



UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
CENTRO TECNOLÓGICO
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

**DISSERTAÇÃO
DE MESTRADO**

**“MEDIDA DAS CURVATURAS DO GRÃO
EM METAIS”.**

UNIVERSIDADE
FEDERAL
FLUMINENSE

ALUNA: Fabiana Pinto Miguel Augusto
ORIENTADOR: Prof. PhD. Paulo Rangel Ri

2006

Livros Grátis

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

Milhares de livros grátis para download.

Fabiana Pinto Miguel Augusto

“Medida das curvaturas do grão em metais”.

Dissertação apresentada ao curso de Mestrado em metalurgia da Universidade Federal Fluminense, como requisito complementar para obtenção do título de mestre em Engenharia Metalúrgica.

Orientador:

Prof. PhD. Paulo Rangel Rios-UFF

Volta Redonda

2006

Fabiana Pinto Miguel Augusto

“Medida da curvatura do grão em metais”.

Banca Examinadora:

Prof. PhD. Paulo Rangel Rios - Orientador
EEIMVR- UFF- Universidade Federal Fluminense

Prof. Dr. – Ivani de Souza Bott
PUC - Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro

Prof. D.Sc. – Flavio Ferreira
EEIMVR - UFF- Universidade Federal Fluminense

Mestre Engenharia Mecânica – Ronaldo Cândido da Silva Junior
UERJ - Universidade do Estado do Rio de Janeiro

Mestre Engenharia Metalúrgica – Gláucio Soares Fonseca
EEIMVR- UFF- Universidade Federal Fluminense

DEDICATÓRIA

Dedico esta dissertação àquele que me amou ao ponto de não me deixar no lugar de tristeza e solidão em que eu me encontrava. Àquele que enxuga minhas lágrimas e segura minha mão dizendo: “Não temas”.

Ao meu Deus seja dada toda honra e toda glória, pois ele é definitivamente a minha força. Ele é o motivo da realização desse trabalho. E é ele a razão do meu ser. O Senhor é o responsável por eu não perecer.

Agradeço pelos abraços nos momentos de angústia e por ser um Deus que cumpre suas promessas. A bíblia diz que o Senhor é o Deus dos órfãos e que ele supre todas as nossas necessidades. Não há verdade maior que esta.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a minha mãe pelo seu amor.

Ao meu pai e ao Adilson pelos ensinamentos.

À Isabella, Iann, Matheus e Iasmim por entender minha ausência.

À minha família e ao meu irmão que acreditou mais em mim do que eu mesma.

Aos amigos Heloiza, Mabelle, Izabella, Anderson, Gustavo, Fábio, Neil e demais colegas de pós-graduação, pelas diversas colaborações e pelo agradável convívio ao longo do trabalho.

Ao professor Paulo Rangel Rios pela amizade e orientação no decorrer do trabalho.

Aos professores Paulo Ribas, Flávio Ferreira, Jayme Pereira e Fabrício pela amizade.

Aos amigos Ronaldo, Germano, Ricardo, Daniel e Alessandra pelo incentivo e paciência.

Aos Professores da EEIMVR - UFF, pelos conhecimentos transmitidos.

À Márcia, funcionária da Coordenação de Pós Graduação da EEIMVR - UFF, pela atenção e amizade despendida no decorrer do curso.

A CAPES pelo apoio financeiro dado durante a realização deste trabalho.

Às amigas Fabíola, Flávia, Franciene, Sandra, Rachel, Natascha, Andréa e Liliane pelo carinho.

À família Corrêa, pelo apoio dedicado nos momentos difíceis.

Ao Marcos pela compreensão e incentivo.

E, especialmente, ao Gláucio pelo conhecimento transmitido, atenção, orientação, paciência e carinho com que acompanhou a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	2
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1	Grãos, contornos de grãos e equilíbrio.....	3
2.2	Crescimento de grão.....	6
2.3	Problema de Von Neumann em duas dimensões.....	8
2.4	Curvatura.....	11
2.4.1	Curvatura de uma curva e de uma superfície.....	11
2.5	Integral da curvatura média, H	15
2.6	Relação para curvatura da superfície em três dimensões.....	16
2.6.1	Avaliação quantitativa da curvatura média em duas e em três dimensões.....	17
2.6.1.1	A contagem da tangente por unidade de área (T_a).....	17
2.6.1.2	Relação do ângulo subtendido com o número de grãos por unidade de área (N_a).....	20
2.6.1.3	Relação de T_a com a curvatura média (\bar{K}) em duas e três dimensões.....	20
2.6.1.4	Relação de N_a com a curvatura média (\bar{K}) em duas e em três dimensões.....	22
2.6.1.5	Contribuição da aresta na curvatura em três dimensões	24
2.7	Modelos geométricos.....	27
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	28
3.1	Materiais.....	28
3.1.1	Liga de alumínio - 1% massa Mn.....	28
3.1.2	Aço elétrico de grãos não orientados - 0,57% massa Si.....	29
3.1.3	Aço microligado ao nióbio.....	30

3.1.4	Aço livre de intersticiais.....	31
3.1.5	Ferro puro.....	32
3.2	Equipamentos e soluções.....	33
3.3	Metodologia.....	34
3.4	Preparação das amostras.....	34
3.4.1	Polimento eletrolítico para alumínio - 1% massa Mn.....	34
3.4.2	Polimento mecânico para o aço elétrico GNO - 0,57% massa Si, aço microligado ao nióbio, ferro puro e aço livre de intersticiais....	35
3.4.3	Ataque eletrolítico para Alumínio - 1% massa Mn.....	36
3.4.4	Ataque mecânico para o aço elétrico GNO - 0,57% massa Si, aço microligado ao nióbio, ferro puro e aço livre de intersticiais....	36
3.5	Metalografia quantitativa.....	37
3.5.1	Comprimento médio dos interceptos dos grãos por unidade de área λ e área do contorno por unidade de volume S_v	37
3.5.2	Curvatura média dos contornos dos grãos, H_c	38
3.5.3	Curvatura média dos grãos, H_g	39
3.5.4	Curvatura média das arestas dos grãos, H_a	40
4	PRESENTAÇÃO E ANÁLISE DOS RESULTADOS.....	42
4.1	Comprimento médio dos interceptos dos grãos por unidade de área, λ e área dos contornos de grãos por unidade de volume, S_v	44
4.1.1	Alumínio recozido por uma hora nas temperaturas de 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C e 610°C.....	44
4.1.2	Alumínio recozido nas temperaturas 600°C, 615°C, 625°C e 650°C em tempos variados.....	46
4.1.3	Alumínio recozido na temperatura 650°C durante 24 horas e recozido na temperatura 625°C durante 48 horas.....	47
4.1.4	Aço elétrico de grãos não orientados com 0,57% massa Si.....	49
4.1.5	Aço microligado ao nióbio.....	50
4.1.6	Ferro puro.....	52

4.1.7	Aço livre de intersticiais.....	53
4.2	Curvatura média dos contornos de grãos, H_c , curvatura média das arestas dos grãos, H_a e curvatura do grão, H_g versus temperatura ou tempo.....	55
4.2.1	Alumínio recozido por uma hora nas temperaturas de 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C e 610°C.....	55
4.2.2	Alumínio recozido nas temperaturas 600°C, 615°C, 625°C e 650°C em tempos variados.....	57
4.2.3	Alumínio recozido na temperatura 650°C durante 24 horas e recozido na temperatura 625°C durante 48 horas.....	59
4.2.4	Aço elétrico GNO - 0,57% massa Si.....	61
4.2.5	Aço Microligado ao Nióbio.....	63
4.2.6	Ferro puro.....	65
4.2.7	Aço livre de intersticiais.....	67
4.3	Curvatura média dos contornos de grãos, H_c , curvatura média das arestas dos grãos, H_a e curvatura média do grão, H_g versus comprimento médio dos interceptos dos grãos, λ por unidade de área....	69
4.3.1	Alumínio recozido por uma hora nas temperaturas de 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C e 610°C.....	69
4.3.2	Alumínio recozido nas temperaturas 600°C, 615°C, 625°C e 650°C em tempos variados.....	71
4.3.3	Alumínio recozido na temperatura 650°C durante 24 horas e recozido na temperatura 625°C durante 48 horas.....	73
4.3.4	Aço elétrico GNO - 0,57% massa Si.....	75
4.3.5	Aço Microligado ao Nióbio.....	77
4.3.6	Aço livre de intersticiais.....	79
4.3.7	Ferro puro.....	81
5	DISCUSSÃO.....	84
6	CONCLUSÃO.....	89

7	RECOMENDAÇÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.....	90
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	91

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Representação do encontro de três contornos de grão analisados em duas dimensões.....	4
Figura 2.2	Representação do grão como um polígono de seis lados.....	4
Figura 2.3	Topologia do encontro de três contornos de grãos analisados em três dimensões.....	5
Figura 2.4	Configuração dos contornos de grãos nos estado de equilíbrio e equilíbrio metaestável.....	6
Figura 2.5	Curvaturas principais normais.....	7
Figura 2.6	Arco circular.....	9
Figura 2.7	Grãos vistos como uma coleção de arcos circulares.....	9
Figura 2.8	Vetor tangente e ângulo ϕ	11
Figura 2.9	Vetor e ângulo de direção.....	12
Figura 2.10	Variação de ϕ em relação a S.....	14
Figura 2.11	Estrutura em duas dimensões.....	17
Figura 2.12	Elemento de contorno, ds e ângulo subtendido.....	18
Figura 2.13	Estruturas com linhas de teste.....	18
Figura 2.14	Policristal desintegrado.....	22
Figura 2.15	Ângulo diedral.....	24
Figura 2.16	Em um cristal “desintegrado” (a), cada linha tripla(b), produz três arestas (c) e com ângulo diedral de 60° em cada aresta.....	26
Figura 3.1	Representação de um campo preparado para medir o comprimento médio dos interceptos de grão, λ e área dos contornos de grão por unidade de volume S_v	37
Figura 3.2	Representação de um campo preparado para medir curvatura média dos contornos de grão, H_c	39
Figura 3.3	Representação de um campo para medir curvatura média das arestas do grão, H_a	40
Figura 3.4	Representação de um campo preparado para medir curvatura média do grão, H_g	41

Figura 4.1	Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ em função da temperatura na liga Al 1h	45
Figura 4.2	Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função da temperatura na liga Al 1h	45
Figura 4.3	Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ em função do tempo nas ligas Al 600°, Al 615°, 625° e Al 650°.....	46
Figura 4.4	Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função do tempo nas ligas Al 600°, Al 615°, 625° e Al 650°.....	47
Figura 4.5	Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ em função do tempo nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.	48
Figura 4.6	Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função do tempo nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.....	48
Figura 4.7	Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ em função do tempo na liga Aço Elétrico.....	49
Figura 4.8	Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função do tempo na liga Aço Elétrico.....	50
Figura 4.9	Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ em função da temperatura na liga Aço Microligado.....	51
Figura 4.10	Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função da temperatura na liga Aço Microligado.....	51
Figura 4.11	Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ em função da temperatura na liga Ferro.....	52
Figura 4.12	Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função da temperatura na liga Ferro.....	53
Figura 4.13	Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ em função do tempo na liga IF 700°.....	54
Figura 4.14	Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função do tempo na liga IF 700°.....	54
Figura 4.15	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus temperatura na liga Al 1h.....	55
Figura 4.16	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus temperatura na liga Al 1h.....	56
Figura 4.17	Curvatura média dos grãos, H_g , versus temperatura na liga Al 1h.....	56
Figura 4.18	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus tempo, nas ligas Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°.....	57
Figura 4.19	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus tempo, na liga Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°.....	58

Figura 4.20	Curvatura média dos grãos, H_g , versus tempo na liga Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°.....	58
Figura 4.21	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus tempo, nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.....	59
Figura 4.22	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus tempo, nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.....	60
Figura 4.23	Curvatura média dos grãos, H_g , versus tempo nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.....	60
Figura 4.24	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus tempo, na liga Aço Elétrico.....	61
Figura 4.25	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus tempo, na liga Aço Elétrico.....	62
Figura 4.26	Curvatura média dos grãos, H_g , versus tempo na liga Aço Elétrico.....	62
Figura 4.27	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus temperatura, na liga Aço Microligado.....	63
Figura 4.28	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus temperatura, na liga Aço Microligado.....	64
Figura 4.29	Curvatura média dos grãos, H_g , versus temperatura na liga Aço Microligado.....	64
Figura 4.30	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus temperatura, na amostra de Ferro.....	65
Figura 4.31	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus temperatura, na amostra de Ferro.....	66
Figura 4.32	Curvatura média dos grãos, H_g , versus temperatura na amostra de Ferro.....	66
Figura 4.33	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus tempo, na liga IF 700°.....	67
Figura 4.34	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus tempo, na liga IF 700°.....	68
Figura 4.35	Curvatura média dos grãos, H_g , versus tempo na liga IF 700°.....	68
Figura 4.36	Curvatura média do contorno de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga Al 1h. A linha sólida representa a Equação 2.54.....	69
Figura 4.37	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga Al 1h. A linha sólida representa a Equação 2.56.....	70

Figura 4.38	Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga Al 1h. A linha sólida representa a Equação 2.55.....	70
Figura 4.39	Curvatura média do contorno de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°. A linha sólida representa a Equação 2.54.....	71
Figura 4.40	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°. A linha sólida representa a Equação 2.56.....	72
Figura 4.41	Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°. A linha sólida representa a Equação 2.55.....	72
Figura 4.42	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°. A linha sólida representa a Equação 2.54	73
Figura 4.43	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°. A linha sólida representa a Equação 2.56	74
Figura 4.44	Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°. A linha sólida representa a Equação 2.55.....	74
Figura 4.45	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , na liga Aço Elétrico. A linha sólida representa a Equação 2.54.....	75
Figura 4.46	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga Aço Elétrico. A linha sólida representa a Equação 2.56.....	76
Figura 4.47	Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão na liga Aço Elétrico. A linha sólida representa a Equação 2.55.....	76
Figura 4.48	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , na liga Aço Microligado. A linha sólida representa a Equação 2.54.....	77
Figura 4.49	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga Aço Microligado. A linha sólida representa a Equação 2.56.....	78
Figura 4.50	Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão na liga Aço Microligado. A linha sólida representa a Equação 2.55.....	78

Figura 4.51	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , na amostra de Ferro. A linha sólida representa a Equação 2.54.....	79
Figura 4.52	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na amostra de Ferro. A linha sólida representa a Equação 2.56.....	80
Figura 4.53	Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na amostra de Ferro. A linha sólida representa a Equação 2.55.....	80
Figura 4.54	Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , na liga IF 700°. A linha sólida representa a Equação 2.54.....	81
Figura 4.55	Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga IF 700°. A linha sólida representa a Equação 2.56.....	82
Figura 4.56	Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , na liga IF 700°. A linha sólida representa a Equação 2.55.....	82
Figura 4.57	Curvatura média dos contornos dos grãos, H_c versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1}	85
Figura 4.58	Curvatura média das arestas dos grãos, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1}	86
Figura 4.59	Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1}	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química do aço elétrico GNO – 0,57% massa Si.....	29
Tabela 3.2	Tempo para recozimento isotérmico do aço elétrico GNO – 0,57% massa Si.....	29
Tabela 3.3	Composição química do aço microligado ao nióbio.....	30
Tabela 3.4	Composição química do aço livre de intersticiais.....	31
Tabela 3.5	Composição química do ferro puro.....	32
Tabela 3.6	Seqüência de passes efetuados para obtenção das amostras de ferro puro.....	32
Tabela 4.1	Tabela de dificuldade na análise das amostras	42
Tabela 4.2	Dados experimentais obtidos.....	43

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

S_V	Área dos contornos dos grãos por unidade de volume;
λ	Comprimento médio das intersecções dos grãos;
\bar{k}	Curvatura média em duas dimensões;
h	Curvatura média do contorno de grão;
H	Integral da curvatura média;
\bar{H}	Média da integral da curvatura média ou apenas curvatura média;
$\bar{H}_{\text{contornos}}$ ou H_c	Curvatura média dos contornos dos grãos;
$\bar{H}_{\text{grãos}}$ ou H_g	Curvatura média dos grãos;
\bar{H}_{arestas} ou H_a	Curvatura média das arestas dos grãos;
T_A	Número de tangentes por unidade de área;
N_A	Número de grãos por unidade de área;
L_A	Comprimento total dos contornos por unidade de área;
χ	Ângulo diedral;
P_A	Número de pontos triplos por unidade de área;
γ	Energia livre interfacial por unidade de área do contorno de grão;

RESUMO

Um grão é formado pelo volume de átomos que possuem a mesma orientação. O conjunto de grãos forma a estrutura do metal. As propriedades mecânicas do material estão diretamente relacionadas à sua microestrutura sendo influenciadas pelo tamanho de grão.

O comprimento médio das intersecções dos grãos, λ , área dos contornos de grão por unidade de volume, S_v ; curvatura média do contorno de grão, H_c ; curvatura média das arestas, H_a ; de grão e a curvatura média dos grãos, H_g ; são medidas metalográficas realizadas numa seção plana que descrevem bem essa microestrutura.

Neste trabalho, técnicas metalográficas para realizar as medidas citadas acima serão aplicadas em amostras de Al-1% massa Mn, aço livre de intersticiais, aço microligado ao Nióbio, aço elétrico de grãos não orientados e ferro puro com o objetivo de descrever a influência das curvaturas do grão no processo de crescimento de grão.

Os dados experimentais serão comparados com modelos geométricos existentes.

ABSTRACT

The grain of any material is formed by a group of atoms which have the same orientation. A set of grains compose the metal structure. The material mechanical properties are directly related to its microstructure, being influenced by the grain size.

The mean intercept length, λ , the grain boundary area per unit of volume, S_v ; the mean grain boundary curvature, H_b ; mean edge curvature, H_e ; and the mean grain curvature, H_g ; are metallographic measurements made in a planar section of the material which describes very well this microstructure.

At this paper metallographic techniques to perform the described above measurements are applied on: Al-1wt%Mn, steel interstitial free, Niobium-low alloyed steel, electric steel of non-oriented grains and pure iron specimen in order to describe the influence of the grain curvature on grain growth.

The resulting experimental data is compared with existing geometric models.

1 INTRODUÇÃO

Tamanho de grão é uma característica muito importante para as propriedades de materiais. Em Metalurgia, por exemplo, as propriedades mecânicas dos materiais são fortemente afetadas pela sua microestrutura, daí a necessidade de se compreender o fenômeno do crescimento de grão.

Crescimento de grão é um processo termicamente ativado que ocorre em determinados grãos de uma amostra às custas de outros grãos por meio da migração de seus contornos de grão, de modo a diminuir a área total dos mesmos e assim diminuir a energia armazenada nos contornos.

A força motriz para a migração dos contornos de grão é dada pela diferença de pressão na interface entre dois grãos adjacentes, ΔP . A velocidade de migração dos contornos de grão V , é proporcional a essa diferença de pressão, que é equivalente à curvatura desta interface.

Sendo assim medidas de curvatura dos contornos fornecem informações muito valiosas para o crescimento de grão.

Mesmo com a importância em relação ao crescimento de grão sendo reconhecida, a curvatura do grão tem sido raramente medida. Haroun e Budworth^[1] em um trabalho de 1968 mediram a curvatura, mas usaram um método aproximado. Mais tarde, em 1992, Patterson e Liu^[2] mediram a curvatura do contorno de grão em alumínio puro e mais recentemente Rios e Fonseca^[3] mediram em uma liga de Al-1% massa Mn. Esses trabalhos se concentraram na curvatura do contorno de grão no

contexto de ancoramento de partícula. DeHoff e Liu^[4] mediram a integral da curvatura para examinar a relação entre tamanho de grão e sua topologia.

Uma estrutura cristalina pode ser analisada em três pontos de vista podendo-se assim distinguir três curvaturas que a descrevem.

Examinando o grão como uma coleção de interfaces individuais, a curvatura se refere a curvatura do contorno de grão H_c . No caso de olhar para o grão e vê-lo como uma coleção de grãos individuais a curvatura é exatamente a curvatura de grão H_g . Em outro aspecto é reconhecer que existe curvatura na aresta do grão H_a .

Este trabalho aplicará métodos para medir experimentalmente os três tipos de curvaturas em vários tipos de policristais tratados de diferentes formas e obter resultados experimentais que enriqueçam a literatura sobre o crescimento de grão. Os dados obtidos serão comparados com modelos geométricos existentes.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Grãos, contornos de grão e equilíbrio.

A microestrutura de metais é formada por cristais, ou seja, grãos. Estes são regiões tridimensionais sólidas que possuem átomos com a mesma orientação cristalográfica, separados de seus vizinhos pelos contornos de grão. Contorno de grão separa estrutura cristalina de orientações diferentes^[5]. Um contorno pode ser formado por arranjos de discordâncias que são defeitos de linha da estrutura cristalina, cujos átomos possuem energia livre interfacial maior que a do interior do grão. Devido a natureza bidimensional de um contorno de grão sua energia é expressa em energia por unidade de área, J/m^2 no SI, e que também pode ser representada por N/m no SI, que por sua vez é unidade de tensão superficial.

Na Figura 2.1, as três linhas representam contornos de grão que são perpendiculares ao plano do papel e se encontram numa linha cuja projeção é o ponto o . Os ângulos entre os contornos são a, b e c . Já γ_a, γ_b e γ_c que se originam no ponto o representam as tensões superficiais dos três contornos, pelas suas direções e intensidades. O equilíbrio no contorno entre três grãos em duas dimensões é atingido quando o ângulo entre eles obedece a Equação 2.1^[6].

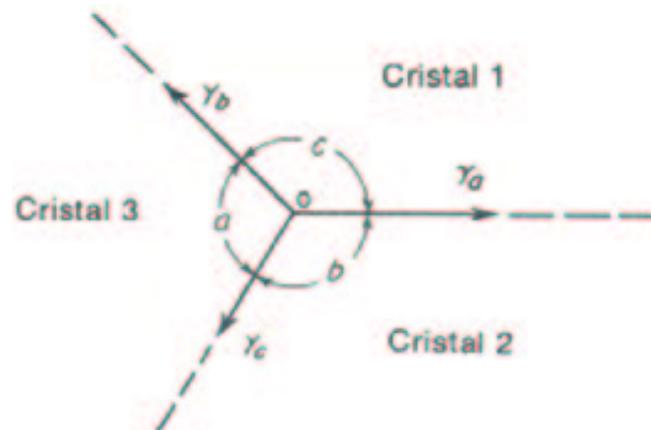


FIGURA 2.1 - Representação do encontro de três contornos de grão analisados em duas dimensões ^[6].

$$\frac{\gamma_a}{\text{sen } a} = \frac{\gamma_b}{\text{sen } b} = \frac{\gamma_c}{\text{sen } c} \quad \text{Eq.2.1}$$

Em uma liga considerando uma estrutura isotrópica, o ângulo de equilíbrio entre três grãos deve ser igual ou muito próximo a 120° , segundo a Equação 2.1. Em duas dimensões, a situação de equilíbrio consiste em grãos de seis lados, ou seja, pode-se considerar o grão como um hexágono formando ângulos de 120° , como apresentado na Figura 2.2 ^[7].

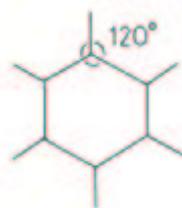


FIGURA 2.2 - Representação do grão como um polígono de seis lados ^[7].

Fazendo uma análise em três dimensões a Figura 2.3 apresenta o encontro dos contornos de grão.

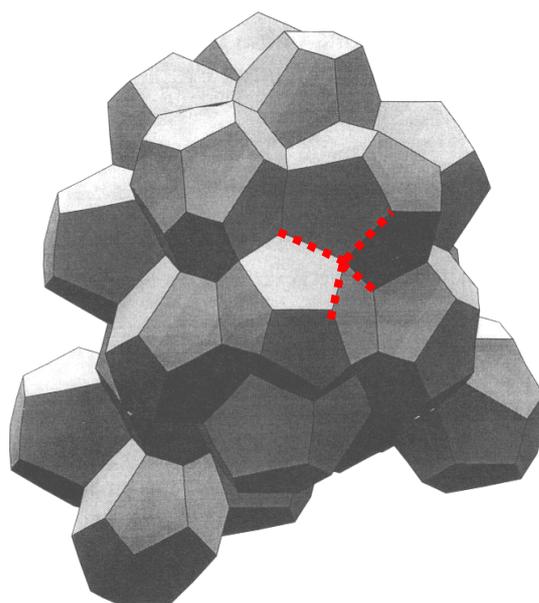


FIGURA 2.3 - Topologia do encontro de contornos de grãos analisados em três dimensões^[8]

Em três dimensões os ângulos tetraedrais devem ser aproximadamente igual a 109.47° .

As leis estabelecidas acima são conhecidas como as regras de Plateau^[9]. Uma rede cristalina está em equilíbrio quando os grãos respeitam essa exigência. A forma dos grãos é assim controlada por um compromisso entre equilíbrio de tensões superficiais e os requisitos geométricos necessários para o total preenchimento do espaço.

Na realidade, os grãos de uma amostra se encontram num estado de equilíbrio chamado de metaestável, isto é, estado de mínima energia local para certas condições do processo tal como temperatura e pressão. As interfaces se ajustam para manter o balanço de energia e satisfazer as condições angulares de cerca de 120° e 109.47° .

Voltando para análise em duas dimensões no caso dos grãos com menos de seis lados, o ângulo seria menor que 120° , havendo um ajuste da interface do grão que leva o contorno a mover-se até atingir o ângulo de equilíbrio deste modo o contorno assume uma curvatura convexa como é visto na Figura 2.4 (a) e 2.4 (b). Para grãos com mais de seis lados o ângulo seria maior que 120° mas o ajuste curva o contorno de forma côncava, como mostra Figura 2.4 (c).

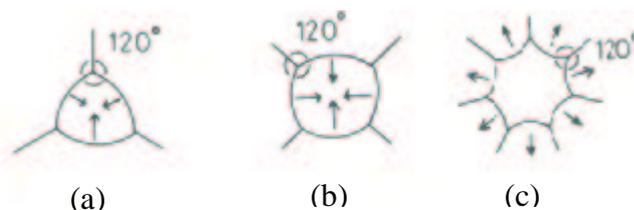


FIGURA 2.4 - Configuração dos contornos de grãos nos estado de equilíbrio e equilíbrio metaestável^[7].

2.2 Crescimento de grão

Quando o material é deformado plasticamente uma fração de energia é armazenada no metal como energia de deformação associada aos defeitos cristalinos, o material está encruado. Para recuperar uma condição equivalente apresentada pelo metal antes do encruamento se faz o recozimento. O recozimento diminui a energia armazenada na deformação por mecanismo de recuperação, recristalização e crescimento de grão ^[10].

Depois de finalizada a recristalização os grãos de uma amostra ainda possuem energia livre interfacial. Na tentativa de tornar o grão mais estável, diminuindo a energia livre interfacial, ocorre o processo de crescimento de grão.

Os grãos podem crescer de forma uniforme ou anormal. No crescimento uniforme os grãos possuem um diâmetro próximo a um diâmetro médio, o qual é chamado de crescimento normal de grão. No crescimento anormal, ocorre o crescimento preferencial de alguns grãos, o qual é chamado crescimento anormal de grão.

O crescimento de grão é um processo termicamente ativado que ocorre de modo a minimizar o número de grãos por unidade de volume ou, em outras palavras, diminuir a área total dos contornos de grãos e conseqüentemente sua energia livre interfacial. Será visto que a força motriz para o crescimento é a curvatura.

O mecanismo para o qual ocorre o crescimento de grão é a migração dos contornos de grão. A força motriz para a migração é dada pela diferença de pressão na interface entre dois grãos adjacentes, ΔP . A velocidade de migração dos contornos de grão V é proporcional a esta diferença de pressão que é equivalente à curvatura desta interface.

$$V = M\Delta P = -M\gamma(k_1 + k_2) \quad \text{Eq.2.2}$$

Onde M é a mobilidade do contorno, λ é a energia livre interfacial por unidade de área do contorno de grão e k_1 e k_2 são as curvaturas principais, que serão analisadas na Figura 2.5. O sinal negativo significa que o contorno de grão se move na direção do centro de curvatura.

Considere uma superfície com um ponto P qualquer. Existem duas curvas que interceptam o ponto P que possuem direções principais. As curvaturas nessas duas direções, k_1 e k_2 , são chamadas de curvaturas principais normais^[11] no ponto P , correspondendo aos raios r_1 e r_2 . A configuração local para um elemento de superfície ao redor do ponto P é mostrada na Figura 2.5.

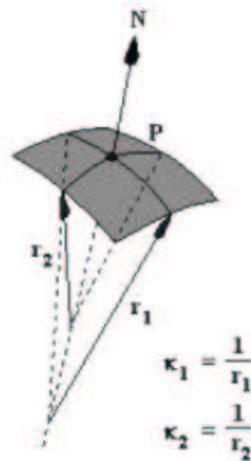


FIGURA 2.5 - Curvaturas principais normais^[11].

Uma combinação das curvaturas principais normais muito empregadas em geometria, topologia, física e estereologia é a curvatura média (h), que é definida por:

$$h = k_1 + k_2 \quad h = \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \quad \text{Eq.2.3}$$

Supondo-se que um grão esférico dentro de uma matriz infinita de um monocristal. A curvatura média de uma interface h é dada pela Equação 2.3

Como o grão é esférico r_1 e r_2 são iguais. Logo a Equação 2.3 se torna:

$$h = \frac{2}{r} \quad \text{Eq.2.4}$$

Substituindo o valor da Equação 2.4 na Equação 2.2, obtém-se:

$$V = M\Delta P = -M \frac{2\gamma}{r} \quad \text{Eq.2.5}$$

O grão isolado diminuirá devido à força motriz, que é igual a $2\gamma/r$, como foi mostrado na Equação 2.5.

2.3 Problema de Von Neumann em duas dimensões^[12]

A seguinte consideração concorda com a variação de volume de um grão devido à difusão que ocorre na fronteira. Von Neumann^[12] analisou este fenômeno em duas dimensões. Supondo dois grãos adjacentes. A difusão é causada pela diferença de pressão, ΔP entre esses grãos. Para ser mais preciso: O fluxo de difusão que atravessa o contorno do grão é proporcional à diferença de pressão entre dois grãos adjacentes ao contorno multiplicado pelo comprimento do arco. A diferença de pressão de dois grãos adjacentes, em um dado ponto P no contorno é, $\Delta P = \frac{2\gamma}{R}$, como mostrado anteriormente na Equação 2.5.

1° consideração - γ é constante em todo o volume do grão.

P é constante ao longo do contorno que separa os dois grãos. Então a diferença de pressão é fixa, logo ΔP é constante. Se ΔP é constante, γ é constante então R também é constante, ou seja, o lado em questão é um arco circular. Cada grão é contornado por lados que formam um polígono de arcos circulares.

Considerando um arco de raio R e abertura angular α , como mostra a Figura 2.6.

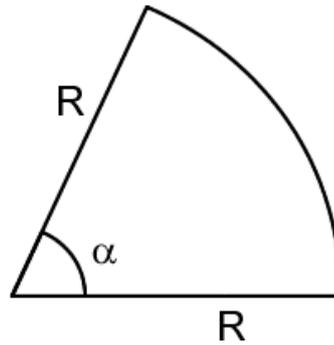


FIGURA 2.6 - Arco circular

Logo o fluxo de difusão através desse arco é proporcional a α :

$$J = \frac{2\gamma}{R} \alpha R \quad \text{Eq.2.6}$$

$$J = 2\gamma\alpha \quad \text{Eq.2.7}$$

2° Consideração: Um grão inteiro com n lados contornado por arcos circulares.

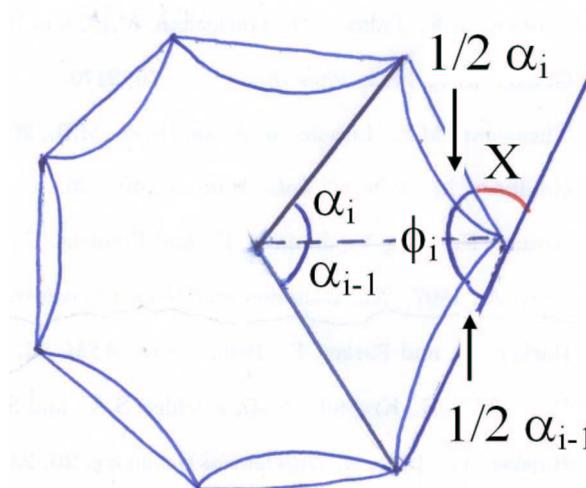


FIGURA 2.7 - Grão visto como uma coleção de arcos circulares

Seus ângulos de abertura são: $\alpha_1, \alpha_2 \dots \alpha_n$. Os ângulos entre os lados i e $i+1$ são chamados de ϕ_i ou ϕ_{i+1} , isto é, para o grão inteiro $\phi_1, \phi_2 \dots \phi_n$. Substituindo cada arco circular por uma corda, então um polígono (retilíneo) é obtido. Essa substituição

do arco i por uma corda aumenta cada ângulo ϕ_i ou ϕ_{i+1} do polígono adjacente por $\frac{1}{2}\alpha$. Conseqüentemente ϕ_i é aumentado por: $\frac{1}{2}\alpha_{i-1} + \frac{1}{2}\alpha_i$.

O ângulo externo correspondente do polígono retilíneo é obtido pelo complemento de $180^\circ = \pi$, isto é: $\pi - \phi_i - \frac{1}{2}\alpha_{i-1} - \frac{1}{2}\alpha_i$ ($180^\circ - \text{ângulo dado} = \text{ângulo externo}$).

A soma de todos os ângulos externos tem que ser igual a 360° ou 2π radianos.

$$\sum (\pi - \phi_i - \frac{1}{2}\alpha_{i-1} - \frac{1}{2}\alpha_i) = 2\pi \quad \text{Eq.2.8}$$

3º Consideração: Raios iguais, ângulos de aberturas iguais e $\phi_i = \frac{2\pi}{3}$.

Com a equação 2.8: $\sum (\pi - \phi_i - \frac{1}{2}\alpha_{i-1} - \frac{1}{2}\alpha_i) = 2\pi$. chega-se a:

$$\sum \pi - \sum \phi_i - \sum \alpha_i = 2\pi \quad \text{Eq.2.9}$$

$$n\pi - \sum \phi_i - \sum \alpha_i = 2\pi \quad \text{Eq.2.10}$$

Como $\phi_i = \frac{2\pi}{3}$, logo $\sum \phi_i = \frac{n2\pi}{3}$, substituindo em 2.10.

$$n\pi - \frac{n2\pi}{3} - \sum \alpha_i = 2\pi \quad \text{Eq.2.11}$$

$$\frac{n\pi}{3} - \sum \alpha_i = 2\pi \quad \text{Eq.2.12}$$

$$\sum \alpha_i = \frac{6-n}{3}\pi \quad \text{Eq.2.13}$$

Lembrando que o fluxo de difusão é proporcional a α que é o ângulo de abertura. Nota-se que se:

$\alpha > 0$, significa que o lado em questão é convexo, conseqüentemente o grão em questão perde átomos através do seu contorno por difusão.

$\alpha < 0$, significa que o lado em questão é côncavo, assim o grão em questão ganha átomos através do seu contorno por difusão.

Desta forma os respectivos sinais de α interpretam se o fluxo perde ou ganha átomos

Observa-se que grãos hexagonais como o apresentado pela Figura 2.2 não possuem curvatura e seu fluxo de difusão não existe.

Os grãos com mais de seis lados possuem curvatura côncava. Como o fluxo ocorre em direção ao centro de curvatura, o grão côncavo tende a crescer incorporando os grãos com menos de seis lados com curvatura convexa do contorno de grão veja Figura 2.4.

2.4 Curvatura

2.4.1 Curvatura de uma curva e de uma superfície ^[13]

A curvatura fornece a taxa de variação da direção de uma curva em relação à variação em seu comprimento. Tomando um ponto qualquer na curva, existirá nesse ponto um vetor tangente unitário $\vec{T}(t)$ cuja direção é dada através do ângulo ϕ em radianos, medido a partir da direção do eixo x positivo no sentido anti-horário até a direção do vetor tangente unitário. Como mostra a Figura 2.8

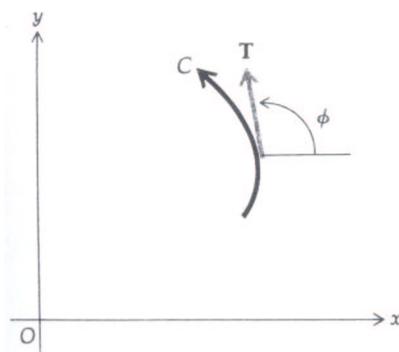


FIGURA 2.8 Vetor tangente e ângulo ϕ ^[13]

Para o próximo passo é necessário lembrar a seguinte definição: Seja \vec{A} o vetor $\langle a_1, a_2 \rangle$ e θ o ângulo de direção de \vec{A} , como é mostrado pela Figura 2.9. A notação do vetor \vec{A} como combinação linear é dada por $\vec{A} = a_1\vec{i} + a_2\vec{j}$, onde a_1 e a_2 são as coordenadas do vetor e podem ser escritas em função do ângulo de direção θ . $a_1 = \|\vec{A}\|\cos\theta$ e $a_2 = \|\vec{A}\|\sin\theta$, sendo assim, pode-se escrever que:

$$\begin{aligned}\vec{A} &= \|\vec{A}\|\cos\theta\vec{i} + \|\vec{A}\|\sin\theta\vec{j} \\ \vec{A} &= \|\vec{A}\|(\cos\theta\vec{i} + \sin\theta\vec{j})\end{aligned}\tag{Eq.2.14}$$

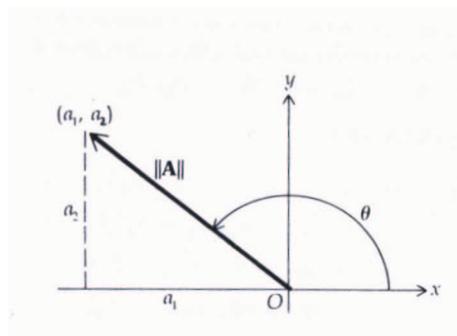


FIGURA 2.9 - Vetor e ângulo de direção^[13]

Trazendo-se o conceito demonstrado acima para denotar o vetor \vec{T} temos:

$$\vec{T}(t) = \cos\phi\vec{i} + \sin\phi\vec{j}\tag{Eq.2.15}$$

Diferenciando em relação a ϕ , obtém-se:

$$\frac{d\vec{T}(t)}{d\phi} = -\sin\phi\vec{i} + \cos\phi\vec{j}\tag{Eq.2.16}$$

Tomando-se o módulo do vetor variação $\left\|\frac{d\vec{T}(t)}{d\phi}\right\| = \sqrt{(-\sin\phi)^2 + (\cos\phi)^2}$ é 1,

$\frac{d\vec{T}(t)}{d\phi}$ é um vetor unitário.

Para chegar à definição de curvatura, considera-se o vetor $\frac{d\vec{T}(t)}{dL}$, onde L é o comprimento do arco medido desde um ponto arbitrariamente escolhido em C ao ponto P , com L crescente quando t cresce. Pela regra da cadeia:

$$\frac{d\vec{T}(t)}{dL} = \frac{d\vec{T}(t)}{d\phi} \frac{d\phi}{dL} \quad \text{Eq.2.17}$$

Logo:

$$\begin{aligned} \left\| \frac{d\vec{T}(t)}{dL} \right\| &= \left\| \frac{d\vec{T}(t)}{d\phi} \frac{d\phi}{dL} \right\| & \text{Eq.2.18} \\ \left\| \frac{d\vec{T}(t)}{dL} \right\| &= \frac{d\vec{T}(t)}{d\phi} \left| \frac{d\phi}{dL} \right| \end{aligned}$$

Como $\left\| \frac{d\vec{T}(t)}{d\phi} \right\|$ é igual a um, logo a Equação 2.18 se torna igual a:

$$\left\| \frac{d\vec{T}(t)}{dL} \right\| = \left| \frac{d\phi}{dL} \right| \quad \text{Eq.2.19}$$

O número $\left| \frac{d\phi}{dL} \right|$ é o valor absoluto da taxa de variação da medida do ângulo que dá a direção do vetor tangente unitário $\vec{T}(t)$ num ponto da curva em relação à medida de arco ao longo da curva. Esse número é definido como curvatura. Antes de dar a definição formal é interessante mostrar que ela é consistente com a noção intuitiva de curvatura. Por exemplo, como mostra a Figura 2.10, num ponto P em C , ϕ é a medida em radianos do ângulo que dá a direção do vetor $\vec{T}(t)$, e s é o comprimento de arco em C desde P_0 até P . Seja Q o ponto em C para o qual a medida em radianos do ângulo que dá a direção de $\vec{T}(t + \Delta t)$ em Q é $\phi + \Delta\phi$ e $L + \Delta L$ é o comprimento de arco de P_0 a Q . Então, o comprimento de arco de P a Q será ΔL e a razão $\Delta\phi/\Delta L$ é uma boa medida da curvatura ao longo do arco PQ .

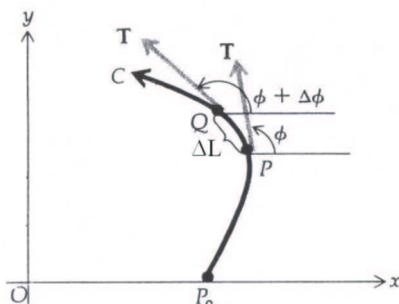


FIGURA 2.10 - Variação de ϕ em relação a L ^[13]

Se $\vec{T}(t)$ for o vetor tangente unitário à curva C no ponto P , L for o comprimento de arco medido a partir de um ponto arbitrariamente escolhido em C até P , e s for crescente quando t cresce, então por definição o vetor curvatura de C em P , denotado por $\vec{K}(t)$, é dado por:

$$\vec{K}(t) = \frac{d\vec{T}(t)}{dL} \quad \text{Eq.2.20}$$

A curvatura de C em P , denotada por $K(t)$, é o módulo do vetor curvatura, isto é:

$$K(t) = \frac{d\vec{T}(t)}{dL} \quad \text{Eq.2.21}$$

Comparando a Equação 2.21 com a Equação 2.19, define-se a curvatura como sendo igual a:

$$K(t) = \left| \frac{d\phi}{dL} \right| \quad \text{Eq.2.22}$$

Como o comprimento de um arco L é igual $r\phi$, onde r é o raio, dL será igual $r d\phi$. Substituindo -se na Equação 2.22, obtém-se:

$$K(t) = \frac{1}{r} \quad \text{Eq.2.23}$$

A curvatura média de um segmento de arco finito ou de uma coleção de arcos pode ser definida por:

$$\bar{K} = \frac{\int K dL}{\int dL} \quad \text{Eq.2.24}$$

Assim \bar{K} é a média sobre o domínio do comprimento de arco envolvido. Substituindo o valor de K encontrado na Equação 2.22, obtém-se^[14]:

$$\bar{K} = \frac{\int \frac{d\phi}{dL} dL}{\int dL} = \frac{\int d\phi}{\int dL} = \frac{\phi_{Total}}{L} \quad \text{Eq.2.25}$$

O numerador da Equação 2.25 pode ser definido como ângulo total subtendido pelas curvas sob observação. O denominador é o comprimento total dessas curvas. Esse conceito de duas dimensões é a base para definir a curvatura de uma superfície em três dimensões.

2.5 Integral da curvatura média, H ^[11,15]

Considere n superfícies na microestrutura, o valor integrado de H é chamado de a integral da curvatura média. Essa propriedade tem um valor único para superfícies fechadas, logo pode ser avaliada para n superfícies que formam a microestrutura. A visualização do seu significado é importante. Considere um elemento de superfície com um aumento de área dA ; supondo que h seja o valor da curvatura média para o elemento. Obtém-se o produto hdA para o elemento. Então adicione esses valores para todos os elementos da superfície da partícula. O resultado quantitativo é definido matematicamente por:

$$H = \int_S h dA \quad \text{Eq.2.26}$$

2.6 Relação para curvatura da superfície em três dimensões^[16,14]

A proposta dessa seção é apresentar \bar{H} , como está definido na Equação 2.27, com o valor de \bar{K} , a curvatura média de uma seção representativa na estrutura em duas dimensões, como definido na Equação. 2.25 e depois com combinações de relações metalográficas padrão conseguir avaliar a média da curvatura média da superfície pela análise de medidas sob uma seção.

É importante esclarecer a definição de h sugerida por Taylor^[16] e adotada neste trabalho. Taylor^[16] sugeriu definir a curvatura local como a soma das duas curvaturas principais: k_1 e k_2 , ao invés da média como feito por DeHoff^[14]. A sugestão de Taylor é boa porque a velocidade do contorno de grão é proporcional a $k_1 + k_2$. Em uma coleção arbitrária de superfícies fechadas, como a existente em uma microestrutura, H varia no sistema e, portanto, tem uma distribuição de valores. Um valor médio dessa propriedade pode ser definido por:

$$\bar{H} = \frac{\int_S h dA}{\int_S dA} = \frac{\int_S (k_1 + k_2) dA}{\int_S dA} \quad \text{Eq.2.27}$$

Onde h é o valor da curvatura média e dA é o elemento infinitesimal de área do elemento da superfície. Assim h é definido por todo o domínio da área superficial.

Para seguir esse caminho, primeiramente é necessário especificar muito cuidadosamente, qual é o significado de uma seção metalográfica representativa. A mesma definição que será usada nesse desenvolvimento está implicada nas derivações das relações fundamentais que existem em metalografia quantitativa.

Uma seção representativa implicitamente contém todas as seções possíveis através da estrutura. Isto vem acompanhado, teoricamente, com a avaliação de uma propriedade sobre um arranjo de seções, as quais são distribuídas uniformemente em posição e orientação em uma estrutura em três dimensões e calculando o valor médio dessas medidas. A curvatura média dos grãos com todas as seções possíveis

através da estrutura pode ser determinada aplicando-se a Equação 2.25 para uma seção arbitrária e depois se calcula a média dessa propriedade sobre todas as posições e orientações possíveis do plano seccionado. A Equação 2.28 relaciona a curvatura média da seção e o valor médio da curvatura média em três dimensões.

$$\bar{K} = \frac{2}{\pi} \bar{H} \quad \text{Eq. 2.28}$$

2.6.1 Avaliação quantitativa da curvatura média em duas dimensões e três dimensões ^[15,14,17]

Nessa seção será explicada como medidas de metalografia quantitativa podem nos fornecer a média da integral da curvatura média em três dimensões (\bar{H}). A primeira parte apresentará T_A , o número de tangentes por unidade de área e o conceito de ângulo subtendido e a segunda parte N_A , nesse caso o número de grãos por unidade de área e depois relacionar esses conceitos com: a curvatura média em duas dimensões, relações metalográficas padrão e, por conseguinte o valor médio da curvatura média em três dimensões, como é mostrado pela Equação 2.28.

2.6.1.1 A contagem da tangente por unidade de área, T_A ^[14]

Considere uma estrutura em duas dimensões, como é mostrado pela Figura 2.11:

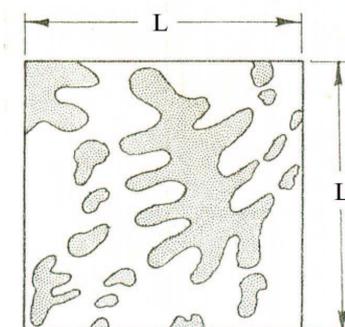
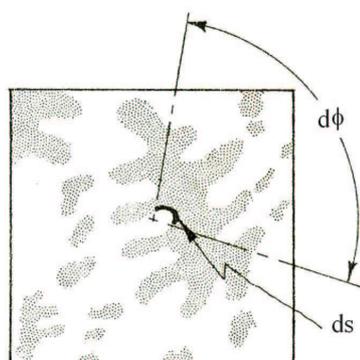
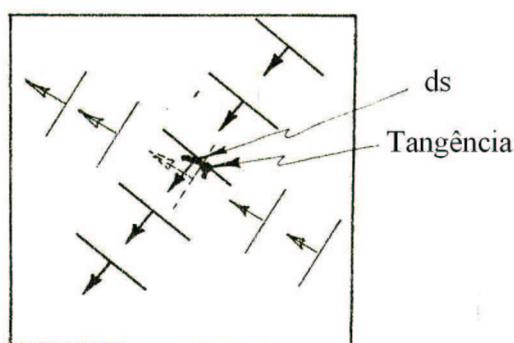


FIGURA 2.11 - Estrutura em duas dimensões.^[14]

Um elemento de contorno, ds , é mostrado na Figura 2.12. O ângulo subtendido, $d\phi$, por esse elemento de arco curvado arbitrariamente, é definido como o ângulo entre as retas traçadas através das extremidades desse elemento. A Figura 2.13 mostra uma linha teste varrendo uma estrutura em duas dimensões. Essa linha só será tangente com um elemento de arco da estrutura se sua direção permanece dentro do ângulo subtendido pelo arco, $d\phi$.

FIGURA 2.12 - Elemento de contorno, ds e ângulo subtendido, $d\phi$.^[14]FIGURA 2.13 - Estrutura com linhas testes.^[14]

Agora considere o seguinte experimento: imagine uma linha varrendo essa estrutura em duas dimensões e conte o número de tangentes que essa linha forma com elementos de arco. Esse procedimento constitui a contagem da tangente por unidade de área de Rhines^[14]. Supõe-se que esse experimento foi repetido um grande número de vezes, com a direção das linhas que varrem a estrutura

distribuída uniformemente sobre um semicírculo de orientação, que somente é necessário considerá-lo porque as linhas de direções opostas produzem resultados idênticos. As linhas testes que se aproximam das orientações as quais permanecem na variação de ϕ a $\phi + d\phi$, formam uma tangente com ds . As linhas fora do alcance não fazem tangentes, veja Figura 2.13. Como as linhas estão sendo distribuídas uniformemente, a fração de linhas que formam uma tangente com ds é igual ao comprimento de ds pelo comprimento do semicírculo de orientação, isto é, $rd\phi/\pi$ ou $d\phi/\pi$. O número de linhas testes é N , o número de tangentes formadas com ds é $N(d\phi/\pi)$. Considere que cada linha teste varre inteiramente a área da estrutura, logo a área total atravessada por todas N linhas testes é NL^2 , onde L é uma escala conveniente de comprimento. O número de tangentes formadas com ds por unidade de área é, portanto:

$$dT_A = N \frac{d\phi}{\pi} \frac{1}{NL^2} = \frac{d\phi}{\pi L^2} \quad \text{Eq.2.29}$$

Para um comprimento finito de arco, o número de tangentes formadas é a soma do número formado com cada elemento de arco, assim, no caso de uma microestrutura, para todos os contornos de grão na estrutura em duas dimensões, T_A é igual a:

$$\int dT_A = \int \frac{d\phi}{\pi L^2} \quad \text{Eq.2.30}$$

$$T_{A_{TOTAL}} = \frac{1}{\pi L^2} \int d\phi = \frac{\phi_{TOTAL}}{\pi L^2} = \frac{\phi_{A_{TOTAL}}}{\pi} \quad \text{Eq.2.31}$$

ou:

$$\phi_{A_{TOTAL}} = \pi T_{A_{TOTAL}} \quad \text{Eq.2.32}$$

Onde $\phi_{A_{TOTAL}}$ é o ângulo total subtendido normalizado pela área da estrutura. Lembrando que esse ângulo aparece na definição da curvatura média em duas dimensões, como é mostrado pela equação 2.25. Essa relação é independente dos detalhes da geometria de uma microestrutura. A única condição envolvida na aplicação dessa relação é que as linhas testes sejam uniformemente distribuídas. Se uma microestrutura já tem uma distribuição de orientação uniforme, logo não existe

diferença significativa entre linhas testes que varrem a microestrutura de diferentes orientações. Assim, qualquer orientação da linha teste é suficiente para estimar T_A .

2.6.1.2 Relação do ângulo subtendido com o número de grãos por unidade de área, N_A ^[14,17]

O ângulo subtendido por qualquer curva fechada em duas dimensões é 2π . Isso é demonstrado considerando-se que a normal deve retornar para sua orientação original com a complementação do circuito em volta do perímetro da curva. Nesse sentido, ela será no geral, varrida sobre arcos convexos, excessos de arcos convexos, elementos de arcos côncavos e com isso o ângulo total subtendido pode ser maior que 2π , mas o excesso de arcos convexos deve ser balanceado exatamente com arcos côncavos, assim a normal poderá retornar para sua orientação original com a complementação do circuito.

Considere N_A como o número de curvas fechadas por unidade de área, nesse trabalho como número de grãos por unidade de área, logo: por qualquer curva fechada em duas dimensões é 2π . Isso é demonstrado considerando que a normal deve retornar para sua orientação original com a complementação do circuito em volta do perímetro da curva.

$$\phi_{A_{TOTAL}} = 2\pi N_A \quad \text{Eq.2.33}$$

Assim o ângulo total subtendido pelos grãos pode ser determinado a partir de uma simples medida do número de grãos por unidade de área.

2.6.1.3 Relação de T_A com a curvatura média, \bar{K} em duas dimensões e em três dimensões ^[11,14,17]

O primeiro caminho de olhar a estrutura do grão é considerá-lo como uma coleção de interfaces individuais. Esse ponto de vista é particularmente relevante para o crescimento de grão porque a velocidade de migração do contorno é

proporcional à curvatura do contorno de grão e não a curvatura de um grão individual. Nesse caso, a medida chave é T_A .

Como foi mostrado pela equação 2.25, \bar{K} é igual a:

$$\bar{K} = \frac{\phi_{Total}}{L} \quad \text{Eq.2.34}$$

Dividindo o numerador e denominador pela área, tem-se:

$$\bar{K} = \frac{\phi_{ATotal}}{L_A} \quad \text{Eq.2.35}$$

Substituindo-se a Equação 2.32 na Equação 2.35, tem-se:

$$\bar{K} = \frac{\pi T_A}{L_A} \quad \text{Eq.2.36}$$

Onde L_A é o comprimento total dos contornos por unidade de área.

Lembrando que:

$$\bar{K} = \frac{2}{\pi} \bar{H} \quad \text{Eq.2.28}$$

Rearranjando:

$$\bar{H} = \frac{\pi}{2} \bar{K} \quad \text{Eq.2.37}$$

Substituindo-se a Equação 2.36 na Equação 2.37, tem-se:

$$\bar{H} = \frac{\pi^2 T_A}{2 L_A} \quad \text{Eq.2.38}$$

Uma expressão fundamental de metalografia quantitativa relaciona L_A com S_V , a área do contorno de grão por unidade de volume ^[14,17,18]

$$L_A = \frac{\pi}{4} S_V \quad \text{Eq.2.39}$$

Onde S_V é a área do contorno de grão por unidade de volume. Substituindo a Equação 2.39 na Equação 2.38, obtém-se:

$$\bar{H}_{\text{contornos}} = \frac{2\pi T_A}{S_V} \quad \text{Eq.2.40}$$

Se a curvatura está sendo medida em relação aos contornos de grãos.

A Equação 2.40 fornece a curvatura média dos contornos dos grãos, através de duas medidas realizadas sobre uma seção representativa de metalografia.

2.6.1.4 Relação de N_A com a curvatura média, \bar{K} em duas dimensões e em três dimensões ^[11,14,17]

Um outro caminho de olhar para um policristal é vê-lo como uma coleção de grãos individuais. Nas palavras de DeHoff, ver o policristal desintegrado, como mostra a Figura 2.14. Nesse caso, a medida chave é N_A .

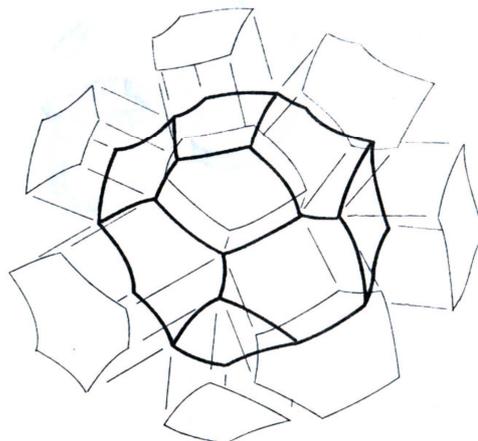


FIGURA 2.14 - Policristal desintegrado. ^[14]

Substituindo-se a Equação 2.33 na Equação 2.34, tem-se:

$$\bar{K} = \frac{2\pi N_A}{L_A} \quad \text{Eq.2.41}$$

A Equação 2.41 que fornece \bar{K} em duas dimensões pode ser transformada para \bar{H} em três dimensões, usando a Equação 2.37. Logo:

$$\bar{H} = \frac{\pi^2 N_A}{L_A} \quad \text{Eq.2.42}$$

Supondo que cada grão seja um grão isolado, isto é, cada interface seja dividida em dois e separada por um pequeno espaço. A expressão fundamental de metalografia quantitativa que relaciona L_A com S_V , se torna ^[14,17,18, 19]

$$L_A = \frac{\pi}{4} S_{V_{\text{isolado}}} \quad \text{Eq.2.43}$$

Onde $S_{V_{\text{isolado}}}$ é a área do contorno de um grão isolado por unidade de volume. Substituindo a Equação 2.43 na Equação 2.42, obtém-se:

$$\bar{H} = \frac{4\pi N_A}{S_{V_{\text{isolado}}}} \quad \text{Eq.2.44}$$

Essa expressão é a média da curvatura média em três dimensões em relação a um grão isolado. Considerando que em uma microestrutura $2S_V \text{ medido} = S_V \text{ Isolado}$, a Equação 2.44 se torna:

$$\bar{H}_{\text{grãos}} = \frac{2\pi N_A}{S_{V_{\text{Medido}}}} \quad \text{Eq.2.45}$$

Se a curvatura está sendo medida em relação aos grãos.

A Equação 2.45 fornece a curvatura média dos grãos, através de duas medidas realizadas sobre uma seção representativa de metalografia.

2.6.1.5 Contribuição da aresta na curvatura em três dimensões^[11,15]

Considerando-se uma superfície curvada, por exemplo, um poliedro, é razoável supor que não só as faces, mas as arestas também sejam curvadas. Com isso tem-se uma curvatura nas faces, como foi mostrado pela Equação. 2.26 e nas arestas. Uma aresta é formada pelo encontro de duas superfícies numa curva no espaço. O ângulo entre as superfícies normais no ponto P com a aresta é chamado de ângulo diedral, χ , como é mostrado na Figura 2.15. N_1 é normal a superfície 1 e N_2 é normal a superfície 2.

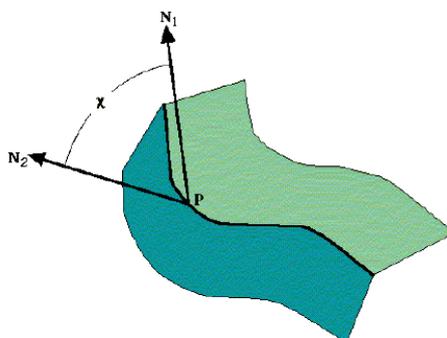


FIGURA 2.15 - Ângulo diedral^[11].

Um elemento na aresta pode ser pensado como um caso limite de um elemento de superfície no qual o raio de curvatura tende a zero. Deste ponto de vista pode ser mostrado que para um poliedro a aresta tem sua contribuição própria para a integral da curvatura média de:

$$H_{arestas} = \int_L \chi \cdot dL \quad \text{Eq.2.46}$$

Onde a integração é por todo comprimento da aresta na estrutura.

Combinando-se as Equações 2.26 e 2.46, obtém-se a integral da curvatura média total:

$$H_{Total} = H_{Faces} + H_{arestas} \quad \text{Eq.2.47}$$

$$H_{Total} = \int_S H dA + \int_L \chi \cdot dL \quad \text{Eq.2.48}$$

Um terceiro caminho de olhar para um policristal é reconhecer que, quando ele é separado em grãos polidrais então cada elemento da superfície curvada do contorno de grão, em um grão particular, está combinado exatamente por um elemento de igual e oposta curvatura no grão que era incidente em cima dele no policristal ^[14]. Assim a integral da curvatura das faces curvadas dos grãos, levando em consideração o sinal da curvatura em cada contorno de grão será zero. A curvatura reside inteiramente nas arestas. Nesse caso, a medida chave é P_A , o número de pontos triplos por unidade de área de uma seção plana.

$$\bar{H}_{arestas} = \frac{\int \chi \cdot dL}{\int_S dA} \quad \text{Eq.2.49}$$

Dividindo pelo volume, obtém-se:

$$\bar{H}_{arestas} = \frac{\int \chi \cdot dL}{\int_{S_V} dA} \quad \text{Eq.2.50}$$

Considerando um policristal “desintegrado”, existem três ângulos diedrais de 60° ou $\pi/3$ por aresta, como mostra a Figura 2.16:

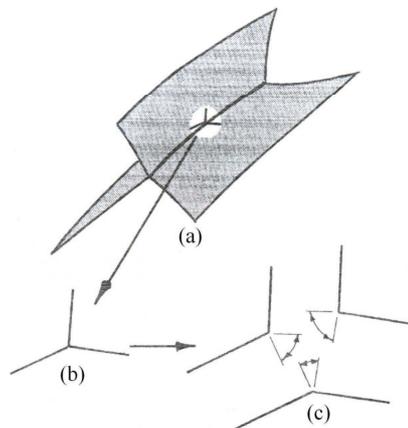


FIGURA 2.16 - Em um cristal “desintegrado” (a), cada linha tripla(b), produz três arestas (c) e com ângulo diedral de 60° em cada aresta. ^[15]

Logo, a Equação 2.50 se torna:

$$\bar{H}_{arestas} = \frac{\pi L_V}{S_{V_{Isolado}}} \quad \text{Eq.2.51}$$

Onde L_V é o comprimento da aresta por unidade de volume. Como $2S_{V_{medido}} = S_{V_{Isolado}}$ e tendo uma relação padrão de metalografia quantitativa^[18]:

$$L_V = 2P_A \quad \text{Eq.2.52}$$

Onde P_A é o número de pontos triplos por unidade de área. Substituindo a Equação 2.52 na Equação 2.51, tem-se:

$$\bar{H}_{arestas} = \frac{\pi P_A}{S_{V_{Medido}}} \quad \text{Eq.2.53}$$

Se a curvatura está sendo medida em relação às arestas dos grãos.

A Equação 2.52 fornece a curvatura média das arestas dos grãos, através de duas medidas realizadas sobre uma seção representativa de metalografia.

2.7 Modelos geométricos para a curvatura média do contorno de grão, H_c , curvatura média das arestas de grão, H_a e curvatura média do grão, H_g ^[19,20,21]

Em 2004, Rios e Fonseca^[3] propuseram uma relação entre a curvatura do contorno de grão H_c e o comprimento médio das interseções λ para uma liga de Alumínio 1% Mn.

A Equação 2.54 descreve essa comparação.

$$H_c = \frac{2}{3} \lambda^{-1} \quad \text{Eq.2.54}$$

Mais tarde em 2005, Rios e Fonseca ^[19] encontraram uma relação entre a curvatura do grão, H_g , e o comprimento médio das interseções dos grãos, λ considerando simplesmente que o grão possui forma esférica, tendo o comprimento médio das interseções dos grãos, λ dado por $4R/3$. A Equação 2.55 descreve essa comparação:

$$H_g = \frac{8}{3} \lambda^{-1} \quad \text{Eq.2.55}$$

A relação da curvatura média das arestas, H_a , e o comprimento médio das interseções, λ , pode ser obtida considerando que a curvatura do grão é a soma da curvatura do contorno de grão com a curvatura da aresta.

$$H_a = 2\lambda^{-1} \quad \text{Eq.2.56}$$

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

Os materiais utilizados nesse trabalho são: uma liga de Al-1% massa Mn, aço elétrico de grãos não orientados com 0,57% Si, aço microligado ao nióbio, aço livre de intersticiais e ferro puro.

3.1.1 Liga de Al-1% massa Mn

A liga de Al-1% massa Mn foi produzida fundindo-se uma liga pura de Al com outra liga pura de Mn num forno de indução. O teor de impureza de Mg, Si, Ca, Fe, e Cu encontrado foi menor de 40 ppm. A liga foi fabricada por lingotamento contínuo entre as temperaturas de 690°C a 740°C formando blocos que ao serem removidos, sofreram recozimento a 600°C durante 24 horas e resfriados a ar. Depois de serem reaquecidos a 500°C, os blocos foram extrudados a quente na forma de tiras de seção transversal 60 mm x 40 mm e posteriormente recristalizado.

Placas de 130 mm x 60 mm x 40 mm do material foram recozidas a 500°C por quatro dias em forno de mufla com sistema de ar circulatório e resfriadas a temperatura ambiente. As peças foram cortadas 130x60x8mm para fazer corpos de provas laminados a frio (40% de redução) e obter amostras de Lx60x4,8mm. As amostras de 4,8x14x24mm foram cortadas e recristalizadas a 500°C por uma hora^[22].

Foram produzidas amostras com 40% de deformação que foram separadas em cinco grupos para se aplicar tratamentos térmicos diferenciados.

No primeiro grupo escolheram-se sete amostras que foram tratadas durante uma hora nas temperaturas de recozimento 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C e 610°C. Logo após um segundo grupo foi selecionado para se recozer na temperatura de 650°C durante 1, 2, 4, 6, 8, 16 e 24 horas. Quatro amostras foram recozidas na temperatura de 625°C pelo tempo de 2, 3, 24 e 48 horas. Na temperatura de 615°C o tratamento térmico foi de 3, 4 e 24 horas. Finalmente uma amostra foi recozida na temperatura de 600°C por 4 horas.

3.1.2 Aço elétrico de grãos não orientados com 0,57% Si^[23]

O aço elétrico de grãos não orientados obteve-se de uma amostra de uma bobina a quente com 2,5 mm de espessura.

Esta bobina foi produzida no laminador de tiras a quente número dois da CSN. A composição química é mostrada na tabela 3.1.

TABELA 3.1 - Composição química do aço elétrico GNO – 0,57% massa Si.

Elemento	C	Mn	P	S	Al	Si	Cu	Ni	N	Cr	Sn
Massa (%)	0,004	0,628	0,097	0,010	0,200	0,577	0,009	0,017	0,003	0,02	0,004

Foram retiradas 10 amostras do centro da tira nas dimensões 100 mm (direção de laminação) x 60 mm (direção transversal) que sofreram recozimento isotérmico a 600°C com variação do tempo de encharque de 2 a 30 horas em um forno de resistência elétrica da marca Brasimet. As amostras foram seladas para evitar oxidação. A tabela mostra os tempos adotados no recozimento isotérmico.

TABELA 3.2 - Tempo para recozimento isotérmico do aço elétrico GNO – 0,57% massa Si.

Amostra	1	2	3
Tempo (h)	5	14	25

Após o recozimento as amostras foram laminadas a frio em um laminador do tipo Duo Reversível onde foram reduzidas até 0,5 mm de espessura. Precauções foram tomadas com o objetivo de atingir inicialmente a redução desejada com o mesmo número de passes, sete para cada amostra e também razoáveis tolerâncias dimensionais e superficiais.

Foi simulado o recozimento contínuo através de uma metodologia que vem sendo empregada há muitos anos no centro de pesquisa da CSN, que reproduz com grande eficácia o recozimento contínuo de tiras em escala industrial.

A simulação consiste em fazer com que o forno alcance a temperatura de tratamento requerida, e só em seguida todas as amostras são inseridas, por meio de um porta-amostra adequado. O tempo de encharque praticado para este tipo de simulação é de cinco minutos. Ao final deste intervalo de tempo as amostras foram resfriadas ao ar.

No mesmo laminador Duo Reversível utilizado na laminação a frio foi empregada a simulação de laminação de encruamento (Skin Pass), porém neste caso utilizou-se como parâmetro um alongamento das amostras de 5%. As mesmas precauções tomadas na laminação a frio foram tomadas nesta etapa.

Após todas as etapas realizou-se o recozimento final em um forno Lindberg 51668HR com atmosfera controlada (90% N₂ e 10% H₂). As amostras foram aquecidas desde a temperatura ambiente até 770°C em um intervalo de tempo de 180 minutos, logo após procedeu-se o encharque na mesma temperatura por 240 minutos. O resfriamento realizado no interior do próprio forno até uma temperatura de aproximadamente 50°C. Em todas as etapas, aquecimento, encharque e resfriamento a atmosfera no interior do forno não foi alterada.

3.1.3 Aço microligado ao nióbio^[24]

O aço microligado ao nióbio foi fornecido pela Brasmetal, com 1,45mm de espessura e com a composição química indicada na tabela 3.3.

TABELA 3.3 - Composição química do aço microligado ao Nióbio

Elemento	C	Mn	P	S	Si	N	Al	Nb
% em peso	0,09	1,04	0,018	0,004	0,07	0,0044	0,039	0,036

Após o recebimento do material, as chapas foram cortadas e colaminadas de acordo com o processo “*Accumulative Roll Bonding*”, adotando-se o seguinte procedimento: as superfícies das chapas foram limpas e desengraxadas, logo depois foram cortadas, sobrepostas e pré-aquecidas a uma temperatura de 500°C. A seguir foram aplicados dois passes na amostra com o objetivo de rompê-los.

Ao término do processo foi efetuado o recozimento nas temperaturas de 600°C, 700°C, 800°C, com tempo de tratamento de 1h. A amostra foi equalizada por 40 minutos e resfriada ao ar.

3.1.4 Aço Livre de Intersticiais^[25]

O aço livre de intersticiais foi produzido pela Companhia Siderúrgica Nacional, recebido na forma de chapas retiradas do início, meio e fim da bobina laminada a quente na temperatura de 750°C. Sua composição química é mostrada na tabela abaixo:

TABELA 3.4 - Composição química do aço livre de intersticiais.

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ti
% em peso	0,004	0,162	0,01	0,0037	0,005	0,03	0,0022	0,094

Foi recebida uma chapa de aço livre de intersticiais com 150 mm x 100 mm x 4,5 mm que depois da laminação a quente foram laminadas a frio em laboratório, observando-se a mesma direção de laminação a quente, em um laminador piloto marca FEM, com redução total de 70%. Posteriormente as chapas foram cortadas em forma de tiras de 300 mm x 100 mm e tratadas termicamente em banho de sal nas temperaturas de 750°C, 800°C e 850°C, em quatro ciclos diferentes: I) 30s de encharque e resfriada em água, II) 60s de encharque e resfriada em água, III) 90s de encharque e resfriada em água; e IV) 90s de encharque e resfriada ao ar. Dois termopares foram utilizados para controle da temperatura, um no banho de sal para controlar a temperatura do meio e outro na peça para determinar as taxa de aquecimento e o tempo de encharque na temperatura desejada. Após todo o procedimento a chapa foi cortada na guilhotina em medida de 20 mm x 100 mm x 4,5 mm. Para obter amostras finais de 20 mm x 12 mm x 4,5 mm usou-se uma serra abrasiva.

Depois de cortadas, as amostras receberam o tratamento térmico na temperatura de 700°C pelo tempo de 1, 2, 4, 6, 8, 12 e 16 horas e resfriado a água.

3.1.5 Ferro puro

O tarugo de ferro puro foi cedido pela Villares Metal. Foi originado pela fusão a vácuo do ferro puro eletrolítico comercial. A sua composição química é apresentada na tabela abaixo.

TABELA 3.5 - Composição química do ferro puro

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Al	N	Ti	Cu	Cr	N	Mo	Nb	V	B	N	O
% em peso	41	940	15	20	160	20	80	10	30	100	80	20	10	10	4	13	165

O ferro puro foi laminado a frio. A laminação foi realizada em um laminador piloto do tipo Two-High/Four-High modelo 4-105 da marca FENN. A amostra sofreu reduções sucessivas até que atingisse uma quantidade de deformação final de 80%. A tabela descreve, detalhadamente, a seqüência de passes efetuados na laminação.

TABELA 3.6 - Seqüência de passes efetuados para obtenção das amostras de ferro puro.

Passe	Espessura Inicial (mm)	Espessura Final (mm)	Redução no passe (%)	Redução acumulada (%)
1	30,00	28,00	6,67	6,67
2	28,00	26,20	6,43	12,67
3	26,20	23,50	10,31	21,67
4	23,50	21,40	8,94	28,67
5	21,40	29,50	8,88	35,00
6	19,50	17,20	11,79	42,67
7	17,20	15,00	12,79	50,00
8	15,00	14,20	5,33	52,67
9	14,20	13,00	8,45	56,67
10	13,00	12,10	6,92	59,67
11	12,10	11,10	8,26	63,00
12	11,10	10,00	9,91	66,67
13	10,00	9,10	9,00	69,67
14	9,10	8,00	12,09	73,33
15	8,00	6,10	23,75	79,67
16	6,10	6,00	1,64	80,00

A partir do ferro puro laminado, foram obtidos pequenos corpos de prova de 6 mm x 8 mm x 20 mm, destinados ao tratamento térmico de meia hora nas temperaturas de 600°C, 650°C, 700 °C, 750 °C, 800 °C e 850 °C.

3.2 Equipamentos e soluções

Para a realização do polimento eletrolítico nas amostras de Al-1% massa Mn, foi utilizado uma solução de 60ml de ácido perclórico, 350ml de butoxietanol (butilcelossolve) e 590ml de álcool metílico. O ataque-anodização foi realizado com uma solução de 20ml de ácido fluorbórico e 400ml de água destilada.

Em ambos os processos foram utilizados o catodo de aço inoxidável e o equipamento o Polectrol (Struers).

Para o polimento mecânico das amostras aço elétrico de grãos não orientados com 0,57% Si utilizou-se pasta de diamante de 6 μm , 3 μm e alumina de 1 μm e 0,3 μm como agentes polidores. Para o ataque químico foi utilizado o Nital 4% (96% álcool etílico e 4% ácido nítrico).

Para o polimento mecânico das amostras de aço microligado ao nióbio utilizou-se alumina de 1 μm e 0,3 μm e uma solução de sílica (1ml de ácido nítrico, 1ml de detergente neutro, 20ml de sílica coloidal e 2 litros de água destilada). Para o ataque químico foi utilizado Nital 3% (97% álcool etílico e 3% ácido nítrico).

Para o polimento mecânico das amostras de aço livre de intersticiais utilizou-se pasta de diamante de 6 μm , 3 μm e de 1 μm . Para o ataque químico foi utilizado Nital 5% (95% álcool etílico e 5% ácido nítrico). Para coloração do grão foi utilizada a solução Klem's (1g de metabissulfito de Potássio e 50ml de tiosulfito de Sódio saturado)

Na análise de microscopia óptica das amostras de alumínio, ferro e aço elétrico e aço livre de intersticiais foram utilizados: o microscópio Neophot com luz polarizada, para contagem de grãos, curvatura média dos contornos, das arestas e dos grãos individuais. As grades em cruz e quadrada. Uma régua de 1 mm para medir a linha teste e a aresta.

Na contagem de grãos, curvatura média dos contornos, das arestas e dos grãos individuais do aço microligado ao nióbio foi utilizada o analisador de imagens.

3.3 Metodologia

Para iniciar a análise metalográfica primeiro precisa-se revelar o grão. Todas as amostras são lixadas, polidas e atacadas, porém cada material tem sua forma específica de preparação. No alumínio foi preciso fazer o polimento eletrolítico, Ataque - Anodização e contagem de grão no microscópio Neophot.

Para contagem dos grãos de aço elétrico de grãos não orientados com 0,57% Si fez-se a seguinte seqüência nas amostras: polimento mecânico, ataque químico e contagem de grão no microscópio Neophot.

Os grãos de aço livre de intersticiais foram revelados através do polimento mecânico, ataque químico, coloração e contagem de grão no microscópio Neophot.

Para contagem dos grãos de aço microligado ao nióbio foi necessário aplicar o polimento mecânico, ataque químico e contagem de grão no analisador de imagens.

Os grãos de ferro seguiram o polimento mecânico, ataque químico e análise no microscópio Neophot.

3.4 Preparação da amostra

3.4.1 Polimento eletrolítico para liga Al-1% massa Mn

O polimento eletrolítico é um processo geralmente empregado em ligas macias como no caso das ligas de alumínio. Esse tipo de material apresenta precipitado em sua composição que por serem mais duros são retirados durante o polimento mecânico deixando uma superfície com buracos o que dificulta a observação metalográfica.

O processo é feito por dissolução anódica de um metal (amostra) em um meio eletrolítico (solução). Quando dois eletrodos são colocados em uma solução condutora de íons, os íons negativos dirigem-se para o eletrodo positivo, anodo, e os íons positivos dirigem-se para o eletrodo negativo, catodo. Obtendo assim uma amostra com superfície lisa, ou seja, que as irregularidades acima de 1 μm e os relevos submicroscópicos abaixo de 0,01 μm desapareçam completamente, resultando em polimento.

O metal (amostra) a ser polido é posicionado no meio eletrolítico com ajuda do catodo, sem que este entre em contato com a solução. Uma camada de coloração escura é formada na superfície da amostra. Essa camada vai desaparecendo a medida que o tempo de polimento avança. Devido a espessura da camada criada, haverá uma diferença na resistência elétrica. Esta diferença nas áreas mais altas é menor que nas áreas mais baixas, ocorrendo então uma densidade de corrente maior. Portanto uma densidade de corrente eleva a dissolução metálica, logo o efeito do polimento começa a ser processado. Fez-se o polimento com uma voltagem de quarenta volts e intervalo de vinte segundos.

Durante o polimento alguns fatores que o prejudicaram foram observados, tais como: o eletrólito deve ser o mais novo possível, ou seja, um certo número de polimentos é capaz de saturar a solução com os produtos da reação, mesmo usando filtros; os contatos elétricos devem estar em perfeito estado, ou seja, os fios devem ser trocados com uma certa regularidade; o tempo e a densidade de corrente, em alguns casos, variavam para cada amostra, obrigando assim a repetir todo procedimento.

O eletrólito em geral é constituído de um ácido que se dilui em um líquido ionizante. Neste caso os eletrólitos mais indicados são os de HClO_4 (ácido perclórico) e álcool, que possuem baixa viscosidade; é bom solvente do material anódico; não ataca o metal na ausência de corrente; é estável ; de fácil manuseio; de fácil dissolução e é um agente oxidante energético. A desvantagem é que em certas concentrações, ele pode ser explosivo.

3.4.2 Polimento mecânico nos aço elétrico de grãos não orientados com 0,57% Si, aço microligado ao nióbio e aço livre de intersticiais

O polimento mecânico usado nas amostras de aço elétrico grãos não orientados com 0,57% Si, aço microligado ao nióbio e aço livre de intersticiais consiste na obtenção de uma superfície isenta de riscos, de modo a se obter uma imagem clara e perfeita ao microscópio, da estrutura em observação, utilizando uma politriz motorizada. Pode-se trabalhar com as amostras manualmente no disco de polimento revestido com panos de feltro de textura controlada para não riscarem as

amostras. O pano recebe os agentes polidores indicado para cada tipo de material e exame.

Os agentes polidores mais usados são; a alumina (óxido de alumínio) mais convencional e a pasta de diamante, caracterizada pela sua dureza e poder de desbaste. Porém no caso do aço microligado ao Nióbio, utilizou-se também a solução de sílica mostrada anteriormente no item 3.2.

3.4.3 Ataque eletrolítico para liga Al-1% Massa Mn

Fez-se um ataque eletrolítico–anodização, em que consiste em produzir uma fina camada de óxido de alumínio na superfície da amostra, para revelar os grãos, ou seja, contrastá-los porque grãos com diferentes orientações apresentam diferentes colorações

O ataque para amostras foi feito com vinte volts e intervalo de tempo de vinte segundos.

Na seção anterior apresentou-se alguns fatores que prejudicaram o polimento, esses também prejudicaram o ataque, com a agravante de: a vida útil do eletrólito usado para o ataque ser bem menor e o ataque requerer cuidados bem maiores, visto que nem todas as amostras ficam uniforme. Portanto, foi necessário repeti-lo algumas vezes até conseguir um ataque uniforme.

3.4.4 Ataque químico para o aço elétrico de grãos não orientados com 0,57% Si, aço microligado ao nióbio e aço livre de intersticiais

Uma amostra lixada e polida está pronta para o exame microscópico de luz polarizada desde que seus elementos estruturais possam ser distinguidos.

Geralmente uma superfície metálica polida reflete a luz uniformemente, de tal maneira que os detalhes de sua estrutura não podem ser distinguidos, necessitando-se contrastá-lo adequadamente por meio de ataque.

O ataque químico consiste no uso de soluções aquosa ou alcoólicas de ácido, base e sais, neste caso o mais indicado foi o ácido nítrico e álcool etílico reagindo nas superfícies das amostras. Com estes ataques uma série de transformações

eletroquímicas baseadas no processo de óxido-redução, cujo aumento do contraste se deve às diferenças de potencial eletroquímico

As condições de ataque, tais como composição química, temperatura e tempo variam de acordo com o material e finalidade do ataque.

3.5 Metalografia quantitativa

3.5.1 Comprimento médio das intersecções dos grãos, λ e área dos contornos dos grãos por unidade de volume, S_V

A técnica metalográfica padrão utilizada para a medição do comprimento médio das intersecções dos grãos e área dos contornos de grão segue os passos relacionados abaixo.

Primeiramente ajusta-se o aumento do microscópio para obter uma melhor visualização do campo. Com uma grade em cruz, como vista na Figura 3.1, conta-se o número de grãos que interceptam as linhas na vertical e na horizontal de acordo com a Norma ASTM E 112 em trinta e seis campos de cada amostra. Mede-se a linha teste com ajuda de uma régua de 1 mm. E finalmente calcula-se o comprimento médio dos interceptos dos grão pela Equação 3.1.

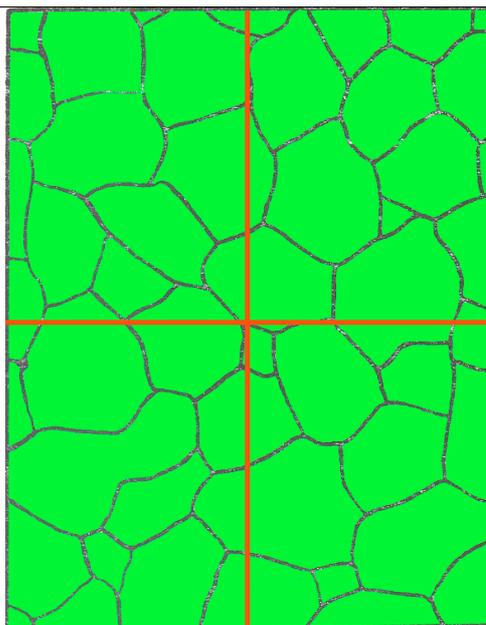


FIGURA 3.1 - Representação de um campo preparado para medir o comprimento médio dos interceptos de grão, λ e área dos contornos de grão por unidade de volume S_V

$$\lambda = \frac{l}{N} \quad \text{Eq.3.1.}$$

Onde N é o número total de grãos que interceptam a linha teste; l é o comprimento da linha teste e λ é o comprimento médio dos interceptos dos grãos. Ao substituirmos o valor de λ encontrado pela Equação 3.1 na Equação 3.2, encontramos a área dos contornos de grão por unidade de volume S_v .

$$S_v = \frac{2}{\lambda} \quad \text{Eq.3.2.}$$

3.5.2 Curvatura média dos contornos dos grãos, H_c

A curvatura média dos contornos dos grãos foi medida usando o método da tangente de DeHoff.

Para aplicar esse método é necessário medir a área do contorno de grão por unidade de volume, S_v e número de tangentes por unidade de área, T_A . Como visto no item 3.5.1, S_v é calculado através da Equação 3.2. Para medir T_A ajusta-se o aumento do microscópio com o objetivo de obter uma melhor visualização do campo. Utiliza-se uma grade quadrada que tem sua aresta medida com o auxílio de uma régua de 1 mm. Passa-se uma linha horizontal por todo quadrado, contando-se o número de tangentes entre essa linha e os contornos dos grãos em trinta e seis campos em cada amostra. A Figura 3.2 apresenta exemplos de algumas tangentes. Ao dividir se o número de tangentes encontradas pela área do quadrado obtém-se o número de tangentes por unidade de área, T_A . A curvatura média dos contornos de grãos, H_c é calculada substituindo os valores de S_v e T_A na Equação 3.3.

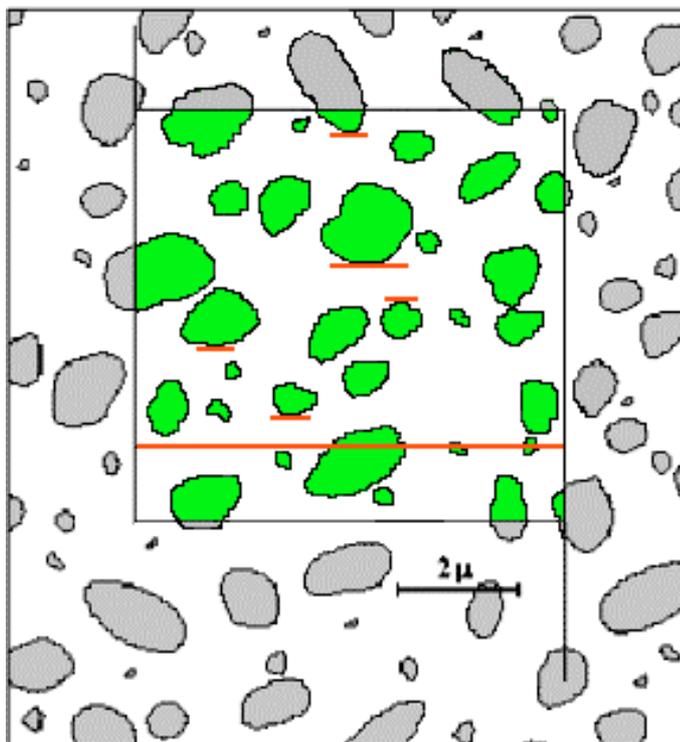


FIGURA 3.2 - Representação de um campo preparado para medir curvatura média dos contornos de grão, H_c .

$$H_c = \frac{2\pi T_A}{S_v} \quad \text{Eq.3.3.}$$

3.5.3 Curvatura média dos grãos H_g

Para o cálculo da curvatura média dos grãos, H_g é necessário medir a área do contorno de grão por unidade de volume, S_v e número de grãos por unidade de área, N_A .

Como visto no item 3.5.1, S_v é calculado através da Equação 3.2. Para medir N_A ajusta-se o aumento do microscópio com o objetivo de obter uma melhor visualização do campo. Utiliza-se uma grade quadrada que tem sua aresta medida com o auxílio de uma régua de 1 mm.

Conta-se o número de grãos dentro do quadrado que não tocam a aresta esquerda e a aresta inferior, como apresenta a Figura 3.3, em trinta e seis campos em cada amostra. Calcula-se o número de grãos por unidade de área, N_A dividindo o número de grãos encontrados pela área da grade. A curvatura média dos grãos, H_g é calculada substituindo os valores de S_v e N_A na Equação 3.4.

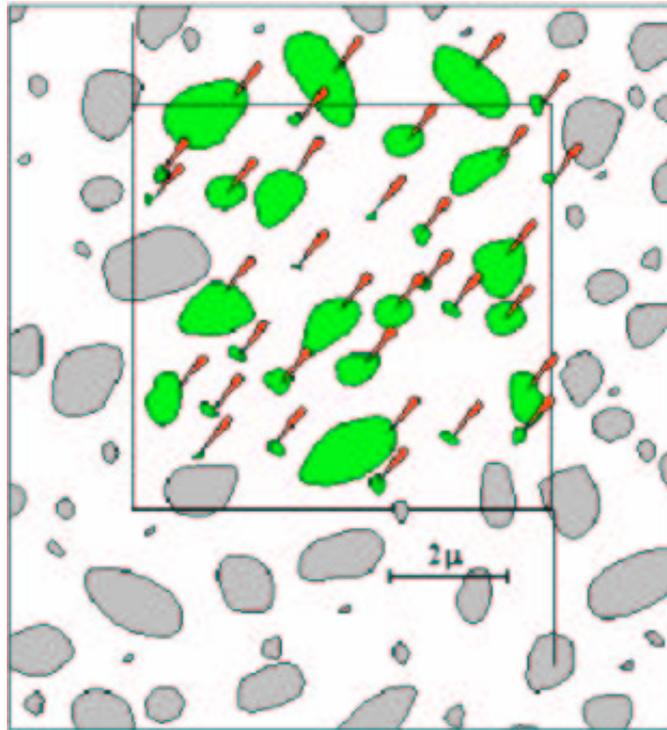


FIGURA 3.3 - Representação de um campo preparado para medir curvatura média do grão, $H_g^{[11]}$

$$H_g = \frac{2\pi N_A}{S_V} \quad \text{Eq.3.4}$$

3.5.4 Curvatura média das arestas dos grãos H_a

Para o cálculo da curvatura média das arestas dos grãos, H_a precisa-se medir a área do contorno de grão por unidade de volume, S_V e número de pontos triplos por unidade de área, P_A .

Como visto no item 3.5.1, S_V é calculado através da Equação 3.2. Para medir P_A ajusta-se o aumento do microscópio com o objetivo de obter uma melhor visualização do campo. Utiliza-se uma grade quadrada que tem sua aresta medida com o auxílio de uma régua de 1 mm.

Conta-se o número de pontos triplos existentes no interior do quadrado, como apresenta a Figura 3.4, em trinta e seis campos em cada amostra. Calcula-se o número de pontos triplos por unidade de área, P_A dividindo o número de pontos

triplos encontrados pela área da grade. A curvatura média das arestas de grãos, H_a é calculada substituindo os valores de S_V e P_A na Equação 3.5.

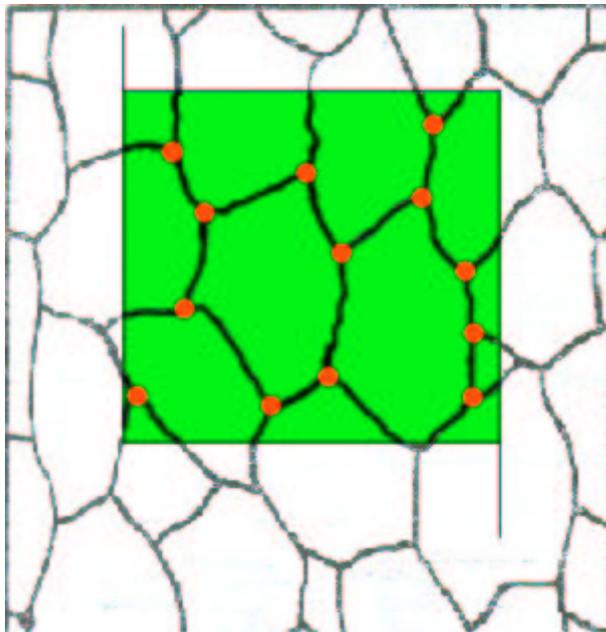


FIGURA 3.4 - Representação de um campo preparado para medir curvatura média das arestas do grão, H_a

$$H_A = \frac{\pi P_A}{S_V}$$

Eq.3.5

4 APRESENTAÇÃO E ANÁLISE DOS RESULTADOS

Nessa seção, são apresentados na Tabela 4.1 os resultados experimentais obtidos das medidas relacionadas abaixo:

- Comprimento médio dos interceptos dos grãos, λ ;
- Área dos contornos de grão por unidade de volume, S_v ;
- Curvatura média dos contornos dos grãos, H_c ;
- Curvatura média das arestas dos grãos, H_a ;
- Curvatura média dos grãos, H_g .

Para facilitar a leitura dos dados nos gráficos e tabelas, as amostras de alumínio recozidas por uma hora nas temperaturas de 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C e 610°C serão referidas como “Al 1h”. As amostras de alumínio recozidas na temperatura de 600°C, 615°C, 625°C e 650°C, serão referidas como “Al 600”, “Al 615”, “Al 625” e “Al 650” respectivamente. As amostras de alumínio recozidas nas temperaturas de 650°C e 625°C medidas na face da amostra que dimensiona a espessura da mesma serão referidas como “Espessura Al 650” e “Espessura Al625” respectivamente. As amostras de aço elétrico GNO com 0,57% Si serão referidas como “Aço elétrico”. As amostras de aço microligado ao Nióbio serão referidas como “Aço microligado”. As amostras de ferro puro serão referidas como “Ferro”. As amostras livres de intersticiais serão referidas como “IF 700”.

TABELA 4.1 – Dados experimentais

Material	T (°C)	Tempo (h)	λ (mm)	λ^{-1} (mm ⁻¹)	Erro λ^{-1} (mm ⁻¹)	S_V (mm ⁻¹)	Erro S_V (mm ⁻¹)	H_c (mm ⁻¹)	Erro H_c (mm ⁻¹)	H_g (mm ⁻¹)	Erro H_g (mm ⁻¹)	H_a (mm ⁻¹)	Erro H_a (mm ⁻¹)
Al 1h	490	1h	0,03	29,03	0,93	58,43	1,86	20,87	1,87	70,54	5,22	54,65	4,42
	510	1h	0,03	29,83	1,09	59,65	2,19	18,09	1,98	82,65	6,72	68,36	5,29
	530	1h	0,04	28,15	0,80	56,30	1,60	17,02	1,86	69,51	6,95	59,35	5,44
	550	1h	0,04	25,93	0,89	51,87	1,78	17,44	1,48	67,11	6,15	59,38	5,47
	570	1h	0,04	27,67	1,59	57,22	3,18	7,65	1,63	52,33	6,41	41,83	4,83
	590	1h	0,04	23,48	1,19	48,02	2,37	8,67	1,45	45,64	5,71	38,12	4,40
Al 600°	600	4h	0,13	7,88	0,70	15,77	1,39	3,78	0,96	18,56	2,39	15,67	1,99
Al 615°	615	3h	0,51	2,00	0,15	4,01	0,29	1,62	0,50	5,64	0,97	5,51	1,11
	615	4h	0,54	1,87	0,08	3,70	0,17	1,26	0,50	5,47	0,86	5,11	1,32
	615	24h	0,60	1,76	0,25	3,52	0,51	1,27	0,43	4,60	1,67	4,47	1,08
Al 625°	625	2h	0,68	1,42	0,13	3,02	0,26	1,05	0,38	3,99	0,94	3,57	0,47
	625	3h	0,77	1,41	0,19	2,73	0,35	0,97	0,39	3,89	0,91	3,51	0,59
	625	24h	1,14	0,96	0,22	1,92	0,44	0,63	0,30	2,16	0,94	1,88	0,84
	625	48h	1,56	0,67	0,12	1,34	0,24	0,56	0,40	1,97	0,55	1,74	0,60
Al 650°	650	1h	0,42	2,40	0,15	4,81	0,30	2,99	0,48	6,10	1,06	5,98	1,00
	650	2h	0,77	1,34	0,13	2,68	0,26	1,23	0,29	3,67	0,66	3,09	0,75
	650	4h	1,01	1,06	0,17	2,13	0,33	1,12	0,42	2,76	1,04	2,73	0,83
	650	6h	1,47	0,71	0,08	1,42	0,17	1,08	0,46	2,73	0,83	2,16	0,81
	650	8h	1,46	0,73	0,11	1,46	0,22	0,89	0,41	1,86	0,95	1,75	0,62
	650	16h	1,48	0,72	0,10	1,45	0,21	1,13	0,64	1,90	0,83	1,98	0,63
	650	24h	1,66	0,64	0,10	1,28	0,20	0,86	0,50	1,74	0,72	1,28	0,77
Espessura Al 650°	650	24h	1,62	0,70	0,13	1,40	0,20	0,45	0,22	1,24	0,37	0,92	0,35
Espessura Al 625°	625	48h	1,59	0,74	0,19	1,48	0,44	0,36	0,24	1,28	0,56	1,00	0,44
Aço Elétrico	770	5h	0,02	63,10	2,11	126,21	4,21	29,21	4,72	164,36	18,03	150,37	13,51
	770	14h	0,02	55,80	1,83	111,23	3,66	23,23	4,34	146,88	15,13	143,68	12,68
	770	25h	0,02	53,17	2,24	104,13	4,48	22,57	4,12	139,21	16,94	139,58	13,02
Aço Microligado	600	1h	0,01	137,75	2,52	275,50	5,04	72,22	5,28	393,89	12,01	326,42	9,60
	700	1h	0,01	129,00	2,38	258,00	4,76	50,23	5,82	349,57	12,77	302,39	9,35
	800	1h	0,01	100,35	2,56	200,70	5,12	43,70	5,90	270,01	12,46	242,95	10,68
Ferro Puro	600	0,5h	0,02	54,27	1,45	108,54	2,90	31,26	3,56	120,66	8,53	103,43	5,93
	650	0,5h	0,02	46,77	1,21	93,54	2,41	26,87	3,90	115,31	9,68	103,44	9,19
	700	0,5h	0,02	43,30	1,75	86,60	3,49	22,73	3,70	99,91	9,16	97,95	9,39
	750	0,5h	0,03	39,75	1,75	79,50	3,49	17,39	3,52	95,22	8,14	89,04	8,33
	800	0,5h	0,03	36,56	1,91	73,13	3,82	17,18	3,80	94,73	8,07	84,78	7,93
Aço IF	850	0,5h	0,03	33,75	1,97	67,50	3,93	15,51	4,38	81,89	9,05	72,30	6,92
	700	1h	0,01	75,96	2,65	152,56	5,29	79,93	8,22	252,79	19,87	189,10	10,73
	700	2h	0,01	71,99	2,97	143,99	5,94	74,36	8,48	248,62	19,16	187,97	10,75
	700	4h	0,01	68,82	2,91	137,64	5,81	87,16	11,70	283,60	27,10	229,05	17,12
	700	6h	0,02	64,13	2,49	128,25	4,97	68,03	7,09	241,12	19,26	187,07	10,73
	700	8h	0,02	62,99	2,86	125,99	5,72	67,68	9,37	245,59	25,65	189,65	16,32
	700	16h	0,02	60,02	3,33	120,05	6,67	63,59	8,29	237,91	20,23	183,34	11,80

A Tabela 4.2 apresenta o nível de dificuldade encontrado na análise das amostras em ordem decrescente de dificuldade.

TABELA 4.2 – Nível de dificuldade encontrado na obtenção dos dados experimentais

MATERIAL	NIVEL DE DIFICULDADE
Aço IF	Material apresentou campos com grãos visivelmente pequenos e contorno espesso, o que dificulta a medição.
Al 650° Al 625° Al 615°	Nesses materiais foi usado o aumento de 63 vezes em todas as amostras. Assim podemos observar que as amostras tratadas por um tempo curto como no caso de 1 e 2 horas, apresentaram campos de análise com grãos visivelmente pequenos o que dificulta bastante a medida. A dificuldade também foi obtida quando a amostra tratada por 24h foi analisada. O grão era visivelmente grande e o campo não cobria um grão inteiro.
Al 600°	Apresentou grãos pequenos porém esse problema foi atenuado por um aumento de 157,5 vezes o que melhorou o aspecto dos campos para a medida.
Al 1h	Para evitar o problema encontrado no Al 650° as amostras que possuíam grãos menores foram analisadas com um aumento de 652 vezes e a amostra de grão maior foi analisada com o aumento de 125 vezes
Aço Elétrico Aço Microligado	Materiais fáceis de medir usando aumentos grandes de 787,5 vezes
Ferro	Extremamente fácil de medir com o aumento 1260 vezes.

4.1 Comprimento médio das intersecções dos grãos, λ e área dos contornos de grãos por unidade de volume, S_v .

4.1.1 Alumínio recozido por uma hora nas temperaturas de 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C, 610°C.

Serão apresentados nas Figuras 4.1 e 4.2, os resultados obtidos da medida do comprimento médio das intersecções dos grãos λ e área dos contornos de grão por unidade de volume S_v do Alumínio tratado por uma hora nas temperaturas de. 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C, 610°C.

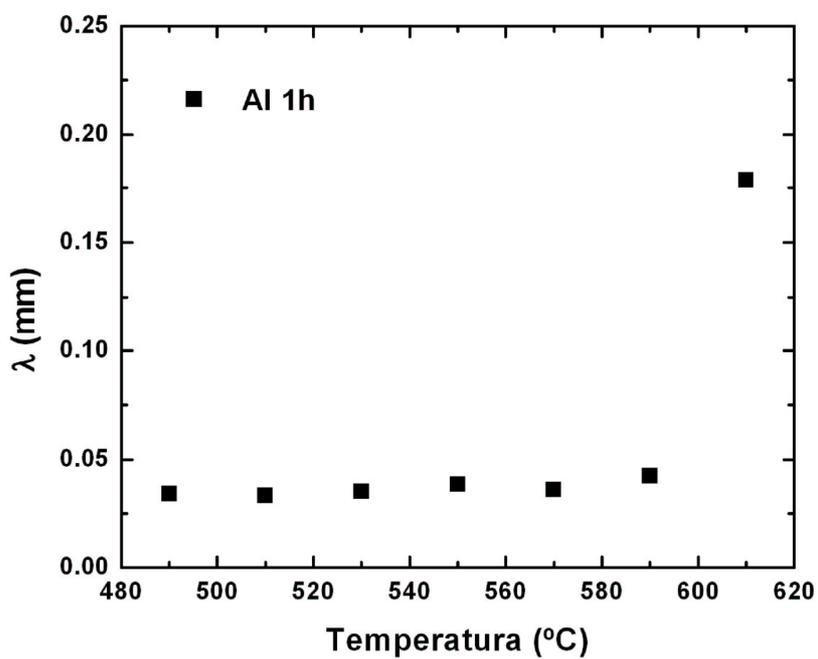


FIGURA 4.1 - Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ , em função da temperatura na liga Al 1h.

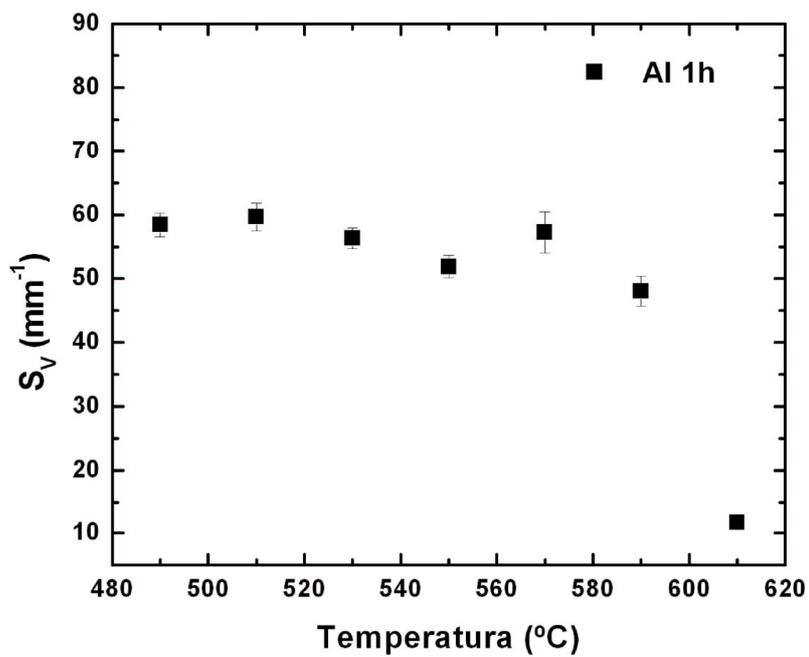


FIGURA 4.2 - Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função da temperatura na liga Al 1h.

Analisando a Figura 4.1 nota-se que até a temperatura de 590°C os grãos tendem ao mesmo tamanho, a partir daí o grão cresce como já foi discutido por Fonseca ^[30]. Analogamente se vê no gráfico S_v versus temperatura que a partir de 590°C a área do contorno diminui.

4.1.2 Alumínio recozido na temperatura de 600°C, 615°C, 625° e 650°C em tempos variados.

As Figuras 4.3 e 4.4 apresentarão os resultados obtidos da medida do comprimento médio das intersecções dos grãos, λ e área dos contornos de grão por unidade de volume S_v do Alumínio tratado em várias temperaturas por tempos variados.

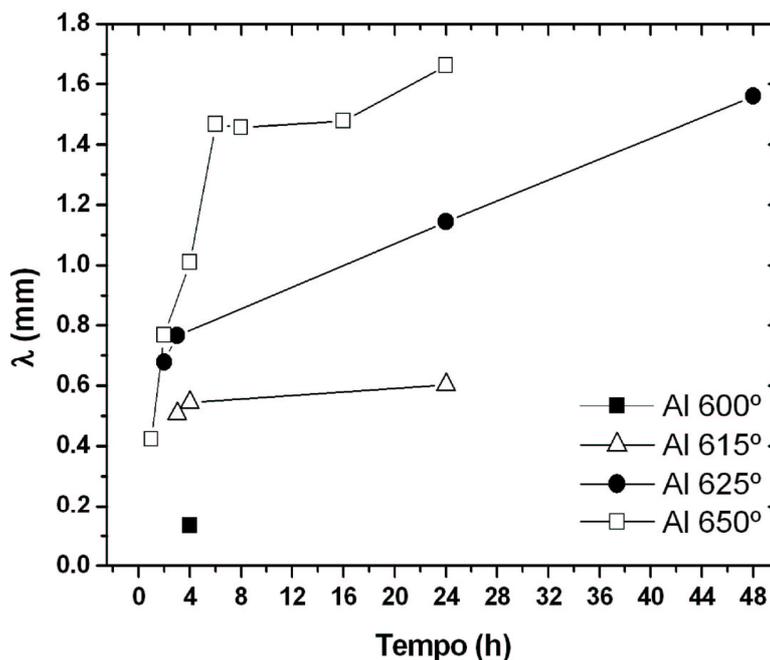


FIGURA 4.3 - Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ , em função do tempo nas ligas Al 600°, Al 615°, 625° e Al 650°

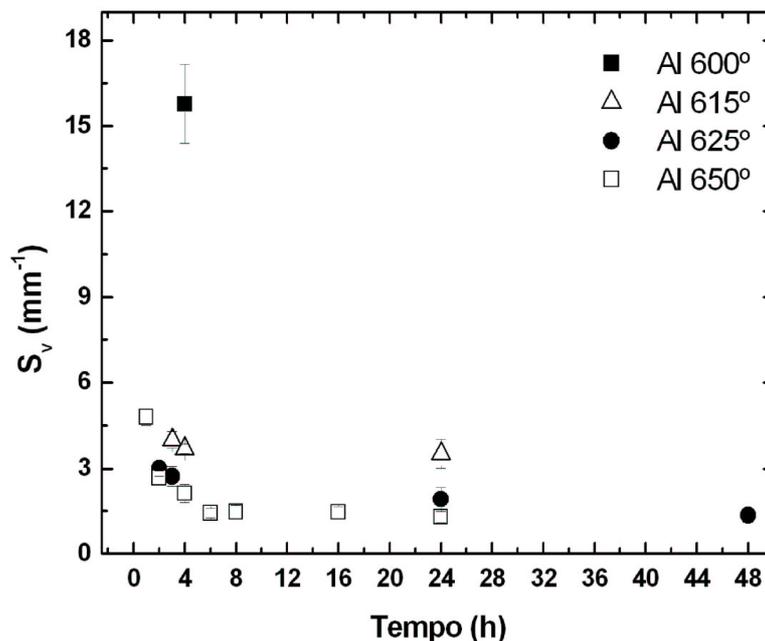


FIGURA 4.4 - Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função do tempo nas ligas de Al 600°, Al 615°, 625° e Al 650°

Nesse caso o crescimento de grão é como se esperava. Analisando o tempo de 4h nota-se claramente que com o aumento da temperatura o grão cresce. Neste gráfico fica claro que a temperatura tem maior efeito sobre o fenômeno do que o tempo até porque o crescimento de grão é um processo termicamente ativado. Na Figura 4.4 comprova-se que grãos maiores têm áreas de contornos menores.

4.1.3 Alumínio recozido na temperatura de 650°C durante 24 horas e recozido na temperatura de 625° durante 48 horas

As Figuras 4.5 e 4.6 estão relacionadas com as medidas de comprimento médio dos interceptos dos grãos λ e área dos contornos de grão por unidade de volume S_v medidas na face da amostra que dimensiona a espessura em duas amostras de alumínio, uma recozida 650°C durante 24 horas e outra recozida a 625° durante 48 horas.

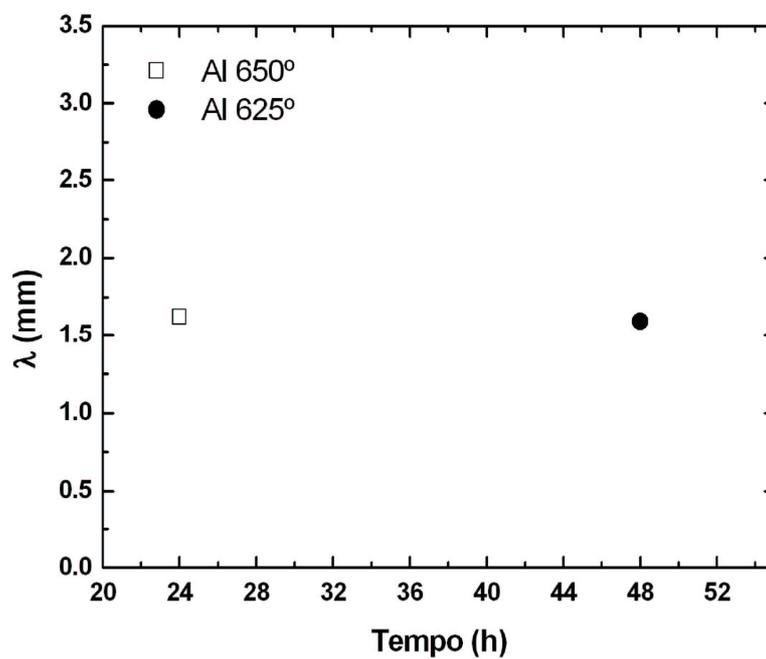


FIGURA 4.5 - Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ , em função do tempo nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.

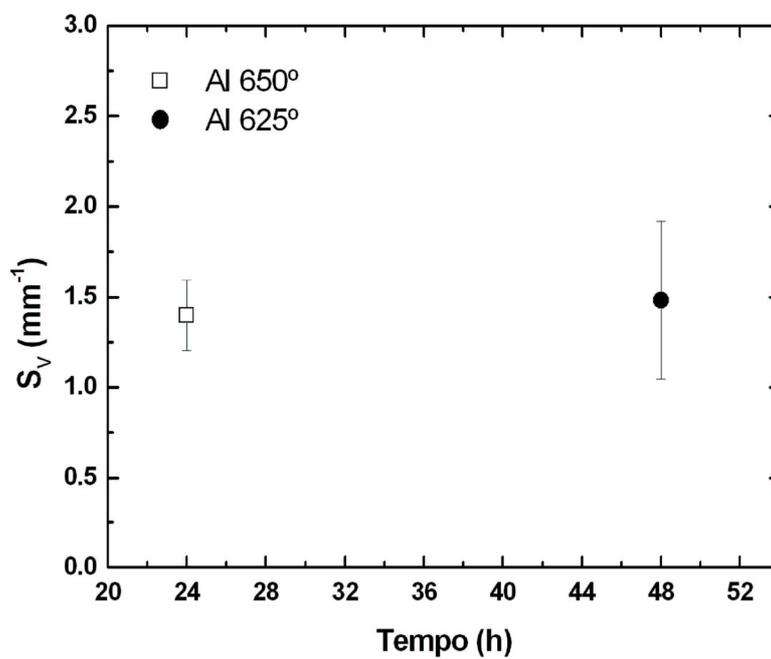


FIGURA 4.6 - Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função do tempo nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.

Observa-se que os grãos analisados na espessura dessas amostras apresentam o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ na mesma ordem de grandeza dos dados obtidos nas mesmas amostras, porém medidos na que dimensiona a largura x comprimento.

4.1.4 Aço elétrico de grãos não orientados com 0,57% Si.

Serão apresentados nas Figuras 4.7 e 4.8, os resultados obtidos da medida do comprimento médio das intersecções dos λ e área dos contornos de grão por unidade de volume S_v do aço elétrico.

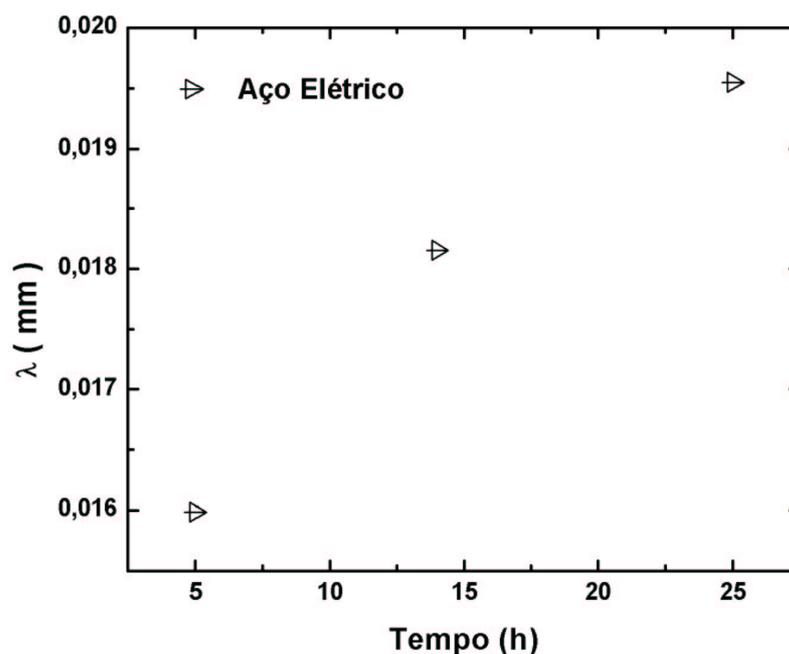


FIGURA 4.7 - Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ , em função do tempo na liga aço elétrico.

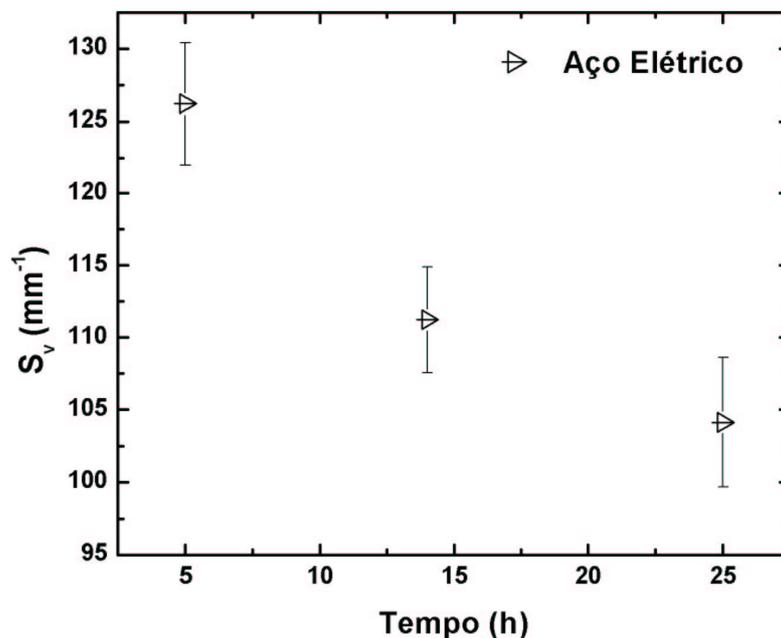


FIGURA 4.8 - Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função do tempo na liga aço elétrico.

Aço elétrico tratado na mesma temperatura de 770°C com a variação no tempo de tratamento, apresentou um crescimento de grão pequeno e conseqüentemente um decréscimo da área do contorno pequeno.

4.1.5 Aço microligado ao nióbio.

Serão apresentados nas Figuras 4.9 e 4.10, os resultados obtidos da medida do comprimento médio das intersecções dos λ e área dos contornos de grão por unidade de volume S_v do aço microligado ao nióbio.

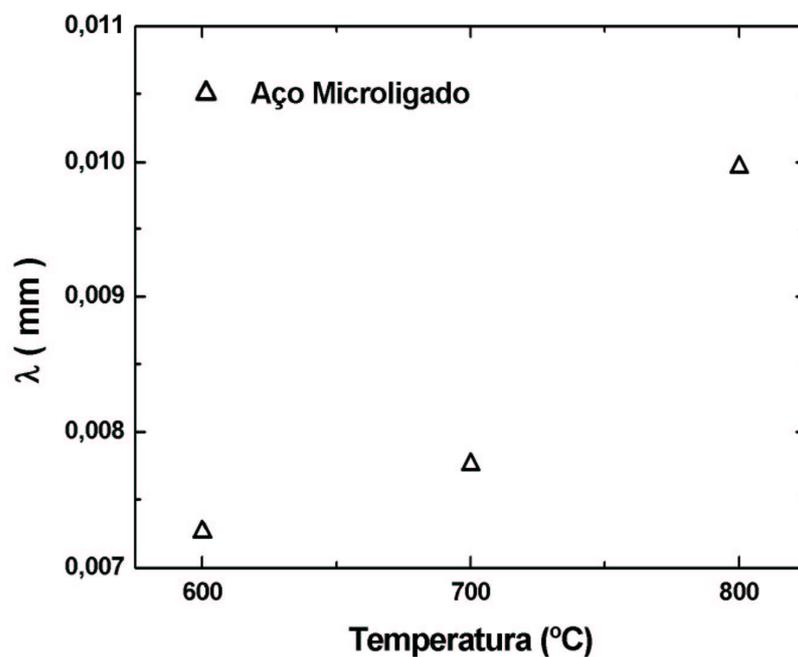


FIGURA 4.9 - Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ , em função da temperatura na liga aço microligado.

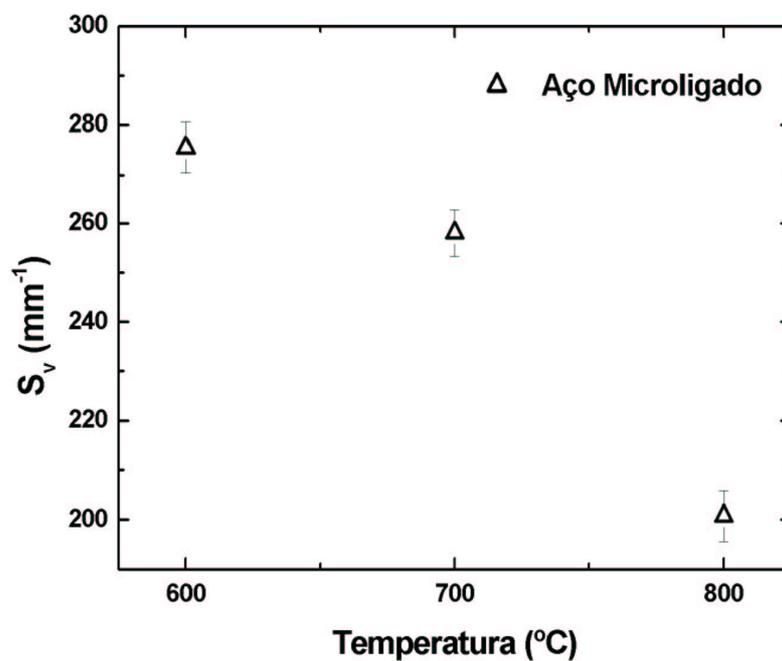


FIGURA 4.10 - Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função da temperatura na liga aço microligado.

Variando a temperatura houve um crescimento de grão como era de se esperar. A comprovação é feita na Figura 4.9 em que a diminuição da área do contorno de grão é significativa.

4.1.6 Ferro puro.

As Figuras 4.11 e 4.12 apresentarão os resultados obtidos da medida do comprimento médio das intersecções dos λ e área dos contornos de grão por unidade de volume S_v do ferro.

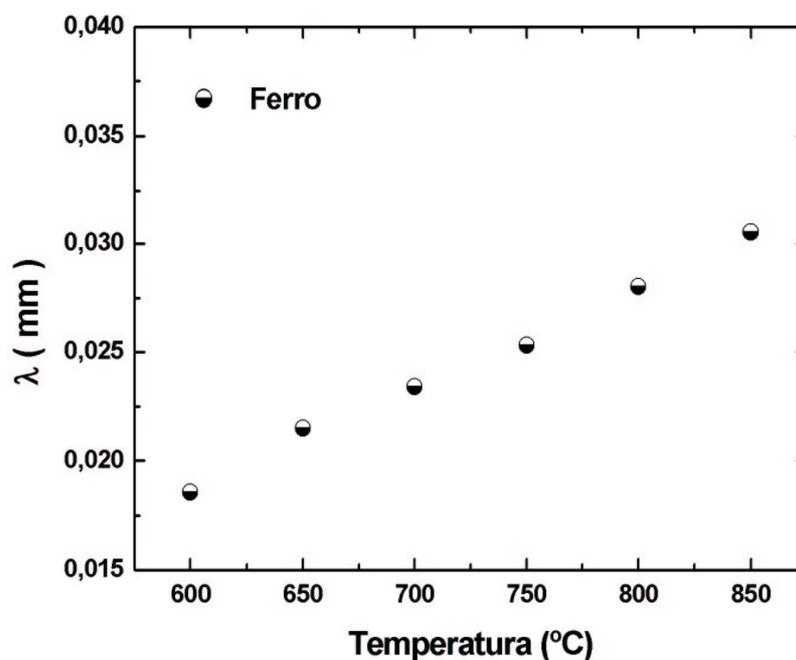


FIGURA 4.11 - Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ , em função da temperatura na liga ferro.

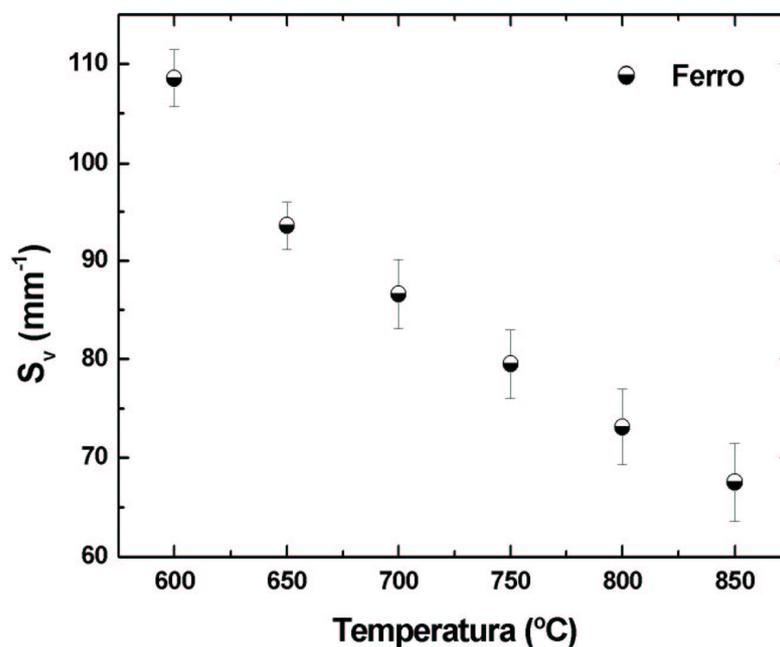


FIGURA 4.12 - Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função da temperatura na liga ferro.

Os gráficos da Figura 4.11 e 4.12 apresentam um crescimento contínuo do grão e uma diminuição contínua da área do contorno de grão com o aumento da temperatura.

4.1.7 Aço livre de intersticiais.

Serão apresentados nas Figuras 4.13 e 4.14, os resultados obtidos da medida do comprimento médio das intersecções dos λ e área dos contornos de grão por unidade de volume S_v do aço livre de intersticiais.

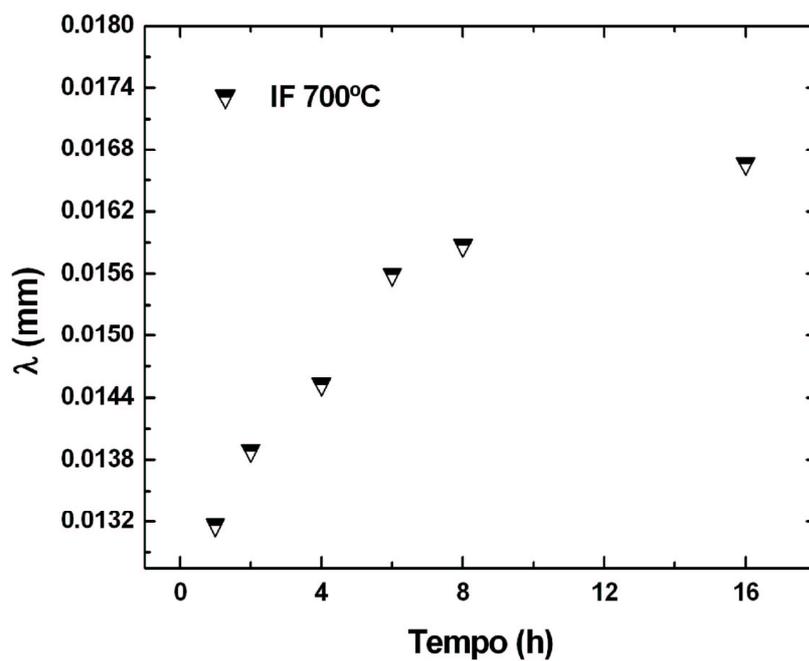


FIGURA 4.13 - Comparação entre o comprimento médio dos interceptos de grãos, λ , em função do tempo na liga IF 700°.

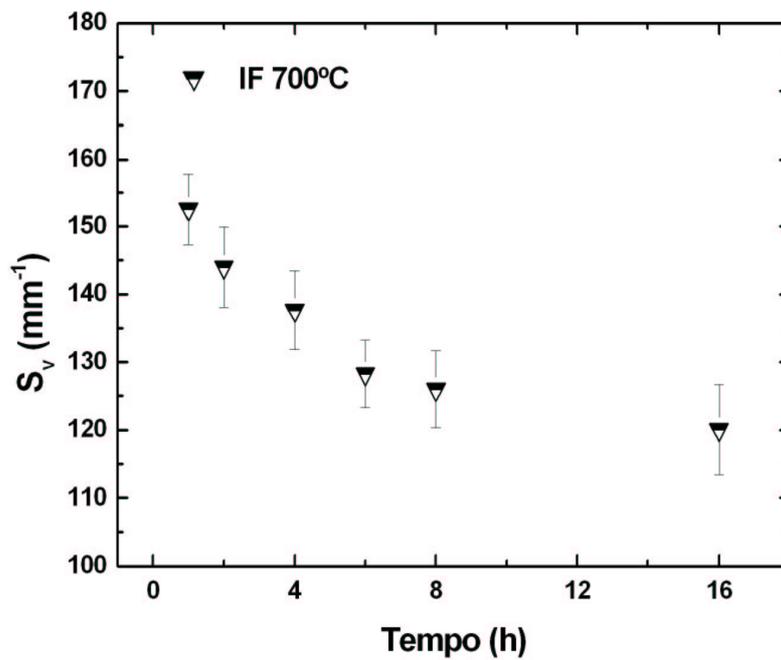


FIGURA 4.14 - Comparação entre a área dos contornos de grão, S_v , em função do tempo na liga IF 700°.

Os gráficos da Figura 4.13 e 4.14 apresentam um crescimento contínuo do grão e uma diminuição contínua da área do contorno de grão com o aumento do tempo de recozimento.

4.2 Curvatura média do contorno do grão, H_c curvatura média da aresta do grão, H_a e curvatura média do grão, H_g versus tempo ou temperatura.

4.2.1 Alumínio recozido por uma hora nas temperaturas de 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C, 610°C.

São apresentados nas Figuras 4.15 até 4.17, os resultados obtidos da medida de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g do alumínio tratado por uma hora nas temperatura de de 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C, 610°C.

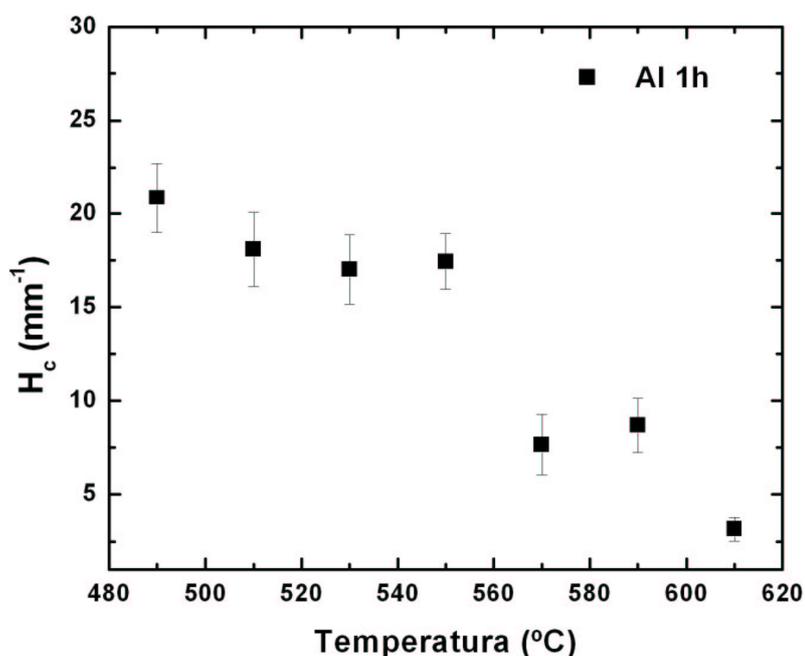


FIGURA 4.15 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus temperatura na liga Al 1h.

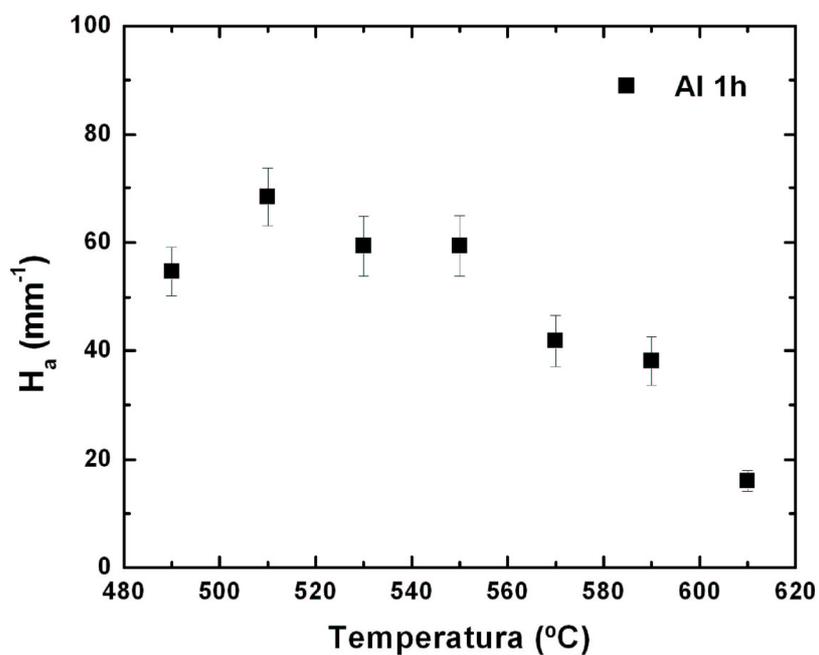


FIGURA 4.16 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus temperatura na liga Al 1h

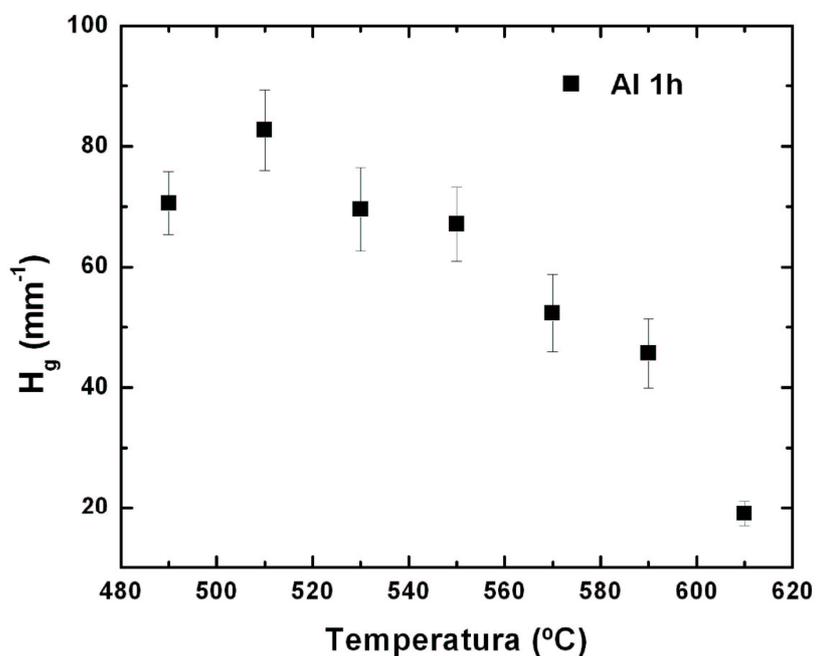


FIGURA 4.17 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus temperatura na liga Al 1h.

Nas Figuras 4.15, 4.16 e 4.17 até a temperatura de 550°C as curvaturas H_c , H_a e H_g tendem ao mesmo valor.

Na faixa de temperatura 570°C e 590°C ocorre crescimento anormal de grão e está sendo motivo de estudo de Fonseca.

Na temperatura de 610°C, com o aumento apresentado nas Figuras 4.1 e 4.2 ocorre a diminuição da curvatura pois com o crescimento de grão λ aumenta, S_v , H_c , H_a e H_g diminuem.

4.2.2 Alumínio recozido na temperatura de 600°C, 615°C, 625° e 650°C em tempos variados.

São apresentados nas figuras 4.18 até 4.20, os resultados obtidos da medida de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g do Alumínio tratado em várias temperaturas por tempo variado.

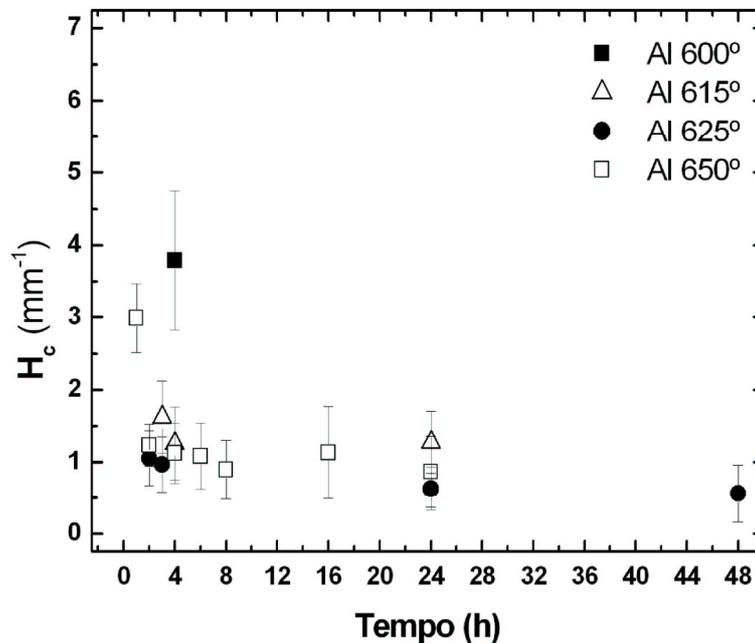


FIGURA 4.18 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus tempo, nas ligas Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°.

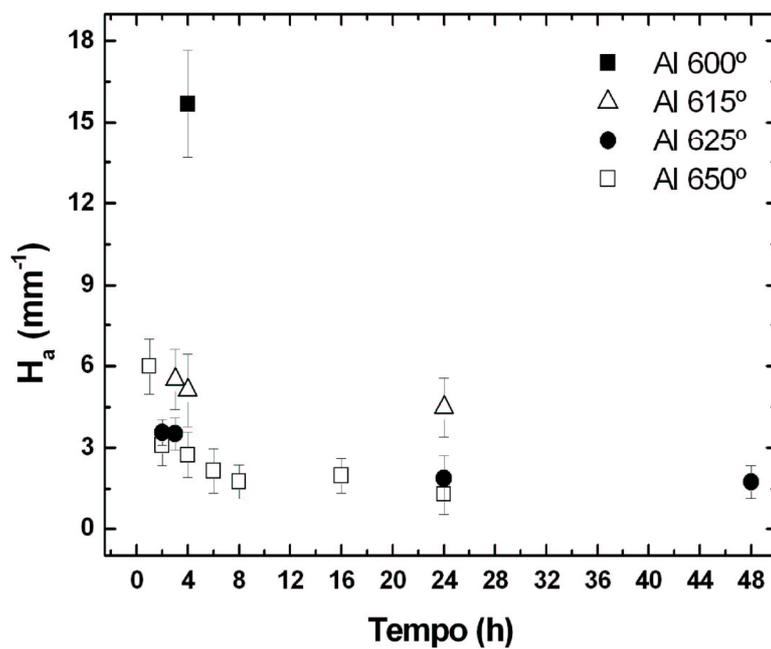


FIGURA 4.19 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus tempo, na liga Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°.

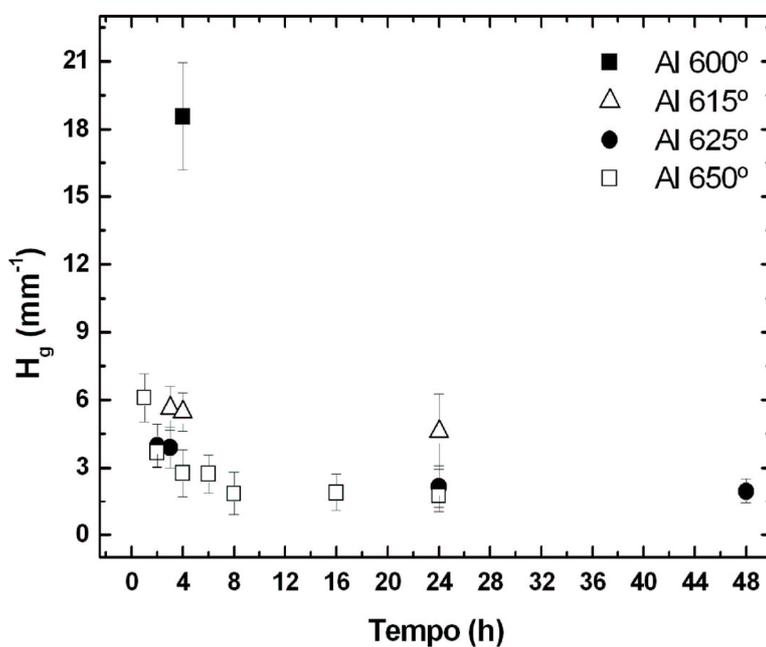


FIGURA 4.20 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus tempo na liga Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°.

Como no crescimento de grão já verificado na Figura 4.3 e 4.4 nota-se que com o aumento da temperatura se aumenta tamanho de grão e conseqüentemente as curvaturas diminuem. Na temperatura 650°C se tem uma diminuição mais acentuada, pois foi a amostra que mais obteve crescimento de grão.

4.2.3 Alumínio recozido na temperatura 650°C durante 24 horas e recozido na temperatura de 625°C durante 48 horas

São apresentados nas Figuras 4.21 até 4.23, os resultados obtidos da medida de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g medida na face da amostra que dimensiona a espessura em duas amostras de alumínio, uma tratada em 625° no tempo de 48h e outra em 650° no tempo 24h.

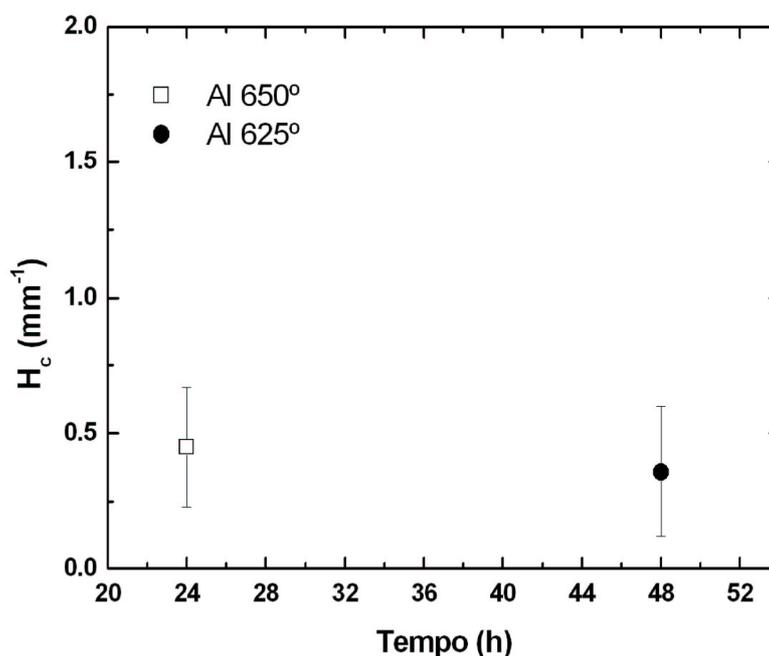


FIGURA 4.21 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus tempo, nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.

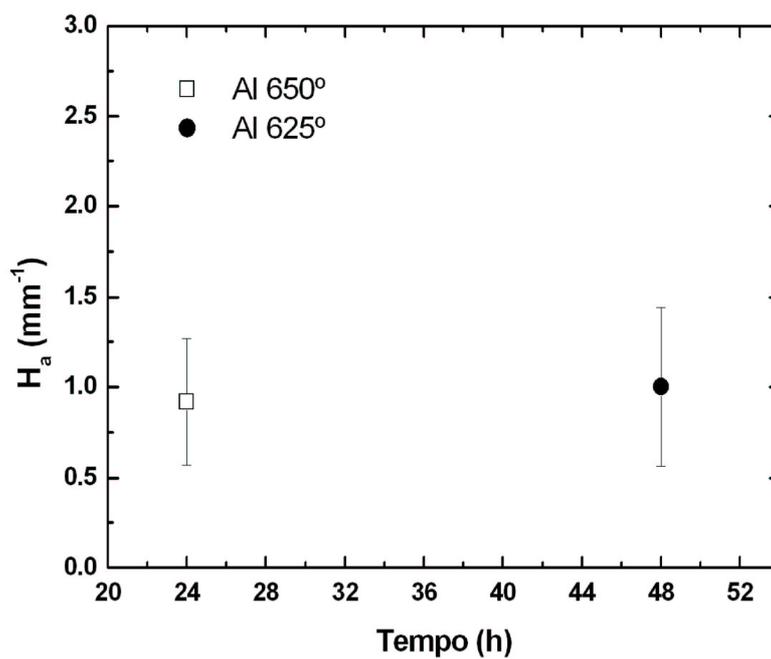


FIGURA 4.22 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus tempo, nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.

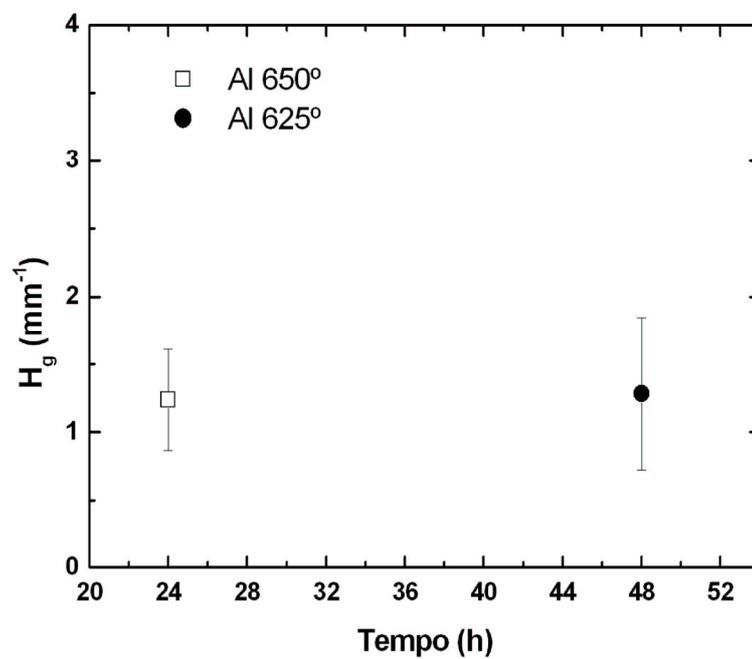


FIGURA 4.23 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus tempo nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°.

Dois parâmetros podem ser observados. As curvaturas diminuíram em pouca escala. Quando se compara as medidas realizadas na face que dimensiona a espessura com as medidas feitas na face que dimensiona a largura x comprimento, H_c , H_a e H_g na espessura são menores. Isto pode ser visto claramente na Tabela 4.2.

4.2.4 Aço elétrico de grão não orientado com 0,57% Si.

São apresentados nas Figuras 4.24 até 4.26, os resultados obtidos da medida de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g feitos nas amostras de aço elétrico.

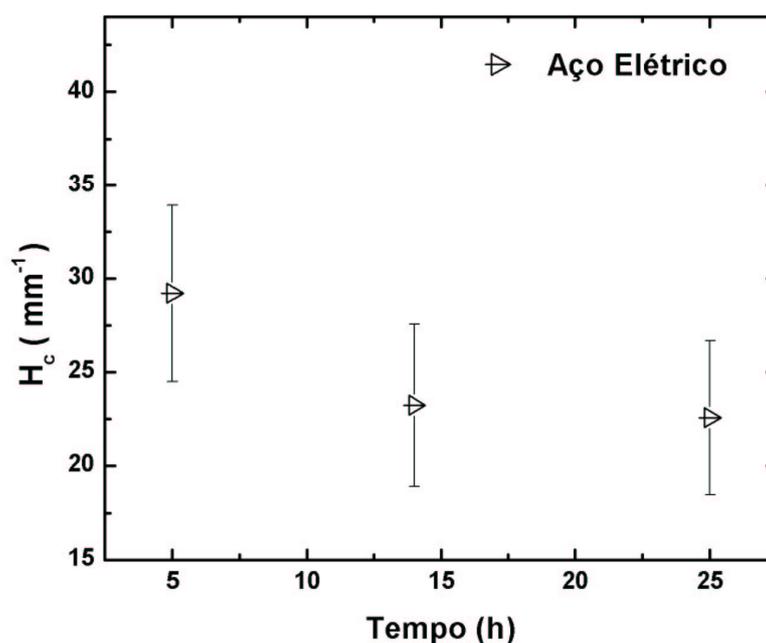


FIGURA 4.24 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus tempo, na liga aço elétrico.

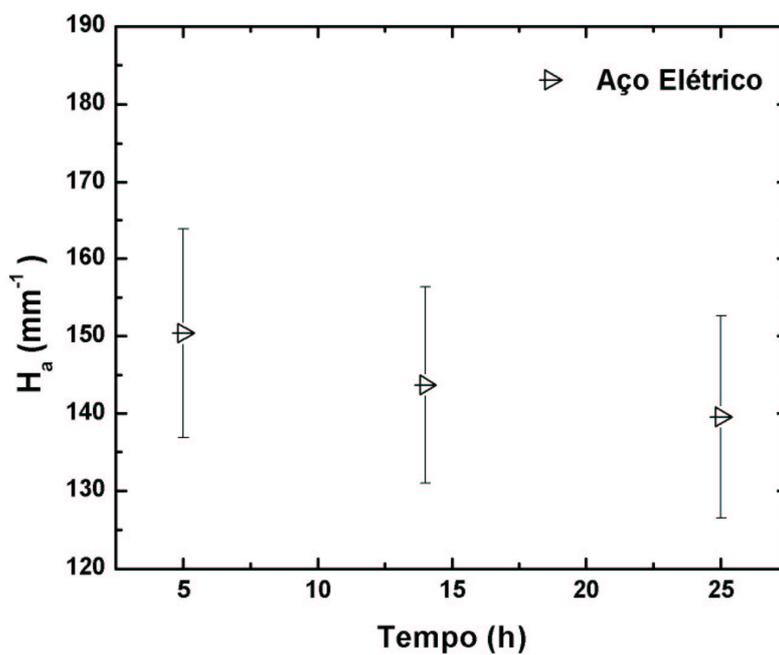


FIGURA 4.25 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus tempo, na liga aço elétrico.

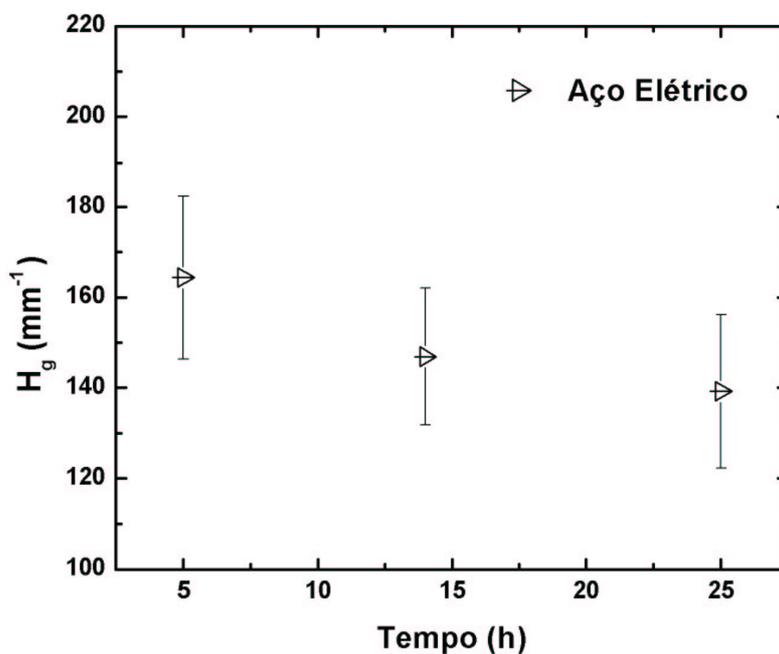


FIGURA 4.26 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus tempo na liga aço elétrico.

Devido ao pequeno crescimento de grão ocorrido no aumento de tempo de tratamento, já verificado na Figura 4.7 nota-se que as curvaturas diminuem em pouca escala.

4.2.5 Aço microligado ao nióbio.

São apresentados nas Figuras 4.27 até 4.29, os resultados obtidos da medida de curvatura média do contorno do grão, H_c , curvatura média das arestas do grão, H_a e curvatura média do grão, H_g feitas nas amostras de aço microligado.

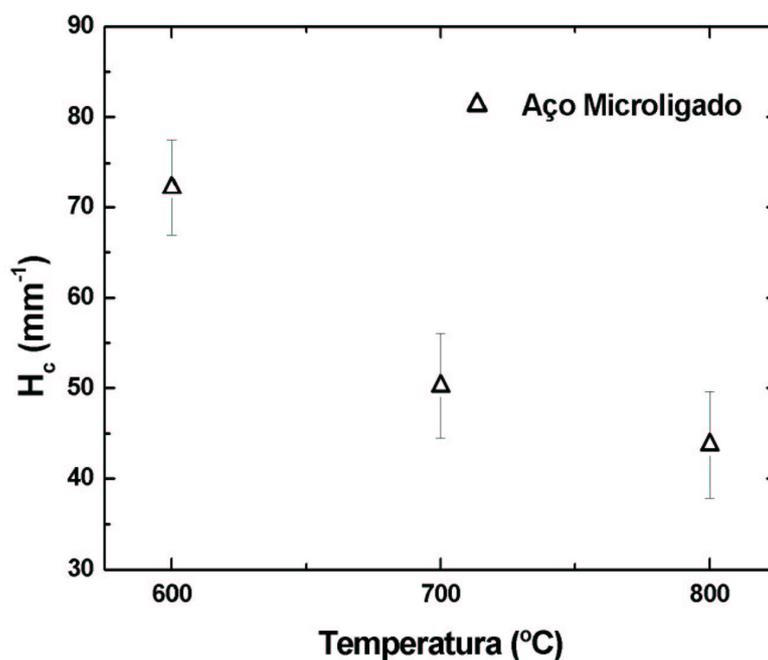


FIGURA 4.27 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus temperatura, na liga aço microligado.

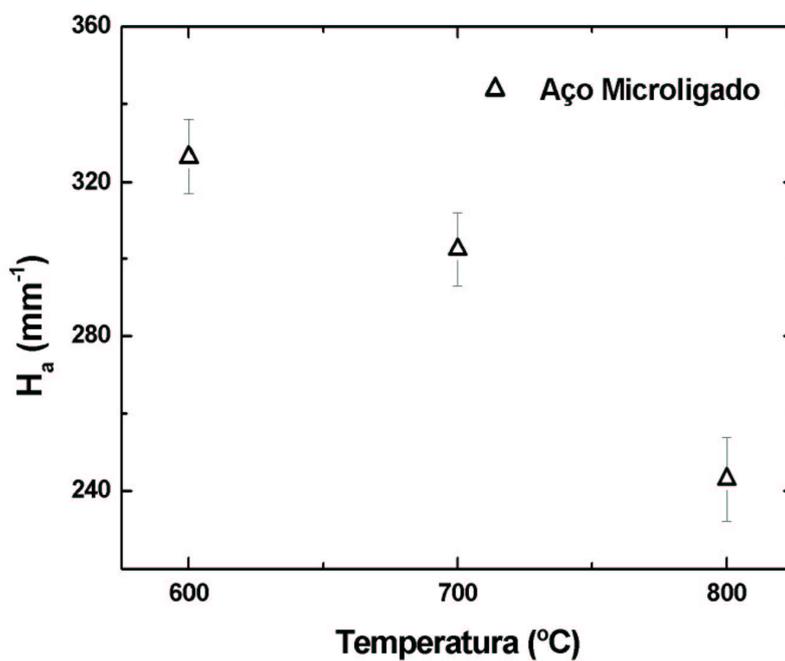


FIGURA 4.28 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus temperatura, na liga aço microligado.

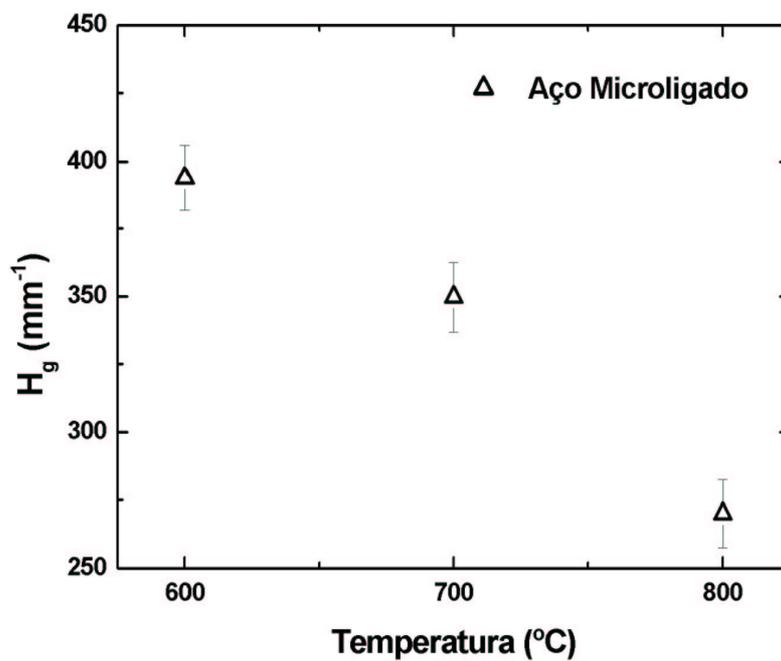


FIGURA 4.29 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus temperatura na liga aço microligado.

Como no crescimento de grão já verificado nas Figuras 4.9 e 4.10 nota-se que com o aumento da temperatura se aumenta tamanho de grão e conseqüentemente as curvaturas H_c , H_a e H_g diminuem.

4.2.6 Ferro puro

São apresentados nas Figuras 4.30 até 4.32, os resultados obtidos da medida de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g feitas nas amostras de ferro.

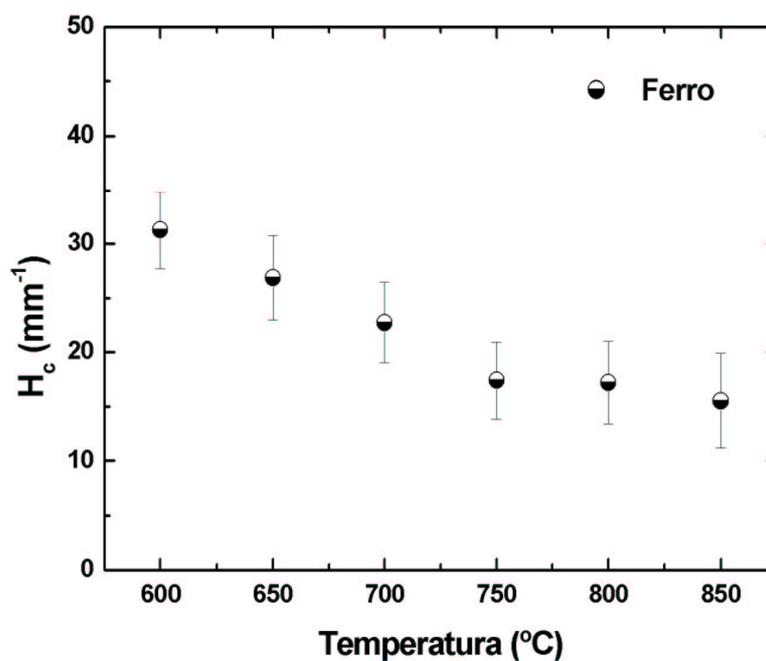


FIGURA 4.30 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus temperatura, na amostra de ferro.

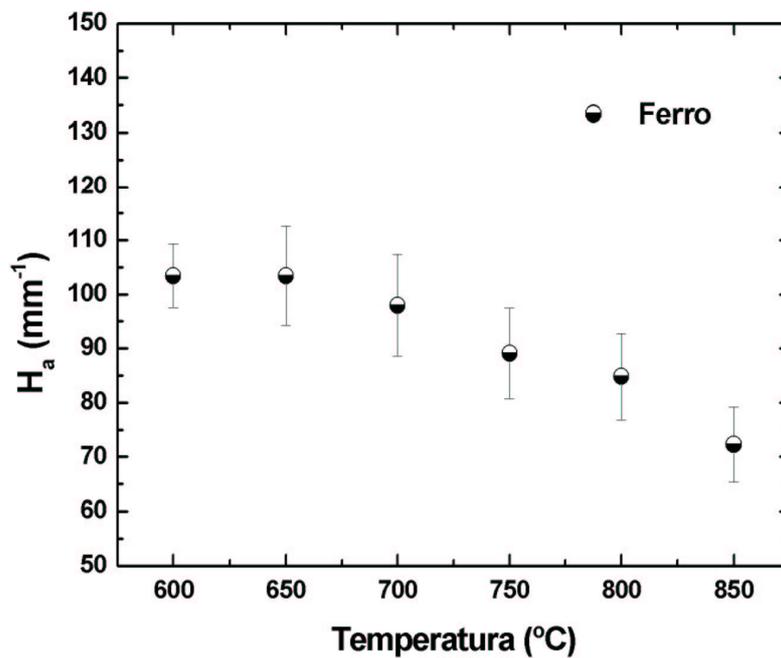


FIGURA 4.31 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus temperatura, na amostra de ferro.

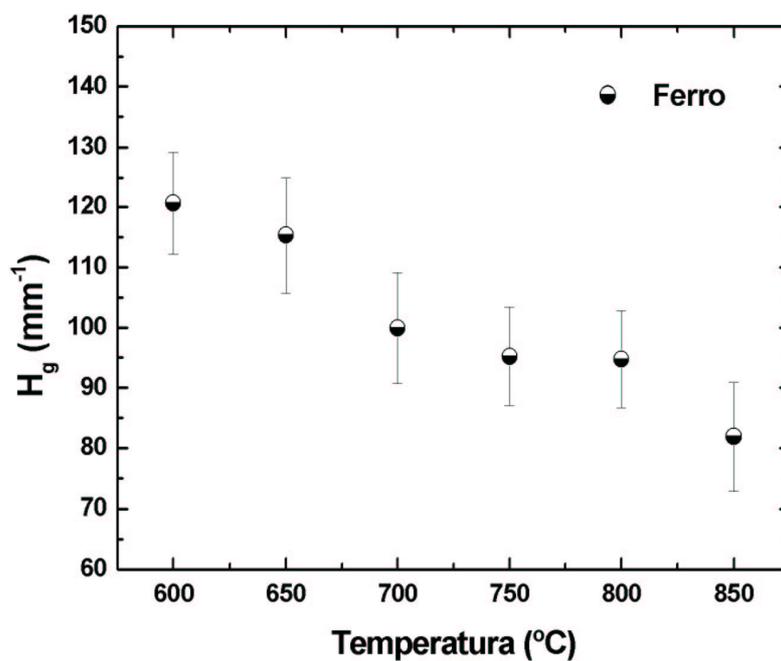


FIGURA 4.32 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus temperatura na amostra de ferro.

O comportamento do ferro é análogo aos aços microligado.

4.2.7 Aço livre de intersticiais.

São apresentados nas Figuras 4.33 até 4.35, os resultados obtidos da medida de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g feitas nas amostras de aço livre de intersticiais.

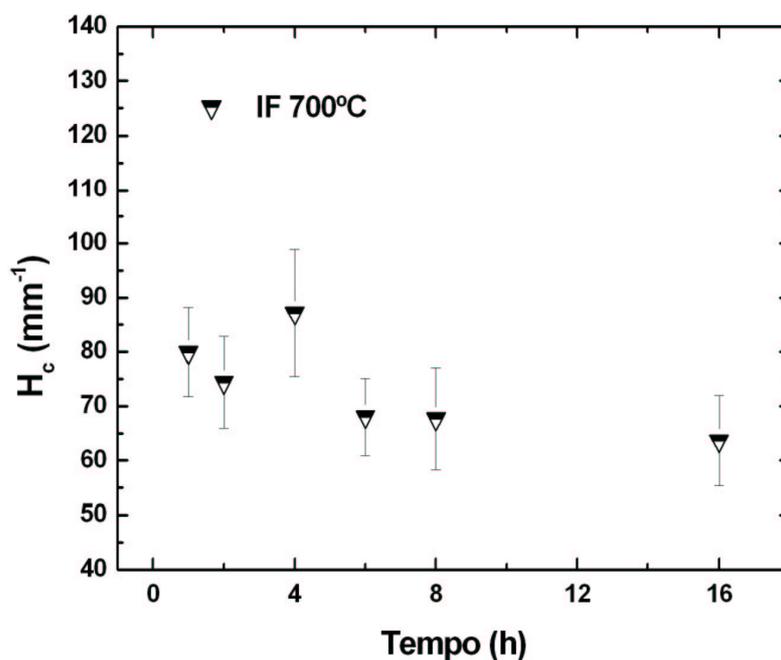


FIGURA 4.33 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus tempo, na liga IF 700°.

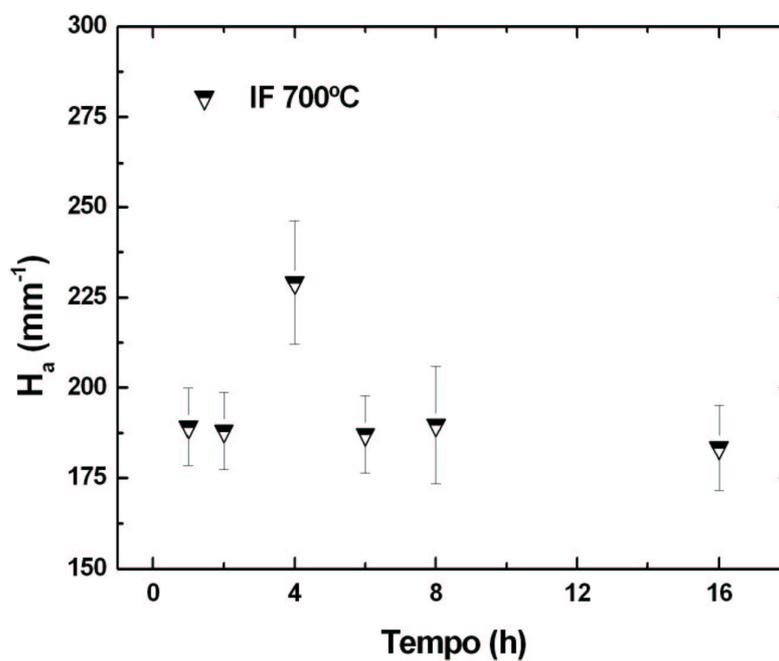


FIGURA 4.34 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus tempo, na liga IF 700°.

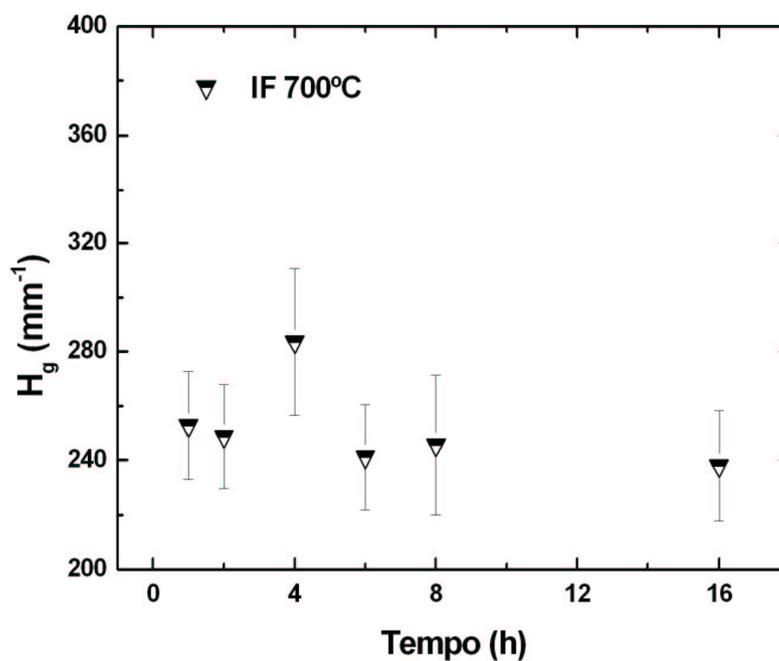


FIGURA 4.35 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus tempo na liga IF 700°.

Considerando a dificuldade obtida na medida da amostra mencionada anteriormente, onde se esperava que as curvaturas H_c , H_a e H_g diminuíssem com o tempo de tratamento elas se comportaram bem longe do esperado.

4.3 Curvatura média do contorno do grão, H_c , curvatura média da aresta do grão, H_a e curvatura média do grão, H_g versus comprimento médio das intersecções dos grãos, λ^{-1} .

4.3.1 Alumínio recozido por uma hora nas temperaturas de 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C, 610°C.

São apresentados nas Figuras 4.33 até 4.35, as comparações entre resultados obtidos das medidas de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g em função do inverso do comprimento médio dos intersecções dos grãos, λ^{-1} do alumínio tratado por uma hora nas temperaturas de 490°C, 510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C, 610°C.

É apresentado o modelo matemático de Rios e Fonseca visto anteriormente nas Equações 2.54, 2.55 e 2.56.

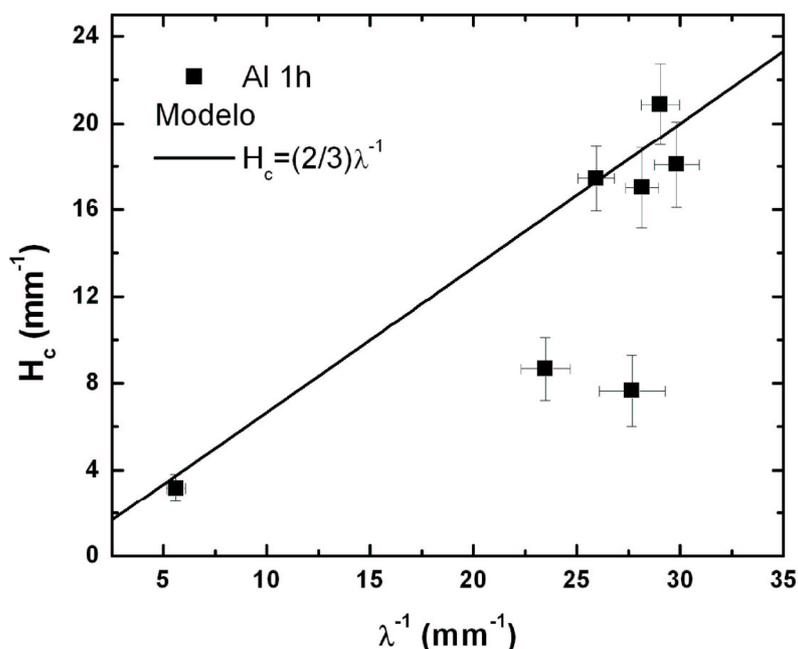


FIGURA 4.36 – Curvatura média do contorno de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga Al 1h. A linha sólida representa a Equação 2.54.

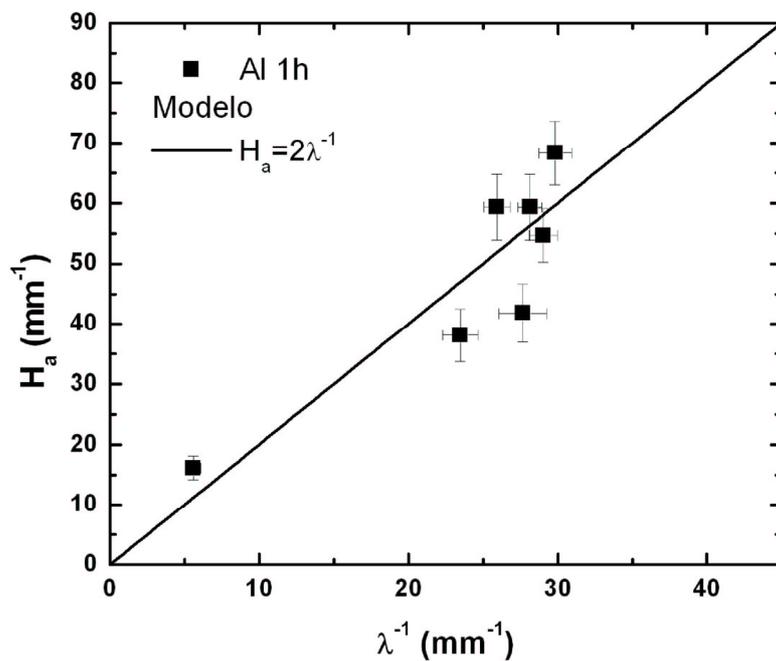


FIGURA 4.37 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga Al 1h. A linha sólida representa a Equação 2.56.

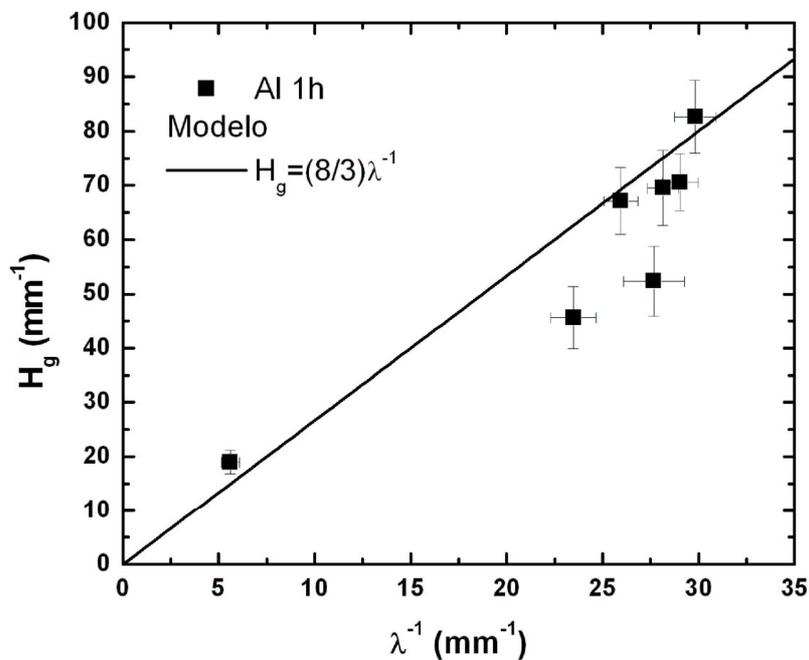


FIGURA 4.38 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga Al 1h. A linha sólida representa a Equação 2.55.

A Figura 4.33 apresenta a curvatura média do contorno de grão H_c experimentalmente obtida, comparando-a com o modelo da Equação 2.54 representado pela linha sólida. A concordância é boa. Como visto anteriormente no item 4.2.1 somente as amostradas de 570°C e 590°C, em que houve um crescimento anormal de grão se afastou um pouco do modelo.

As figuras 4.34 e 4.235 apresentam um comportamento similar.

4.3.2 Alumínio recozido na temperatura de 600°C, 615°C, 625° e 650°C em tempos variados.

São apresentados nas Figuras 4.36 até 4.38, as comparações entre resultados obtidos das medidas de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g em função do inverso do comprimento médio dos intersecções dos grãos, λ^{-1} das amostras de alumínio tratadas em várias temperaturas por tempo variado.

É apresentado o modelo matemático de Rios e Fonseca visto anteriormente nas Equações 2.54, 2.55 e 2.56.

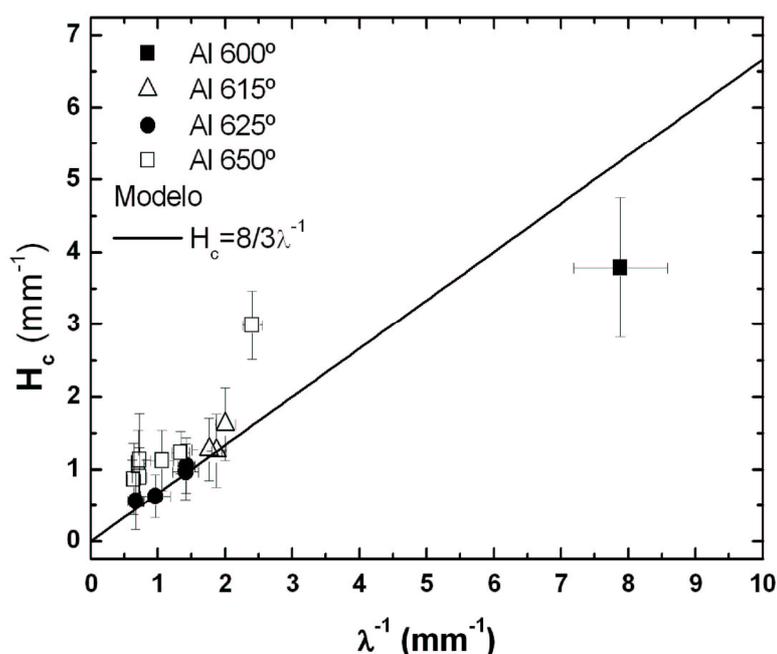


FIGURA 4.39 – Curvatura média do contorno, H_c , versus o inverso do comprimento dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°. A linha sólida representa a Equação 2.54.

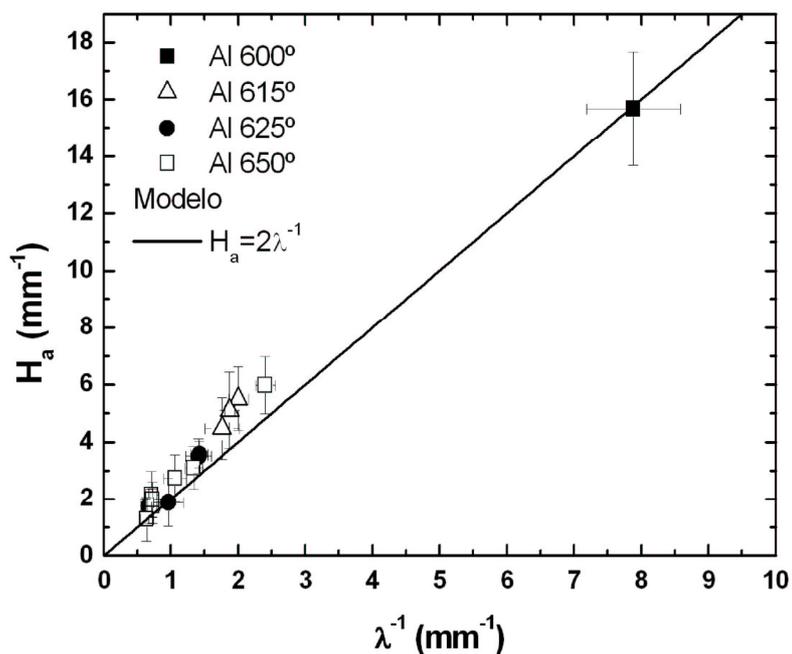


FIGURA 4.40 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°. A linha sólida representa a Equação 2.56.

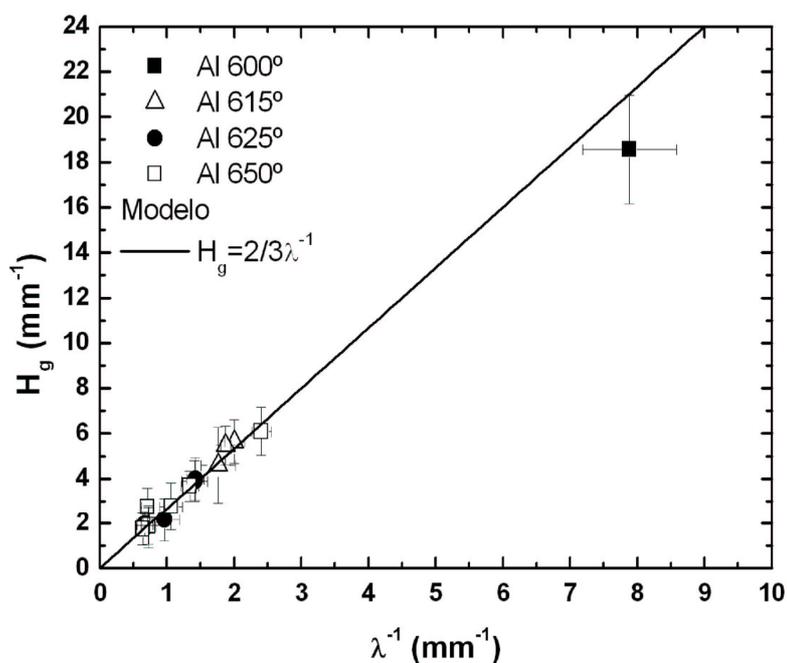


FIGURA 4.41 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Al 600°, Al 615°, Al 625° e Al 650°. A linha sólida representa a Equação 2.55.

A Figura 4.36 apresenta a curvatura média do contorno de grão H_c experimentalmente obtida, comparando-a com o modelo da Equação 2.54 representado pela linha sólida. A concordância é excelente.

As Figuras 4.34 e 4.235 apresentam um comportamento similar.

4.3.3 Alumínio recozido na temperatura de 650°C durante 24 horas e recozido na temperatura de 625°C durante 48 horas

São apresentados nas Figuras 4.39 até 4.41, as comparações entre os resultados obtidos das medidas de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g em função do inverso do comprimento médio dos intersecções dos grãos, λ^{-1} medidas na face da amostra que dimensiona a espessura em duas amostras de alumínio, uma recozida 650°C durante 24 horas e outra recozida a 625°C durante 48 horas.

É apresentado o modelo matemático de Rios e Fonseca visto anteriormente nas Equações 2.54, 2.55 e 2.56.

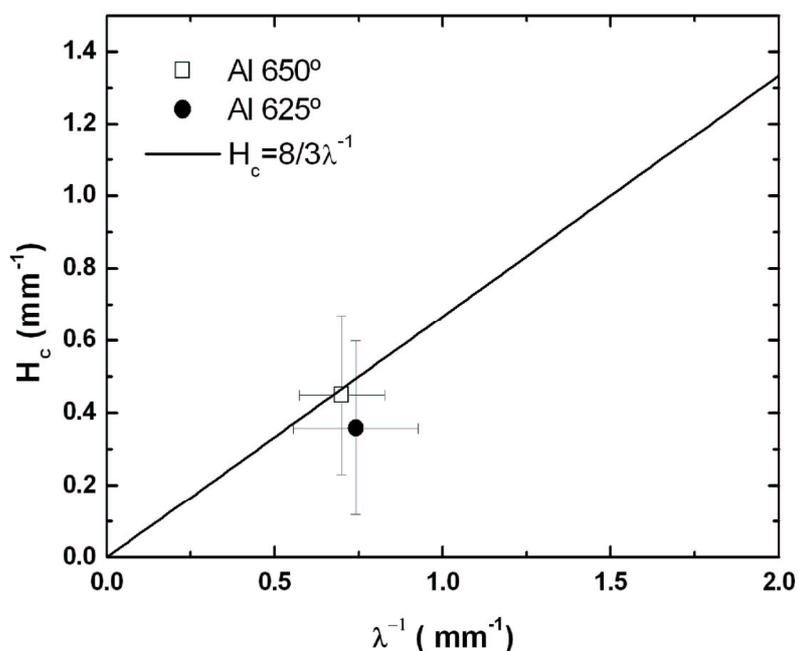


FIGURA 4.42 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°. A linha sólida representa a Equação 2.54.

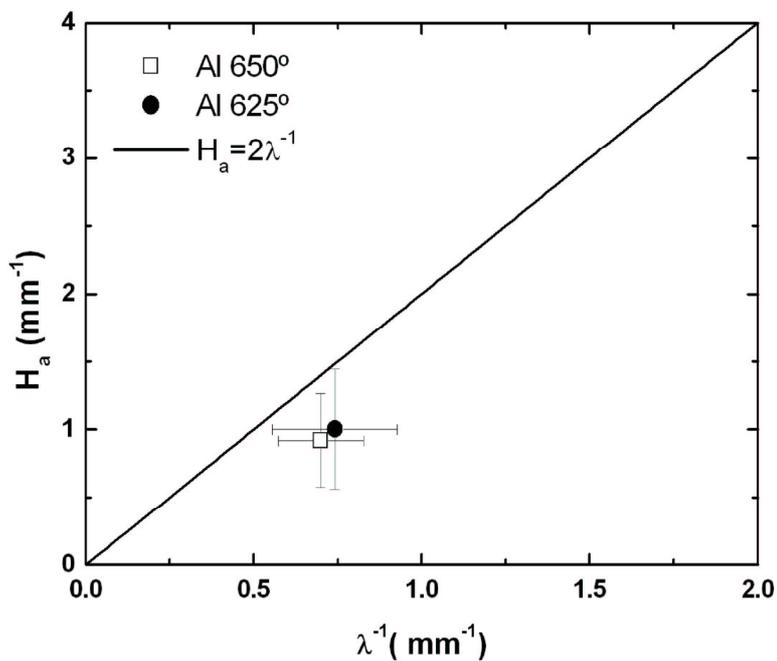


FIGURA 4.43 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°. A linha sólida representa a Equação 2.56.

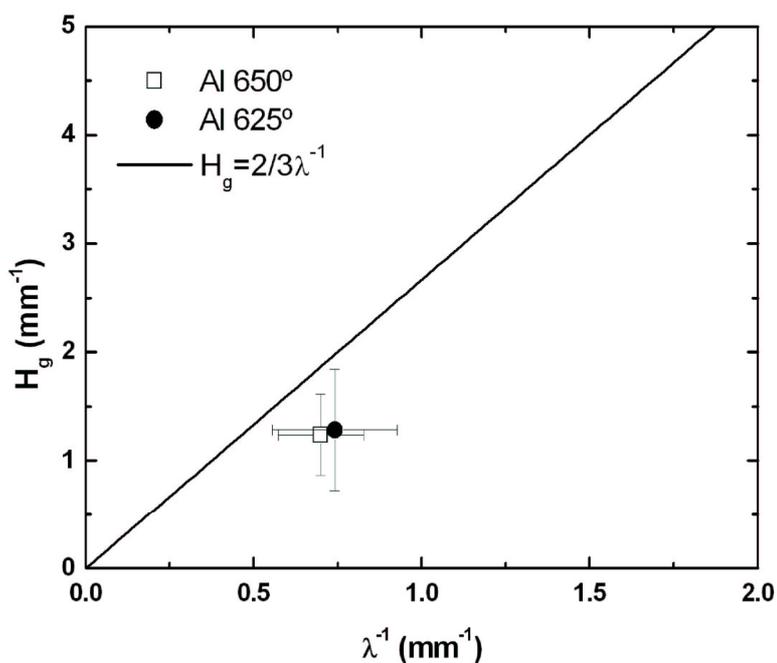


FIGURA 4.44 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} nas ligas Espessura Al 650° e Espessura Al 625°. A linha sólida representa a Equação 2.55.

4.3.4 Aço elétrico GNO com 0,57% Si.

São apresentados nas Figuras 4.42 até 4.44, as comparações entre os resultados obtidos das medidas de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g em função do inverso do comprimento médio dos intersecções dos grãos, λ^{-1} feitas nas amostras de aço elétrico.

É apresentado o modelo matemático de Rios e Fonseca visto anteriormente nas Equações 2.54, 2.55 e 2.56.

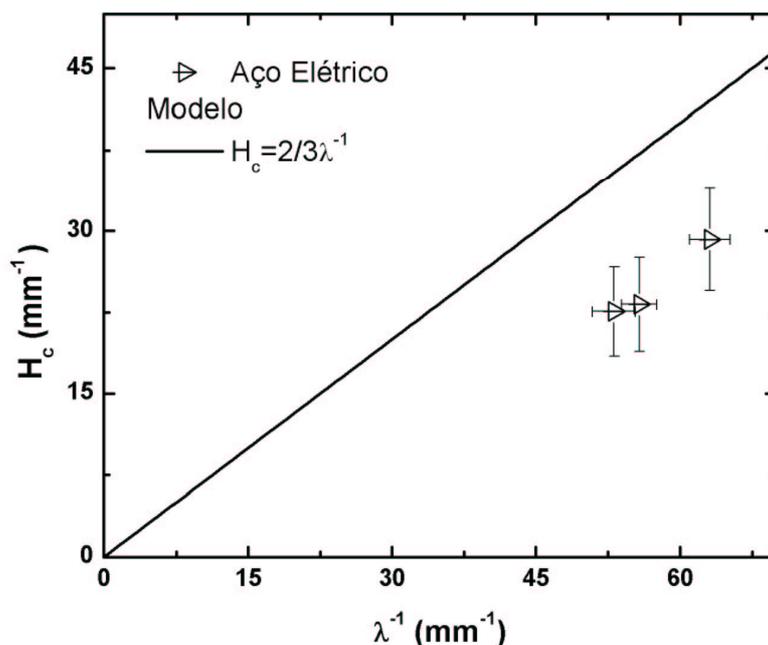


FIGURA 4.45 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , na liga aço elétrico. A linha sólida representa a Equação 2.54.

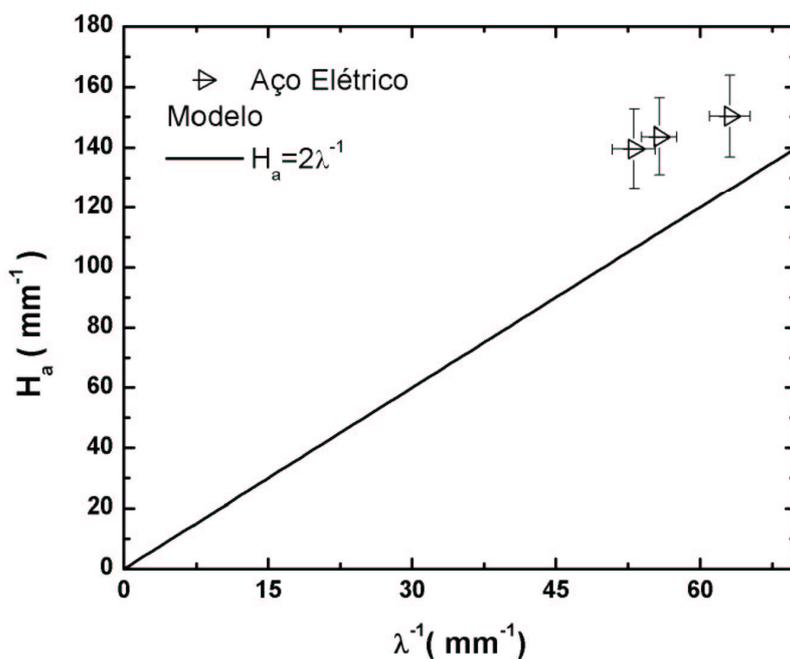


FIGURA 4.46 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga aço elétrico. A linha sólida representa a Equação 2.56.

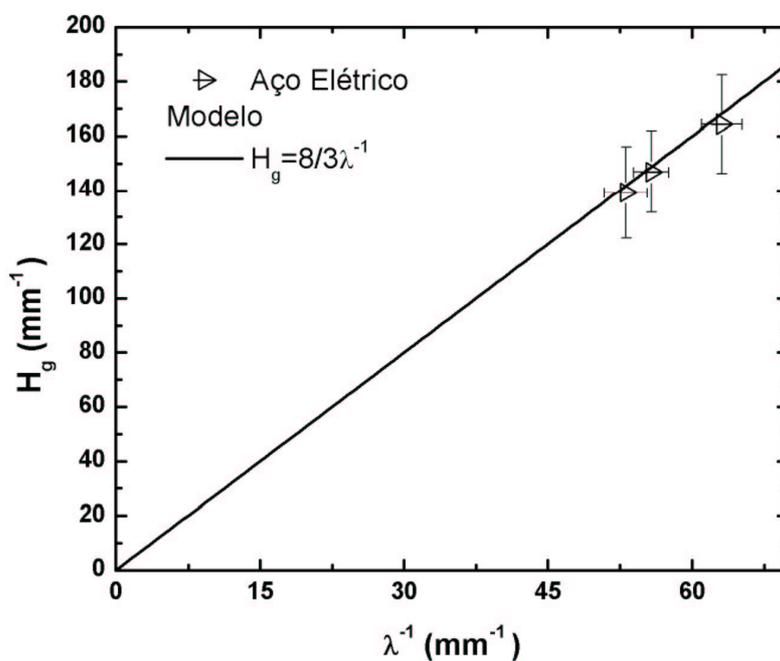


FIGURA 4.47 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga aço elétrico. A linha sólida representa a Equação 2.55.

Com a presença das impurezas no aço elétrico, há um pequeno ancoramento no crescimento de grão, como foi visto no item 4.2.4. O grão não se encontra em equilíbrio. Com isso a curvatura dos contornos de grão H_c é menor do que deveria ser se seguisse o modelo. Isso é compensado pela curvatura da aresta do grão que é maior do que deveria ser se seguisse a equação do modelo. Quando a curvatura do grão H_g é analisada nota-se que os efeitos se anulam e praticamente segue o modelo.

4.3.5 Aço Microligado ao Nióbio.

São apresentados nas Figuras 4.45 até 4.47, as comparações entre os resultados obtidos das medidas de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g em função do inverso do comprimento médio dos intersecções dos grãos, λ^{-1} realizadas nas amostras de aço microligado.

É apresentado o modelo matemático de Rios e Fonseca visto anteriormente nas Equações 2.54, 2.55 e 2.56.

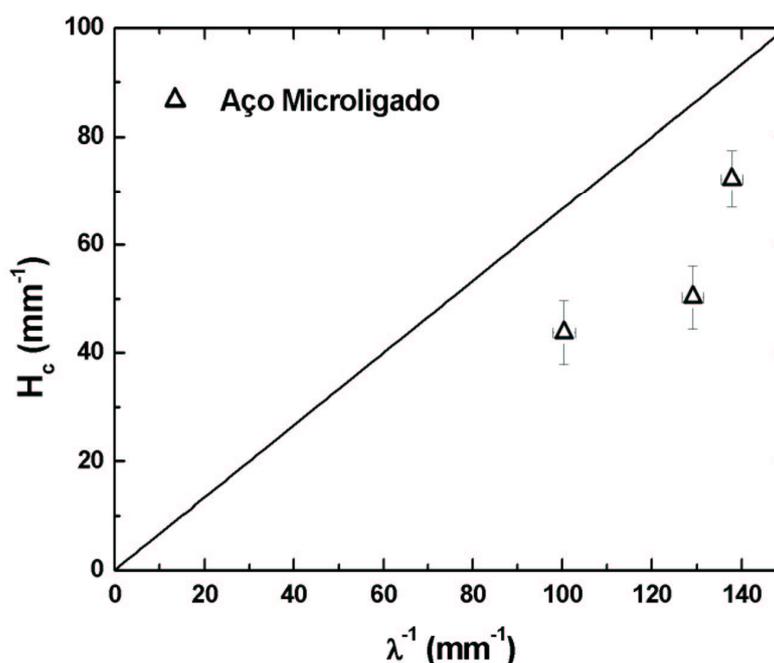


FIGURA 4.48 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , no aço microligado. A linha sólida representa a Equação 2.54.

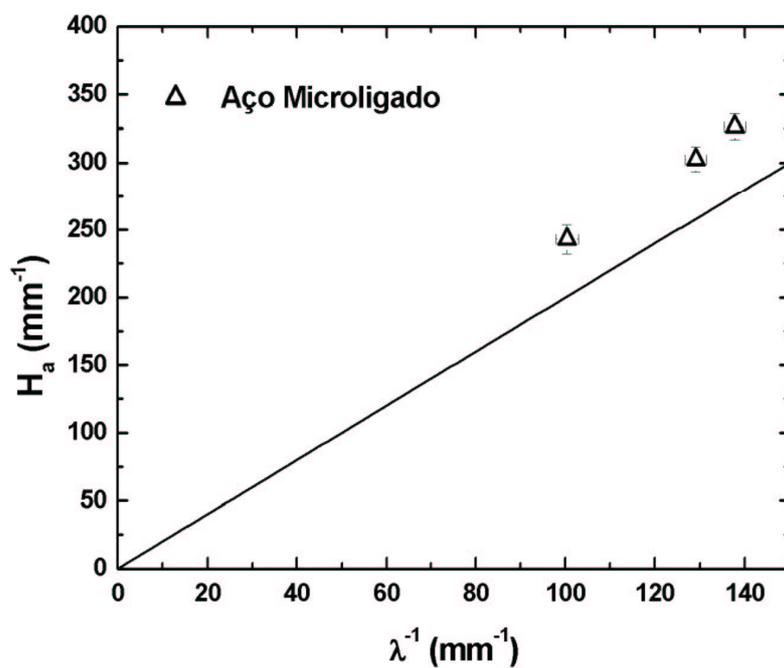


FIGURA 4.49 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga aço microligado. A linha sólida representa a Equação 2.56.

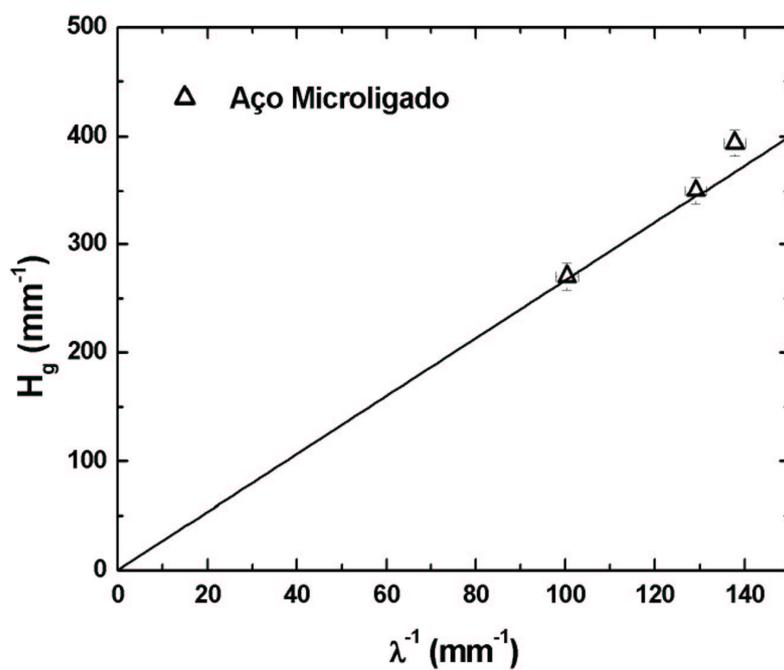


FIGURA 4.50 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga aço microligado. A linha sólida representa a Equação 2.55.

O comportamento do aço microligado é análogo ao aço elétrico.

4.3.6 Ferro puro.

São apresentados nas Figuras 4.49 até 4.51, as comparações entre os resultados obtidos das medidas de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g em função do inverso do comprimento médio dos intersecções dos grãos, λ^{-1} feitas nas amostras de ferro.

É apresentado o modelo matemático de Rios e Fonseca visto anteriormente nas Equações 2.54, 2.55 e 2.56.

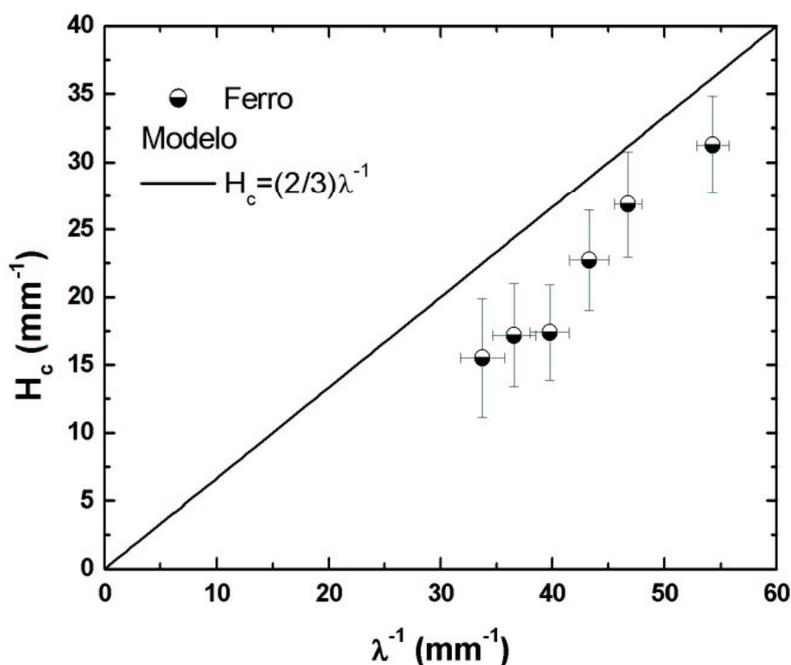


FIGURA 4.51 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , na amostra de ferro. A linha sólida representa a Equação 2.54.

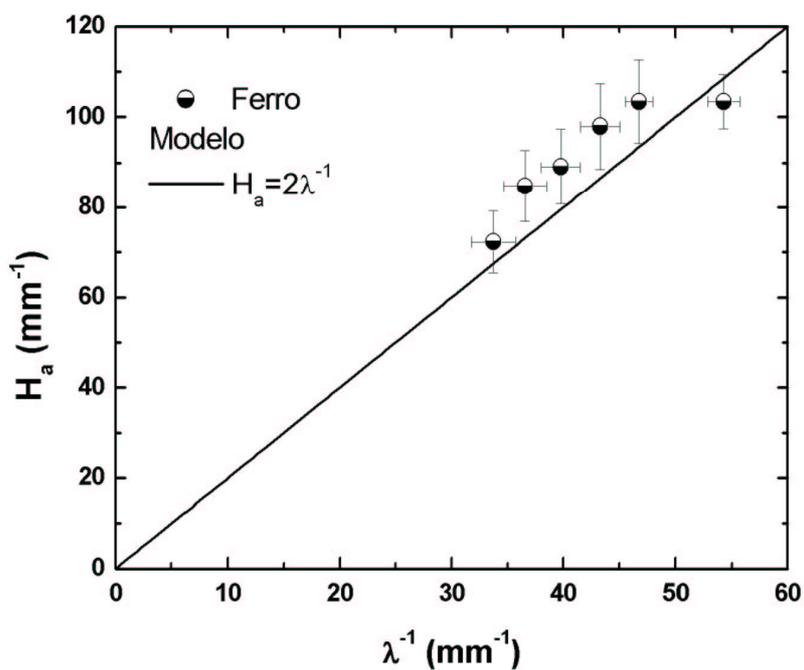


FIGURA 4.52 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na amostra de Ferro. A linha sólida representa a Equação 2.56.

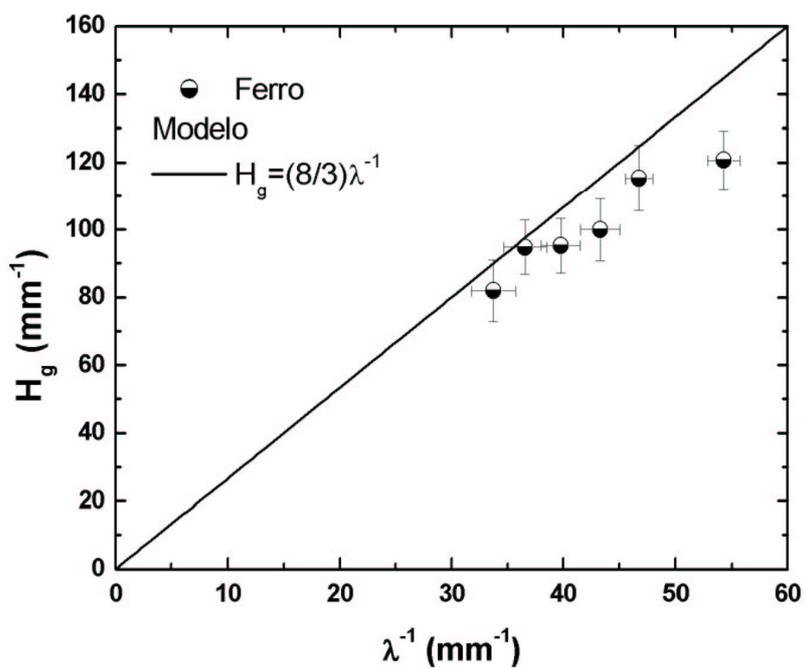


FIGURA 4.53 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na amostra de Ferro. A linha sólida representa a Equação 2.55.

O comportamento do ferro é análogo aos aços elétrico e aço microligado.

4.3.7 Aço livre de intersticiais.

São apresentados nas Figuras 4.52 até 4.54, as comparações entre os resultados obtidos das medidas de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e curvatura média do grão H_g em função do inverso do comprimento médio dos intersecções dos grãos, λ^{-1} feitas nas amostras de aço livre de intersticiais.

É apresentado o modelo matemático de Rios e Fonseca visto anteriormente nas Equações 2.54, 2.55 e 2.56.

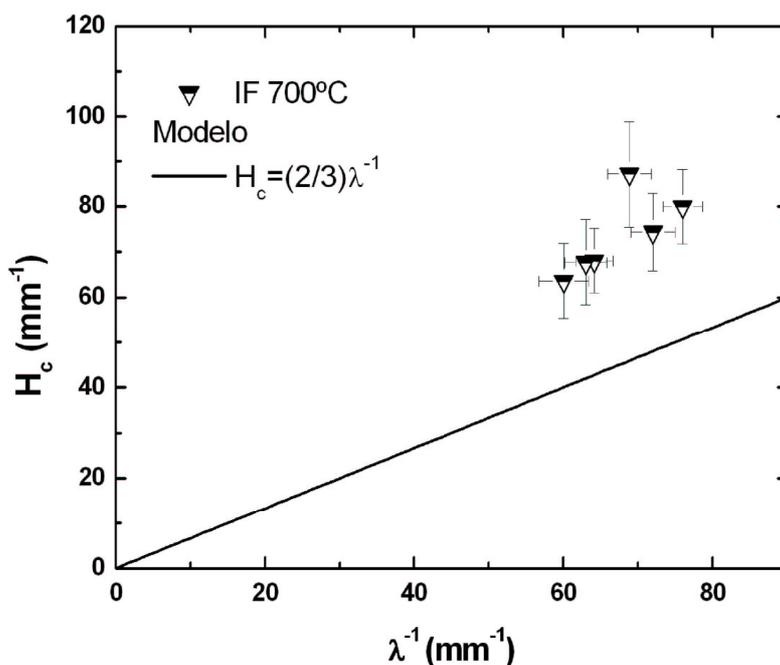


FIGURA 4.54 – Curvatura média dos contornos de grão, H_c , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , na liga IF 700°. A linha sólida representa a Equação 2.54.

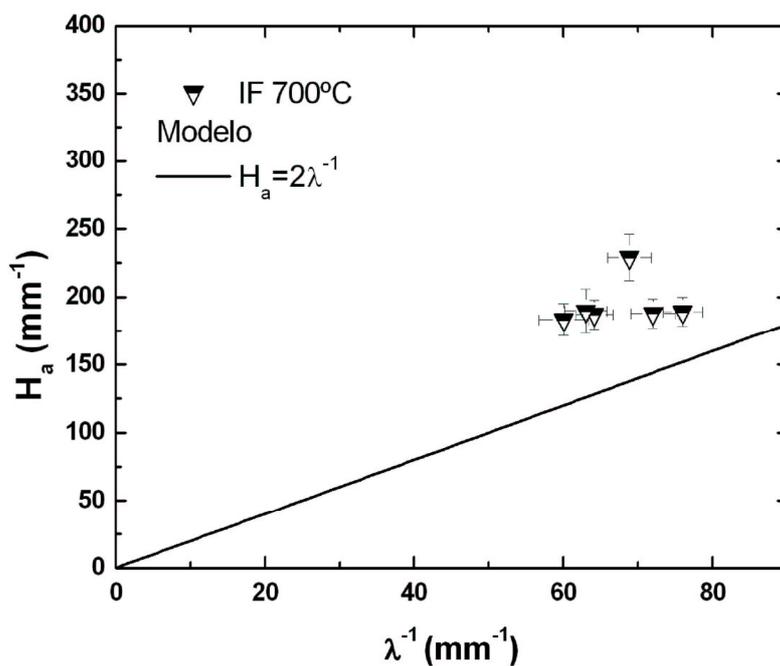


FIGURA 4.55 – Curvatura média das arestas do grão, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} na liga IF 700°. A linha sólida representa a Equação 2.56.

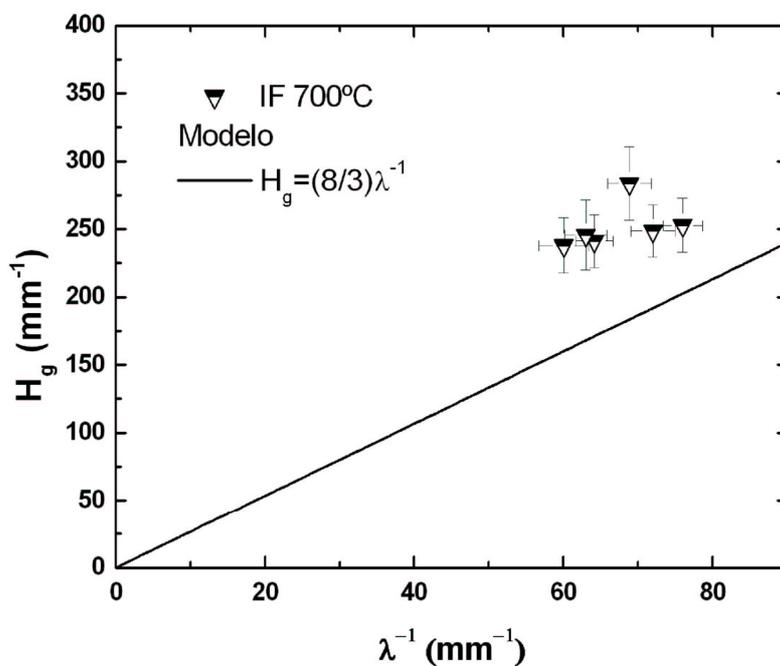


FIGURA 4.56 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} , na liga IF 700°. A linha sólida representa a Equação 2.55.

Como apresentado pelas Figuras 4.54, 4.55 e 4.56 as curvaturas H_c , H_a e H_g se dispersaram do modelo ficando todos os dados acima do modelo.

5 DISCUSSÃO

Ao se obter os dados, com o objetivo de enquadrar todas as medidas de curvatura, foi proposta uma faixa de comportamento dos materiais policristalinos em relação aos modelos geométricos propostos por Rios e Fonseca^[20,21], apresentados pelas Equações 2.54, 2.55 e 2.56 e representados pela linha sólida em cada gráfico.

Seis retas paralelas representam o modelo. Três retas acima e três retas abaixo do modelo geométrico representam a faixa de comportamento. As retas acima seguem a seqüência de multiplicação do modelo por 1.2, 1.5 e 2. Analogamente as retas debaixo seguem dividido o modelo por 1.2, 1.5 e 2. Isso foi feito para possibilitar a análise de todos os dados em um mesmo gráfico. A escala logarítmica foi usada com o objetivo de melhorar a visualização.

Algumas medidas apresentaram um nível de dificuldade ligada a relação do aumento óptico com o tamanho de grão que deve ser levado em consideração no experimento. Uma boa visualização da amostra é fundamental para análise da estrutura. Campos de análise com grãos visualmente pequenos ou excessivamente grandes, dificultam a contagem dos parâmetros que determinam as medidas de curvatura.

São apresentados nas Figuras 4.55 até 4.57, as comparações entre resultados obtidos das medidas de curvatura média do contorno do grão H_c , curvatura média das arestas do grão H_a e resultados obtidos da medida de

curvatura média do grão H_g em função do inverso do comprimento médio dos interceptos, λ^{-1} para os todos os materiais analisados nesse trabalho.

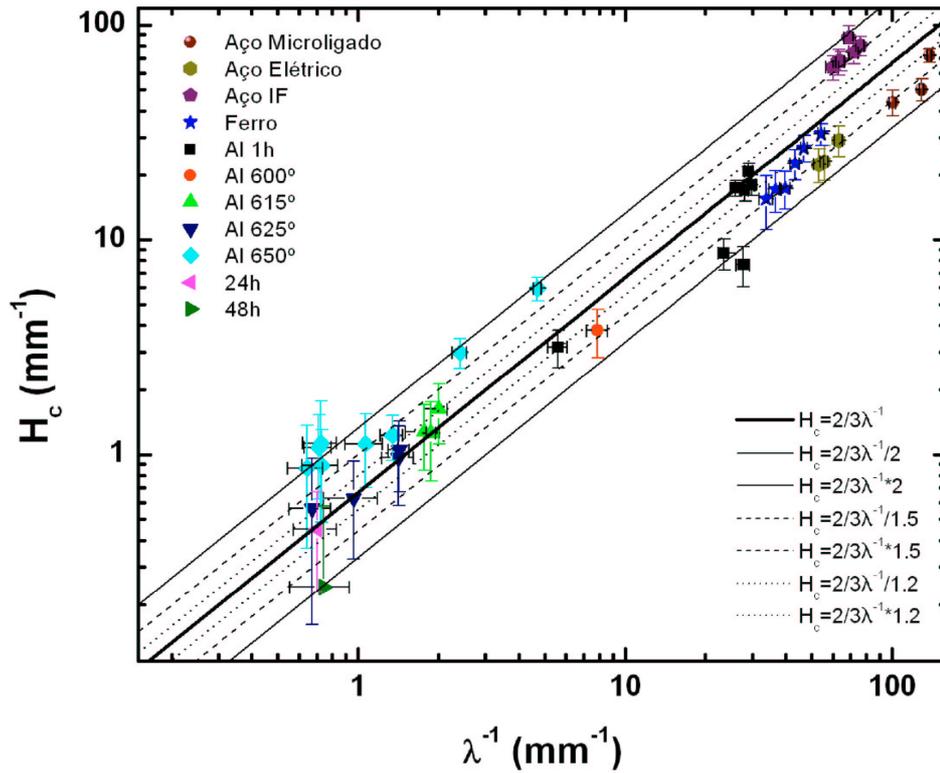


FIGURA 4.57 – Curvatura média dos contornos dos grãos, H_c versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} .

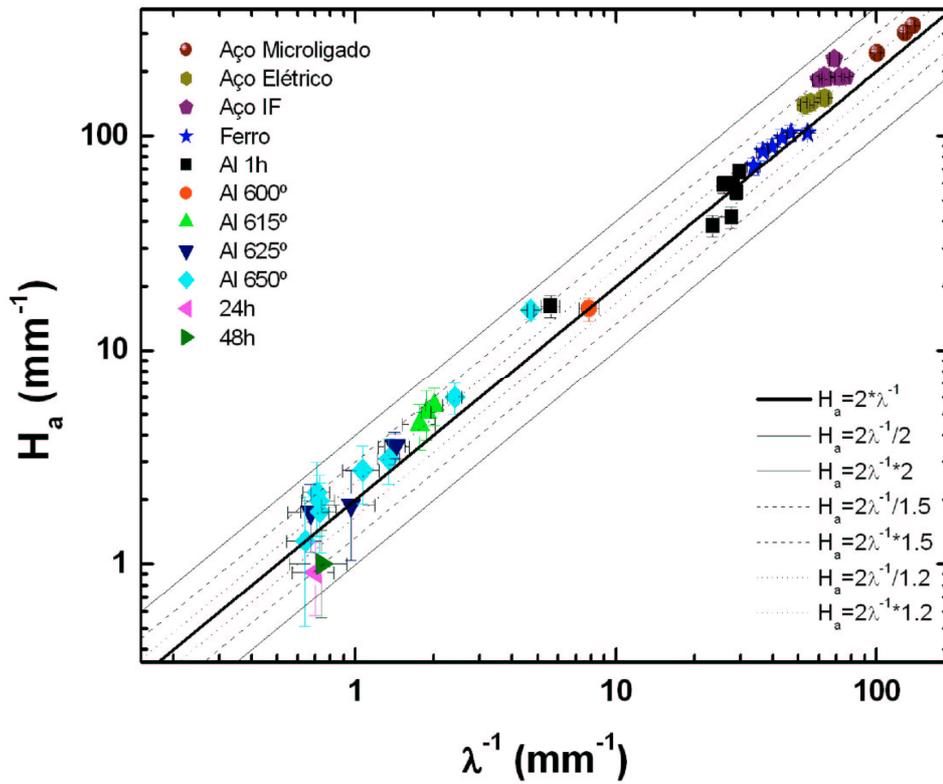


FIGURA 4.58 – Curvatura média das arestas dos grãos, H_a , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} .

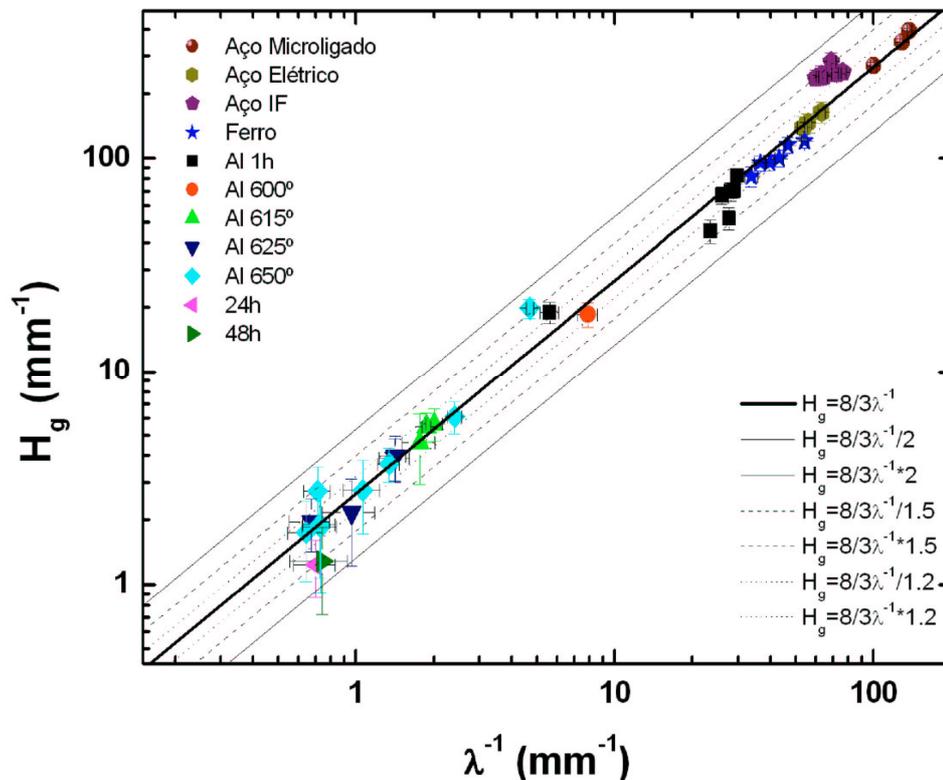


FIGURA 4.59 – Curvatura média dos grãos, H_g , versus o inverso do comprimento médio dos interceptos de grão, λ^{-1} .

Analisando a Figura 4.57 percebe-se que os resultados apresentaram medidas de curvatura média dos contornos de grãos, H_c , com boa concordância principalmente no intervalo de H_c entre 1 mm^{-1} e 10 mm^{-1} . As retas paralelas ao modelo foram usadas para identificar que a dispersão dos dados seguiu faixa de erro entre o dobro e a metade do valor da medida se esta estivesse perfeitamente de acordo com o modelo geométrico.

A Figura 4.58 apresentou medidas de curvatura média das arestas dos grãos, H_a , com boa concordância principalmente quando comprimento médio dos interceptos de grãos λ^{-1} é aproximadamente 1 mm^{-1} . Entre os materiais de estrutura cúbica de corpo centrado o ferro e aço microligado ficaram bem próximos ao

modelo. As medidas respeitaram a faixa de erro entre o dobro e a metade, mas a dispersão em relação ao modelo geométrico é menor do que H_c .

Observando a Figura 4.59, a curvatura média dos grãos, H_g apresentou melhor concordância com o modelo geométrico.

Uma boa observação é que o fato de termos estruturas cúbicas de corpo centrado nos aços e ferro e a estrutura cúbica de face centrada nos alumínio e mais o agravante do tratamento térmico ser diferente para cada material não impediu que eles se comportassem de forma similar.

Fazendo-se referência as leis de Plateau, essa similaridade pode ser explicada pelo fato do policristal ser obrigado a seguir ângulos tetraedrais de 109.47° e de 120° entre as arestas. Sendo assim, pelo que foi apresentado nesse trabalho, independente da estrutura e do tipo de tratamento térmico, existe uma regra padrão, que é lei de Plateau, para os metais que deve ser obedecida fazendo com que os grãos tenham um comportamento comum.

6 CONCLUSÃO

As medidas metalográficas de curvatura média dos contornos de grão, H_c , curvatura média das arestas de grão, H_a , e curvatura média do grão, H_g , que são parâmetros importantes para a topologia do grão e conseqüentemente para propriedades mecânicas do material, foram realizadas em amostras de estrutura cúbica de corpo centrado, alumínio-1% massa Mn e estrutura cúbica de face centrada como: aço elétrico de grãos não orientados com 0,57% de Si, aço microligado ao nióbio, ferro puro e aço livre de intersticiais. Cada material com o tratamento térmico diferenciado.

Independente de estrutura dos materiais e da diversidade de tratamento térmico, houve um comportamento similar dos materiais seguindo um modelo geométrico proposto por Rios e Fonseca^[20,21].

A similaridade pode ser explicada fazendo-se referência às leis de Plateau em que, um material policristalino está em equilíbrio somente se o ângulo entre as arestas do grão desse material for 120° , assim como os ângulos tetraedrais devem ser iguais a 109.47° . Essas restrições geométricas são extremamente fortes forçando os grãos a se comportarem de maneira comum.

7 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Na continuação deste trabalho, deve-se repetir as medidas do comprimento médio dos interceptos do grão, λ , curvatura média do contorno de grão, H_c , curvatura média das arestas, H_a , e curvatura média do grão, H_g , no aço livre de intersticiais.

As mesmas medidas devem ser feitas em outros materiais para aumentar o banco de dados.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] - HAROUN N.A.; BUD WORTH, D.W. **Modifications to the Zener formula for limitation of grain size.**J. Mater. Sci; v.3, p. 326-328.

[2] - PATERSON, B.R.; LIU, Y. **Relationship between grain boundary curvature and grain size.** Metall Trans v.23 A, 1992.p.2481-2482.

[3] - RIOS, P.R.; FONSECA, G.S. **Grain boundary curvature and particle pinning Al-1 mass%Mn alloy.** Scripta Mater v.50 ,2004. p.1373-1377.

[4] - DeHOFF, R.T.; LIU, G.Q, **On the relation between grain size and grain topology.** Metall Trans A v.16A, 1985.. p.2007-2011.

[5] - PADILHA, A.F, **Materiais de engenharia.** Editora Hemus; 1997.p. 182-185.

[6] - MIRANDA, R.. **Simulação do crescimento normal e isotrópico de grão em 2D pelo método de Monta Carlo.** Dissertação de Mestrado – Engenharia Metalúrgica, UFF / Universidade Federal do Rio de Janeiro. Volta Redonda, 2004.

[7] - PORTER, D.A; EASTERLING, K.E. **Phase transformations in Metals and alloys.** Second edition. Published by Chapman & Hall, 1992. p.3-131.

[8] - GLICKSMAN, M.E. **Topologic analysis of grain structures.** Materials Science & Engineering Department, v.85, 2005. p. 17-18.

- [9] - RIOS, P.R; GLICKSMAN, M.E. **Modeling Polycrystals with regular polyhedra.**, Materials research,2006.
- [10] - PADILHA, A.F, JUNIOR, F.S, **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**, Segunda Edição, 1996. ABM.
- [11] - RUSS, J. C; DeHOFF,R.T. **Practical Stereology**. Chapter 5: Less common Stereological Measures. Second Edition, Kluwer Academic /Plenu Publishers, 2000. p. 79 - 109.
- [12] - VON NEUMANN, J. **Discussion – Shape of Metal Grains**, Institute for Advanced Study. 1952. p. 526-527.
- [13] - LEITHOLD, LOUIS. **O Cálculo com Geometria Analítica**. 3º Edição, Editora Habra v.2, 2000. P. 784-827.
- [14] - DeHOFF, R.T, **The quantitative estimation of mean surface curvature**. Trans. Metall. Soc AIME v. 239, 1967. p.617-621.
- [15] - DeHOFF, R.T, **The Geometrical Meaning of The Integral Mean Curvature**. Microstructural Science v.5. 1977. p. 331-348,.
- [16] - TAYLOR, J.E, **II-Mean Curvature and Weighted Mean Curvature**, Acta Metall. Mater. v. 40 nº 7, 1992. p. 1475-1485.
- [17] - CANH, J.W, **The Significance of Average mean curvature and its determination by quantitative metallography**. Trans Metall Soc AIME v.239, 1967. p.610-616.
- [18] - LAWSON, L.R. **Stereology and stochastic geometry**. Kluwer academic Publishers, 2003. p. 183.

[19] - RIOS, P.R.; FONSECA, G.S. **Geometrical models for grain, grain boundary and grain edge average curvatre in an Al-1 mass%Mn alloy**. Scripta Mater v.52, 2005. p.893-897.

[20] - RIOS, P.R.; FONSECA, G.S. **Grain boundary pinning by Al₆Mn precipitates in an Al-1wt%Mn alloy**. Scripta Mater v.50, 2003. p.71-75.

[21] - FONSECA, G.S.; RIOS, P.R. **Estudo Geral das Curvaturas dos Grãos e Apresentação de Modelos Geométricos**. São Paulo-SP, 2004, 59º Congresso Anual da ABM

[22] - FONSECA, G.S da,. **A influência de precipitados Al₆Mn no Crescimento de Grão de uma liga Al-1% Massa Mn**. Dissertação de Mestrado – Engenharia Metalúrgica, UFF / Universidade Federal do Rio de Janeiro. Volta Redonda, 2003.

[23] - OLIVEIRA, A.C.L. **Efeito do tamanho de grão da bobina a quente sobre a textura cristalográfica em aços elétricos GNO com 0,57%Si**. Dissertação de Graduação – Engenharia Metalúrgica, UFF / Universidade Federal do Rio de Janeiro. Volta Redonda, 2004.

[24] - FILHO, M.C.S. **Caracterização Microestrutural do aço Microligado ao Nióbio processado via Accumulative Roll Bonging**. Proposta de Dissertação de Mestrado – Engenharia Metalúrgica, UFF / Universidade Federal do Rio de Janeiro. Volta Redonda, 2006.

[25] - JUER, S.. **Influência da laminação a frio e recozimento rápido sobre a estampabilidade dos aços baixo carbono acalmado ao Al e livre de intersticiais estabilizado ao Ti**. Dissertação de Mestrado – Engenharia Metalúrgica, UFF / Universidade Federal do Rio de Janeiro. Volta Redonda, 1998.

Livros Grátis

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

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

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

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

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