

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

**NATHANAEL WAGNER SALES MORAIS.**

**ESTUDO COMPARATIVO ENTRE A CONFORMABILIDADE MECÂNICA**  
**DOS AÇOS MARAGING 350 E 300**

**FORTALEZA**  
**DEZEMBRO DE 2013**

**NATHANAEL WAGNER SALES MORAIS**

**ESTUDO COMPARATIVO ENTRE A CONFORMABILIDADE MECÂNICA  
DOS AÇOS MARAGING 350 E 300**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências de Materiais da Universidade Federal do Ceará como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Engenharia e Ciências de Materiais. Área de Concentração: Propriedades Mecânicas e Microestruturais.

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

**FORTALEZA  
DEZEMBRO 2013**



Universidade Federal do Ceará

Centro de Tecnologia

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais

**PARECER DA COMISSÃO DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO**

**NATHANAEL WAGNER SALES MORAIS**

**Estudo comparativo da conformabilidade mecânica dos aços MAR 350 e  
MAR 300**

A Comissão de Dissertação de Mestrado composta pelos professores Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Francisco Nélio Costa Freitas, do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará e Claudio Geraldo Schon, da Universidade de São Paulo, considera o candidato:

**APROVADO**

**NÃO APROVADO**

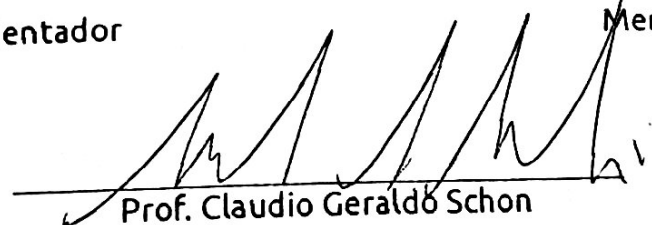
Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 18 de dezembro de 2013.

  
Prof. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu

Presidente e Orientador

  
Prof. Francisco Nélio Costa Freitas

Membro

  
Prof. Claudio Geraldo Schon

Membro

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

- 
- M826e      Morais, Nathanael Wagner Sales.  
              Estudo comparativo entre a conformabilidade mecânica dos aços MAR350 e MAR300 / Nathanael Wagner Sales Morais . – 2013.  
              67 f. : il. color., enc. ; 30 cm.
- Dissertação (mestrado) – 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, 2013.  
              Área de Concentração: Propriedades físicas e mecânicas dos materiais.  
              Orientação: Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu.
1. Ciência dos materiais. 2. Metalurgia física. 3. Textura. I. Título.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao meu Senhor e Salvador Jesus Cristo, pelo presente da vida e de sua salvação.

Ao Professor Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu por ter atuado como educador e orientador, suportando-me durante esse e demais trabalhos.

Aos senhores professores da banca pela disposição em avaliar este trabalho.

A professor Dr. Nélio Costa Freitas pela ajuda na interpretação das FDOCS.

Ao CNPQ, que por 9 meses me proveu de sustento financeiro.

Ao SENAI DR CE, em especial à unidade CET AFR por ter me liberado nos períodos necessários para as aulas e realização de pesquisas.

Aos colegas de trabalho Ítalo Rosse, Jones Soares, João Rodrigues e Josimar pelo suporte para não desistir e por acreditarem em mim.

À Marinha do Brasil por ceder os materiais para estudo.

Ao meu colega e 'aluno' Giovane Gonçalves Ribamar pelos incontáveis puxões de orelha e pela ajuda na obtenção dos resultados nesse trabalho.

À minha família por ter me suportado durante o período de construção desse trabalho.

## RESUMO

Os aços maraging são materiais de ultra-alta resistência que tem grande importância tecnológica devida sua aplicação nos setores nuclear e bélico. Devido suas aplicações de responsabilidade, é necessário compreender como se comportam as propriedades plásticas desses materiais, pois a literatura carece de informações sobre o comportamento mecânico dos aços Mar350 e Mar300. Esse trabalho investigou como a diferentes níveis de deformação à frio influenciam as propriedades de anisotropia plástica de ambos materiais. Foram realizadas deformações a frio nos níveis de 50, 70 e 80% por laminação e após foram realizados recozimentos a 900°C por 1h variando-se a taxa de resfriamento, resfriado-se as amostras em água, ao ar e ao forno até a temperatura ambiente. Os resultados das análises metalográficas mostraram que os materiais não sofrem alterações morfológicas nos grãos com a variação de taxa de resfriamento, mas sofrem um coalescimento nas deformações de 50 e 70%. As amostras do aço Mar350 laminadas a frio em 80% mostraram um ultra-refino de grão e a precipitação de uma fase intermetálica enquanto as amostras do aço Mar300 mostraram um refino grão quando comparado às demais condições para o mesmo aço, mas sem sofre um endurecimento significativo. As medições de textura mostraram com o evoluir da deformação à frio há uma tendência de homogenização da textura apresentado mais intensa a fibra  $\gamma$ . As medições de microtextura mostram que algumas para a maioria das condições estudadas a presença da componente cubo girado menos intensa  $\gamma$ , componentes estas que poderiam ser a justificativa para o afastamento de  $\Delta R$  de zero e os menores valores de  $R_m$ .

Palavras Chave: Maraging 350, Maraging 300, Textura, Taxa de resfriamento, Anisotropia.

## ABSTRACT

The maraging steels are ultra - high strength materials that has great technological importance due its application in military and nuclear sectors . Because its applications, it is necessary to understand how the plastic properties of these materials behave, because the literature lacks information on the mechanical behavior of steel the Mar350 and Mar300 . This study investigated how different levels of cold deformation influence the properties of plastic anisotropy of both materials . Cold deformation were carried out on levels of 50, 70 and 80% by rolling and after was made annealing were the materials carried out at 900 ° C for 1h varying the rate of cooling, the samples were cooled in water , air and the furnace until the room temperature. The results of metallographic analysis showed that the materials do not undergo morphological changes in the grains by varying the cooling rate, but some coarsening undergo a deformation in 50 and 70%. The samples of cold rolled steel Mar350 80% showed an ultra- grain refinement and precipitation of an intermetallic phase while the samples of steel Mar300 showed grain refining compared to the other conditions for the same steel, but without undergoes a significant hardening. The texture measurements showed the evolution of the cold deformation there is a tendency to cleanup texture appears more intense  $\gamma$  fiber . The measurements show that some microtexture for most conditions studied the presence of other components less intense outside the fiber  $\gamma$  , these components that could be the reason for the displacement of  $\Delta R$  zero.

Keywords: Maraging 350, Maraging 300, texture, cooling rate, anisotropy.

## OBJETIVOS

### OBJETIVO GERAL

Estudar o comportamento dos aços Mar350 e Mar 300 no estado solubilizado determinando a influência de sua textura cristalográfica nos seus coeficientes de anisotropia.

### OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Estudar como a deformação à frio afeta a textura cristalográfica pós recozimento de ambos aços.
- Avaliar como as taxas de resfriamento pós-solubilização afetam a textura impressa por cada nível de deformação à frio.
- Estudar como as texturas de recozimento influenciam na anisotropia de ambos os materiais.



## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1	Aços Maraging.....	3
2.2	Transformações Martensíticas em aços maraging.....	4
2.3	Textura.....	7
2.4	Textura dos aços maraging .....	14
3	Metodologia Experimental.....	15
3.1	Materiais utilizados nesse trabalho.....	15
3.2	Laminações à frio.....	15
3.3	Tratamentos térmicos.....	15
3.4	Caracterização Micrográfica.....	16
3.5	Medição de Textura cristalográfica.....	16
3.6	Medição de Microtextura.....	17
3.7	Medição de microdureza.....	17
3.8	Ensaio de tração .....	18
4	Resultados e discussões.....	20
4.1	Grupo 0 – M350R.....	20
4.2	Grupo 1 – M350L50.....	20
4.3	Grupo 2 – M350L70.....	25
4.4	Grupo 3 – M350L80.....	30
4.5	Grupo 0* - M300R.....	37
4.6	Grupo 4 – M300L50.....	37
4.7	Grupo 5 – M300L70.....	42
4.8	Grupo 6 – M300L80.....	48
5	Conclusões.....	55
6	Bibliografia Consultada.....	57

## 1. Introdução

Os aços Maraging são ligas Fe-Ni-Co-Ti-Mo com baixos teores de carbono ( $<0,003$ ) que podem apresentar uma grande plasticidade no estado solubilizado devido sua estrutura martensítica cúbica de corpo centrado e também uma resistência mecânica elevada à níveis de 2,4 GPa pela precipitação de fases intermetálicas entre seus constituintes após um tratamento térmico de envelhecimento [1].

De acordo com Abreu, [2], a deformação plástica induz na rede cristalográfica uma orientação preferencial fazendo surgir uma textura de deformação. A textura de deformação depende do tipo e das condições da deformação, em particular do modo principal de deformação. Havendo participação também do tipo de estrutura cristalográfica e da energia de falha de empilhamento.

São classificados de acordo com a sua resistência mecânica como Mar 350, Mar 300, Mar250 e Mar200. Por exemplo, o Mar350 apresenta uma resistência mecânica de 350.000 psi (2400MPa) Estes altos valores de resistência mecânica são conseguidos após o tratamento térmico de envelhecimento. Na condição solubilizada, isto é, tratado termicamente, em temperatura onde a liga é totalmente austenita seguido de um resfriamento, estes aços ainda apresentam resistência mecânica elevada, porém dureza em torno de 30 HRC e uma excelente conformabilidade.

As principais aplicações destes aços são na fabricação das partes rotativas de ultracentrífugas usadas no enriquecimento de urânio, em corpo de mísseis, em vasos de pressão especiais e em componentes usados na indústria aeronáutica. Em todas estas aplicações, estes aços precisam ser deformados plasticamente tanto a quente quanto a frio. Por exemplo, no caso da utilização em cilindros rotativos de ultracentrífugas, o material no estado solubilizado é deformado a quente para a fabricação de um copo cilíndrico, novamente solubilizado para recuperação de sua conformabilidade e depois através de um processo de extrusão a frio se transforma em um cilindro de parede fina [3].

A laminação a frio de aço maraging 350 deformados 40%, 60%, 80% e 90% em espessura mostrou que a textura desenvolvida nestes aços é semelhante à de outros materiais com estrutura cúbica de corpo centrado. Um posterior tratamento térmico de solubilização mostrou que a textura cristalográfica de laminação é parcialmente destruída [4].

A partir de determinada temperatura de recozimento do metal deformado a frio, há uma forte modificação na microestrutura do material, ocorrendo um processo denominado recristalização primária por nucleação e crescimento. Existem três possibilidades para a textura de recristalização primária de um material:

- a) A textura de recristalização é a mesma textura de deformação;
- b) A textura de recristalização é influenciada pela textura de deformação. Há um processo de nucleação e/ou crescimento orientado, o qual depende da textura de deformação;
- c) Os grãos após recristalização são orientados de maneira aleatória apesar de uma textura de deformação antes do recozimento que permitiu a recristalização.

O caráter e o grau de perfeição da textura de recristalização primária dependem não só da textura de deformação, mas também do tipo de tratamento de deformação, do grau e temperatura da última deformação ocorrida no material, da temperatura e do tempo do ultimo recozimento ocorrido no material, do grau de deformação intermediário, da temperatura de recozimento intermediário, da composição, das impurezas, entre outros [2].

É conhecido o fato que a textura cristalográfica tem grande influência sobre as propriedades mecânicas do material, principalmente na orientação dessas propriedades, determinando as direções de maior e menor resistência mecânica [5].

Neste trabalho, as propriedades plásticas dos aços Mar350 e Mar300 serão comparadas através de análises micrográficas e análises de textura.

## 2. Revisão bibliográfica

### 2.1 Aços Maraging

Os aços maraging formam uma classe especial de materiais de alta resistência, os quais se destacam dos demais aços devido à combinação de elementos de liga especiais que promovem precipitações intermetálicas em uma matriz martensítica. Embora suas aplicações normalmente se façam no estado envelhecido, esses materiais são conformados a quente ou a frio e após a conformação, podem passar por um recozimento de solubilização [6-7].

Um dos maiores limitantes ao uso dos aços maraging é o custo associado aos elementos de liga deste material, no entanto, os tratamentos térmicos aplicados a esses materiais são mais simples em relação aos outros aços de alta resistência.

Os elementos de liga utilizados nos aços maraging estão diretamente relacionados ao seus mecanismos de endurecimento. O principal elemento endurecedor é o Co, os demais podem ser classificados de acordo com sua influência neste endurecimento como fortes (Be, Ti), moderados (Al, Nb, Mn, Mo, Si, Ta, V e W) e fracos (Cu, Zr) [1].

A composição química típica para os aços maraging com Ni está mostrada na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Composição química típica, em percentual de peso, dos aços maraging com 18%Ni

<b>Elemento</b>	<b>Mar200</b>	<b>Mar250</b>	<b>Mar300</b>	<b>Mar350</b>
<b>Ni</b>	18,5	18,5	18,5	18,5
<b>Co</b>	8,5	7,5	9,0	12,0
<b>Mo</b>	3,25	4,8	4,8	4,8
<b>Ti</b>	0,2	0,4	0,6	1,4
<b>Al</b>	0,1	0,1	0,1	0,1
<b>Fe</b>	Bal.	Bal.	Bal.	Bal.

Os aços maraging são utilizados em aplicações que vão desde a indústria bélica, nuclear, componentes aeronáuticos, vasos de pressão até a indústria esportiva. São classificados em função da sua tensão de ruptura (em klb/pol<sup>2</sup>) em algumas classes como 200, 250, 300 e 350 entre outras de maior resistência.

No estado solubilizado, os aços maraging apresentam uma microestrutura puramente martensítica, de alta ductilidade e boa trabalhabilidade a frio devido aos baixos

teores de carbono (não ultrapassam 0,02%). Embora sua estrutura seja CCC, a rede encontra-se supersaturada em elementos de liga que causam distorções e geram tensões de curto alcance [1-8], as propriedades mecânicas típicas para um aço maraging consistem em 650 a 800 MPa de limite de escoamento, de 950 a 1050 MPa de resistência máxima à tração e durezas em torno de 30HRC [8].

## 2.2 Transformações Martensíticas nos aços Maraging.

Os aços Maraging são constituídos por uma estrutura martensítica, geralmente em ripas, com estrutura cristalina CCC, possuindo uma alta densidade de discordâncias e poucas maclas. Durante o resfriamento pós-conformação a quente, a austenita (CFC) transforma-se sem difusão na estrutura martensítica por um cisalhamento na rede cristalina, conservando a composição química original da matriz austenítica.

A Tabela 2.2 descreve o efeito do teor de níquel afeta a formação de fases nas ligas Fe-Ni, as microestruturas para cada tipo de martensita estão mostradas na Figura 2.2:

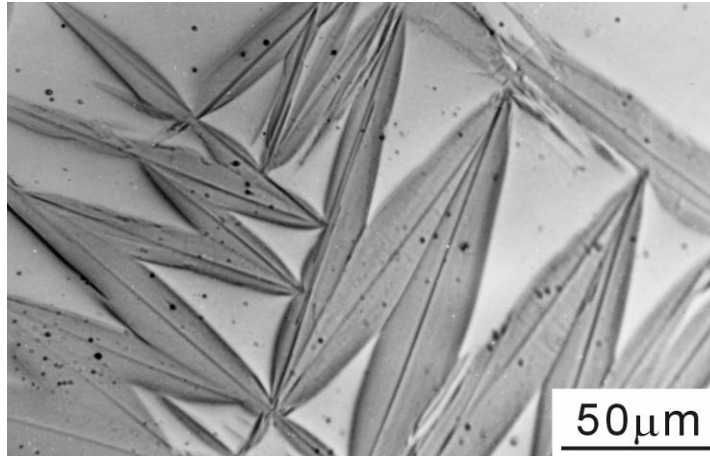
Tabela 2.2 – Efeito do teor de níquel sobre a microestrutura das ligas Fe-Ni.

Teor de Ni (%p)	Microestrutura resultante
0 a 6	Ferrita equiaxial
10 a 26	Martensita em Ripas
> 26	Martensita Maclada

Adaptado de [9]



(a)



(b)

Figura 2.2 – Microestruturas para os tipos de martensita. (a) Em ripas, (b) Maclada [10].

Nos aços maraging, a martensita em ripas é de maior interesse, devido à maior tenacidade que a mesma apresenta após o envelhecimento [6]. A estrutura da martensita em ripas é composta por vários pacotes no grão de austenita, onde cada pacote guarda vários blocos de ripas, com o mesmo plano de hábito [10], de martensita, de modo que tanto os pacotes como os blocos apresentam-se planos e paralelos uns aos outros, essa estrutura está esquematizada na Figura 2.3.

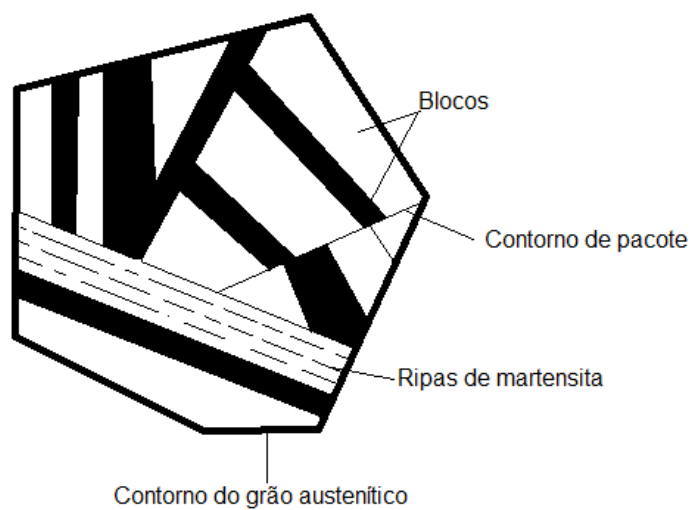


Figura 2.3 – Estrutura da Martensita em ripas [11].

A alta densidade de discordâncias presente na estrutura da martensita em ripas favorece a difusão, os emaranhados de discordâncias atuam como sítios preferenciais à nucleação de intermetálicos acelerando a cinética das reações de envelhecimento [12-13].

O trabalho de Magneé [1] mostra que a temperatura de ocorrência da transformação martensítica nesse material é dependente dos seus elementos de liga, em particular o Ni e o Co, de modo que quanto maior o nível de Ni, mais baixas tendem a ser as temperaturas de início da transformação, esse fato pode ser visualizado na Figura 2.4.

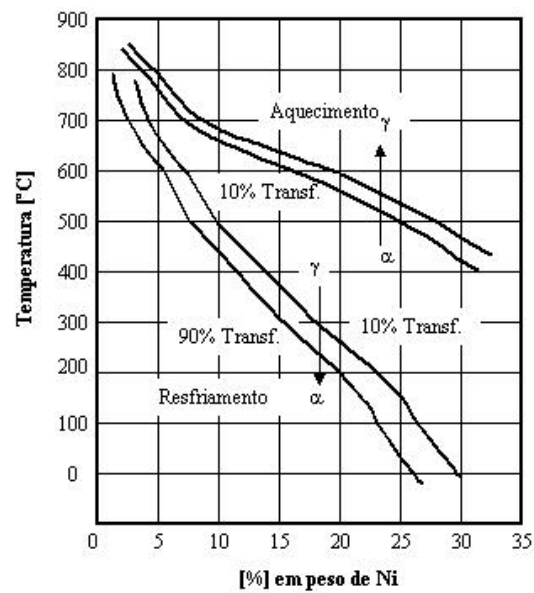


Figura 2.4 – Diagrama de Transformação Fe-Ni [1]

O mesmo trabalho aponta que a adição de elementos de liga como Mo e Ti geram baixas na temperatura  $M_s$  (temperatura de início da transformação martensítica) e a adição moderada de Co gera uma elevação na mesma.

Com o reaquecimento da estrutura martensítica, a mesma pode resultar em combinação da fase austenítica e ferrítica (fases de equilíbrio) ou pode voltar a ser austenita com a mesma composição da martensita [1].

### 2.3 Textura

A forma de distribuição das orientações dos cristais constituintes de um material metálico é denominada textura. Considera-se um metal com ausência de textura quando a distribuição das orientações dos cristais no agregado policristalino é totalmente aleatória.

Etapas de processamento dos metais como solidificação, deformação plástica e recristalização, conduzem à formação de uma distribuição de orientação preferencial, onde determinados eixos cristalográficos posicionam-se de forma geométrica definida em relação às direções macroscópicas do corpo metálico.

A presença de textura num agregado policristalino confere propriedades físicas e propriedades mecânicas, diferentes para as diversas direções macroscópicas do metal, ou seja, conduz o material metálico a um comportamento anisotrópico [14]. Desse modo, pode-se definir textura como a medida de organização da orientação dos grãos do material em relação à seus eixos macroscópicos.

Pode-se dizer que a textura é formada por um conjunto de planos e direções que estejam alinhados com eixos macroscópicos ligados ao processamento, no caso da laminação têm-se as direções de laminação (DL), normal (DN) e transversal (DT). A cada conjunto plano/direção ao qual um determinado volume do material se encontra chama-se componente. A exemplo, na Figura 2.4, está representada a componente cubo girado, (100)[110].

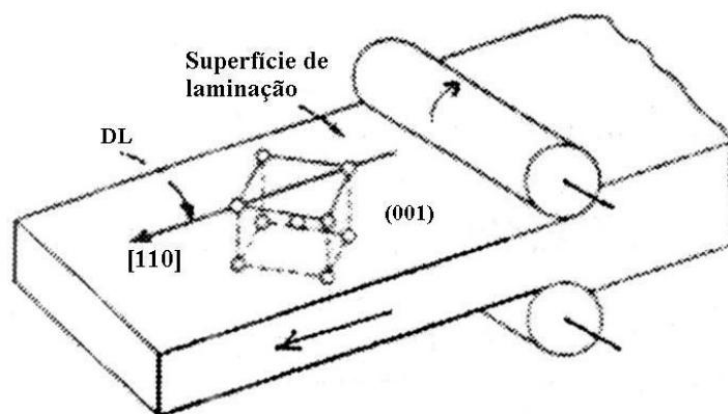


Figura 2.4 – Representação da componente cubo girado em chapa laminada [5].



A textura cristalográfica depende de alguns fatores tais como o tipo de processamento sofrido pelo material. De acordo com o tipo de processamento, as texturas finais obtidas podem ser classificadas como: textura resultante da solidificação, textura resultante da deformação e textura de recristalização.

As texturas de interesse para este trabalho são as texturas de deformação e texturas de recristalização.

Com a deformação plástica, a rede cristalográfica adquire uma orientação preferencial, e surge a textura de deformação. A textura de deformação depende do tipo e das condições do tratamento de deformação, em particular do modo principal de deformação. Depende também do tipo de rede cristalográfica e da energia de falha de empilhamento.

Uma das ferramentas de medição e análise da textura cristalográfica são as Figuras de Polo, as quais consistem em projeções estereográficas dos vetores que representam as componentes presentes no material para um dado plano cristalino.

Para analisar com maior facilidade os resultados para as medidas de textura, utiliza-se uma Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica (FDOC).

A FDOC caracteriza a densidade de probabilidade de encontrar determinadas orientações  $(hkl)[uvw]$  em um elemento de volume do material. Esta probabilidade, num material sem textura tem valor igual a 1. Na FDOC, a orientação de um cristal é definida segundo três ângulos, denominados ângulos de Euler, os quais constituem três rotações consecutivas que, aplicadas aos eixos  $[100]$ ,  $[010]$  e  $[001]$  da célula cristalina, tornam os mesmos coincidentes com as direções DL, DT e DN da chapa laminada [15].

Para auxiliar a interpretação da FDOC em um material cúbico, utiliza-se um ábaco com o corte em  $\varphi_2 = 45^\circ$  mostrando as principais direções do sistema cúbico, onde se destacam 4 fibras. As mesmas estão mostradas na Figura 2.5.

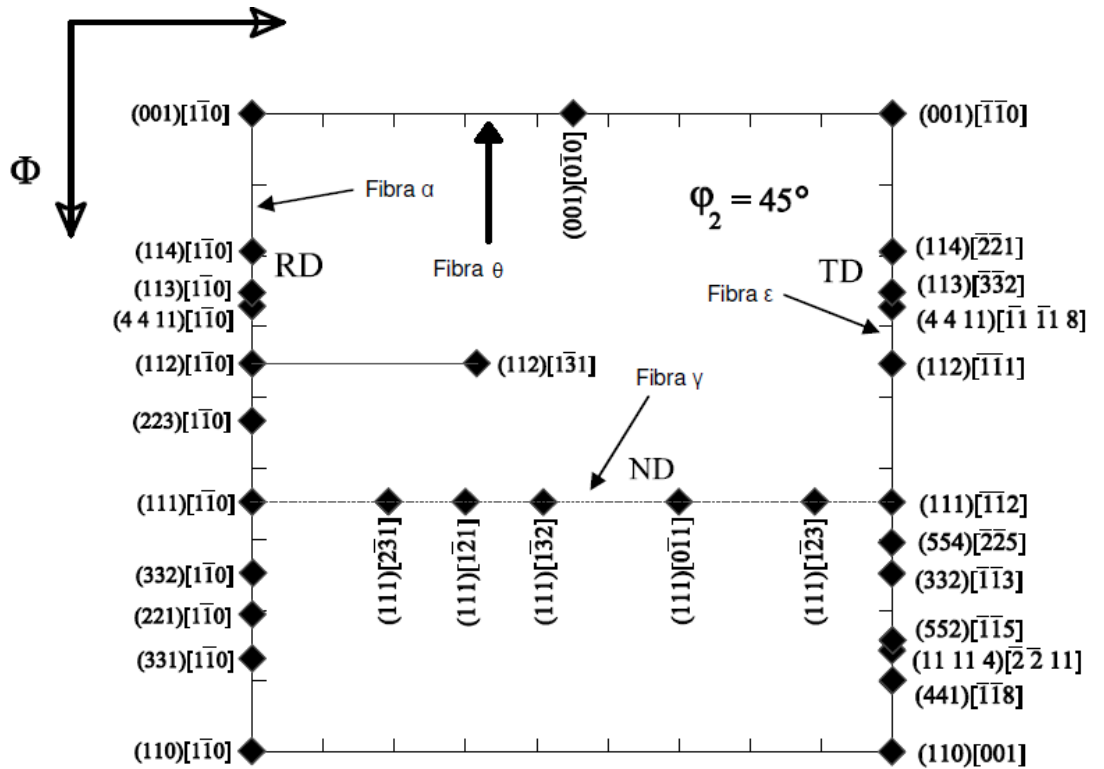


Figura 2.5 - Ábaco de  $\varphi_2=45^\circ$  para interpretar FDOCs [16].

A Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica é a ferramenta que, diferentemente das figuras de polo, nos dá uma avaliação quantitativa da textura do material. Esta função não pode ser diretamente medida, mas necessita ser calculada a partir dos dados da figura de polo original.

Vale ressaltar que o cálculo da FDOC não pode ser determinado a partir de apenas uma figura de polo, mas necessita de ao menos 2 a 4 delas no caso de materiais de estrutura cúbica. No caso deste trabalho foram utilizadas 3 figuras de polo [(110), (200), (211)] para cada cálculo de FDOC apresentado.

Para chegar ao cálculo da FDOC, utiliza-se a equação fundamental da textura, admitindo uma solução através da expansão em séries, utilizando o chamado método harmônico.

Através do método de expansão por séries, pode-se chegar aos coeficientes  $W_{lmn}$ , que podem ser utilizados para calcular os coeficientes de anisotropia, foco neste trabalho, calculados a partir das medidas de textura cristalográficas através da equação [17]:

$$r = \frac{q}{1 - q}$$

Onde q obedece a seguinte equação:

$$q = \frac{1}{2} - 16,8 \left( W_{400} - \frac{2\sqrt{10}}{5} W_{420} \cos 2\theta - \frac{\sqrt{70}}{5} W_{440} \cos 4\theta \right)$$

Onde:

- $W_{lmn}$  são os coeficientes da FDOC do material que dependem dos tratamentos aplicados ao mesmo, podem ser obtidos pelo software CUBAN, pacote anexo ao Popla.
- O ângulo  $\theta$  refere-se ao ângulo entre a direção de laminação e a direção desejada ao qual se deseja calcular 'q'.

Outra maneira de calcular os coeficientes de anisotropia é através da textura é utilizar a conservação de volume:

Dado que r é definido como:

$$R = \frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_z}$$

Onde  $\varepsilon_y$  é a deformação verdadeira no sentido normal ao de laminação e  $\varepsilon_z$  é a deformação verdadeira no sentido transversal ao de laminação. Podem-se encontrar essas deformações através da textura cristalográfica:

Sejam (hkl)[uvw] as texturas predominantes antes do processo de deformação, e X o vetor na direção de laminação, onde X terá coordenadas (hkl) e Z o vetor na direção normal que terá coordenadas na direção (uvw).

Para metais com estrutura CCC tem-se que os principais sistemas de deslizamento contém a direção (111) nas famílias de planos {110}, {112} e {123} que correspondem aos planos com maiores fatores de Schmid [18] como pode ser visto na Figura 2.7.

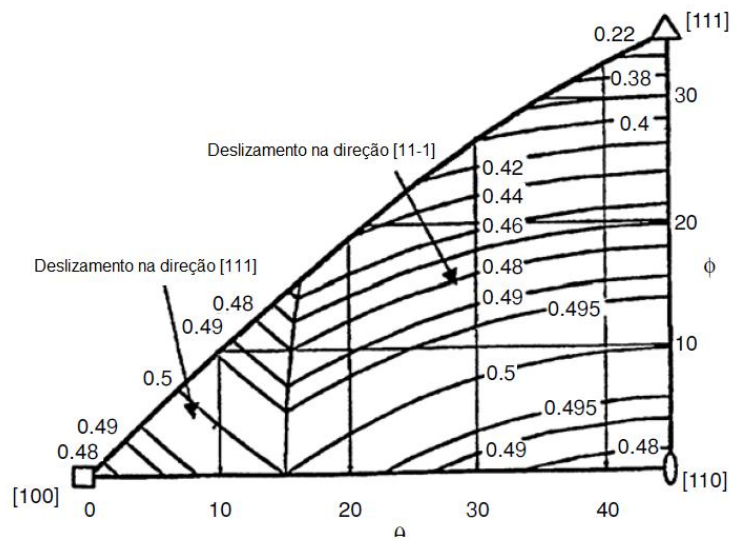


Figura 2.7 – Linhas para o fator de Schmid na estrutura CCC.

Logo, tomando as componentes com maior fator de Schmid, vê-se que a tensão resolvida nesses sistemas é maior, de modo que serão os primeiros a deslizar e pode-se fazer uma comparação direta entre a deformação axial e cisalhante com o fator de Schmid:

$$\varepsilon_x = \gamma \cdot \cos(\lambda_x) \cdot \cos(\varphi_x)$$

Onde  $\gamma$  é a deformação cisalhante,  $\cos(\lambda_x)$  é o cosseno entre a direção de esforço e uma direção de deslizamento preferencial e  $\cos(\varphi_x)$  é o cosseno entre a direção do esforço e o plano de deslizamento.

Para obter os cossenos citados acima, precisa-se apenas saber as direções de esforço (vetor  $X$ ) e o sistema de deslizamento ativo (qual direção da família  $[111]$  e qual plano pertencente às famílias  $\{110\}$ ,  $\{112\}$ ,  $\{123\}$ ), e aplicar um produto escalar:

$$\cos(\lambda_x) = X \cdot [111] / |X| \cdot |[111]|$$

$$\cos(\varphi_x) = X \cdot \{hkl\} / |X| \cdot |\{hkl\}|$$

Fazendo o mesmo, pode-se obter  $\varepsilon_z$  substituindo o vetor  $X$  pelo vetor  $Z$  nas equações acima.

Pela conservação de volume, tem-se que:

$$\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = 0 \rightarrow \varepsilon_y = -(\varepsilon_x + \varepsilon_z)$$

Substituindo  $\varepsilon_y$  por pelo resultado acima na equação de R, tem-se:

$$R = \varepsilon_y / \varepsilon_z \rightarrow -(\varepsilon_x + \varepsilon_z) / \varepsilon_z \rightarrow -\varepsilon_x / \varepsilon_z - 1$$

Resultando finalmente em:

$$R = -\cos(\lambda_x) \cdot \cos(\varphi_x) / \cos(\lambda_z) \cdot \cos(\varphi_z) - 1$$

O método experimental para a medição dos Rs consiste na medição das deformações normais e transversais em corpos de prova retirados de uma chapa de acordo com o esquema da Figura 2.8, onde aplica-se uma deformação de 15% no sentido de laminação e mede-se  $\varepsilon_y$  e  $\varepsilon_z$ , onde  $\varepsilon_y$  é a deformação verdadeira no sentido transversal (deformação na largura do corpo de prova) à laminação e  $\varepsilon_z$  é a deformação real no sentido normal (deformação na espessura do corpo de prova) à laminação.

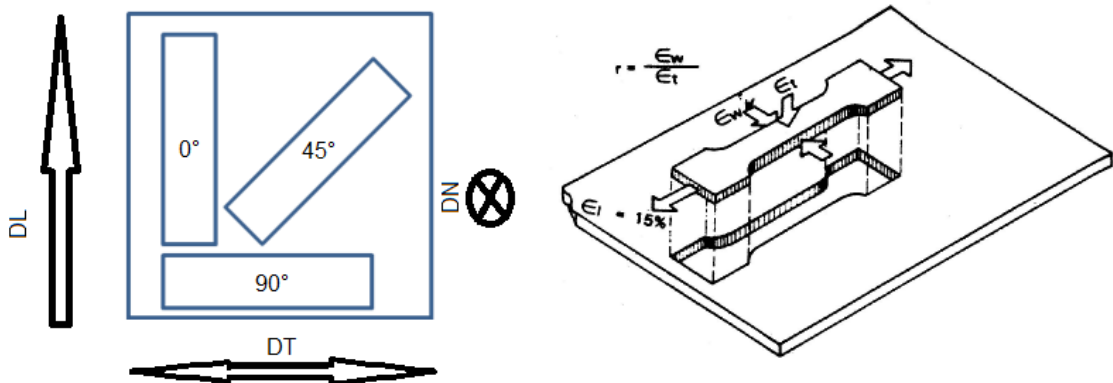


Figura 2.8 – À esquerda, esquema de retirada dos corpos de prova para a determinação dos coeficientes de Lankford. À direita esquema de medição experimental de R [19].

Após a obtenção dos Rs medidos a 0°, a 45° e 90° em relação à direção de laminação é possível calcular os parâmetros  $R_m$  e  $\Delta R$ . O parâmetro  $R_m$ , chamado de coeficiente de anisotropia normal, é dado pela equação:

$$R_m = (R_0 + 2 \cdot R_{45} + R_{90}) / 4$$

Este parâmetro é útil na avaliação da estampabilidade de um material metálico, de modo quanto maior for o valor de  $R_m$ , menor será o afinamento das paredes do material após o processo de estampagem [17], logo é desejável que este parâmetro mantenha-se elevado.

O parâmetro  $\Delta R$ , chamado de coeficiente de anisotropia planar, é utilizado para medir as diferenças entre as propriedades plásticas no plano da chapa e é dado pela equação:

$$\Delta R = (R_0 - 2 \cdot R_{45} + R_{90}) / 2$$

Quanto menor o afastamento de  $\Delta R$  de zero, menor a formação de ‘orelhas’, após um processo de estampagem, logo seu valor desejável é que o mesmo fique próximo ou igual à zero [19].

Um dos exemplos da aplicabilidade do parâmetro  $\Delta R$  pode ser visualizado na Figura 2.9, onde mostra-se os resultados na estampagem de copos com diferentes coeficientes de anisotropia planar [20].

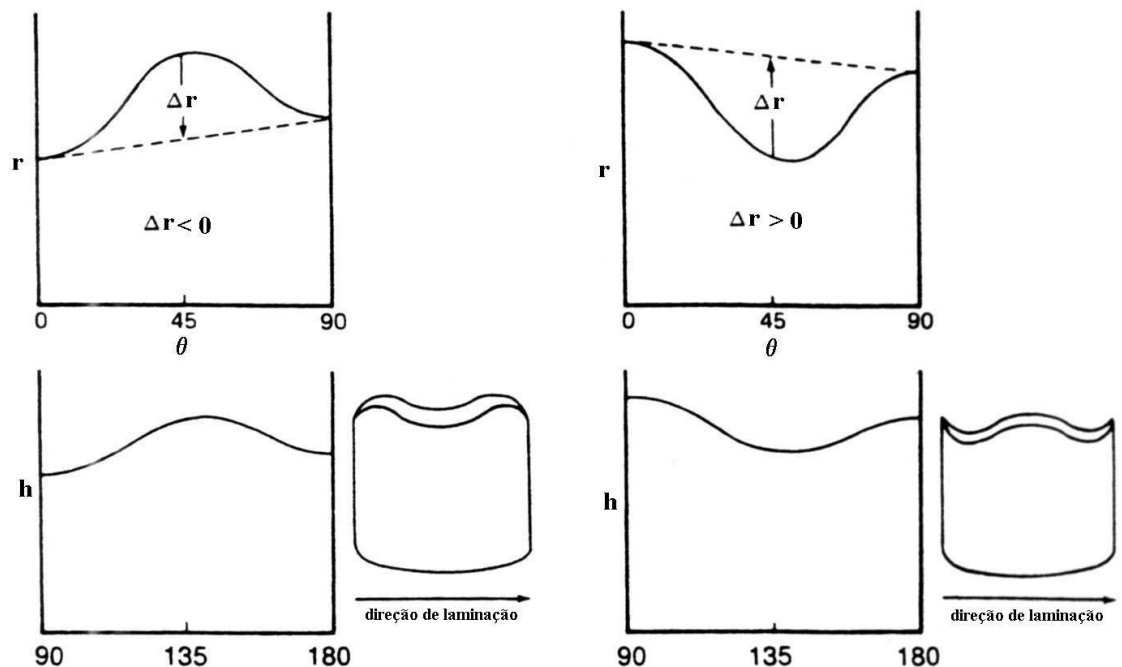


Figura 2.9 – Relação entre o valor de  $\Delta R$  e a formação de orelhas em um produto estampado [20].

#### 2.4 – Textura dos aços maraging.

Em trabalhos anteriores foi observado que a textura de deformação a frio dos aços maraging é composta pelas componentes  $\{111\}\langle 110\rangle$ ,  $\{111\}\langle 121\rangle$ ,  $\{111\}\langle 011\rangle$ ,  $\{001\}\langle 110\rangle$ , e  $\{112\}\langle 111\rangle$ , que aparecem após 30% de deformação e tem sua intensidade aumentada à medida que a deformação progride, esse mesmo trabalho mostra que o envelhecimento atua de modo a tornar essas componentes mais intensas [4].

Hosoya et. al. [21] mostrou que a textura de recristalização dos aços maraging é similar à texturas de metais CCC quando deformados à frio, de modo que após a austenitização, uma forte fibra  $\gamma$  tende a ser transmitida para a textura do material. Esse fato pode ser observado na Figura 2.10 onde mostram-se as seções de  $\varphi_2 = 45^\circ$  para um aço maraging para uma condição laminada a quente 60%, uma condição laminado a frio 80% e para a condição solubilizada a  $820^\circ\text{C}$  por 1h.

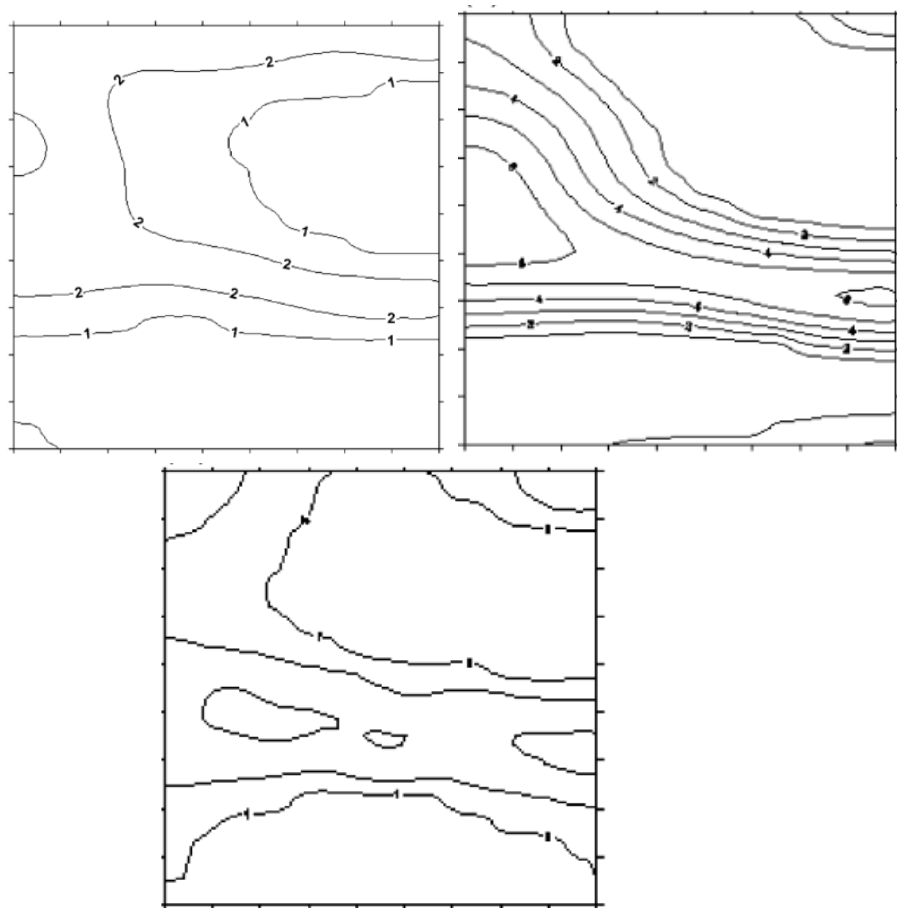


Figura 2.10 – FDOCs com seção em  $\varphi_2 = 45^\circ$  para o aço maraging 350 nas condições (a) Laminada a quente 60%, (b) Laminado a frio 80%, (c) Solubilizado a  $820^\circ\text{C}$  por

1h.

### 3. Metodologia experimental

#### 3.1 – Materiais utilizados nesse trabalho.

Os materiais utilizados nesse trabalho foram os aços Mar350 e o aço Mar300 com as composições químicas mostradas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – composição química, em porcentagem de massa, dos materiais utilizados.

<b>Aço</b>	<b>Ni</b>	<b>Co</b>	<b>Mo</b>	<b>Ti</b>	<b>Al</b>	<b>Fe</b>
Mar350	18,19	12,17	4,85	1,38	0,28	Bal
Mar300	18,68	9,62	4,84	0,86	0,38	Bal

Ambos os materiais foram doados pela Marinha do Brasil em discos de 11mm de espessura e 300 cm de diâmetro previamente forjados em forja rotativa. Os dois materiais provieram de um forjamento a quente em temperaturas acima de 900°C.

Ambos os materiais depois de recebidos seguiram a mesma rota de tratamento visado comparar o desempenho de ambos em cada etapa dos processos de análise.

#### 3.2 Laminações a frio

OS materiais passaram por um processo de laminação à frio tendo reduções de 50%, 70% e 80% em relação à espessura.

Para essa etapa foi utilizado um laminador Coelho LE 200 B localizado e cedido pela gerência do SENAI DR CE – unidade CET AFR.

Após a laminação à frio, foram cortadas 36 amostras para a realização dos tratamentos térmicos, das quais 18 em tamanho 30mm x 20mm para a medição da textura de recozimento e 18 em tamanhos de 20mm x 10mm para as análises micrográficas, assim como a microdureza e por fim difração de elétrons retroespalhados.

#### 3.3 Tratamentos térmicos

Todos os Grupos de amostras passaram por um tratamento térmico de recozimento, sendo expostos à temperatura de 900°C por 1h devido à possibilidade de



formação de TiC, presente em elevadas temperaturas, e resfriadas em água, ao ar ou ao forno, gerando as amostras mostradas na Tabela 3.2 em cada Grupo.

Tabela 3.2 – Separação dos Grupos de amostras após os tratamentos térmicos

<b>Mar350</b>				<b>Mar300</b>			
LF 50 %	Grupo 1	Resf. água.	M350L50W	LF 50 %	Grupo 4	Resf. água.	M300L50W
		Resf. Ar	M350L50A			Resf. Ar	M300L50A
		Resf. Forno	M350L50F			Resf. Forno	M300L50F
LF 70%	Grupo 2	Resf. água.	M350L70W	LF 70%	Grupo 5	Resf. água.	M300L70W
		Resf. Ar	M350L70A			Resf. Ar	M300L70A
		Resf. Forno	M350L70F			Resf. Forno	M300L70F
LF 80%	Grupo 3	Resf. água.	M350L80W	LF 80%	Grupo 6	Resf. água.	M300L80W
		Resf. Ar	M350L80A			Resf. Ar	M300L80A
		Resf. Forno	M350L80F			Resf. Forno	M300L80F

Os tratamentos térmicos foram realizados em um forno mufla EDG 6P.

### 3.4 Caracterização Micrográfica

Para a obtenção das micrografias óticas e eletrônicas foram seguidas as seguintes etapas:

1. Desbaste inicial com abrasivos partindo da grana 100# até 400#
2. Desbaste final com abrasivos partindo da grana 600# até 1200#
3. Polimento com abrasivo diamantado 3 $\mu$ m até 1 $\mu$ m
4. Ataque com reagente Cloreto de Ferro modificado [2,5g FeCl<sub>3</sub>.6H<sub>2</sub>O + 20 ml HNO<sub>3</sub> + 40 ml HCl + 40 ml H<sub>2</sub>O], por 10 a 15 s, versão modificado do mesmo utilizado por Farooq [23].
5. Captação de imagens com o software ImageProPlus e posterior tratamento com o software ImageJ [etapa somente para a obtenção de micrografias óticas].

### 3.5 Medições de textura cristalográfica

As amostras recozidas foram inicialmente desbastadas para a remoção do óxido superficial e após esse processo recobertas com esmalte acrílico, após o recobrimento as amostras foram imersas em uma solução 40 ml de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 40 ml de H<sub>2</sub>O + 20 ml de HNO<sub>3</sub> e dissolvidas até a meia espessura.

As difrações de raios-X e análises de textura foram realizadas num difratômetro PHILLIPS® modelo X'PERT PRO da Universidade Federal do Ceará (UFC) com fonte de radiação  $\text{CoK}\alpha$  de comprimento de onda  $\lambda=1,7890\mu$  sem monocromador. O intervalo angular utilizado para a difração em todas as amostras foi de  $50^\circ$ - $120^\circ$ .

As medições foram realizadas a temperatura ambiente no modo contínuo de varredura. O passo angular utilizado foi de  $0,02^\circ$  por varredura e o tempo de contagem foi de 1 segundo. A configuração utilizada tanto para a difração quanto para a análise de textura foi a ATC-3 sendo que somente durante a difração foi aplicado o modo de oscilação linear de 5 mm na amostra. A tensão e corrente utilizadas nas medições foram 40 KV e 45 mA respectivamente. Foi utilizado o filtro de ferro para o feixe incidente.

Três figuras de polo (111), (200) e (220) para a fase martensítica foram medidas. Os parâmetros de medida foram:  $\theta$  variando de  $0^\circ$  a  $80^\circ$  com “step” de  $5^\circ$ ;  $\phi$  variando de  $0^\circ$  a  $360^\circ$  com “step” de  $5^\circ$  e 1 segundos de constante de tempo por passo. A Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica (FDOC) foi calculada usando o programa POPLA (Preferential Orientation Package Los Alamos) a partir destas três figuras de polo usando o método da expansão em série ou método harmônico com  $L_{\max}=44$  e plotadas com o auxílio do software Surfer.

### 3.6 Medição da Microtextura.

A fim de analisar peculiaridades das texturas de recozimento foram realizadas as medições da microtextura pela técnica de difração de elétrons retroespalhados.

Foram submetidas a essa técnica amostras com tamanhos variados de acordo com a disponibilidade de material, seguindo-se à preparação do item 3.5 acrescido à um polimento final com uma solução constituída por 15 ml de sílica coloidal em polimento automático a 15 rpm com aplicação de 1 lb de pressão por um período de 3h cada amostra.

As análises foram realizadas em com o uso de um microscópio eletrônico de varredura PHILLIP'S XL30, utilizando a tensão de 25kV, magnificação de 2000x e passo de  $0,3\mu\text{m}$ . O sistema de captação utilizado consiste em uma câmera CCD modelo NORDLYS II comandada pelo software Flamenco (parte do pacote CHANNEL 5).

### 3.7 Medições de microdureza

Com o intuito de avaliar como as taxas de resfriamento e deformação pré-recozimento teriam influência sobre as propriedades mecânicas dos materiais, foram realizadas medidas de microdureza utilizando-se a carga de 1 kgf e tempo de endentação de 10s. Esses parâmetros foram adotados devido à pequena espessura das amostras trabalhadas a fim de evitar erros ou perfurações.

O equipamento utilizado foi o microdurômetro HVM2T da fabricante SHIMADZU calibrado a cada medida. A representação dos dados obtidos foi realizada através da média aritmética de 8 medidas (com exclusão de outliers) entre 10 realizadas e o erro foi medido em relação ao desvio padrão.

### 3.8 Ensaio de tração

Para a realização dos ensaios de tração foi utilizada uma máquina EMIC DL100000 do laboratório de Ensaio Mecânico da Universidade Federal do Ceará, utilizando a taxa de deformação de 1mm/min em corpos de prova segundo o esquema da Figura 3.1 de acordo com as dimensões relatadas na Tabela 3.3.

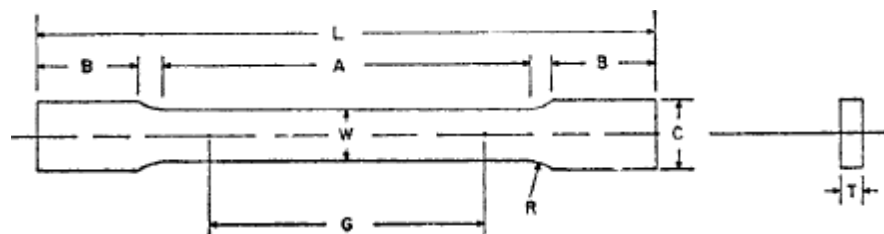


Figura 3.1 – Desenho esquemático para produção dos corpos de prova para ensaios de tração. [24]

Tabela 3.3 – Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração

Parâmetro	L	B	A	W	C	T
M350L50F	40mm	16mm	8mm	4mm	10mm	5mm
M350L70F	40mm	16mm	8mm	4mm	10mm	3mm
M350L80F	40mm	16mm	8mm	4mm	10mm	2mm

Para o controle da deformação, foi realizado o riscamento dos corpos de prova com riscos, feitos na seção de redução, separados por uma distância de 2mm entre si. Devido à escassez de material foram tracionados apenas corpos de prova do aço Mar350 nas condições M350L50F, M350L70F, M350L80F. Os ensaios realizados nesses corpos de prova visam a validar os modelos utilizados no cálculo teórico dos coeficientes de Lankford. Os tamanhos das medidas geométricas desses corpos de prova visam a quantidade de material disponível e são baseados em um trabalho já realizado [25].

Para medir as deformações, foi utilizado um paquímetro Zaas com precisão de 0,05mm, de modo que após a deformação, os corpos de prova eram retirados da máquina de tração e medidos logo em seguida.

## 4. Resultados e Discussões

### 4.1 Grupo 0 – M350R – Maraging 350 no estado recebido

A Figura 4.1, mostra a microestrutura do aço Mar350 no estado recebido, onde podem-se notar os blocos de pacotes de martensita nas áreas escuras [18], típicas para aços Maraging com elevado teor de níquel.

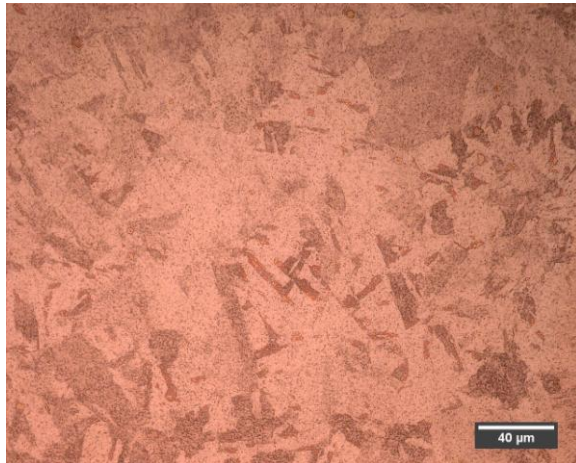


Figura 4.1 – Micrografias representando as microestruturas do aço Mar350.

A micrografia na Figura 4.1 não apresenta sinais de austenita retida ou precipitações intermetálicas.

### 4.1 Grupo 1 – M350L50 – Maraging 350 Laminado a Frio 50% recozido a 900°C 1h resfriado em água, ao ar e ao forno

A Figura 4.2 mostra a microestrutura do material após o recozimento e resfriamento em água, ao ar e ao forno respectivamente, em comparação com as micrografias obtidas por Farooq [23] e Carvalho [26], podem-se visualizar os blocos de pacotes de martensita, como mostrados na Figura 2.1.

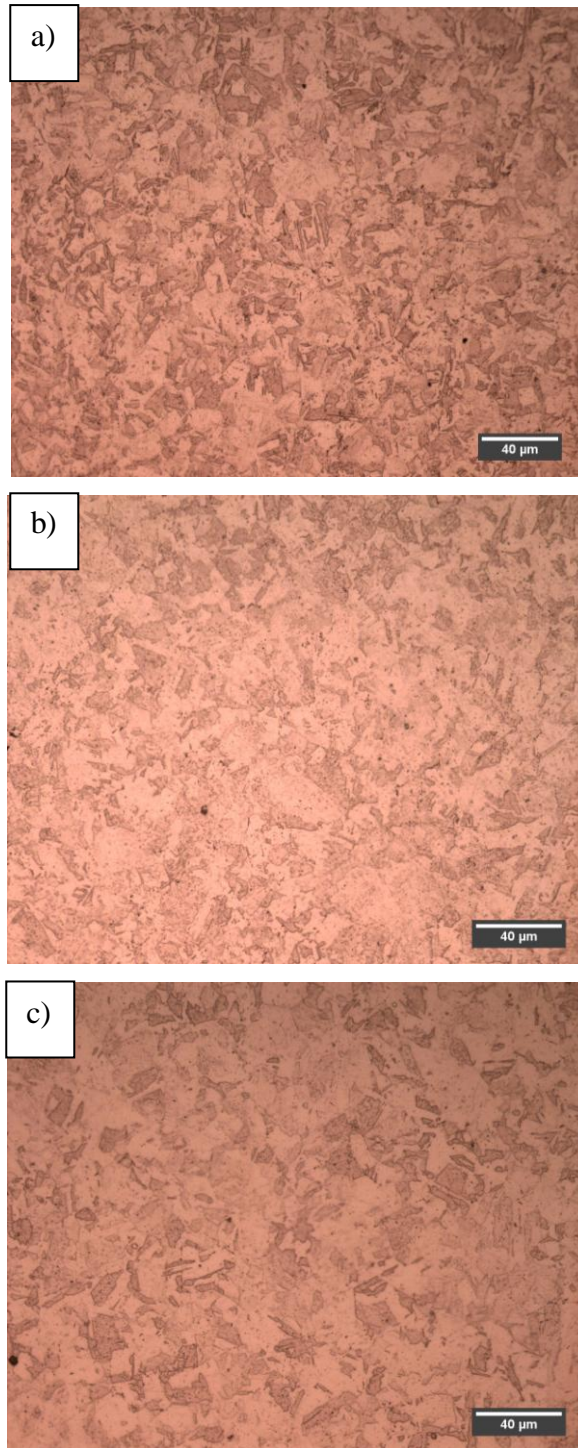


Figura 4.2 – Micrografias óticas obtidas para as amostras do Grupo 1, (a) M350L50W, (b) M350L50A, (c) M350L50F.

As áreas escuras em cada micrografia correspondem à pacotes de blocos de pacotes de martensita, comparando as três imagens, nota-se que não houve diferenças em relação à morfologia dos pacotes revelados, no entanto pode-se visualizar uma leve alteração no tamanho dos mesmos, onde a amostra resfriada ao ar (Figura 4.1b) mostra um tamanho de grão levemente menor que os demais, aliando-se as micrografias à Tabela 4.1 nota-se um fato que entra em acordo com trabalhos anteriores [20], que mostra que a taxa de resfriamento pós-solubilização não atua fortemente como mecanismo de endurecimento, e agora nota-se que não a taxa de resfriamento também não influencia a morfologia dos grãos após o recozimento.

Tabela 4.1 – Resultados das medições de microdureza para as amostras do Grupo 1.

<b>Condição</b>	<b>HV1 10s ± DP</b>
Recebido	340 ± 8.5
M350L50W	320 ± 3.2
M350L50A	327 ± 5.0
M350L50F	325 ± 6.5

Pelos resultados mostrados na Tabela 4.1, similares aos encontrados por Carvalho [26], nota-se que há poucas alterações na dureza do material após os tratamentos de deformação e recristalização, sendo que uma taxa de resfriamento moderada (ao ar) tende a produzir uma maior dureza, em acordo com o resultado encontrado na Figura 4.2b, onde se notam grãos levemente menores que nas demais condições.

A Figura 4.3 mostra as seções com  $\phi_2 = 45^\circ$  das FDOCS para as condições deformadas 50% a frio e recozidas a 900°C resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente.

Observando as texturas cristalográficas obtidas após o recozimento, pode-se notar que não houve mudanças fortes na textura exibida com a variação da taxa de resfriamento, no entanto pode-se notar que a taxa de resfriamento mais veloz apresenta uma intensidade de textura levemente maior que as demais condições, como mostrado na Figura 4.3a, nota-se também que quanto menor a taxa de resfriamento menor é a tendência à formação de direções preferenciais, pois nota-se na condição resfriada em água (Figura 4.3a) e resfriada ao ar

(Figura 4.3b) que há pequenas regiões circulares na fibra  $\gamma$ , que caracteriza as direções preferenciais.

O comportamento das texturas exibidas pelo aço Mar350 mostra-se similar ao de outros aços de alta resistência de estrutura CCC que tendem a conservar a componente cubo girado e apresentar direções preferenciais na fibra  $\gamma$  após o recozimento [28]. Outro fato notado é que a textura de recristalização assemelha-se à texturas de aços IF, que também possuem estrutura CCC [17].

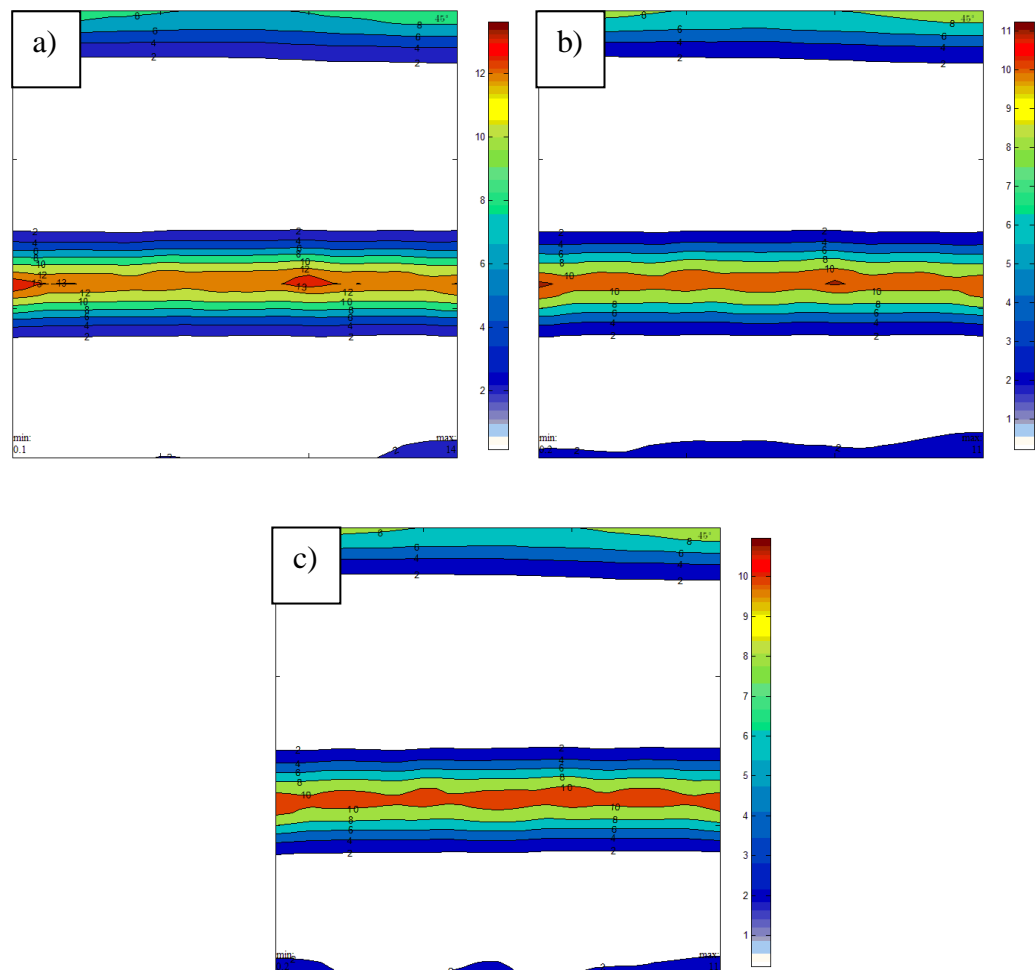


Figura 4.3 – Seção de  $\Phi_2 = 45^\circ$  para as amostras (a) M350I50W, (b) (a) M350I50A e (c) M350I50F.



No entanto, ao analisar os resultados obtidos por EBSD, que são menos sensíveis à erros de medição, podemos encontrar os traços das texturas de deformação à frio, embora com baixa intensidade. Os resultados obtidos por EBSD podem ser observadas na Figura 4.4, que mostra as seções com  $\varphi_2 = 45^\circ$  das FDOCS para as condições deformadas 50% a frio e recozidas a  $900^\circ\text{C}$  resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente, onde se pode notar que a taxa de resfriamento mais rápida conserva a componente cubo girado como mais intensa, enquanto as menores taxas alteram as direções preferenciais de maior intensidade para direções na fibra  $\gamma$ .

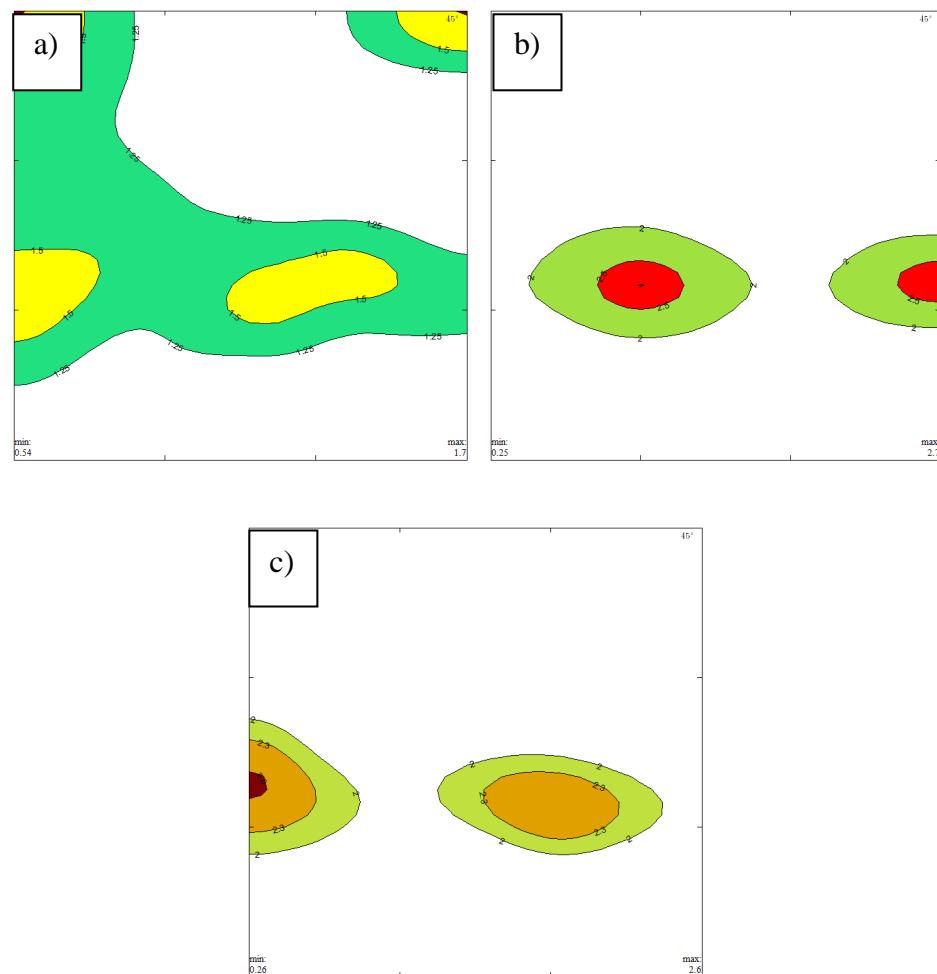


Figura 4.4 – FDOCs representando as microtexturas obtidas por EBSD para as amostras do Grupo 1, (a) M350I50W, (b) (a) M350I50A e (c) M350I50F.

A diferença entre os resultados obtidos por RX e EBSD deve-se à maior precisão do EBSD em relação ao RX, no entanto, os resultados foram mantidos para comparação e uso

nos coeficientes de anisotropia simulados pelo software Popla, que podem ser visualizados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Coeficientes de anisotropia para o Grupo 1.

<b>Amostra</b>	<b>R0</b>	<b>R45</b>	<b>R90</b>	<b>Rm</b>	<b><math>\Delta R</math></b>
M350L50W	0,8	0,81	0,8	0,805	-0,01
M350L50A	0,79	0,8	0,79	0,795	-0,01
M350L50F	0,8	0,8	0,79	0,7975	-0,005
M350L50F Medido	1,03	1,11	0,98	1,0575	-0,105

Observando os valores calculados de  $R_m$  e de  $\Delta R$ , pode-se notar que esta condição do material sofria problemas com o afinamento excessivo da parede de um produto estampado devido ao  $R_m$  estar menor que 1, pode notar-se também que todas as condições de resfriamento apontaram para coeficientes  $R_m$  de valor similar, mostrando que para esse nível de deformação, a taxa de resfriamento pós-recozimento não interfere de modo significativo sobre as propriedades plásticas do material. Observando o valor de  $R_m$  medido pelo ensaio de tração, se nota que os valores diferem dos simulados, no entanto seguem a mesma tendência dos valores simulados, a diferença entre os valores medidos e simulados pode ser justificada pela imprecisão do instrumento de medição utilizado, logo o valor de  $R_m$  medido será utilizado para fins comparativos entre as condições a fim de validar os valores obtidos pela simulação.

#### 4.2 Grupo 2 – M350LF70 - Maraging 350 Laminado a Frio 70% recozido a 900°C 1h resfriado em água, ao ar e ao forno

De modo similar às micrografias do Grupo 1, a Figura 4.5 mostra as micrografias para as amostras do aço Mar350 deformadas a frio 70% e recozidas a 900°C por 1h resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente.

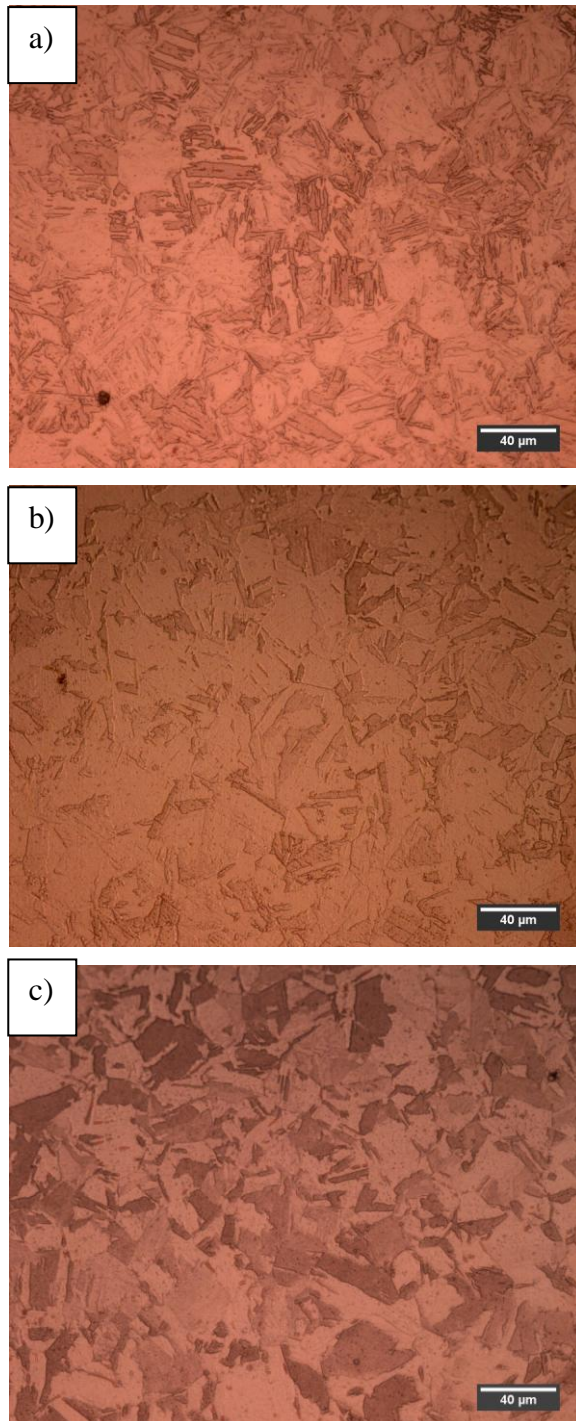


Figura 4.5 – Micrografias óticas obtidas para as amostras do Grupo 2, (a) M350L70W, (b) M350L70A, (c) M350L70F.

Podem-se notar nas partes escuras os blocos de pacotes de martensita. Comparando-se as três micrografias exibidas pode-se notar que o resfriamento ao forno, cuja microestrutura está mostrada na Figura 4.5c apresentou um leve crescimento no tamanho dos pacotes exibidos, o que pode inferir um crescimento do tamanho de grão austenítico antes da transformação martensítica. Notou-se também, observando-se a Figura 4.5b, que a condição com taxa de resfriamento moderada novamente apresenta um leve refino de grão quando comparada às demais condições.

Devido ao maior grau de encruamento das amostras do Grupo 2 antes do recozimento podemos inferir que a recristalização na mesma ocorreu mais rapidamente que nas amostras do Grupo 1 pois segundo Novikov [29], a recristalização é um processo espontâneo que tende a reduzir a energia livre do material, fato que leva a materiais mais deformados a recristalizarem em temperaturas ou tempos menores em comparação ao mesmo material quando menos deformado. Tendo a recristalização completada seu ciclo, o resto da energia fornecida pelo aquecimento atuou no crescimento de grão.

Na Tabela 4.3 podemos visualizar a influência das taxas de resfriamento sobre a dureza do material.

Tabela 4.3 – Resultados das medições de microdureza para as amostras do Grupo 2.

<b>Condição</b>	<b>HV1 10s ± DP</b>
Recebido	340 ± 8.5
M350L70W	300 ± 9.0
M350L70A	318 ± 5.1
M350L70F	314 ± 8.7

Os valores levemente menores para as amostras do Grupo 2 em comparação com as amostras do Grupo 1 apontam para um leve coalescimento de grão assim como visto nas micrografias da Figura 4.4 quando comparadas às mostradas na Figura 4.2, e novamente pode-se visualizar que a taxa de resfriamento moderada gera uma condição levemente mais dura que as demais taxas de resfriamento.

Outro fato que pode ser observado na Tabela 4.3 é que os valores obtidos após o recozimento são aproximadamente 8% menores que o valor da condição de referência, mostrando que houve coalescimento de grão em relação à condição original.

A Figura 4.6 mostra as seções com  $\varphi_2 = 45^\circ$  das FDOCs para as condições deformadas 70% a frio e recozidas a  $900^\circ\text{C}$  resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente.

Analisando as imagens na Figura 4.6, nota-se que quanto maior a taxa de resfriamento após o recozimento, menos intensa tornou-se a textura na fibra  $\gamma$ , ainda notando-se a componente cubo girado presente em todas as condições, de modo que nota-se que sua presença desvanece com menores taxas de resfriamento.

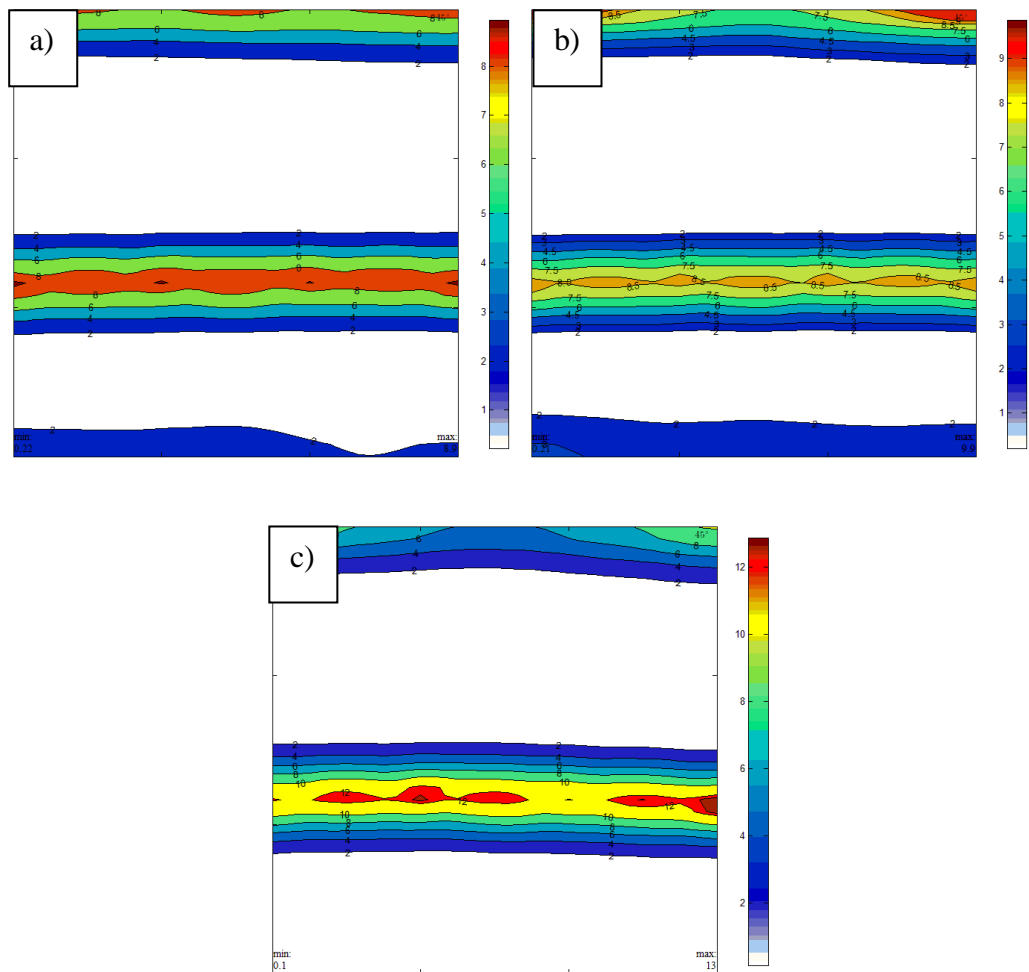


Figura 4.6 – Seção de  $\Phi_2 = 45^\circ$  para as amostras (a) M350I70W, (b) M350I70A e (c) M350I70F.

Ao analisar os resultados obtidos por EBSD para as amostras do Grupo 2 nota-se novamente a influência da taxa de resfriamento sobre a formação de direções preferenciais assim como visto na Figura 4.6, esta conclusão pode ser tomada após análise da Figura 4.7

que mostra as seções com  $\varphi_2 = 45^\circ$  das FDOCs para a microtextura das condições deformadas 70% a frio e recozidas a  $900^\circ\text{C}$  resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente.

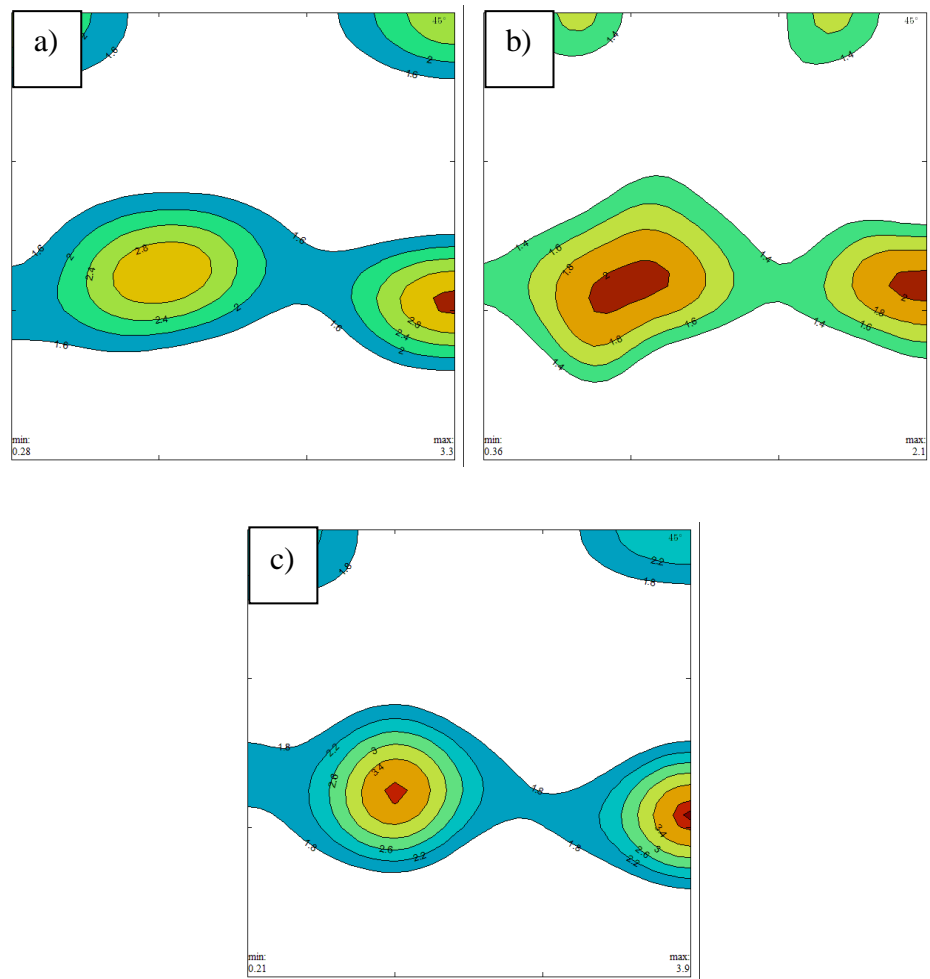


Figura 4.7 – FDOCs representando as microtexturas obtidas por EBSD para as amostras do Grupo 2, (a) M350I70W, (b) (a) M350I70A e (c) M350I70F.

A Figura 4.7 mostra em todas as condições a presença da componente cubo girado, mas mostra também que quanto menor a taxa de resfriamento menos intensa se torna essa componente, tornando mais forte as direções  $(111)\{1-21\}$  e em especial  $(111)\{-1-12\}$  em acordo com os resultados obtidos pela DRX.

Observando-se novamente a Figura 4.4, notamos um comportamento similar, onde há um enfraquecimento da componente cubo girado, no entanto, pode-se notar que as direções preferenciais exibidas são diferentes no caso das amostras laminadas 50% recozidas a  $900^\circ\text{C}$  resfriadas em água e em forno.

As diferenças observadas nas texturas cristalográficas impactam diretamente no comportamento plástico desse material, isso ser visualizado através dos coeficientes de anisotropia mostrados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Coeficientes de anisotropia para o Grupo 2.

<b>Amostra</b>	<b>R0</b>	<b>R45</b>	<b>R90</b>	<b>Rm</b>	<b><math>\Delta R</math></b>
M350L70W	0,75	0,77	0,78	0,7675	-0,005
M350L70A	0,77	0,81	0,74	0,7825	-0,055
M350L70F	0,82	0,87	0,85	0,8525	-0,035
M350L70F Medido	1,12	1,17	1,2	1,165	-0,01

Ao analisar os dados da Tabela 4.4 nota-se que os valores de Rm e  $\Delta R$  não variam de modo significativo, tendo a menor taxa de resfriamento apresentado o maior valor de Rm.

Analisando novamente os resultados exibidos na Figura 4.6 pode notar-se que as intensidades das direções preferenciais exibidas na microtextura da amostra M350L70A são maiores, fato que pode explicar os valores de Rm e  $\Delta R$  obtidos.

Mesmo não apresentando variações significativas nos valores dos coeficientes de anisotropia normal e planar, todas as condições apresentaram Rm abaixo de 1 assim como no Grupo anterior, no entanto, ao comparar as Tabelas 4.2 e 4.4 pode-se notar que os valores de Rm exibidos pelo Grupo 2 são ligeiramente maiores que os valores de Rm apresentados pelo Grupo 1, indicando que a deformação pré-recozimento pode interferir de modo a aumentar os valores de Rm após o recozimento. Observando o valor de Rm medido pelo ensaio de tração, se nota que os valores diferem dos simulados, no entanto seguem a mesma tendência dos valores simulados, a diferença entre os valores medidos e simulados pode ser justificada pela imprecisão do instrumento de medição utilizado, logo o valor de Rm medido será utilizado para fins comparativos entre as condições a fim de validar os valores obtidos pela simulação.

4.3 Grupo 3 – M350L80 - Maraging 350 Laminado a Frio 80% recozido a 900°C 1h resfriado em água, ao ar e ao forno

As amostras desse Grupo apresentaram um comportamento diferente dos Grupos 1 e 2, apresentando microestruturas com a presença de precipitações e maiores valores de dureza como pode ser visualizado na Tabela 4.5 e na Figura 4.7.

Tabela 4.5 – Resultados das medições de microdureza para as amostras do Grupo

3.

<b>Condição</b>	<b>HV1 10s ± DP</b>
Recebido	340 ± 8.5
M350L80W	422 ± 5.0
M350L80A	408 ± 4.1
M350L80F	400 ± 4.0

Este Grupo apresentou uma diferente tendência nos valores de dureza observados anteriormente, onde a taxa de resfriamento moderada gerava uma maior dureza.

Os valores de dureza elevados mais elevados apontam inicialmente para um refino de grão, fato que seria observado em outros materiais devido à existência de um maior número de sítios de nucleação para novos grãos, no entanto, as amostras do Grupo 2 demonstraram que esse não é o comportamento desse material quando submetido à recristalização, sendo que o mesmo estaria propenso a ter um coalescimento de grão ainda maior que a condição anterior visto que o processo de recristalização seria mais rápido.

A justificativa para esse comportamento pode ser visualizada nas micrografias obtidas para esse Grupo, mostradas na Figura 4.7 mostrando as condições laminada a frio 80% e resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente.



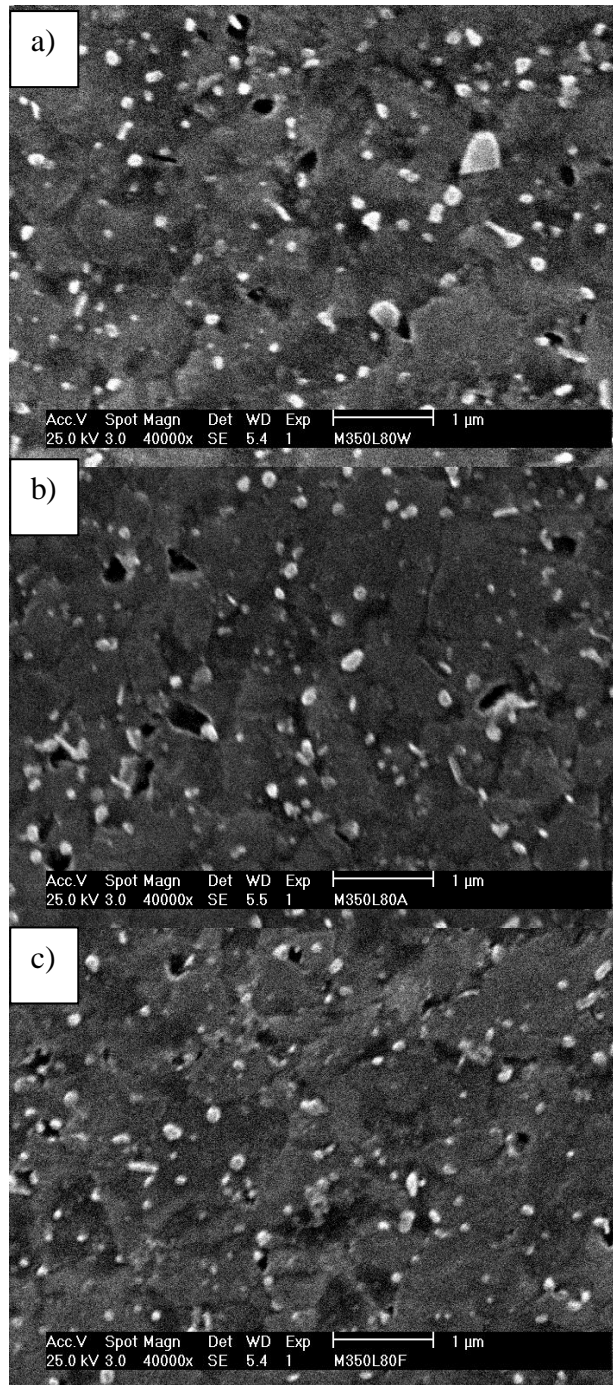


Figura 4.7 – Micrografias óticas obtidas para as amostras do Grupo 3, (a) M350L80W -20000X , (b) M350L80A – 10000X, (c) M350L80F – 10000X.

Observa-se nesta condição, que houve um grande refinamento de grão e o aparecimento de um precipitado de forma circular de tamanho nanométrico, a presença desses precipitados em conjunto com o ultrarrefino de grão justificam o aumento na dureza desse Grupo.

A presença de precipitados em aços maraging após o recozimento já foi reportada na literatura [30], no entanto em um aço maraging sem cobalto, onde apontou-se que o precipitado seria a fase Laves, no entanto, para esse material, o mais provável é que o precipitado seja a fase  $\mu$ , pois exibe a mesma morfologia da fase  $\mu$  em superligas de Ni [31]. Nota-se também que os grãos aumentam levemente de tamanho com a redução da taxa de resfriamento e que há uma menor presença da fase precipitada na condição de menor taxa de resfriamento, indicando que as fases possam ter reiniciado o processo de recristalização como observado em ligas com alto teor de Mo [32].

O aço Mar350 pode apresentar fase  $\mu$  como mostrada no diagrama de equilíbrio, mostrado na Figura 4.8, para esse material. Em trabalhos anteriores, notou-se a formação da fase  $\mu$  na ZAC de juntas soldadas, onde as condições de resfriamento assemelham-se às empregadas no presente trabalho [33].

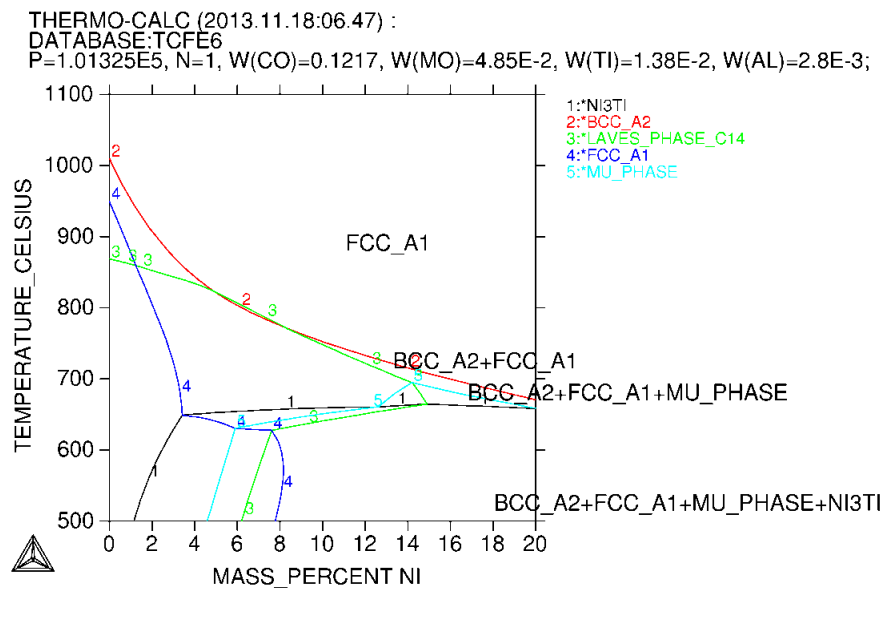


Figura 4.8 – Diagrama de Equilíbrio obtido por simulação termodinâmica no software THERMOCALC ©.

Embora os materiais sejam diferentes, a presença de Ni e Co em alto teor favorece a precipitação dessa fase, que nesse material é composta por Fe, Ni, Co e Mo. A fase  $\mu$  já foi observada anteriormente em aços ligados com Cr e altos teores de Mo [33], devido aos teores similares de Mo entre os aços, esse precipitado pode ser apontado também como fase  $\mu$ .

As texturas pós-recozimento para esse Grupo podem ser observadas na Figura 4.9 que mostram as seções de  $\varphi_2 = 45^\circ$  das FDOCS para as amostras laminadas a frio 80% e recozidas a  $900^\circ\text{C}$  resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente.

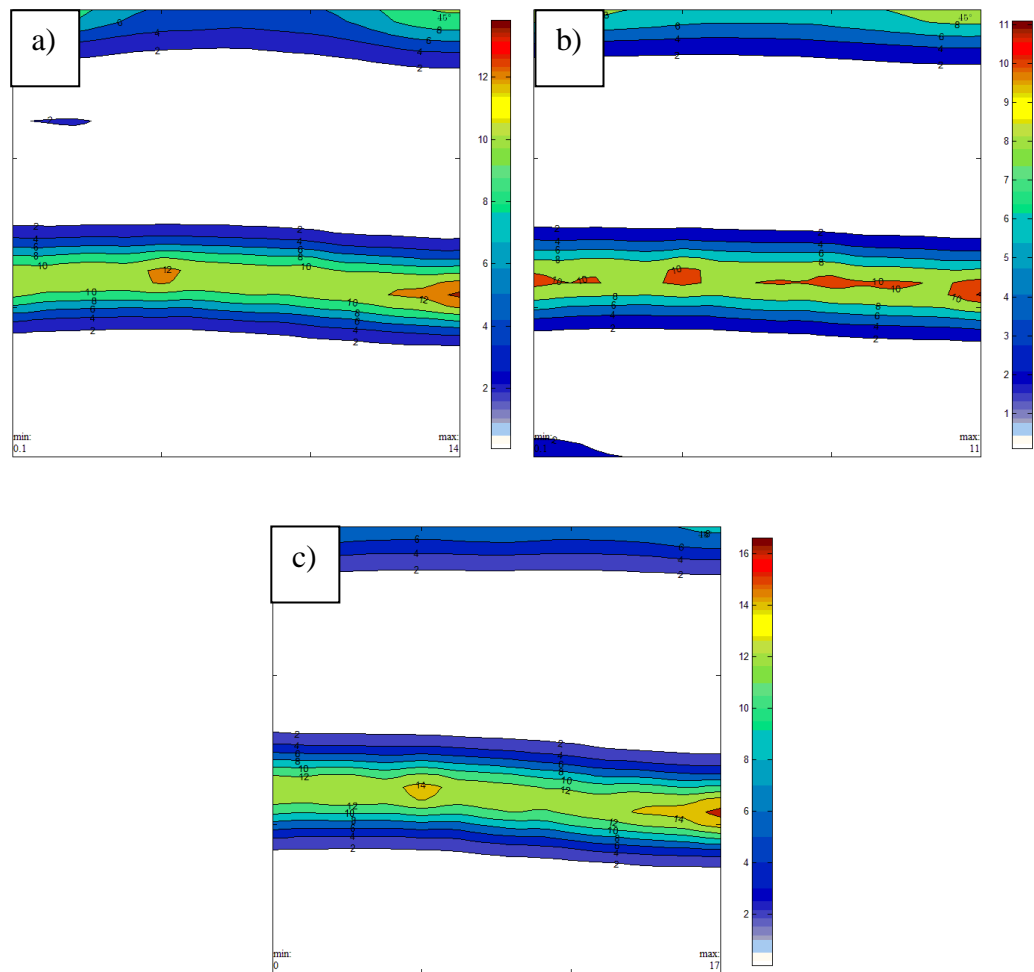


Figura 4.9 – Seção de  $\Phi_2 = 45^\circ$  para as amostras (a) M350I80W, (b) M350I80A e (c) M350I80F.

As texturas cristalográficas obtidas mostram que a taxa de resfriamento não impõe grande influência sobre a textura de pós-recozimento nessa condição, sendo que quanto mais lenta, menor a tendência de formação de direção preferencial, observando-se a Figura 4.9(a) pode-se notar a formação das direções preferenciais  $(111)\{-1-12\}$  e  $(111)\{1-21\}$ . Nota-se

também, na Figura 4.9b que as intensidades da textura da amostra resfriada ao ar são menores que as exibidas nas demais condições, ao contrário da tendência exibida nas anteriores.

Os coeficientes de anisotropia normal e planar para este Grupo podem ser visualizados na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 – Coeficientes de anisotropia para o Grupo 3.

<b>Amostra</b>	<b>R0</b>	<b>R45</b>	<b>R90</b>	<b>Rm</b>	<b><math>\Delta R</math></b>
M350L80W	0,72	1,07	0,79	0,9125	-0,315
M350L80A	0,73	0,82	0,77	0,785	-0,07
M350L80F	1,39	1,34	1,36	1,3575	0,035
M350L80F Medido	1,7	1,1	1,22	1,28	0,36

Observando os coeficientes obtidos e comparando-os com os Grupos 1 e 2 nota-se que novamente os valores de Rm elevaram-se em relação aos dos Grupos anteriores, novamente com a condição de menor taxa de resfriamento apresentando melhor Rm, no entanto, seus valores ainda são baixos quando comparados à aços de alta estampabilidade, que possuem Rm em volta de 2. Observando o valor de Rm medido pelo ensaio de tração, se nota que os valores diferem dos simulados, no entanto seguem a mesma tendência dos valores simulados, a diferença entre os valores medidos e simulados pode ser justificada pela imprecisão do instrumento de medição utilizado, logo o valor de Rm medido será utilizado para fins comparativos entre as condições a fim de validar os valores obtidos pela simulação.

O fato anteriormente citado aponta para a tendência de elevada deformação pré-recozimento e a reduzida taxa de resfriamento podem contribuir para o aumento dos valores de Rm após o recozimento, essa conclusão pode ser alcançada através da análise da Figura 4.10 que mostra a correlação entre o coeficiente de anisotropia normal, os níveis de deformação á frio pré-recozimento e entre as taxas de resfriamento.

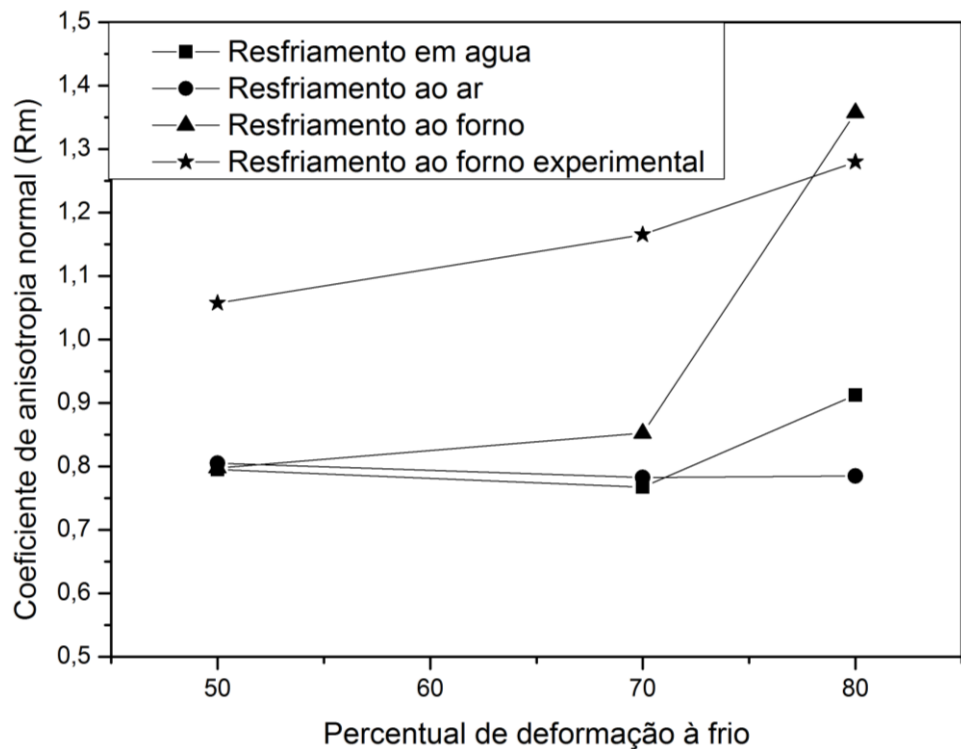


Figura 4.10 – Correlação entre os valores dos coeficientes de anisotropia normal, entre o nível de deformação à frio pré-recozimento e as taxas de resfriamento para o aço Mar350 após o recozimento.

Outro fato importante a ser notado é que os valores de  $R_m$  atingem seus maiores valores com o resfriamento lento, fato esperado visto os resultados obtidos por EBSD para os Grupos 1 e 2, onde as direções preferenciais tem menor intensidade e pela textura observada no Grupo 3, que mostra-se menos intensa que as observadas para as demais condições de resfriamento.

Analisando-se novamente a Figura 4.10 pode-se notar que, embora os coeficientes de anisotropia medidos tenham se distanciado dos simulados, provavelmente por erros associados à medição das deformações, nota-se a mesma tendência notada nos resultados simulados, onde o aumento da deformação pré-recozimento aumenta o valor dos coeficientes de anisotropia.

Devido ao pequeno tamanho de grão apresentado pelas amostras do Grupo 3 ( $<10\mu\text{m}$ ) não foi possível realizar medições de microtextura por EBSD. As diferenças notadas nos valores obtidos podem ser explicadas pela presença de direções preferenciais na amostra M350L80W e pelas diferentes intensidades da componente  $(441)\{118\}$  nas demais amostras.

#### 4.5 Grupo 0\* - Mar300CR – Maraging 300 no estado recebido.

A Figura 4.11, mostra a microestrutura do aço Mar300 no estado recebido, onde podem-se notar os blocos de pacotes de martensita nas áreas escuras [18], típicas para aços Maraging com elevado teor de níquel.

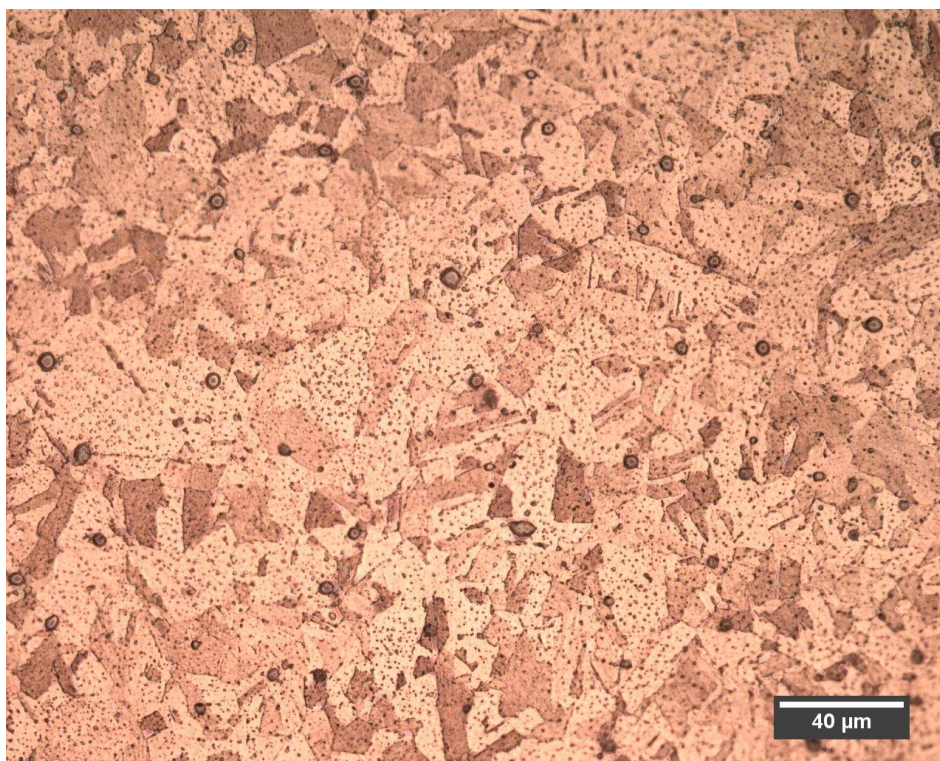


Figura 4.11 – Micrografias representando as microestruturas do aço Mar350.

Nota-se na Figura 4.11 que a microestrutura está limpa apresentando somente os blocos de pacotes de martensita, sem a presença de precipitados ou austenita retida. Os pontos mais escuros constituem-se pites de ataque.

#### 4.4 Grupo 4 – M300L50 - Maraging 300 Laminado a Frio 50% recozido a 900°C 1h resfriado em água, ao ar e ao forno

A Figura 4.12 mostra as micrografias das amostras do aço Mar300, laminadas a frio 50% e recozidas a 900°C por 1h resfriadas em água, ao ar e em forno respectivamente. Em comparação com o as micrografias exibidas trabalho de Carvalho [26], pode-se notar áreas escuras, correspondentes aos blocos de pacotes de martensita.



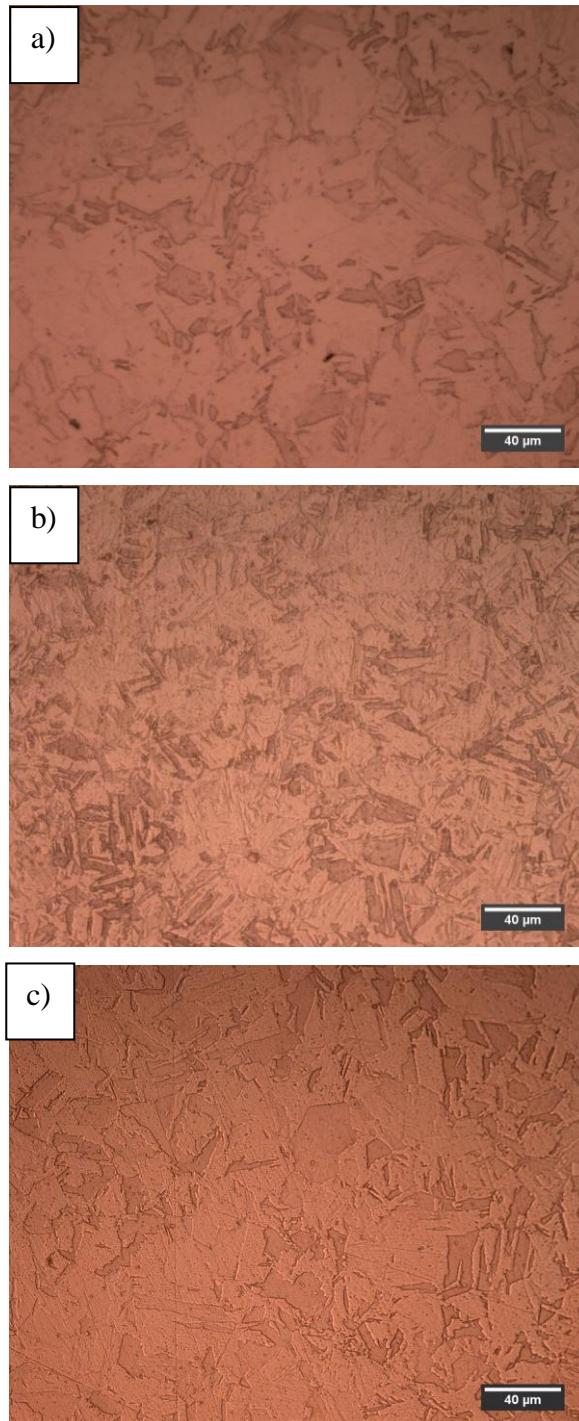


Figura 4.12 – Micrografias óticas obtidas para as amostras do Grupo 4, (a) M300L50W, (b) M300L50A, (c) M300L50F.

De modo similar ao observado no Grupo 1, as micrografias revelam que a diferentes taxas de resfriamento geram poucas alterações nas características de morfologia dos grãos. As medições de microdureza revelam que a condição com menor taxa de resfriamento alcançou uma dureza levemente mais elevada que as demais condições e pode-se notar também que quanto menor a taxa de resfriamento empregada após o recozimento maior é a dureza alcançada, esses fatos pode ser observados de acordo com os dados da Tabela 4.7.

Tabela 4.7 – Resultados das medições de microdureza para as amostras do Grupo 4.

<b>Condição</b>	<b>HV1 10s ± DP</b>
Recebido	316 ± 11.0
M300L50W	300 ± 4.50
M300L50A	315 ± 6.0
M300L50F	320 ± 7.0

Comparando as micrografias dos Grupos 1 e 4 nota-se que ambos materiais seguem a mesma linha de transformações, de modo que a deformação pré-recozimento tem pouco poder de alterar a dureza, em relação à condição recebida, após a recristalização, tendo a taxa de resfriamento empregada participação diferenciada em cada material, onde para o aço Mar350 a taxa de resfriamento moderada como condição de melhor endurecimento após o recozimento e a condição de resfriamento mais lento apresentar os maiores valores de dureza para o aço Mar300.

A Figura 4.13 mostra as seções de  $\phi_2 = 45^\circ$  das FDOCs para as amostras do aço Mar300 laminadas a frio 50% e recozidas a 900°C resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente.

Embora as taxas de resfriamento não tenham interferido de modo significativo na morfologia dos grãos exibidos para as amostras desse Grupo, com a redução da taxa de resfriamento houve uma tendência de ‘limpeza’ na fibra  $\gamma$  nas texturas obtidas para esse material, as texturas para esse Grupo podem ser visualizadas na Figura 4.13, esse fato pode ser notado pela menor quantidade de direções preferenciais ao longo da fibra  $\gamma$ .



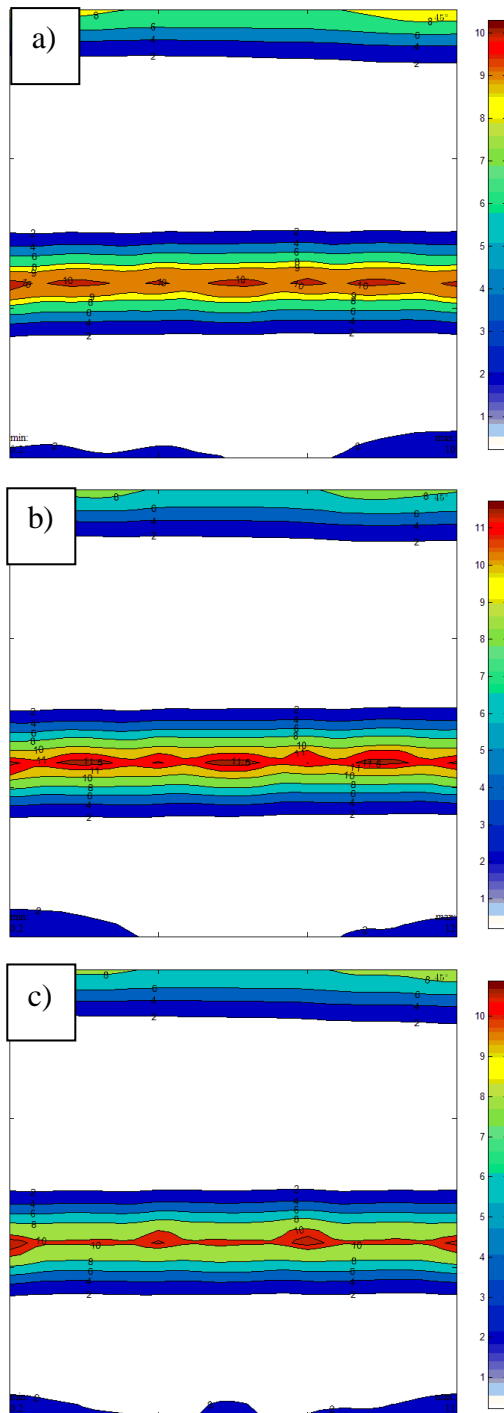


Figura 4.13 – Seção de  $\Phi_2 = 45^\circ$  para as amostras (a) M300I50W, (b) M300I50A e (c) M300I50F.

Observando as texturas obtidas pode-se notar que quanto maior a taxa de resfriamento para esse material, menos intensa tende a ser sua textura, assim como menos intensa tendam a serem as componentes fora da fibra  $\gamma$ .

Analisando os coeficientes de anisotropia para este Grupo, mostrados na Tabela 4.8, pode-se ver que não há grande influência das componentes externas à fibra  $\gamma$ . Observando também as microtexturas, representadas na Figura 4.14, que mostra as seções de  $\phi_2 = 45^\circ$  das FDOCs para os resultados obtidos por EBSD das amostras do aço Mar300 laminadas a frio 50% e recozidas a  $900^\circ\text{C}$  resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente, nota-se a mesma tendência de enfraquecimento das texturas com a redução da taxa de resfriamento.

Nota-se ainda que as componentes próximas ao cubo girado nas amostras M300I50A e M300I50F são as mais intensas, e pode-se notar também que esta componente é a última a se desfazer após o processo de recristalização.

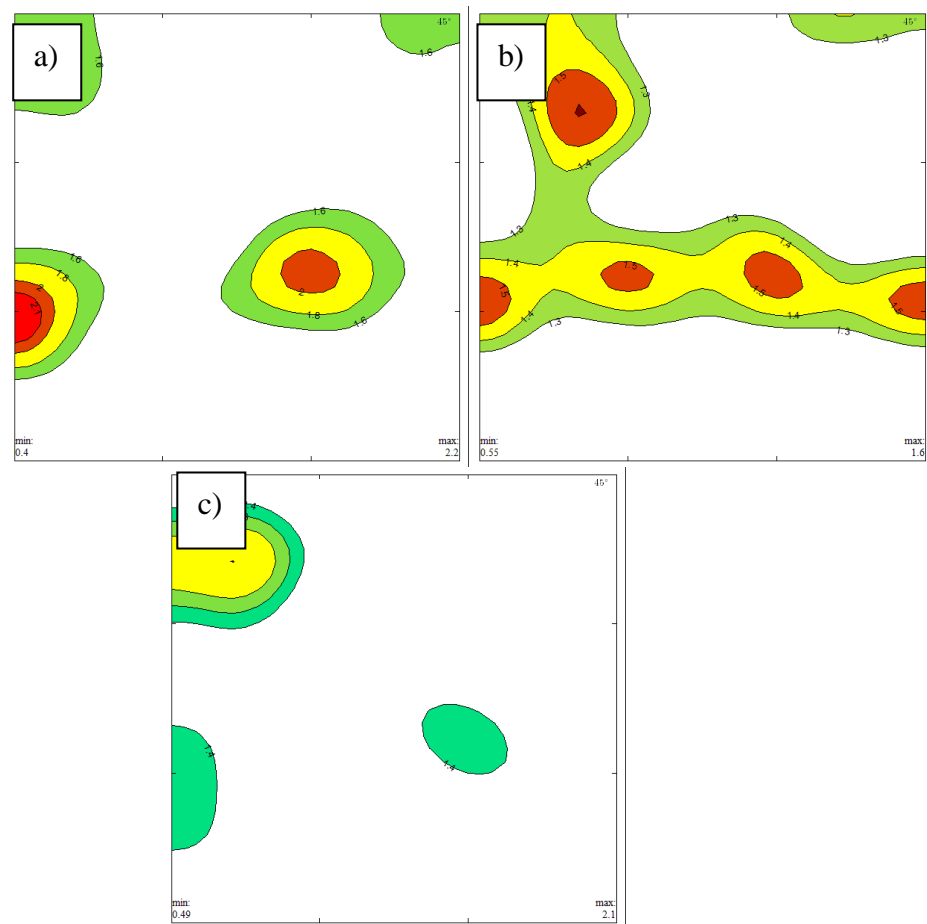


Figura 4.14 – FDOCs representando as microtexturas obtidas por EBSD para as amostras do Grupo 4, (a) M300I50W, (b) (a) M300I50A e (c) M300I50F.

Tabela 4.8 – Coeficientes de anisotropia para o Grupo 4.

<b>Amostra</b>	<b>R0</b>	<b>R45</b>	<b>R90</b>	<b>Rm</b>	<b>ΔR</b>
M300L50W	0,9	0,87	0,86	0,875	0,01
M300L50A	0,81	0,83	0,8	0,8175	-0,025
M300L50F	0,81	0,83	0,81	0,82	-0,02

Ao observar os valores de Rm mostrados na Tabela 4.8 e comparando com os valores mostrados na Tabela 4.2 nota-se que as taxas de resfriamento impuseram uma pequena influência sobre esse Grupo, comportamento diferente do comportamento apresentado pelo Grupo 1 onde os valores de Rm são próximos. Nota-se que a maior taxa de resfriamento produziu um valor levemente maior de Rm. Os valores de Rm abaixo de 1 apontam para problemas de afinamento de parede, pois distanciam-se dos valores ideais em torno de 2.

4.5 Grupo 5 – M300L70 - Maraging 300 Laminado a Frio 70% recozido a 900°C 1h resfriado em água, ao ar e ao forno

As micrografias óticas para as amostras do aço Mar300, laminadas a frio 70% e recozidas a 900°C por 1h resfriadas em água, ao ar e em forno respectivamente estão mostradas na Figura 4.15. Comparando-as com as obtidas por Carvalho [26] e Farooq[23], notamos que o reagente revelou os blocos de pacotes de martensita.

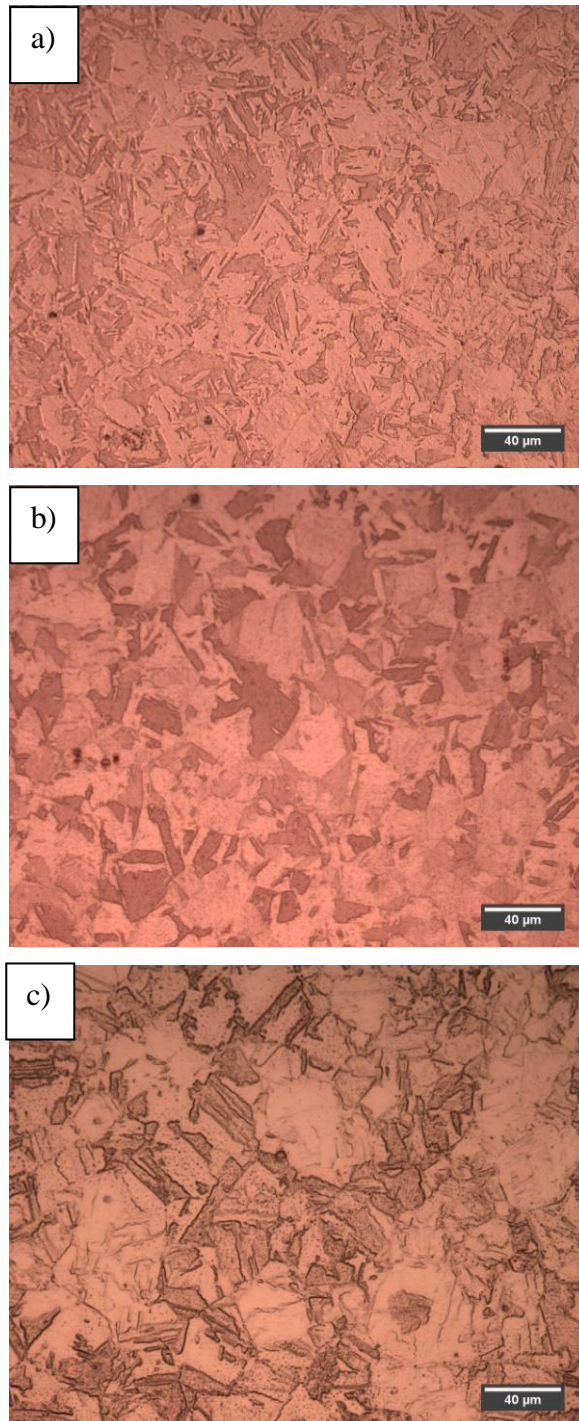


Figura 4.15 – Micrografias óticas obtidas para as amostras do Grupo 5, (a) M300L70W, (b) M300L70A, (c) M300L70F.

A Figura 4.15 mostra que a um maior nível de deformação já começa a interferir no tamanho de grão do material após o recozimento, assim como para as amostras do Grupo 2, o Grupo 5 apresentou um coalescimento de grão quando comparada à condição de menor deformação.

Embora os tamanhos de grão tenham sido afetados pela deformação, a morfologia dos grãos não foi afetada, mas é notório o fato que a condição com menor taxa de resfriamento demonstrou um tamanho de grão levemente menor às demais amostras desse Grupo, de modo similar aos resultados encontrados no Grupo 4.

As propriedades mecânicas do material também não sofreram grandes modificações estando similares à condição recebida do material, no entanto, ao comparar o efeito das taxas de resfriamento, pode-se notar que a condição de mais lento resfriamento apresentou novamente os maiores valores de dureza, esse fato pode ser visualizado através dos dados da Tabela 4.9.

Tabela 4.9 – Resultados das medições de microdureza para as amostras do Grupo 5.

<b>Condição</b>	<b>HV1 10s ± DP</b>
Recebido	316 ± 11.0
M300L70W	296 ± 4.0
M300L70A	313 ± 8.0
M300L70F	318 ± 3.0

Através da análise das texturas, exibidas na Figura 4.16, que mostra as seções de  $\varphi_2 = 45^\circ$  das FDOCs para as texturas das amostras do aço Mar300 laminadas a frio 70% e recozidas a 900°C resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente, pode-se visualizar que as taxas de resfriamento interferiram de modo mais ativo com o evoluir da deformação, favorecendo a precipitação de componentes específicas de acordo com a taxa de resfriamento.

Observando a Figura 4.16 nota-se também que as texturas não sofrem alterações de intensidade à medida que a taxa de resfriamento diminui, mas as componentes (111){-1-10} e (111){0-11} tem sua intensidade reduzida e as componentes (111){112} e (111){-1-12} tem sua intensidade aumentada.

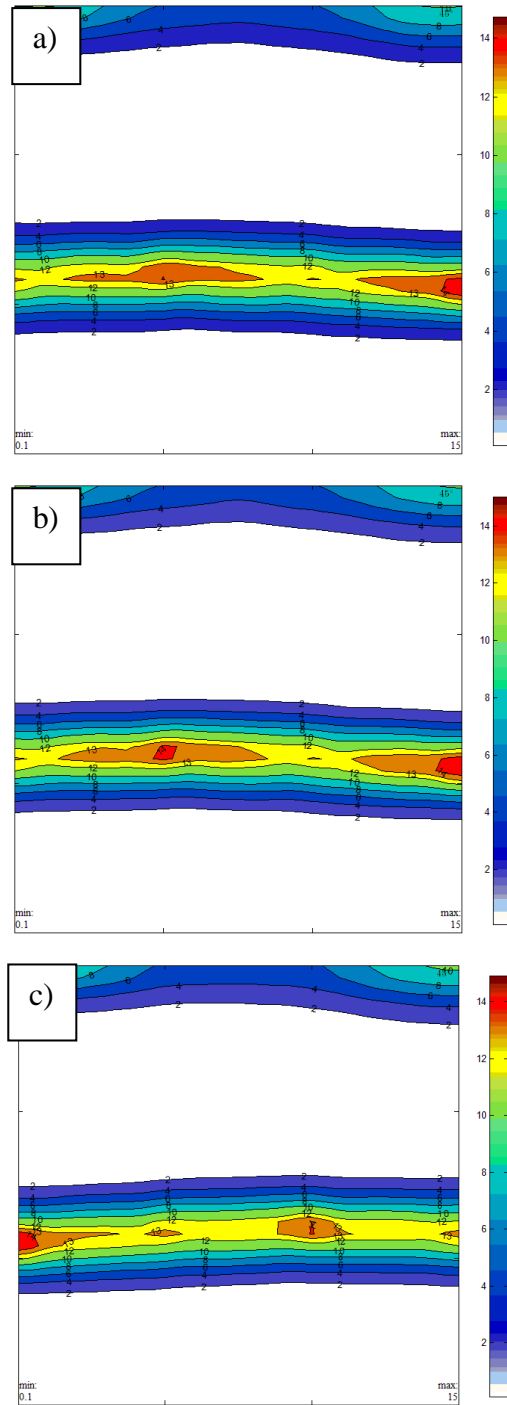


Figura 4.16 – Seção de  $\Phi_2 = 45^\circ$  para as amostras (a) M300L70W, (b) M300L70A e (c) M300L70F.

As texturas obtidas para as amostras do Grupo 5 mostram que com maiores taxas de resfriamento, há uma menor precipitação de componentes na fibra  $\gamma$ , fato que impacta diretamente sobre seus coeficientes de anisotropia como mostrados na Tabela 4.10.

Tabela 4.10 – Coeficientes de anisotropia para o Grupo 5.

<b>Amostra</b>	<b>R0</b>	<b>R45</b>	<b>R90</b>	<b>Rm</b>	<b><math>\Delta R</math></b>
M300L70W	0,78	1,19	0,82	0,995	-0,39
M300L70A	0,8	1,2	0,85	1,0125	-0,375
M300L70F	0,87	0,89	0,82	0,8675	-0,045

Os valores de Rm mostrados na tabela 4.10 demonstram que deformações mais severas antes do recozimento passam a influenciar de maneira mais forte o valor de Rm, pois nota-se uma ligeira diferença entre os valores obtidos para cada condição assim como nota-se que a taxa de resfriamento moderada tende a apresentar valores próximos aos encontrados a amostra que passou por uma taxa de resfriamento mais lenta, assim como nos Grupos 2 e 3, a promover valores de Rm mais elevados em relação à condição de resfriamento instantâneo.

Mesmo com as texturas mais limpas, há um afastamento de  $\Delta R$  de zero, onde seria esperado o contrário, mas esse fato pode ser novamente justificado pela observação dos resultados obtidos por EBSD, representados na Figura 4.17, que mostra as seções de  $\varphi_2 = 45^\circ$  das FDOCs para as microtexturas das amostras do aço Mar300 laminadas a frio 70% e recozidas a 900°C resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente.

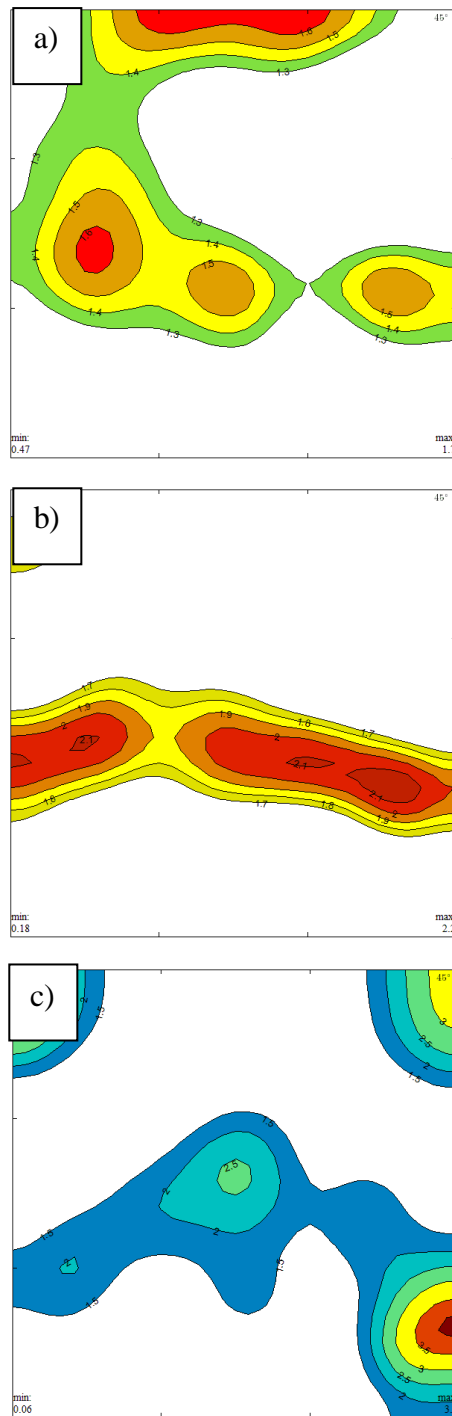


Figura 4.17 – FDOCs representando as microtexturas obtidas por EBSD para as amostras do Grupo 5, (a) M300L70W, (b) (a) M300L70A e (c) M300L70F.



#### 4.6 Grupos 6 – M300L80 - Maraging 300 Laminado a Frio 80% recozido a 900°C 1h resfriado em água, ao ar e ao forno

Esse Grupo, em comparação com o Grupo 3, não apresentou o ultrarefino de grão esperado do mesmo modo que as amostras do Grupo 3 (M350L80), no entanto, através das micrografias óticas, exibidas na Figura 4.18, para as amostras do aço Mar300, laminadas a frio 80% e recozidas a 900°C por 1h resfriadas em água, ao ar e em forno respectivamente, é possível notar que de fato houve um refino de grão nesta condição. Podemos notar que as áreas escuras, correspondentes aos pacotes de blocos de martensita tem menor tamanho quando comparado aos tamanhos dos Grupos 4 e 5.

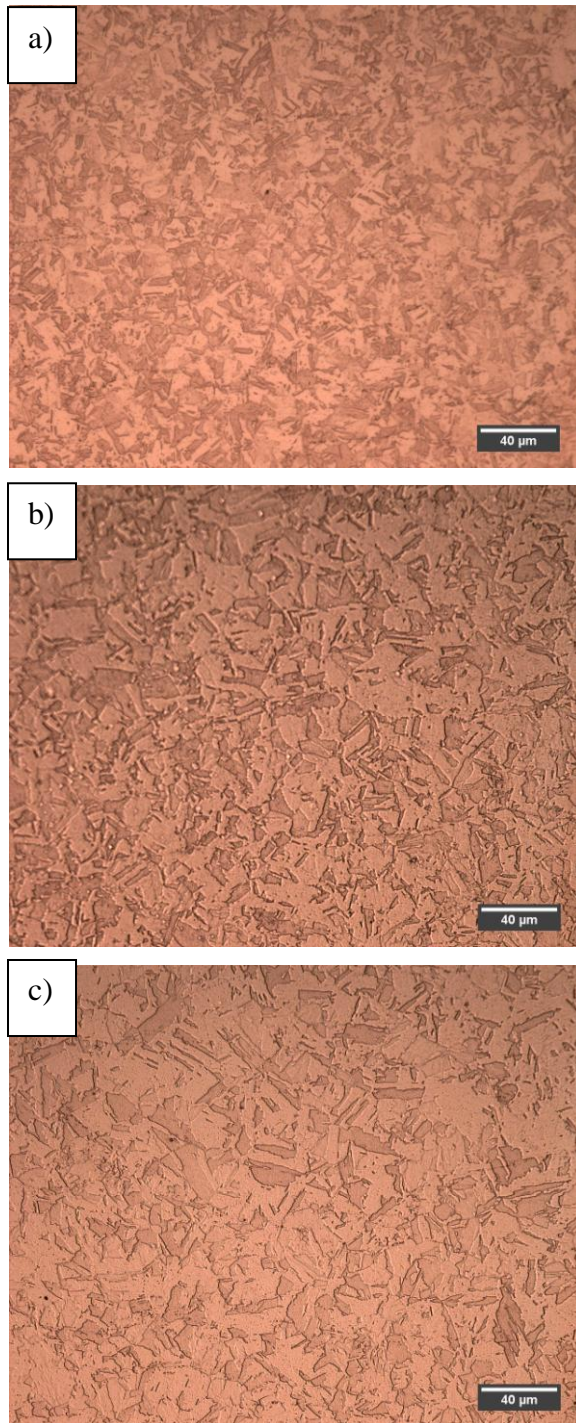


Figura 4.18 – Micrografias óticas obtidas para as amostras do Grupo 6, (a) M300L80W, (b) M300L80A, (c) M300L80F.

Comparando as micrografias da Figura 4.18 pode-se um leve aumento no tamanho de grão com à medida que o resfriamento se dá de modo mais lento, indicando que o material já estava plenamente recristalizado e estava em processo de crescimento de grão. Assim como é notório o refino de grãos, houve endurecimento do material devido á taxa de resfriamento, onde novamente, a taxa de resfriamento mais lenta alcançou os maiores valores, esses fatos podem ser visualizados na Tabela 4.11.

Tabela 4.11 – Resultados das medições de microdureza para as amostras do Grupo 6.

Condição	HV1 10s ± DP
Recebido	316 ± 10.0
M300L80W	295 ± 8.0
M300L80A	305 ± 5.0
M300L80F	316 ± 5.0

Realizando o cruzamento dos dados das Tabelas 4.1, 4.3, 4.7, 4.9 e 4.11, resumidos no gráfico da Figura 4.19, que mostra a correlação entre os resultados de microdureza, as taxas de resfriamento e os níveis de deformação a frio, pode-se notar que a evolução da deformação a frio antes do recozimento promove uma redução na dureza obtida após o recozimento.

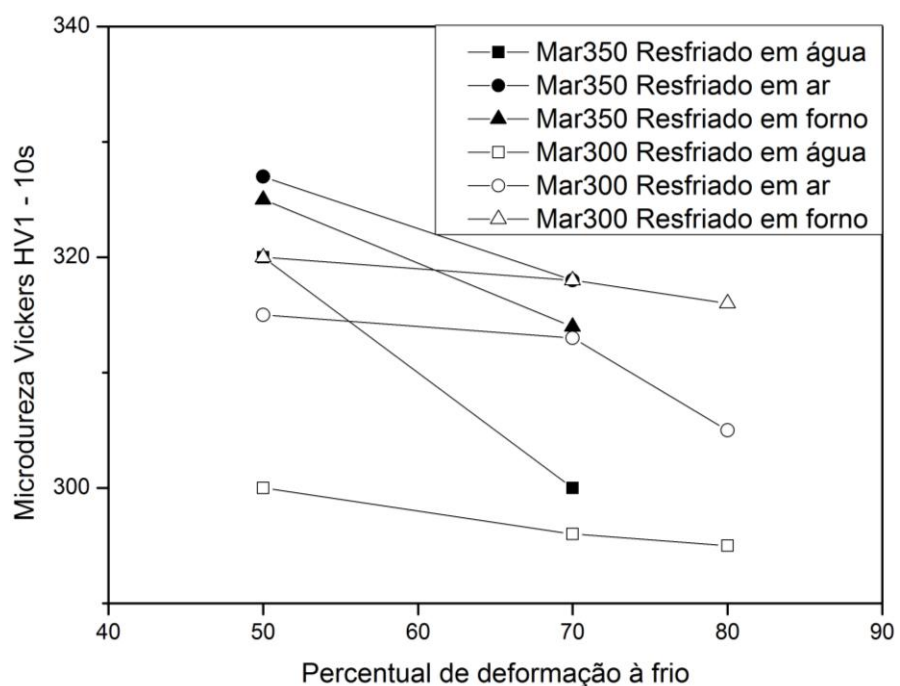


Figura 4.19 – Correlação entre os valores de microdureza, as taxas de resfriamento e os níveis de deformação a frio para os aços Mar350 e Mar300.

As análises de textura mostram que a taxa de resfriamento modifica a textura obtida para essa condição, podemos observar na Figura 4.20 que mostra as seções de  $\varphi_2 = 45^\circ$  das FDOCs para as microtexturas das amostras do aço Mar300 laminadas a frio 80% e recozidas a  $900^\circ\text{C}$  resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente à medida que a taxa de resfriamento diminui há uma tendência à ‘limpeza’ da fibra  $\gamma$ .

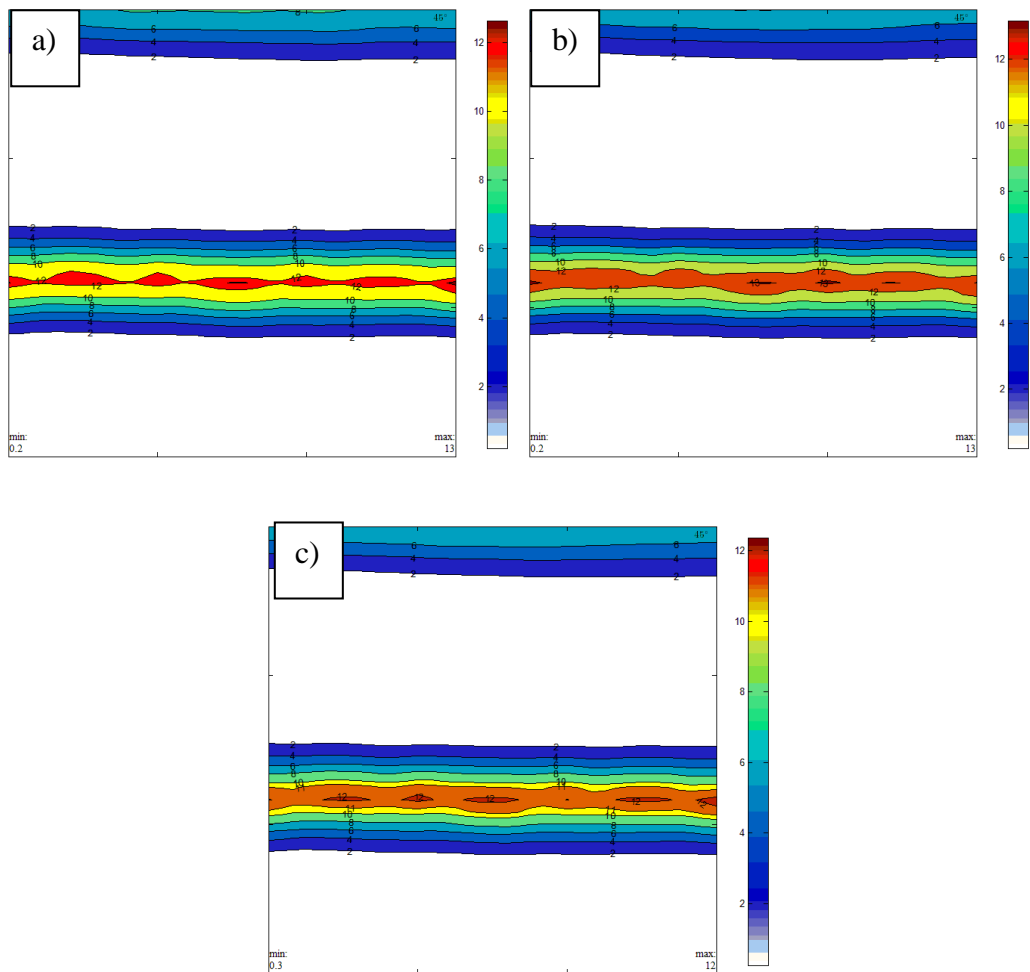
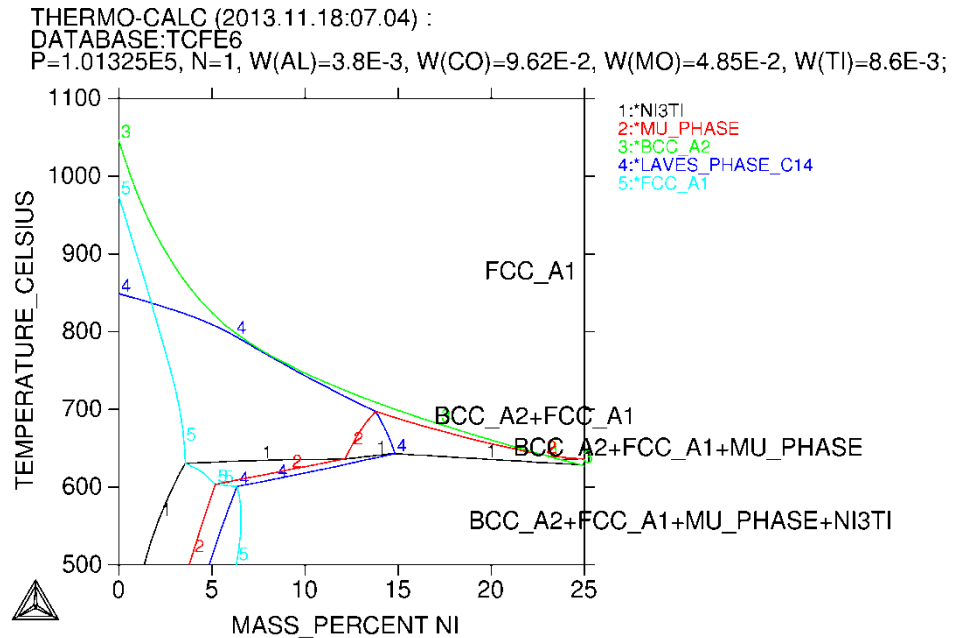


Figura 4.20 – Seção de  $\Phi_2 = 45^\circ$  para as amostras (a) M300I80W, (b) M300I80A e (c) M300I80F.

De modo levemente diferente das amostras do Grupo 3, as amostras do Grupo 6 mostraram uma textura livre de direções preferenciais, tendo uma tendência à forma-las quanto menor fosse a taxa de resfriamento, no entanto as intensidades máximas apresentadas pela textura de ambos materiais foram as mesmas. Devido á possibilidade de esse material

também precipitar a fase  $\mu$ , como mostrado no diagrama de equilíbrio na Figura 4.21, o material pode ter sofrido precipitação, assim como o Grupo 3 e logo após a fase  $\mu$  pode ter se dissolvido, já que essa é a tendência mostrada na Figura 4.8.



output by user Usuario on 2013.11.18:07.04

Figura 4.21 - Diagrama de Equilíbrio obtido por simulação termodinâmica no software THERMOCALC ©.

Analisando a microtextura do material, nota-se que dessa vez, a micro e macrotextura se correspondem embora apresentando intensidades diferentes, essa observação pode ser vista na Figura 4.22 que mostra as seções de  $\phi_2 = 45^\circ$  das FDOCs para as microtexturas das amostras do aço Mar300 laminadas a frio 80% e recozidas a  $900^\circ\text{C}$  resfriadas em água, ao ar e ao forno respectivamente.

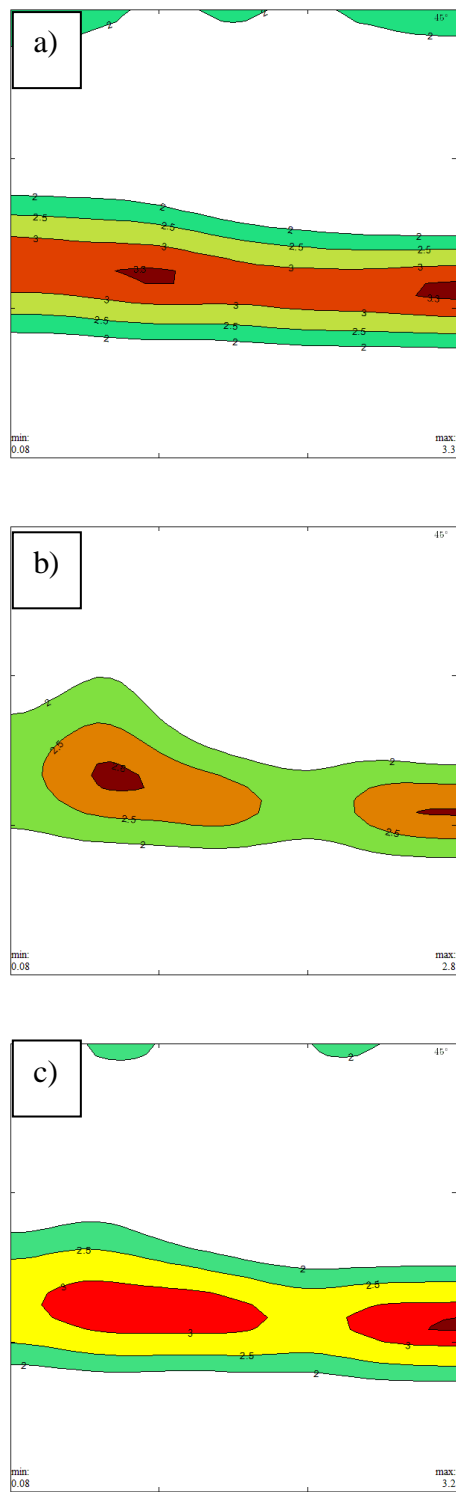


Figura 4.22 – FDOCs representando as microtexturas obtidas por EBSD para as amostras do Grupo 6, (a) M300L80W, (b) (a) M300L80A e (c) 300L180F.

As microtexturas mostram que há uma tendência à precipitação da componente  $(111)\{-1-12\}$  em modo similar às macrottexturas da Grupo 3, nota-se ainda uma fraca

presença da componente cubo girado, a presença dessas direções preferências impacta nos valores dos coeficientes de anisotropia como mostrado na Tabela 4.12.

Tabela 4.12 – Coeficientes de anisotropia para o Grupo 6.

Amostra	R0	R45	R90	Rm	$\Delta R$
M300L80W	0,85	0,88	0,89	0,875	-0,01
M300L80A	0,88	0,9	1,07	0,9375	0,075
M300L80F	0,85	0,89	0,91	0,885	-0,01

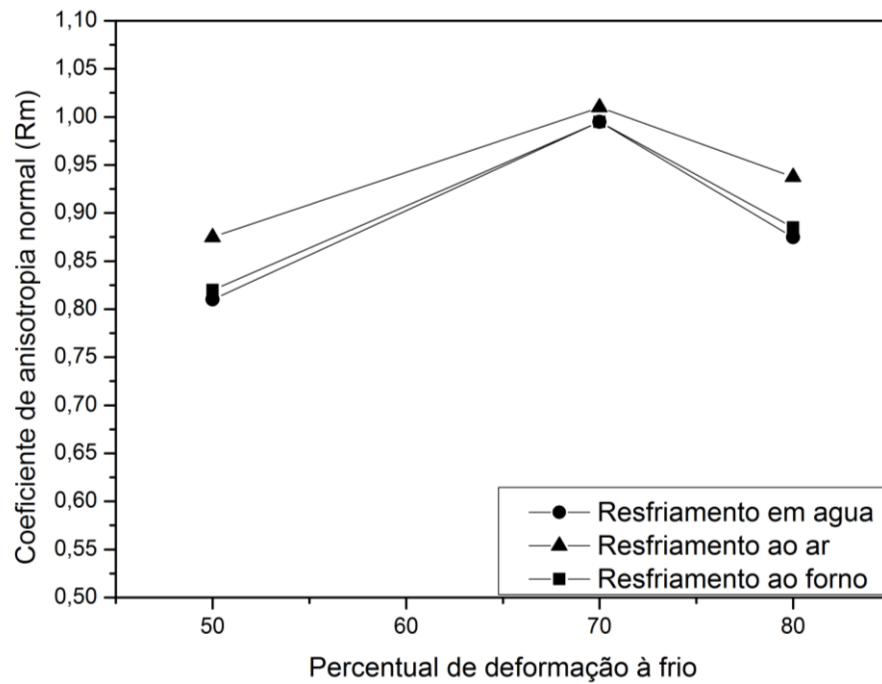


Figura 4.23 - Correlação entre o nível de deformação à frio pré-recozimento e os valores de Rm para o aço Mar300 após o recozimento

De modo similar ao Grupo 3, o coeficiente de anisotropia normal apresentou um aumento com o evoluir da deformação prévia, no entanto, a deformação mais intensa gerou valores menores em relação à de 70%, a taxa de resfriamento moderada gerou os melhores valores de Rm.

## 5. Conclusões

- Ambos os materiais tem suas texturas de recristalização influenciada pela deformação pré-recozimento, de modo que quanto mais intensa a deformação, mais limpa tende a ser a fibra  $\gamma$  após o recozimento.

- Embora as fibras  $\gamma$  dos Grupos 3 e 6 se mostrassem promissoras, a microtextura revelou a existência de direções preferenciais, o que pode justificar o afastamento de  $\Delta R$  de zero.

- Os valores de  $R_m$  após o recozimento sofrem influência do nível de deformação à frio antes do tratamento térmico, tendendo a elevar-se com a evolução do nível de deformação.

- As microestruturas sofrem influência dos níveis de pré-deformação tendendo a manter o tamanho de grão com um leve coalescimento e nos níveis mais altos de deformação apresentado um refino de grão.

- Os efeitos das taxas de resfriamento sobre a microestrutura variam de acordo com o material, sendo a taxa de resfriamento moderada (resfriamento ao ar) a que promove o melhor refino de grão para o aço Mar350 e a taxa de resfriamento lenta (resfriamento ao forno) a que promove o refino no aço Mar300.

- O aço Mar350 apresentou a precipitação de uma fase, provavelmente  $\mu$ , após o recozimento da condição mais deformada, com a quantidade de fase reduzindo-se com a taxa de resfriamento, esse fato aponta que para promover uma recristalização e uma solubilização completa para a condição mais deformada seriam necessários maiores temperaturas de tratamento e maior controle sobre as condições de resfriamento, tentando reduzir a taxa de resfriamento à um nível que dissolva completamente a fase precipitada.

- O comportamento plástico de ambos os materiais é fortemente influenciado pela deformação pré-recozimento, apontando que maiores níveis de deformação promovem uma textura mais favorável para a redução do módulo de  $\Delta R$ .

- Os valores medidos de  $R_m$  para o aço Mar350 nas condições laminado a frio 50%, recozido a 900°C 1h e resfriado ao forno; laminado a frio 70%, recozido a 900°C 1h e resfriado ao forno; e laminado a frio 80%, recozido a 900°C 1h e resfriado ao forno, aumentam com a evolução da deformação pré-recozimento, assim como nos valores simulados, indicando a possibilidade de utilizar os valores simulados como guia para comparar qualitativamente os dois materiais.



- O maior valor de Rm para o aço Mar350 foi 1,3575 enquanto o maior valor obtido para o aço Mar300 foi de 1,01, indicando que o aço Mar350 adequar-se melhor à estampagem.

- O limite de deformabilidade por laminação a frio do aço Mar300 não foi encontrado em sua totalidade, pois o mesmo não apresentou trincas ou fissuras mesmo após 88% de deformação, redução máxima obtida com o equipamento disponível.

6 – Bibliografia Consultada

[1] - MAGNEÉ A., DRAPIER J.M., DUMONT J., COUTSORADIS D., HABRAKENL., *Cobalt containg High-Strength Steels*. Bruxelles – Belgique: Centre du Informacion du Cobalt, 1974. 128p.

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

[3] - *Process for producing maraging-steel cylinder for uranium enriching centrifugal separator and cylinders produced thereby* - US Patent- 3989553 A

[4] - H.F.G. Abreu, S.S.M. Tavares, J.J.M. Silva, J.W.A. Menezes, A.D. Bruno.; *The influence of an intermediate austenitization heat treatment in the texture of cold-rolled and aged 18% Ni maraging steel*. Materials Characterization v.52, 2004

[5] - FREITAS, F,N,C. *Influência da Recristalização no comportamento da textura cristalográficas e nas perdas magnéticas por histerese de um aço elétrico de grão não orientado (GNO)*. Tese – Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2011.

[6] SHIMIDT, M.; ROHRBACH, K. *Heat treatment of maraging steels*. Metals Hanbook, ASM, v4, 10<sup>th</sup> Ed. 1900.

[7] ROCHA, C,J,C. *Efeito do tratamento termomecânico na microsegregação de um aço maraging grau 1900 MPa*. Dissertação - Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 1995.

[8] - PICKERING, F.B. *Physical metallurgy and the design of steels*. London - England: Applied Science Publishers, 1978. 275 p.

[9] - SERVANT, C.; LACOMBE, P. *Structural transformations produced during the tempering of the Fe-Ni-Co-Mo*. *Journal of Materials Science*, V.12, p1807-1826, 1977.

[10] - Maki, T., Shibata ,A., Morito,S., Furuahara, T.. *Morphology and Crystallography of Martensite in Ferrous Alloys*. Kyoto University, Japan.

[11] – TAMURA, I. TSUZAKI, K. MAKI, T.; *Morphology of lath martensite formed from deformed austenite in 18% Ni maraging steel*. Journal of Physique, V.43 p 551-556, 1982.

[12] – FLOREEN, S.; HAYDEN, H,W.; *Some observations of void growth during the tensile deformation of a high strength steel*. Scripta Metallurgica, V.4 p 87-94, 1970.

[13] – VASUDEVAN, V,K. KIM S.J. WAYMAN C. M *Precipitation reactions and strengthening behavior in 18 wt pct nickel maraging steels*. Metallurgical transactions A, V.21 p. 2655-2568, 1990.

[14] - BRESCIANI FILHO, E., ZANAGLIA, C. A. C., BUTTON S. T., GOMES E., NERY F. A. C., *Conformação Plástica dos Metais*, 4ª Edição, Campinas, Editora da Unicamp, 1991.

[15] - VIANA, C. S. C., PAULA, A. S., “Textura de Deformação”. In: *Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão*, pp. 23-37, São Paulo, Dezembro/2001.

[16] - KESTENS, L. JACOBS, S., *Texture Control During the Manufacturing of Nonoriented Electrical Steels*, Texture, Stress and Microstructure, vol. 2008, pp 1-9, 2008.

[17] – FREITAS, F.N.C. *Adequabilidade das condições de laminação de um aço Baixo-carbono à estampagem profunda*. Dissertação de M.Sc. PPGECM/CE, Fortaleza, CE, Brasil, 2003.

[18] – Hosford, W.F.; *Mechanical Behavior of Materials*. Cambridge University Press, Cambridge, 2005.

[19] - JUNIOR, E. H. S.. *Determinação do grau de conformabilidade de chapa de aço para suporte de coluna de direção e identificação de similar nacional* . Dissertação, UFPR. 2002.

[20] - HOSFORD, W. F., CADDELL, R. M., *Metal Forming Mechanics and Metallurgical*, 2ª Edição, USA, PTR Prentice Hall, 1993.

[21] - Hosoya Y, Shima Y, Ohkita T, Nishimoto A. *Texture formation and aging behavior in 18% nickel maraging steel cold rolled and austenitized by simulated continuous annealing process*. Trans ISIJ 1986;26:798.

[22] - <http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=5734>, acessado em 07/10/13 às 15:00.

[23] - FAROOQ, M; A. ul HAQ; HASHIMI, F.H. e KHAN, A.Q. *Microscopic determination of austenite in 18% Ni Maraging Steel*.

[24] - E8/E8M-11, “STANDARD TEST METHODS FOR TENSION TESTING OF METALLIC MATERIALS”. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 2009.

[25] - GOMES DE SOUZA SÁ, D.H. *Caracterização metalúrgica e mecânica de ligas de ti-nb-sn para aplicação em implantes ortopédicos*. São Cristóvão, SE, Brasil, 2012.

[26] - L.G.;Leandro Gomes Carvalho. *Estudo dilatométrico das transformações de fase em aços maraging M300 e M350*. Dissertação de Msc. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de engenharia Metalúrgica e de materiais. 2012.

[27] - Moraes da Silva, J.J. *Análise de textura e propriedades magnéticas em aços maraging 300 e 350 em várias condições de tratamento*. Dissertação de M.Sc. PPGECM/CE, Fortaleza, CE, Brasil, 2005.

[28] - ZONGCui, ZHUGuoGhui, MAO WeiGmin. *Effect of Crystallographic Texture on Anisotropy of Yield Strength in X 1 O O Pipeline Steel*. Journal of Iron and Steel Research, 2013.

[29] - Novikov, I. *Teoria dos tratamentos térmicos dos metais*. UFRJ. 1994

[30] - A. Mahmoudi, M.R. Zamanzad Ghavidel, S. Hossein Nedjad, A. Heidarzadeh, M. Nili Ahmadabadi. *Aging behavior and mechanical properties of Maraging steels in the presence of submicrocrystalline Laves phase particles*. Materials Characterization V. 62, 2011.

[31] - KuiYu Cheng, ChangYong Jo, Tao Jin, ZhuangQi Hu. *Precipitation behavior of phase and creep rupture in single crystal superalloy CMSX-4*. Journal of Alloys and Compounds, V.509. 2011.

[32] - Morais. N.W.S – *Recristalização indireta por fases intermetálicas*. Monografia. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2012.

[33] - Guimarães, R.F. *Efeito do teor de Molibdênio na microestrutura de juntas soldadas em ligas Fe-Cr-Mo*. Tese – Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2011