-Bishop-Hill também apresentou bom resultado na amostra tracionada sob tensão aplicada inferior ao limite de escoamento.

Na deformação plástica por tração anterior a deformação, o modelo de Taylor-Bishop-Hill mostrou melhores resultados para as amostras com menores deformações. A simulação obtida pela combinação de Taylor-Bishop-Hill com o efeito da tensão remanescente melhora com o aumento da deformação.

Na amostra recalculada pelo ARPGE transformada sob tensão aplicada inferior ao limite de escoamento, a simulação por Patel-Cohen apresentou melhor resultado que Taylor-Bishop-Hill, porém resultado melhor foi obtido quando se combinou Patel-Cohen com a fração volumétrica das variantes de acordo com a menor desorientação.

A simulação por Patel-Cohen piora com o aumento da temperatura no mesmo nível de deformação.

Nas amostras recalculadas pelo ARPGE submetidas a deformação anterior a transformação, o modelo de Taylor-Bishop-Hill foi o melhor para as amostras com menores deformações, para deformações maiores a combinação de Taylor-Bishop-Hill com o efeito da tensão remanescente foi o mais próximo.

No regime elástico, na simulação pelo modelo de Patel-Cohen, a componente Brass $\{011\}\langle 21\bar{1}\rangle$ é a responsável pelas componentes ao longo da fibra DN. A componente Cubo $\{001\}\langle 100\rangle$ na austenita origina a cubo girada $\{001\}\langle 100\rangle$ e a goss girada $\{011\}\langle 011\rangle$ na martensita.

Na FDOC simulada por Patel-Cohen para a condição elástica, todas as variantes encontradas na medida estão presentes.

Para as amostras deformadas, na FDOC simulada pelo modelo de Taylor-Bishop-Hill e considerando o efeito da tensão residual, a componente Brass deu origem as componentes cubo girada e fibra DN, a componente Cubo transformou-se na Goss girada, e a componente Copper $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$ contribuiu para a formação da componente cubo girada $\{001\}\langle 100\rangle$.

A FDOC simulada para a condição deformada apresentou bastante similaridade com a experimental.

A simulação das FDOC's prevê as componentes, mas não a intensidade, pois a fração volumétrica dos grãos não é levada em consideração

O toolbox MTEX® se mostrou bastante eficiente para este trabalho, no qual pelo menos três tipos diferentes de medidas de textura foram obtidas (de três diferentes empresas), por duas técnicas distintas (DRX e EBSD), permitindo uma padronização e uma melhor organização desse trabalho, mostrando-se uma ferramenta poderosa.

SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS

Fazer um estudo cristalografico do aco maraging, considerando Bain, K-S, N-W, PMTC.

Estudar outros modelos de seleçãõ de variantes, combinar com os já aplicados neste trabalho, e aplicar este estudo ao aço Maraging 350.

Fazer um estudo do efeito memoria de textura, comparando a austenita das amostras que sofreram super-envelhecimento com a austenita calculada pelo ARPGE.

Modificar o modelo de Taylor-Bishop-Hill combinado com o efeito da tensão remanescente, no qual o calculo do trabalho se daria por elementos finitos, e estudar esse novo modelo modificado.

Todas as sugestões anteriores também podem ser aplicadas para os acos austeniticos.

REFERÊNCIAS

- [1] A. Jones and B. Walker: *Met. Sci.*, 1974, vol. 8, pp. 397-406.
- [2] P. Chapellier, R.K. Ray, and J.J. Jonas: *Acta Metall. Mater.*, 1990, vol. 38 (8), pp. 1475-90.
- [3] R.J. Roe: *J. Appl. Phys.*, 1965, vol. 36, pp. 2024-31.
- [4] C.M. Sargent: *Scripta Metall.*, 1974, vol. 8, pp. 821-24.
- [5] G.J. Davies, J.S. Kallend, and P.P. Morris: *Acta Metall.*, 1976, vol. 24, pp. 159-72.
- [6] K. Haslam, T. Coleman, D. Dillieu, and I.L. Dillamore: *Proc. 3rd Int. Conf. on Textures of Materials*, Société Française de Metallurgie, Nancy, 1973, pp. 369-81.
- [7] J.C. Bokros and E.R. Parker: *Acta Metallurgica*, Vol. 11 (1963) pp. 1291-1301.
- [8] VISWANATHAN, U.K.; DEY, G.K.; ASUNDI, M.K. Precipitation Hardening in 350 Grade Maraging Steel. *Metallurgical Transactions*. Vol. 24A. 2429-2442, 1993.
- [9] KAPOOR R.; LALIT KUMAR; BATRA I.S. A Dilatometric Study of the Continuous Heating Transformations in 18Wt.% Ni Maraging Steel of Grade 350. *Materials Science and Engineering*. A352 (2003). 318-324, 2003.
- [10] TAVARES, S.S.M; ABREU, H.F.G.; NETO, J.M.; DA SILVA, M.R.; POPA, I. A Thermomagnetic Study of the Martensite-Austenite Phase Transition in the Maraging 350 Steel. *Journal of Alloys and Compounds*. 358 (2003). 152-156, 2003.
- [11] PETERS, D.T. A Study of Austenite Reversion During Aging of Maraging Steels. *Transactions of the ASM*. Vol. 61. 62-74, 1968.
- [12] XIAODONG LI; ZHONGDA YIN. Reverted Austenite During Aging in 18Ni(350) Maraging Steel. *Materials Letters*. 24 (1995). 239-242, 1995.
- [13] ATSMON, N.; ROSEN, A. Reverted Austenite in Maraging Steel. *Metallography*. 14(1981). 163-167, 1981.
- [14] FAROOQUE, M.; AYUB, H.; UL HAQ, A.; KHAN, A.Q. The Formation of Reverted Austenite in 18% Ni 350 Grade Maraging Steel. *Journal of Material Science*. 33 (1998). 2927-2930, 1998.
- [15] SHA, W.; CERESO, A.; SMITH, G.D.W. Phase Chemistry and Precipitation Reactions in Maraging Steels: Part I. Introduction and Study of Co-Containing C-300 Steel. *Metallurgical Transactions*. Vol. 24 A. 1221-1232, 1993.

- [16] CULLITY, B. D., Elements of X-Ray Diffraction, Addison Wesley, Massachussets, 1978.
- [17] PADILHA, A. F., JÚNIOR, F. S, Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura, Universidade de São Paulo, 2009.
- [18] HUMPHREYS, F. J., HATHERLY, M., Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 2ª edição, Elsevier, 2004.
- [19] PAWLIK, K., Determination of the Orientation Distribution Function from Pole Figures in Arbitrarily Defined Cells, *phys.stat.sol.(b)* 134 (1986), pp. 477.
- [20] H. J. Bunge, Texture Analysis in Materials Science, Butterworths, 1982.
- [21] Hutchinson, W. B. *International Metal Reviews* 29, 24 (1984).
- [22] G., Kurdjmov, G. Sachs, "Über den Mechanismus der Stahlhärtung". *Zeitschrift für Physik*, vol. 64, pp. 325-343, 1930.
- [23] Z. Nishiyama, *Sci Rep Res Inst Tokohu Univ* 1934-35;23:638.
- [24] BHADESHIA, H. K. D. H., ABREU, H. F. G., KUNDU, S., *Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd.)* 99, 2008.
- [25] MORRIS, C., OLSON, G.B., *Dislocation Theory of Martensitic Transformations in Dislocations in Solids*, Elsevier Science Publishers B. V., 1986.
- [26] C. CABUS, H. REGLE and B. BACROIX. Phases Transformation textures in steels, *Journal de Physique IV, Villetaneuse, France*.
- [27] C.S. Da Costa Viana, M.P. Butron Guillen, J.J. Jonas, In *Textures and microstructures*, H. Hu special issues, 1996, vols. 26-27, pp. 599-610.
- [28] 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).
- [29] BROOKS, C. R., *Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys*, 1st printing, ASM, 1982.
- [30] E. C. Bain, "Nature of Martensite". *Transactions of the metallurgical Society of AIME*, vol. 70, p. 25, 1924.
- [31] BHADESHIA, H. K. D. H., *Worked Examples in the Geometry of Crystals*, Institute of Materials, London, 2001.

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

[33] N. Gey, B. Patit, and M. Humbert. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36:3291–3299, 2005.

[34] PATEL, J. R., COHEN, M., Criterion for the Action of Applied Stress in the Martensitic Transformation, *Acta Metallurgica*, 1 (5), pp. 531-538. 1953.

[35] J.F. Bishop, R. Hill. *Philos Mag* 1951;42:414.

[36] J.F. Bishop, R. Hill. *Philos Mag* 1951;42:1298.

[37] W.F. Hosford,, “The Mechanics of Crystals and Textured Polycrystals”, Oxford University Press, New York, 1993.

[38] G.H. Olsen and W.A. Jesser: *Acta Metall.*, 1971, vol. 19, pp. 1009-14 and 1299-1302.

[39] G. Stone and G. Thomas: *Metall. Trans.*, 1974, vol. 5, pp. 2095-2102.

[40] Mangal A, Biswas P, Lenka S, Singh V, Singh SB and Kundu S: ‘Dilatometric and microstructural response of variant selection during martensitic transformation’, *Mater. Sci. Technol.*, 2014.

[41] Bacroix, B. and Jonas, J.J. (1988), *Text. Microstruct.* 8/9, 267.

[42] Barnett, M.R. and Jonas, J.J. (1997), *ISIJ Int.* 37, 697.

[43] Barnett, M.R. (1998), *ISIJ Int.* 38, 78.

[44] Y. Zhou, K.W. Neale, and L.S. To’th: *Acta Metall. Mater.*, 1991, vol.39, pp. 2921-30.

[45] P. C. Maxwell, A. Goldberg, and J. C. Shyne. *Metallurgical Transactions*, 5:1305–1318, 1974.

[46] P. H. Shipway and H. K. D. H. Bhadeshia. *Materials Science and Engineering A*, A201:143–149, 1995.

[47] K. Hase, C. Garcia Mateo, and H. K. D. H. Bhadeshia. *Materials Science and Technology*, 20:1499–1505, 2004.

[48] G. Ghosh and V. Raghavan. *Materials Science and Engineering A*, 80:65–74, 1986.

[49] S. B. Singh. PhD thesis, University of Cambridge, 1998.

[50] T. N. Durlu. *Acta Metallurgica*, 26:1855–1861, 1978.

- [51] M. Umemoto and I. Tamura. In J. M. T. Gray, T. K0, Z. Shouhuma, W Boarong, and X. Xishan, editors, HSLA Steels: Metallurgy and Applications, pages 373–382, 1986.
- [52] W. K. C. Jones and P. J. Alberry. *Materials Science and Technology*, 11:557–566, 1977.
- [53] Cayron, C. (2006). *Acta Cryst.* A62, 21-40.
- [54] Humbert, M., Wagner, F. & Esling, C. (1992). *J. Appl. Cryst.* 25, 724-730.
- [55] Humbert, M., Wagner, F., Moustahfid, H. & Esling, C. (1995). *J. Appl. Cryst.* 28, 571-576.
- [56] Humbert, M. & Gey, N. (2002). *J. Appl. Cryst.* 35, 401-405.
- [57] G.E. Totten, M.A.H Howes, *Steel heat treatment handbook*. 1997.
- [58] J. M., Pardal, *Aço maraging classe 300*, Blucher, São Paulo, 2012.
- [59] PADILHA, A.F., RIOS, P.R., *Transformação de Fases*, São Paulo, Artliber, 2007.
- [60] RANDLE, V., ENGLER, O., *Introduction to Texture Analysis Macrotexture, Microtexture & Orientation Mapping*, 1ª Ed, Gordon and Breach Science publishers, Amsterdam, 2000.
- [61] KUNDU, S., *Transformation Strain and Crystallographic Texture in Steels*. [Ph.D. Thesis], University of Cambridge, Cambridge, 2007.
- [62] M.P. Butron Guillen, C.S. DaCosta Viana, J.J. Jonas, *Met.Mat.Trans.*, Vol. 28, 1997, p. 1755