

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Curso de Pós-Graduação em Engenharia

Metalurgia e de Minas

Dissertação de Mestrado

Metalurgia Física

**“EFEITO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE
MARTENSITA, FORMADA NO RESFRIAMENTO APÓS
RECOZIMENTO INTERCRÍTICO, NO GRAU DE
ESTRIAMENTO, PROPRIEDADES MECÂNICAS E
ESTAMPABILIDADE DE UM AÇO TIPO AISI 430”**

Autor: José Sérgio Ferreira

Orientador: Prof^a. , Dra. Berenice Mendonça Gonzalez

Co-orientador: Dr. Tarcisio Reis de Oliveira

Abril de 2005.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

José Sérgio Ferreira

**“EFEITO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE
MARTENSITA, FORMADA NO RESFRIAMENTO APÓS
RECOZIMENTO INTERCRÍTICO, NO GRAU DE
ESTRIAMENTO, PROPRIEDADES MECÂNICAS E
ESTAMPABILIDADE DE UM AÇO TIPO AISI 430”**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, da Universidade Federal de Minas Gerais, em abril de 2005.

Área de concentração: Metalurgia Física

Sub-área: Tratamentos Termomecânicos

Orientador: : Prof^a. Berenice Mendonça Gonzalez

Co-orientador: Dr. Tarcisio Reis de Oliveira

Belo Horizonte - Minas Gerais
Escola de Engenharia da UFMG

2005

**À Ledsônia, aos meus filhos Artur e Carolina.
À estimada Professora Berenice.**

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter dado força e sabedoria para conclusão deste importante passo em minha vida.

A minha família, pela compreensão.

A Professora Berenice, pela orientação e dedicação dispensadas durante a realização deste trabalho.

Ao Tarcisio Reis de Oliveira, pela co-orientação e auxílio.

Ao Ronaldo Claret, pela oportunidade e confiança depositada.

A todos os amigos da ACESITA que direta ou indiretamente me ajudaram, na realização deste trabalho, em especial à equipe do centro de pesquisa.

As colegas Marta e Luciana pelo apoio dado na correção e formatação do texto.

A ACESITA, por viabilizar este projeto.

Sumário	
Lista de Figuras.....	vii
Lista de Tabelas.....	xii
Lista de Notações.....	xiv
CAPÍTULO 1 : INTRODUÇÃO.....	17
CAPÍTULO 2: OBJETIVOS	19
CAPÍTULO 3: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
3.1. AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS.....	20
3.2. ESTAMPABILIDADE	23
3.2.1. <i>Testes de Materiais para a estampagem</i>	25
3.2.2. <i>Anisotropia da Deformação Plástica</i>	26
3.3. AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 430.....	29
3.3.1. <i>Fluxo de Produção</i>	31
3.3.2. <i>Microestrutura do Aço Inox Ferrítico AISI 430 nas Diversas Etapas de Produção na ACESITA</i>	31
3.3.2.1. <i>Lingotamento Contínuo</i>	31
3.3.2.2. <i>Laminação a Quente</i>	34
3.3.2.3. <i>Laminação a Frio</i>	35
3.3.2.4. <i>Recozimento e Decapagem Final</i>	36
3.4. TEXTURA CRISTALOGRÁFICA E FENÔMENO DE RIDGING EM AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS.	37
3.4.1. <i>Influência de Partículas na Textura de Recristalização de Aços Inoxidáveis Ferríticos</i>	45
3.5. MECANISMOS PROPOSTOS PARA O FENÔMENO DE ESTRIAMENTO (RIDGING).	48
3.6. MÉTODO PARA AVALIAÇÃO DO GRAU DE ESTRIAMENTO.	54
CAPÍTULO 4: METODOLOGIA.....	56
4.1 Materiais.....	56
4.2 Método.....	56
4.2.1 <i>Fluxograma Esquemático do Estudo Realizado</i>	57
4.2.2. <i>Determinação do Intervalo de Temperatura de Estabilidade do Campo Bifásico α-γ</i>	58
4.2.3. <i>Tratamento Térmico para Obtenção da Martensita</i>	59
4.2.4. <i>Decapagem/Laminação</i>	63

4.2.5. <i>Recozimento Final</i>	63
4.2.6. <i>Caracterização Microestrutural e Análise da Microtextura</i>	64
4.2.7. <i>Propriedades Mecânicas e Parâmetros Indicadores de Estampabilidade</i> ...	65
4.2.7.1. <i>Propriedades Mecânicas e Expoente de Encruamento</i>	65
4.2.7.2. <i>Determinação do Coeficiente de Anisotropia Normal Médio, \bar{R} e do Coeficiente de Anisotropia Planar, ΔR</i>	66
4.2.8. <i>Determinação do grau de estriamento</i>	67
4.2.8.1. <i>Análise Visual</i>	67
4.2.8.2. <i>Análise de Estrias Através do Rugosímetro 3D</i>	70
CAPÍTULO 5: RESULTADOS E DISCUSSÃO	71
5.1 MICROESTRUTURA DO AÇO 430J APÓS LAMINAÇÃO A QUENTE.....	71
5.2 MICROESTRUTURA DO AÇO 430J APÓS LAMINAÇÃO A QUENTE E RECOZIMENTO SUBCRÍTICO.....	71
5.3. INTERVALO DE TEMPERATURA DE ESTABILIDADE DO CAMPO BIFÁSICO ($\alpha + \gamma$) PARA OBTENÇÃO DA FRAÇÃO MÁXIMA DE MARTENSITA.....	72
5.4. INFLUÊNCIA DA TAXA DE RESFRIAMENTO APÓS RECOZIMENTO SUBCRÍTICO NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DA MARTENSITA.....	75
5.4.1. <i>Fração Volumétrica</i>	75
5.4.2. <i>Distribuição e Morfologia da Martensita</i>	79
5.5. MICROESTRUTURA APÓS LAMINAÇÃO A FRIO E RECOZIMENTO.....	82
5.5.1. <i>Laminação a Frio</i>	82
5.5.2. RECOZIMENTO.....	85
5.5.2.1. <i>Microscopia Ótica</i>	85
5.5.2.2. <i>Microtextura</i>	90
5.6. PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	94
5.6.1. <i>Ensaio de Tração</i>	94
5.6.2. <i>Estampabilidade</i>	99
5.6.3. <i>Grau de estriamento</i>	103
5.6.3.1. <i>Análise visual</i>	103
5.6.3.2. <i>Análise de Estrias Através do Rugosímetro 3D</i>	104
CAPÍTULO 6: CONCLUSÕES	111
CAPÍTULO 7: SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	112
CAPÍTULO 8: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	113

Lista de Figuras

FIGURA 3.1 – DIAGRAMA FE-CR SALIENTANDO A REGIÃO COM MAIOR NÚMERO DE AÇOS FERRÍTICOS	20
FIGURA 3.2 - EFEITO DO TEOR DE (C+N) NO DESLOCAMENTO DO CAMPO DA AUSTENITA NO DIAGRAMA FE-CR: FIGURA (A) EFEITO DO CARBONO , FIGURA (B) EFEITO DO NITROGÊNIO.	22
FIGURA 3.3 - MICROGRAFIA ÓTICA DE UM AÇO AISI 430, LAMINADO A QUENTE E TEMPERADO A PARTIR DE 1100°C	22
FIGURA 3.4 - FLUXO DE PRODUÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL NA ACESITA.....	31
FIGURA 3.5 - MACROESTRUTURA OBSERVADA NA SEÇÃO TRANSVERSAL DE UMA PLACA DE AÇO AISI 430 ESTABILIZADO AO Nb.....	33
FIGURA 3.6 - COMPARAÇÃO DO DIAGRAMA DE FASE E MICROESTRUTURAS DURANTE A LAMINAÇÃO A QUENTE ENTRE OS AÇOS INOXIDÁVEIS (17 CR E 18 CR-8 NI) E AÇO BAIXO CARBONO (LOW C STEEL).	35
FIGURA 3.7 - MICROESTRUTURA DO AÇO AISI 430 APÓS RECOZIMENTO FINAL.	36
FIGURA 3.8 - TIPOS DE TEXTURA OBSERVADAS EM AÇOS FERRÍTICOS.....	39
FIGURA 3.9 - ILUSTRAÇÃO DO “RIDGING” – ESTRIAS TÍPICAS DE UM AÇO INOX FERRÍTICO NA PAREDE LATERAL DE UMA CUBA RETANGULAR. AÇO AISI 430, ESPESSURA 0,60MM. ..	41
FIGURA 3.10 - ESTRUTURA OBSERVADA NO MEIO DA ESPESSURA NO PLANO PARALELO A SUPERFÍCIE DE UM AÇO 409L APÓS LAMINAÇÃO A FRIO E RECOZIMENTO.....	44
FIGURA 3.11 - (A) PARTÍCULA CISSALHADA POR DISCORDÂNCIAS; (B) CIRCUITO DE DISCORDÂNCIA EM TORNO DE PARTÍCULAS NÃO CISALHADAS.	46
FIGURA 3.12 - ESQUEMA DA DEFORMAÇÃO AO REDOR DA UMA PARTÍCULA NÃO DEFORMÁVEL EM UM POLICRISTAL.....	47
FIGURA 3.13 - INFLUÊNCIA DA REDUÇÃO E DO TAMANHO DA PARTÍCULA NA FORMAÇÃO DA NEP.	48
FIGURA 3.14 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO MECANISMO DE “RIDGING” PROPOSTO POR CHAO. (A) ANTES DA DEFORMAÇÃO; (B) APÓS DEFORMAÇÃO NA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO	49
FIGURA 3.15 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO MECANISMO DE “RIDGING” PROPOSTO POR TAKECHI . (A) ANTES DA DEFORMAÇÃO, (B) APÓS DEFORMAÇÃO	50

FIGURA 3.16 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO MECANISMO DE “RIDGING” PROPOSTO POR WRIGHT. (A) ANTES E (B) APÓS DEFORMAÇÃO DE 20% NA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO	51
FIGURA 3.17 - MEDIDA DO <i>RIDGING</i> FEITA POR UM RUGOSÍMETRO PARA A SEÇÃO TRANSVERSAL DE UMA CHAPA DE 0,50 MM DE AÇO INOX 430, APÓS 15% DE DEFORMAÇÃO NA DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO	52
FIGURA 4.1 - CICLO TÉRMICO UTILIZADO NO RECOZIMENTO SUBCRÍTICO NA AMOSTRA DO AÇO 430J.	57
FIGURA 4.2 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.	58
FIGURA 4.3 – LOCALIZAÇÃO DE RETIRADAS DAS AMOSTRAS NA CHAPA, APÓS TRATAMENTO TÉRMICO PARA OBTENÇÃO DA MARTENSITA.....	59
FIGURA 4.4 – CURVA TTT TÍPICA DE UM AÇO INOX TIPO AISI 430 (C+N= 0,08%).....	60
FIGURA 4.5 – DISPOSITIVO PARA OBTENÇÃO DE DIFERENTES TAXAS DE RESFRIAMENTO. (A) FOTO MOSTRANDO OS TERMOPARES SOLDADOS NA AMOSTRA E (B) RESFRIAMENTO COM SPRAY COM AR E ÁGUA.	61
FIGURA 4.6 – VARIAÇÃO DA TEMPERATURA COM O TEMPO NO TRATAMENTO TÉRMICO PARA OBTENÇÃO DA TAXA DE RESFRIAMENTO DE 20°C/SEG.....	62
FIGURA 4.7 - VARIAÇÃO DA TEMPERATURA COM O TEMPO NO TRATAMENTO TÉRMICO PARA OBTENÇÃO DA TAXA DE RESFRIAMENTO DE 8°C/SEG.....	63
FIGURA 4.8 - TRIÂNGULO DE REFERÊNCIA PARA OS MAPAS DE ORIENTAÇÃO OBTIDOS POR EBSD, REPRESENTANDO OS PLANOS PARALELOS À SUPERFÍCIE DA CHAPA. FIGURA DE POLO INVERSA.	65
FIGURA 4.9 - CORPO DE PROVA PARA O ENSAIO DE TRAÇÃO.	66
FIGURA 4.10 - CORPO DE PROVA PARA O ENSAIO DE ANISOTROPIA.....	67
FIGURA 4.11 - PADRÃO VISUAL PARA ANÁLISE DO GRAU DE ESTRIAMENTO.	69
FIGURA 5.1 - MICROESTRUTURA DA BQ PRETA DO AÇO 430J.	71
FIGURA 5.2 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J APÓS RECOZIMENTO SUBCRÍTICO.	72
FIGURA 5.3 - DETALHE DE CARBONETOS DE CROMO (PARTÍCULAS DE COR BRANCA).....	72
FIGURA 5.4 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J (FERRITA E MARTENSITA) APÓS AQUECIMENTO A 1000°C EM DIFERENTES TEMPOS DE ENCHARQUE.	73
FIGURA 5.5 - CURVA DE ESTABILIDADE DA AUSTENITA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA PARA O AÇO 430J.	74
FIGURA 5.6 - VALORES DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA NO AÇO 430J PARA UMA TAXA DE RESFRIAMENTO DE 20°C/S.....	75

FIGURA 5.7 - VALORES DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA NO AÇO 430J PARA UMA TAXA DE RESFRIAMENTO DE 8°C/S.....	76
FIGURA 5.8 - VALORES DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA NO AÇO 430J PARA UMA TAXA DE RESFRIAMENTO DE 0,03°C/S.....	76
FIGURA 5.9 - VARIAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA EM FUNÇÃO DA TAXA DE RESFRIAMENTO.....	78
FIGURA 5.10 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J APRESENTANDO MATRIZ COMPLETAMENTE FERRÍTICA APÓS TRATAMENTO TÉRMICO COM TAXA DE RESFRIAMENTO DE 0,01°C/S...79	79
FIGURA 5.11 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J APÓS TRATAMENTO TÉRMICO COM TAXA DE RESFRIAMENTO DE 20°C/S. MISTURA DE FERRITA E MARTENSITA ($F_{V\alpha'} = 43\%$).....	80
FIGURA 5.12 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J APÓS TRATAMENTO TÉRMICO COM TAXA DE RESFRIAMENTO DE 8°C/S. MISTURA DE FERRITA E MARTENSITA ($F_{V\alpha'} = 34\%$).....	80
FIGURA 5.13 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J APÓS TRATAMENTO TÉRMICO COM TAXA DE RESFRIAMENTO DE 0,03°C/S. MISTURA DE FERRITA E MARTENSITA ($F_{V\alpha'} = 21\%$).....	81
FIGURA 5.14 - MORFOLOGIA DA MARTENSITA OBSERVADA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) NAS AMOSTRAS DO AÇO 430J, APÓS TRATAMENTO TÉRMICO COM TAXA DE RESFRIAMENTO DE 21°C/S.	81
FIGURA 5.15 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J CONTENDO 43% DE MARTENSITA APÓS LAMINAÇÃO A FRIO.	83
FIGURA 5.16 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J CONTENDO 34% DE MARTENSITA APÓS LAMINAÇÃO A FRIO.	83
FIGURA 5.17 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J CONTENDO 21% DE MARTENSITA APÓS LAMINAÇÃO A FRIO.	84
FIGURA 5.18 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J CONTENDO 0% DE MARTENSITA APÓS LAMINAÇÃO A FRIO.	84
FIGURA 5.19 - EFEITO DO TEMPO DE ENCHARQUE NA MICROESTRUTURA APÓS LAMINAÇÃO A FRIO DAS AMOSTRAS CONTENDO 43% DE MARTENSITA. (A): 28S, (B): 32S, (C):35S. ...	86
FIGURA 5.20 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J LAMINADO A FRIO COM 34% DE MARTENSITA E RECOZIDO.....	87
FIGURA 5.21 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J LAMINADO A FRIO COM 21% DE MARTENSITA E RECOZIDO.....	88
FIGURA 5.22 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J LAMINADO A FRIO COM 0% DE MARTENSITA E RECOZIDO.....	88
FIGURA 5.23 - MICROESTRUTURA DO AÇO 430J RECOZIDO COM 34% DE MARTENSITA. OS PONTOS ESCUROS SÃO OS CARBONETOS DE CROMO.	89

FIGURA 5.24 - VARIAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO APÓS RECOZIMENTO FINAL COM AS DIFERENTES FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE MARTENSITA NA LAMINAÇÃO A FRIO.....	90
FIGURA 5.25 - MAPA DE ORIENTAÇÃO NO CENTRO DA ESPESSURA PARA O AÇO 430J EM FUNÇÃO DA VARIAÇÃO DE α' . A DIREÇÃO VERTICAL É PARALELA A DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO.....	91
FIGURA 5.26 - MAPA DE ORIENTAÇÃO NO CENTRO DA ESPESSURA PARA O AÇO AISI 430 PADRÃO. A DIREÇÃO VERTICAL É PARALELA A DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO. A) MAPA DE ORIENTAÇÃO INDICANDO OS GRÃOS ORIENTADOS CONFORME A FIGURA DE PÓLO INVERSA, B) MAPA DE ORIENTAÇÃO DOS GRÃOS DO TIPO FIBRA GAMA ($\{111\}$ PARALELO À SUPERFÍCIE).	92
FIGURA 5.27 VARIAÇÃO DA FRAÇÃO DAS PRINCIPAIS FIBRAS DE TEXTURA COM A VARIAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA NO CENTRO DA ESPESSURA.....	93
FIGURA 5.28 - VARIAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA COM A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA NO AÇO 430J	96
FIGURA 5.29 - VARIAÇÃO DO LIMITE DE ESCOAMENTO COM A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA PARA O AÇO 430J.....	97
FIGURA 5.30 - VARIAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA COM O TAMANHO DO GRÃO NO AÇO 430J	97
FIGURA 5.31 - VARIAÇÃO DO LIMITE DE ESCOAMENTO COM O TAMANHO DO GRÃO NO AÇO 430J.....	98
FIGURA 5.32 - VARIAÇÃO DO ALONGAMENTO TOTAL COM A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA PARA O AÇO 430J.....	99
FIGURA 5.33 - VARIAÇÃO DO ALONGAMENTO UNIFORME COM A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA PARA O AÇO 430J.....	99
FIGURA 5.34- VARIAÇÃO DO EXPOENTE DE ENCRUAMENTO COM A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA NO AÇO 430J.	101
FIGURA 5.35 - VARIAÇÃO DO COEFICIENTE DE ANISOTROPIA NORMAL MÉDIO COM A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA NO AÇO 430J.	102
FIGURA 5.36 - VARIAÇÃO DO COEFICIENTE DE ANISOTROPIA PLANAR COM A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA NO AÇO 430J.	102
FIGURA 5.37 - APARÊNCIA DAS ESTRIAS NA SUPERFÍCIE DAS CHAPAS APÓS 15% DE DEFORMAÇÃO NO SENTIDO DE LAMINAÇÃO. (A) 0% DE α' , (B) 20% DE α' , (C) 34% DE α' , E (D) REFERÊNCIA AISI 430 PADRÃO.	104
FIGURA 5.38 – VARIAÇÃO DA AMPLITUDE MÉDIA (W_a) DAS ESTRIAS EM FUNÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA.....	105

FIGURA 5.39 - VARIAÇÃO DA AMPLITUDE MÁXIMA (WT) DAS ESTRIAS EM FUNÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE MARTENSITA	106
FIGURA 5.40 - PERFIL DE RUGOSIDADE TRANSVERSAL NA AMOSTRA APÓS TRAÇÃO DE 15% //DL E IMAGENS BI E TRIDIMENSIONAL E PARA O AÇO 430J COM 0% DE α' . ANÁLISE VISUAL COM NÍVEL DE ESTRIAS 1,0.	107
FIGURA 5.41 - PERFIL DE RUGOSIDADE TRANSVERSAL NA AMOSTRA APÓS TRAÇÃO DE 15% //DL E IMAGENS BI E TRIDIMENSIONAL E PARA O AÇO 430J COM 21% DE α' . ANÁLISE VISUAL COM NÍVEL DE ESTRIAS 0,7.	107
FIGURA 5.42 - PERFIL DE RUGOSIDADE TRANSVERSAL NA AMOSTRA APÓS TRAÇÃO DE 15% //DL E IMAGENS BI E TRIDIMENSIONAL E PARA O AÇO 430J COM 34% DE α' . ANÁLISE VISUAL COM NÍVEL DE ESTRIAS 0,0.	108
FIGURA 5.43 - PERFIL DE RUGOSIDADE TRANSVERSAL NA AMOSTRA APÓS TRAÇÃO DE 15% //DL E IMAGENS BI E TRIDIMENSIONAL E PARA O AÇO 430J COM 43% DE α' . ANÁLISE VISUAL COM NÍVEL DE ESTRIAS 0,0.	109
FIGURA 5.44 - PERFIL DE RUGOSIDADE TRANSVERSAL NA AMOSTRA APÓS TRAÇÃO DE 15% //DL E IMAGENS BI E TRIDIMENSIONAL E PARA O AÇO AISI 430 PADRÃO SEM MARTENSITA (BQ PRETA RECOZIDA) E COM NÍVEL DE ESTRIAS 1,3.....	109

Lista de Tabelas

TABELA 3.1 - PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS DE ALGUNS AÇOS INOXIDÁVEIS.....	23
TABELA 3.2 - COEFICIENTES DE ANISOTROPIA NORMAL, R, PARA AÇOS INOXIDÁVEIS E PARA UM AÇO BAIXO CARBONO COMUM.	28
TABELA 3.3 - FAIXA DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%) DO AÇO AISI 430 (PADRÃO).....	29
TABELA 3.4 - INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NA ESTRUTURA E/OU PROPRIEDADES DO AÇO AISI 430.	30
TABELA 3.5 - PLANO DE REDUÇÃO TÍPICO DO AÇO 430, ESPESSURA INICIAL 4,00 E FINAL 0,60 MM.	36
TABELA 3.6 - VALORES TÍPICOS DOS PARÂMETROS WA E WT PARA O AÇO AISI 430.	55
TABELA 4.1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS AISI 430 PADRÃO E 430J (% EM PESO)....	56
TABELA 4.2 - DIMENSÕES DO CORPO DE PROVA PARA ANÁLISE DO GRAU DE ESTRIAMENTO.	68
TABELA 5.1 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO AISI 430 PADRÃO E 430J (% EM PESO) E RESPECTIVAS FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS MÁXIMAS DE AUSTENITA, CALCULADAS, DE ACORDO COM A EQUAÇÃO DE CASTRO E TRICOT.....	74
TABELA 5.2 - MICRODUREZA DA FERRITA E DA MARTENSITA NAS AMOSTRAS LAMINADAS A QUENTE APÓS TRATAMENTO TÉRMICO A DIFERENTES TAXAS DE RESFRIAMENTO.	82
TABELA 5.3 - PROPRIEDADES MECÂNICAS E TAMANHO DE GRÃO DO AÇO 430J CONTENDO 0% DE MARTENSITA ANTES DO RECOZIMENTO.....	94
TABELA 5.4 - PROPRIEDADES MECÂNICAS E TAMANHO DE GRÃO DO AÇO 430J CONTENDO 21% DE MARTENSITA ANTES DO RECOZIMENTO.....	94
TABELA 5.5 - PROPRIEDADES MECÂNICAS E TAMANHO DE GRÃO DO AÇO 430J CONTENDO 34% DE MARTENSITA ANTES DO RECOZIMENTO.....	95
TABELA 5.6- PROPRIEDADES MECÂNICAS E TAMANHO DE GRÃO DO AÇO 430J CONTENDO 43% DE MARTENSITA ANTES DO RECOZIMENTO.....	95
TABELA 5.7 - PROPRIEDADES MECÂNICAS, EXPOENTE DE ENCRUAMENTO, COEFICIENTE DE ANISOTROPIA NORMAL MÉDIO E PLANAR E TAMANHO DE GRÃO DO AÇO AISI 430 PADRÃO	95
TABELA 5.8 - VALORES DE N, \bar{R} E ΔR ENCONTRADOS PARA O AÇO 430J COM 0% DE α' DURANTE A LAMINAÇÃO A FRIO.....	100

TABELA 5.9 - VALORES DE N , \bar{R} E ΔR ENCONTRADOS PARA O AÇO 430J COM 21% DE α' DURANTE A LAMINAÇÃO A FRIO.....	100
TABELA 5.10 - VALORES DE N , \bar{R} E ΔR ENCONTRADOS PARA O AÇO 430J COM 34% DE α' DURANTE A LAMINAÇÃO A FRIO.....	100
TABELA 5.11 - VALORES DE N , \bar{R} E ΔR ENCONTRADOS PARA O AÇO 430J COM 43% DE α' DURANTE A LAMINAÇÃO A FRIO.....	100
TABELA 5.12 - VALORES DE R NAS TRÊS DIREÇÕES PARA O AÇO 430J	101
TABELA 5.13 - NÍVEIS DE ESTRIAS DETERMINADOS POR ANÁLISE VISUAL EM FUNÇÃO DA FRAÇÃO DE MARTENSITA	103
TABELA 5.14 - PARÂMETROS W_A E W_T DAS AMOSTRAS ANALISADAS DO AÇO 430J.	105

Lista de Notações

LTQ = Laminação de tiras a quente

BQ = Bobina laminada a quente e não decapada.

e_t = Alongamento total

e_u = Alongamento uniforme

DL = Direção de laminação

DN = Direção normal ao plano da chapa

DT = Direção transversal de laminação

PC = Plano da chapa

M_s = Temperatura de início de formação da martensita

M_f = Temperatura final de formação da martensita

L_0 = Comprimento inicial

L_f = Comprimento final

D_0 = Diâmetro máximo do esboço

D_p = Diâmetro do punção

LDR = Razão crítica dos diâmetros

R = Coeficiente de Lankford

\bar{R} = Coeficiente de anisotropia normal médio

R_0 = Coeficiente de anisotropia a 0° com a direção de laminação

R_{45} = Coeficiente de anisotropia a 45° com a direção de laminação

R_{90} = Coeficiente de anisotropia a 90° com a direção de laminação

ΔR = Coeficiente de anisotropia planar

W_0 = Largura inicial

W_f = Largura final

ϵ_w = Deformação verdadeira na direção da largura

ϵ_t = Deformação verdadeira na direção da espessura

σ_e = Limite de escoamento

σ_r = Limite de resistência

α = Fase ferrita

α' = Fase martensita

γ = Fase austenita

W_a = altura (amplitude) média das estrias

W_t = altura (amplitude máxima) das estrias

NEP = Nucleação estimulada por partículas.

Resumo

O objetivo deste trabalho foi desenvolver um aço AISI 430 com composição química modificada e submetido a um recozimento intercrítico seguido de resfriamento rápido, com as mesmas propriedades mecânicas e estampabilidade do aço AISI 430 e com grau de estriamento inferior a 0,7.

O aço estudado, produzido industrialmente na espessura de 4,00mm, foi processado em laboratório após laminação a quente. Variou-se a taxa de resfriamento, após recozimento intercrítico, para se obter diferentes frações volumétricas de martensita e determinar a influência deste parâmetro nas propriedades do aço após laminação a frio e recozimento.

Os resultados relativos ao grau de estriamento mostraram que um aumento na fração volumétrica de martensita, durante a laminação a frio diminuiu acentuadamente a tendência ao *ridging*, obtendo-se na análise visual, nível 0 para frações volumétricas de martensita presentes na laminação a frio iguais a 34 e 43% e níveis 0,7 e 1 para frações volumétricas de 21 e 0% de martensita, respectivamente.

Os valores do limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total mostraram-se dentro da especificação para o aço AISI 430 padrão. Observou-se um aumento do limite de escoamento e limite de resistência e um decréscimo do alongamento com o aumento da fração volumétrica de martensita. Estes resultados foram explicados em termos da diminuição do tamanho do grão e do tamanho das partículas de carboneto de cromo com o aumento da quantidade de martensita presente na laminação a frio.

A redução observada no grau de estriamento para as frações de martensita entre 21 e 43%, está relacionada ao decréscimo ou eliminação de colônias de grãos de mesma orientação cristalográfica. A diminuição no coeficiente de anisotropia normal médio em relação ao valor deste parâmetro para o aço AISI 430 deve-se à presença de martensita que reduz a intensidade de fibra gama.

Abstract

The subject of this work was to develop an AISI 430 steel with a modified chemical composition, processed on intercritical annealing followed by a fast cooling, with the same mechanical properties and drawability of the standard AISI 430 steel, and also, with a ridging level below 0.7.

The steel was industrially cast and hot rolled to 4.00 mm. In a lab, different cooling rates were used, after intercritical annealing, in order to get different martensite volumetric fractions and to determine the influence of this parameter on steel properties after cold rolling and annealing operations.

The results related to ridging level showed that an increase of martensite volumetric fraction decreased a lot the ridging tendency after cold rolling. By visual analysis, the ridging level was zero for 34% and 43% martensite volumetric fraction, 0.7 and 1 for 21% and 0% martensite volumetric fraction, respectively.

The mechanical properties were according to the specification range for standard AISI 430 steel grade. The yield strength and tensile strength increased and elongation decreased as the martensite volumetric fraction was increasing. These results were explained in terms of the reduction of grain size and chromium carbide particles with the increase of martensite amount.

The decrease on the ridging level for fractions of martensite in the 21 to 43% range was related to the reduction or elimination of grains colonies having the same crystallographic orientation. The lower values observed for the average strain ratio compared to standard AISI 430 steel grade was attributed to the martensite which reduces the γ fibre intensity.

CAPÍTULO 1 : INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam competitividade de custo em relação aos austeníticos devido, principalmente, à ausência ou baixo teor de níquel em sua composição. Portanto, a sua utilização como substituto dos aços da série 300 (principalmente o aço AISI 304) torna-se bastante atraente. No Brasil, durante a década de 90, do total de aços inoxidáveis consumidos, somente 35% eram ferríticos. Hoje, este percentual já passa dos 54%.

Porém, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam um conjunto de propriedades mecânicas, características de corrosão e de estampagem, em geral, inferiores às dos aços austeníticos.

Os aços inoxidáveis ferríticos AISI 430 (16% Cr) são largamente utilizados em móveis, pias, máquinas de lavar roupas, lava-louças, fogões, fornos elétricos, cutelaria e outros bens de consumo duráveis. Várias destas aplicações envolvem o aspecto estético, assim, a aparência da superfície das chapas é um fator muito importante.

O aço inoxidável AISI 430 apresenta algumas desvantagens para aplicações decorativas, principalmente aquelas em que é necessária a estampagem, quando ocorre o fenômeno *ridging*, isto é, presença de estrias na superfície das chapas deformadas. A substituição, em aplicações de estampagem, dos aços inoxidáveis austeníticos por ferríticos, num esforço de redução de custo para possibilitar aumento de oferta é limitada por esta característica intrínseca dos ferríticos. Por exemplo, a profundidade das cubas, importante fator de competitividade para esta aplicação, do aço inoxidável ferrítico é, em geral limitada a 110mm devido ao estriamento (*ridging*) quando poderia ser de 140mm (160mm para os austeníticos).

Neste sentido, a redução da intensidade do estriamento vem sendo visada pelos produtores de aços inoxidáveis desde, pelo menos, meados da década de 60, buscando atender às exigências crescentes por melhor qualidade por parte dos clientes.

As estrias aparecem na superfície da chapa, após deformação por tração, na forma de rugas paralelas à direção de laminação. O estriamento é geralmente, caracterizado

comparando-se seu aspecto superficial após uma dada deformação a um padrão com índices crescentes de severidade. Segundo a literatura, as estrias estão relacionadas à estrutura colunar formada durante a solidificação no lingotamento contínuo e à estrutura de grãos grosseiros na forma de bandas ou colônias após laminação a quente.

Um dos métodos para reduzir o grau de estriamento baseia-se no fato de que, no processamento a frio do aço AISI 430, sem recozimento da bobina, a martensita formada no resfriamento rápido na laminação a quente, a partir da região bifásica (ferrita+austenita), pode introduzir variações na trajetória de deformação na matriz ferrítica, e assim acarretar uma estrutura recristalizada, com grãos mais finos e com menor grau de orientação preferencial após o recozimento final.

Neste trabalho, pretende-se estudar a influência da fração volumétrica de martensita, presente na chapa durante a laminação a frio, nas propriedades mecânicas e no grau de estriamento de um aço do tipo AISI 430.

CAPÍTULO 2: OBJETIVOS

A meta principal deste trabalho é a redução do grau de estriamento (*ridging*) do aço AISI 430 produzido pela ACESITA, mantendo-se as propriedades mecânicas e propriedades relacionadas à estampabilidade. Atualmente, o nível de estriamento obtido, segundo padrão interno da empresa, é de 1,7 e pretende-se diminuí-lo para níveis inferiores a 1,0, através da otimização de sua composição química e do processamento na laminação a quente. O fenômeno de estriamento pode ser consideravelmente atenuado pelo refino da estrutura na laminação a frio decorrente da presença de martensita proveniente do processamento anterior. Desta forma, os objetivos específicos a serem atingidos são:

- Determinar o efeito da fração volumétrica da martensita, formada durante o resfriamento rápido após laminação a quente de um aço AISI 430 com redução no teor de carbono e aumento no teor de manganês em relação ao aço produzido atualmente pela empresa, na microestrutura e na textura da chapa laminada a frio e recozida.
- Correlacionar o grau de estriamento, propriedades mecânicas e propriedades relacionadas à estampabilidade com a fração volumétrica da martensita formada no processamento termomecânico que precede a laminação a frio.

CAPÍTULO 3: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas de Fe-Cr (11 a 26% em peso de Cr) e teor de carbono em geral abaixo de 0,1%. Na temperatura ambiente, eles são formados basicamente por uma matriz de ferrita (α), com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Outros metais atuam como elementos de liga nos aços inoxidáveis, mas o cromo é o mais importante e a sua presença é indispensável para assegurar as suas propriedades de resistência à corrosão, pois é devido a este elemento que a passivação é conferida a esta classe de materiais. O estado passivo é devido à formação de um filme protetor de óxido de cromo de espessura da ordem de 3 a 5nm na superfície dos aços inoxidáveis⁽¹⁾.

Como a ferrita pode conter pouco carbono e nitrogênio (elementos intersticiais) em solução sólida, estes ficam principalmente na forma de precipitados, como carbonetos e nitretos de cromo. O diagrama de equilíbrio Fe-Cr é mostrado na figura 3.1.

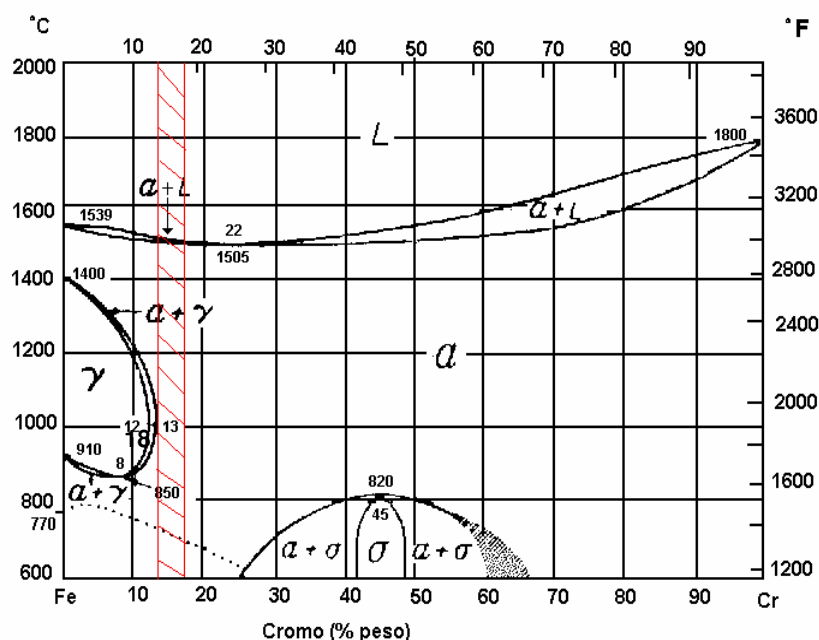


Figura 3.1 – Diagrama Fe-Cr salientando a região com maior número de aços ferríticos comerciais⁽²⁾.

Nesse diagrama, alguns pontos principais podem ser ressaltados:

- O cromo é um elemento alfa-gênico, isto é, que estabiliza a ferrita (α) e tende a reduzir ou suprimir o campo de existência da austenita (γ).
- Devido a essa característica, a faixa de temperatura de existência da austenita diminui acentuadamente para teores superiores a 7% de Cr. Para teores acima de 13% de Cr, a austenita não mais se forma para qualquer temperatura.
- Para teores de Cr mais elevados (acima de 20%) e temperatura menor que 800°C, pode ocorrer a presença de uma fase frágil (fase sigma), a qual reduz a tenacidade do material e também a resistência à corrosão. Entretanto, a taxa de precipitação desta fase é muito lenta.

A presença de elementos gama-gênicos, como N, C e Mn, expande o campo de existência da austenita ⁽³⁾, como mostrado na figura 3.2. Dependendo do balanço entre as quantidades de elementos alfa-gênicos e gama-gênicos (principalmente dos teores de intersticiais), os aços ferríticos com teores de cromo superiores a 13% poderão sofrer transformação parcial da ferrita a alta temperatura (tipicamente entre 900 e 1200°C) e apresentar uma estrutura bifásica (austenita+ferrita). Portanto, quando resfriados rapidamente esses aços apresentam microestrutura constituída de ferrita + martensita, conforme mostrado na figura 3.3.

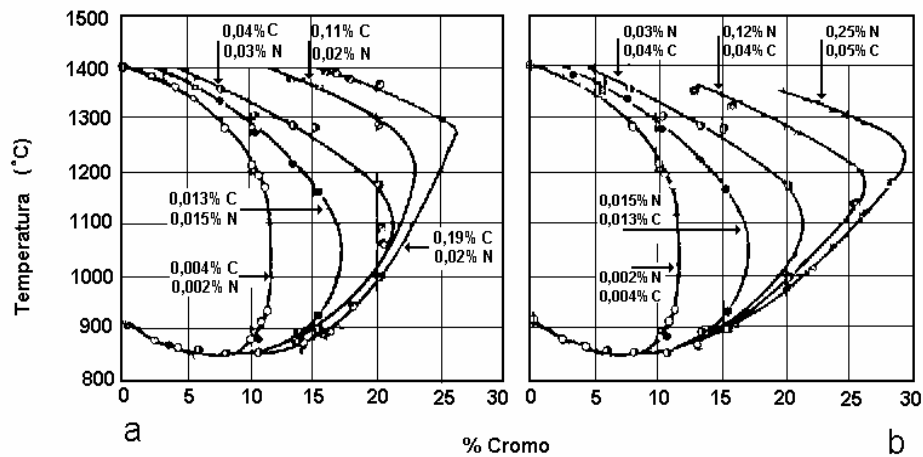


Figura 3.2 - Efeito do teor de (C+N) no deslocamento do campo da austenita no diagrama Fe-Cr: figura (a) efeito do carbono , figura (b) efeito do nitrogênio⁽²⁾.

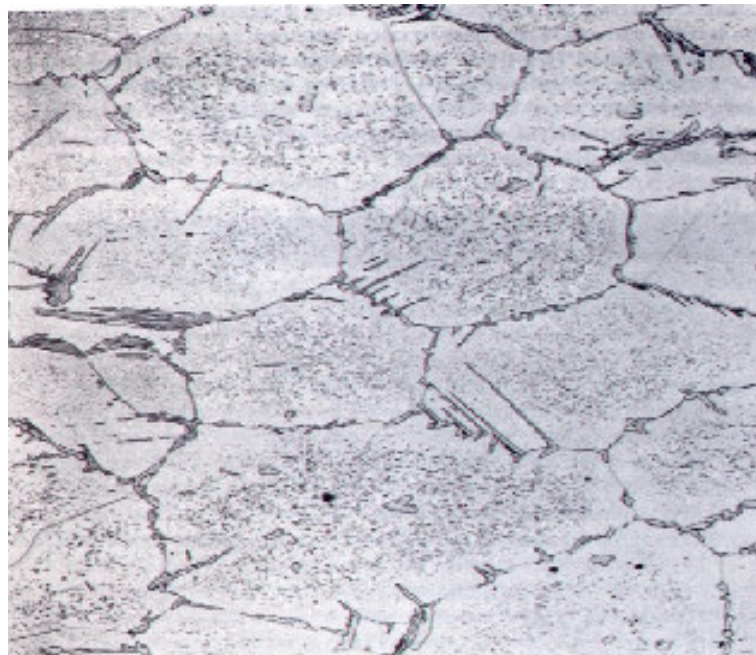


Figura 3.3 - Micrografia ótica de um aço AISI 430, laminado a quente e temperado a partir de 1100°C⁽²⁾.

Além do efeito de alteração da posição das curvas do diagrama de fases, a baixas temperaturas, devido à baixa solubilidade na ferrita, os elementos intersticiais são rejeitados da solução sólida em forma de carbonetos, $(Cr,Fe)_7C_3$ e $(Cr,Fe)_{23}C_6$, ou nitretos, Cr_2N , predominantemente nos contornos de grão. Os carbonetos e nitretos

começam a se dissolver a partir de 850°C e a dissolução é completa acima de 1100°C⁽²⁾.

Em aços que contém adição de Nb ou Ti (aços estabilizados), os carbonetos e nitretos de cromo são parcialmente ou completamente substituídos por carbonitretos ou nitretos de nióbio, Nb(C,N), ou de titânio, Ti(C,N). Estes precipitados são mais estáveis que os de cromo, apresentando menor solubilidade, só se dissolvendo na matriz ferrítica a temperaturas bem elevadas (superiores a 1200°C). Ao limitar a dissolução de C e N na ferrita a altas temperaturas, adições de Nb e Ti reduzem o efeito austenizante dos elementos intersticiais e limitam ou impedem a formação de austenita. Dessa forma, aços adequadamente estabilizados tendem a manter uma estrutura completamente ferrítica a qualquer temperatura. Uma primeira estimativa para teores mínimos de Ti e Nb para estabilização simples de um aço é dada pelas relações⁽²⁾ :

$$\% \text{ Nb} > 8,1 \times (\% (\text{C} + \text{N})) \quad (3.1)$$

$$\% \text{ Ti} > 4,7 \times (\% (\text{C} + \text{N})) \quad (3.2)$$

Uma das limitações ao uso dos aços inoxidáveis ferríticos quando comparados aos aços austeníticos, diz respeito à plasticidade inferior. O limite de escoamento do aço ferrítico 430 é maior que o do aço 304. Porém, no trabalho a frio, os aços austeníticos apresentam maior encruamento quando comparados com os ferríticos, além de possuir a ductilidade e a resistência ao impacto maiores. A Tabela 3.1 mostra as propriedades típicas de alguns aços inoxidáveis após recozimento.

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas típicas de alguns aços inoxidáveis ⁽⁴⁾.

Designação	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	e_t (%)
AISI 430	345	506	28
AISI 304	290	579	55
AISI 420	345	655	20

3.2. Estampabilidade

A estampagem pode ser definida como um processo de conformação com o objetivo de se conseguir um perfil desejado a partir de uma deformação permanente de uma

chapa usando-se um punção, uma matriz e um prensa-chapas. A estampagem é um processo altamente eficiente na produção de perfis variados a partir de esboços planos, assegurando uniformidade nos produtos e um elevado índice de aproveitamento da matéria-prima.

Existem vários processos de conformação de chapas finas de metal, dentre os quais pode-se citar o dobramento, estampagem profunda, estiramento, dentre outros. Nos processos gerais de estampagem, dois tipos de deformação estão presentes. No primeiro caso, quando há variação de espessura denomina-se estiramento, e no segundo caso, quando a espessura não varia, é comum designar-se a operação de embutimento.

Estes dois processos podem ser resumidos como:

Estiramento: trata-se de um processo de conformação que consiste na aplicação de forças de tração de maneira a esticar o material sobre uma ferramenta ou bloco-modelo. Esse processo é derivado do desempenho por tração de chapas finas laminadas e é muito empregado na indústria aeronáutica para produzir peças com grandes raios de curvatura⁽⁵⁾.

Estampagem Profunda (Embutimento): é um processo de fabricação utilizado para modelar chapas planas em artigos com forma de copos, tais como pias, banheiras e vários outros objetos de uso comum na vida diária. O embutimento é um processo de compressão indireta. As forças primárias aplicadas são freqüentemente trativas, mas as forças compressivas indiretas, desenvolvidas pela reação do material com a matriz, atingem valores elevados. Assim, o metal escoá sob a ação de um estado de tensão combinado, o que inclui elevadas forças compressivas em pelo menos uma das direções principais.⁽⁵⁾

A estampabilidade de uma chapa de aço, no que diz respeito ao embutimento pode ser prevista pelo valor do coeficiente de anisotropia normal médio \bar{R} , e pelo valor do coeficiente de anisotropia planar, ΔR . A definição desses parâmetros será apresentada na seção 3.2.2. Uma maior magnitude de \bar{R} é melhor para a estampagem profunda de chapas de aço. Contudo, um alto valor absoluto de ΔR é pior para o comportamento no orelhamento⁽⁵⁾.

O aço 304 é o que apresenta melhor estampabilidade, sendo destinado a aplicações caracterizadas por condições de conformação mais severas, envolvendo principalmente o estiramento. O aço 430 é caracterizado por uma menor estampabilidade, principalmente em processos em que predomina o estiramento, mas pode apresentar ótimo desempenho em operações em que prevalece o embutimento, dependendo de seu coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} .

3.2.1. Testes de Materiais para a Estampagem

Existem vários testes de estampabilidade. Geralmente, eles se agrupam em testes diretos e indiretos. Os testes indiretos são aqueles que não têm relação direta com a prensa, atendo-se mais às propriedades plásticas dos materiais, como é o caso do teste de tração e de dureza. Os testes diretos determinam o comportamento do material em matriz padrão e em condições pré-determinadas de trabalho de acordo com a aplicação, dando ênfase ao embutimento ou ao estiramento conforme o tipo de deformação. No primeiro caso, é comum o teste Swift ou teste do copo, e no segundo, o mais importante é o teste Erichsen.

Testes Indiretos

Dentre os testes indiretos, o mais utilizado é o ensaio de tração. É um método básico para avaliação das características plásticas do material. É muito importante, pois auxilia na caracterização e na avaliação do comportamento de materiais em face de solicitações mecânicas. As propriedades determinadas diretamente pelos testes de tração convencionais são: limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total. O limite de escoamento e o limite de resistência à tração do material são propriedades que se relacionam à sua resistência mecânica e não expressam diretamente sua conformabilidade⁽⁶⁾. O limite de escoamento, por exemplo, não serve como parâmetro para avaliação da estampabilidade. Contudo, outras propriedades retiradas do ensaio de tração podem ser utilizadas como parâmetros avaliadores da conformabilidade de chapas finas de aço, podendo-se destacar a razão elástica, o expoente de encruamento e o coeficiente de anisotropia R de Lankford⁽⁷⁾.

A razão elástica é definida como sendo o quociente entre o limite de escoamento e o limite de resistência e está relacionada à estampagem. Um baixo valor para a razão

elástica é indicativo de uma maior capacidade de encruamento do material e uma maior ductilidade, fatores que irão contribuir para um melhor desempenho em estiramento⁽⁷⁾. A capacidade de encruamento auxilia a estampabilidade no sentido de que, quanto mais elevada for a capacidade de encruamento da chapa, maior será a distribuição das deformações durante a conformação, retardando o aparecimento da estricção que levará à ruptura do perfil.

Testes Diretos

No teste de estiramento Erichsen, o material é fixado entre dois aros metálicos e é submetido a um sistema biaxial de tensões de tração, simulando uma operação de conformação por estiramento. A grandeza medida, neste teste, é a profundidade de penetração da esfera na chapa quando se inicia a fratura do corpo de prova. Como a deformação é virtualmente um estiramento, o valor do teste Erichsen é a altura crítica de estiramento do material ensaiado sob a condição padrão da ferramenta. Um material com alto valor Erichsen apresenta boa conformabilidade no estiramento.

O ensaio Swift serve para avaliar a capacidade de embutimento de múltiplos esboços do mesmo material com diferentes diâmetros iniciais. O diâmetro máximo do esboço, que pode ser embutido sem ruptura, é determinado e a capacidade de deformação do material é avaliada de acordo com o valor denominado razão dos diâmetros ou LDR, cuja expressão⁽⁸⁾ é:

$$LDR = D_o/D_p \quad (3.3)$$

Onde: D_o = diâmetro máximo do esboço

D_p = diâmetro do punção

Um material com alto LDR tem melhor desempenho no embutimento e é mais adequado para a estampagem profunda do que aqueles com baixos valores de LDR.

3.2.2. Anisotropia da Deformação Plástica

Um método muito usado para a avaliação da anisotropia da deformação plástica em chapas é aquele que usa o coeficiente R de Lankford, a partir do qual pode-se medir a

anisotropia planar e normal. A resistência à deformação na espessura está relacionada ao coeficiente R , sendo tanto mais alta quanto maior o valor deste parâmetro, permitindo profundidades maiores nos estampos. Na estampagem a anisotropia das propriedades dos materiais não é só desejada, mas também procurada.

Coeficiente R de Lankford

Num ensaio de tração, o corpo de prova tem sua largura e espessura diminuída, enquanto é alongado no comprimento pela tração aplicada. O coeficiente R de Lankford⁽⁸⁾ é definido pela razão entre a deformação verdadeira na direção da largura, ϵ_t e na direção da espessura, ϵ_w :

$$R = \epsilon_w / \epsilon_t \quad (3.4)$$

Esse coeficiente avalia a resistência de uma tira de um material à diminuição de espessura. A deformação longitudinal é de 15 a 20%, dentro do intervalo de deformação uniforme. Como a deformação na direção de espessura é de difícil medição, além de apresentar erros relativamente maiores, utiliza-se a deformação longitudinal, sabendo que o volume se conserva durante a deformação plástica. A partir daí deduz-se:

$$R = \frac{\ln(W_o / W_f)}{\ln(l_o \cdot W_o / l_f \cdot W_f)} \quad (3.5)$$

Onde W_o e W_f = largura inicial e final, respectivamente.

l_o e l_f = comprimento inicial e final, respectivamente.

Os corpos de prova para o teste de tração são retirados da chapa fazendo os ângulos 0° , 45° e 90° com a direção de laminação, fornecendo as seguintes informações:

$R_0 = R_{45} = R_{90} = 1$: isotropia total

$R_0 = R_{45} = R_{90} \neq 1$: isotropia planar e anisotropia normal pura

$R_0 \neq R_{45} \neq R_{90} \neq 1$: anisotropia planar e normal

Se o material apresenta valores elevados de anisotropia normal pura, indica que ele tem grande resistência à redução de espessura, e como consequência ele é adequado para suportar esforços biaxiais de tração e evidentemente exige menor esforço na estampagem profunda.

Anisotropia planar e normal média.

O coeficiente de anisotropia normal médio é avaliado conforme a equação 3.6⁽⁸⁾:

$$\bar{R} = (R_0 + 2R_{45} + R_{90})/4 \quad (3.6)$$

Tem-se a isotropia normal quando $\bar{R} = 1$.

O coeficiente de anisotropia planar é estimado segundo a equação 3.7:

$$\Delta R = (R_0 + R_{90} - 2R_{45})/2 \quad (3.7)$$

Tem-se isotropia planar quando $\Delta R = 0$

Os valores de ΔR estão associados à ocorrência de um defeito, chamado orelhamento. Quanto maior o valor absoluto de ΔR , maior a tendência ao orelhamento. A estampagem será tanto mais favorecida quanto maior for o coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} . Para o aço 430, o ideal é que se atinja um valor de \bar{R} superior a 1,3⁽⁷⁾ para possibilitar um bom desempenho em operação em que prevaleça o embutimento. O aumento de \bar{R} pode variar com o teor de carbono, com a presença de nióbio e titânio em adição e com a textura cristalográfica da chapa. Valores mais elevados de \bar{R} são normalmente obtidos com o decréscimo do teor de intersticiais, aumento da deformação na laminação a frio⁽⁷⁾ e a realização de um recozimento intermediário na laminação a frio. A Tabela 3.2 apresenta alguns coeficientes de anisotropia normal, R, para dois aços inoxidáveis e para um aço baixo carbono comum⁽⁴⁾.

Tabela 3.2 - Coeficientes de anisotropia normal, R, para aços inoxidáveis e para um aço baixo carbono comum⁽⁴⁾.

Aço	R₀	R₄₅	R₉₀	\bar{R}
304	0,9	1,0	0,9	1,0
430	1,0	1,06	1,09	1,1
Baixo Carbono	2,1	1,5	2,4	1,9

3.3. Aço Inoxidável Ferrítico AISI 430

Dentre os aços inoxidáveis ferríticos o aço AISI 430 é o mais usado no mercado. Trata-se de um aço com 16 a 18% de Cr e um máximo de 0,12% de carbono (tabela 3.3), cujas principais aplicações são: talheres, baixelas, eletrodomésticos, indústria alimentícia, etc.

O aço ferrítico do tipo 430 quando submetido à soldagem apresenta a formação de martensita na região próxima ao cordão de solda. Conseqüentemente esta região torna-se frágil, sendo indesejável onde haja esforços mecânicos ou mesmo em presença de meios corrosivos. Uma maneira de evitar a formação de martensita na liga Fe-Cr é estabilizar a ferrita adicionando, por exemplo, o titânio.

Tabela 3.3 - Faixa de composição química (%) do aço AISI 430 (padrão)⁽²⁾.

C	Mn	Si	P	S	Cr	N
0,12máx	1,00 máx.	1,00 máx.	0,04 max	0,030 max	16,00 a 18,00	0,12 máx

Na tabela 3.4 são descritos os efeitos dos vários elementos presentes na composição do aço AISI 430.

Tabela 3.4 - Influência dos elementos de liga na estrutura e/ou propriedades do aço AISI 430.

Elemento químico	Efeito
Carbono	gamagêneo (expansão do campo γ)
	aumenta fortemente a resistência mecânica e dureza
	afeta negativamente a resistência à corrosão e a tenacidade à baixa temperatura
Cromo	elemento alfa-gêneo amplia o campo da ferrita
	aumenta a dureza do aço pelo efeito de endurecimento por solução sólida.
	forma uma camada passiva, aumentando a resistência à corrosão
	limita o crescimento de grão e retarda a decarbonetação superficial
Molibdênio	elemento alfa-gêneo
	aumenta a resistência mecânica e à fluência a temperaturas elevadas
	melhora a resistência à corrosão localizada (<i>pite</i>)
	formador de carbonetos
Silício	elemento alfa-gêneo
	melhora a resistência mecânica à quente (%Si entre 0,5 e 2,0 %)
	Desoxidante
	endurecedor em solução sólida na ferrita
Nitrogênio	aumenta a resistência mecânica
	Gamagêneo, aumenta a solubilidade do Cr na austenita
Manganês	Gamagêneo
	aumenta a dureza e a resistência à tração
	pode diminuir a ductilidade e a soldabilidade
Nióbio	elemento alfa-gêneo
	efetivo refinador de grão
	aumenta a resistência a quente
	forte formador de carbonitretos, removendo o C e o N da solução
Titânio	elemento alfa-gêneo
	efetivo refinador de grão durante o processo de solidificação
	forte formador de carbonitretos, removendo o C e o N da solução

3.3.1. Fluxo de Produção

A figura 3.4 ilustra o fluxo de produção do aço inoxidável na ACESITA.

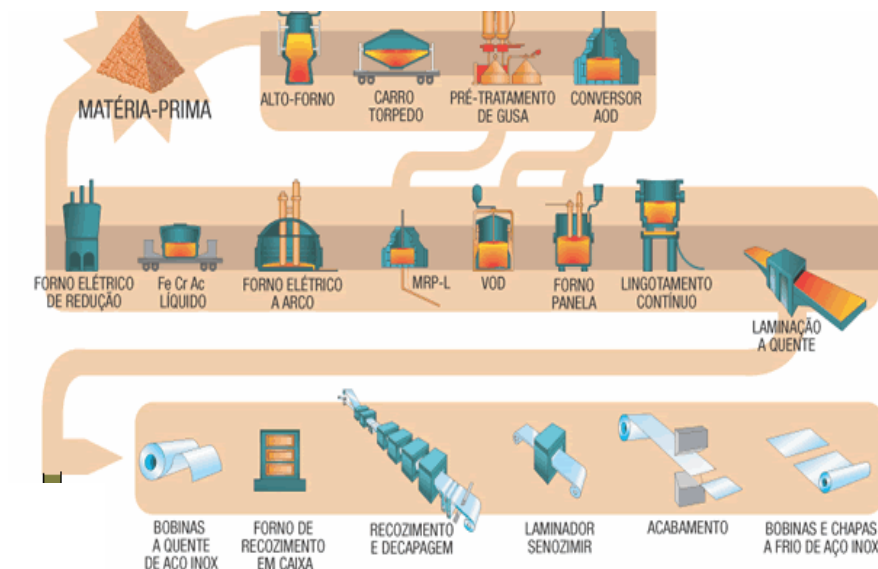


Figura 3.4 - Fluxo de produção do aço inoxidável na ACESITA.

3.3.2. Microestrutura do Aço Inox Ferrítico AISI 430 nas Diversas Etapas de Produção na ACESITA.

3.3.2.1. Lingotamento Contínuo

Após a etapa de refino na aciaria, o material é transformado em placas via lingotamento contínuo. Na ACESITA as dimensões típicas da placa após o lingotamento contínuo são:

- espessura = 200mm
- largura = 1265mm
- comprimento = 13000mm

As diferentes estruturas observadas após a solidificação da placa são as seguintes:

Região Coquilhada:

Quando o aço se solidifica em contato com as paredes do molde (alto gradiente de temperatura) ocorre a nucleação de grãos pequenos e equiaxiais, com orientação cristalográfica aleatória (sem nenhuma orientação preferencial). Esses grãos formam uma camada denominada zona coquilhada. Nas placas do lingotamento contínuo esta zona tem espessura de 5 a 10mm.

Região Colunar:

Esta região se desenvolve a partir dos grãos coquilhados, partindo dos grãos do lado interno da região coquilhada, que crescem em direção ao centro da placa, e no sentido oposto ao de extração de calor pelo molde. Por um processo competitivo os grãos com dendritas perpendiculares à parede do molde e cuja direção de crescimento na direção cristalográfica $\langle 001 \rangle$ é paralela a de extração de calor, são os mais favorecidos, aprisionando os menos favorecidos e impedindo o crescimento dos mesmos. Logo, a estrutura final torna-se caracterizada por grãos grandes e alongados. ⁽⁹⁾

Região Equiaxial Central:

Esta região é formada por grãos equiaxiais de orientação cristalográfica aleatória, que se originam, a partir de cristais da zona coquilhada ou de pontas de dendritas da zona colunar, que são carregados para o centro da placa, pelas correntes de convecção do líquido e do efeito da gravidade.

A figura 3.5 mostra as diferentes estruturas observadas em uma seção transversal de uma placa do aço AISI 430 após lingotamento contínuo.



**Região
Coquilhada**

**Região
Colunar**

**Região
Central
Equiaxial**

Figura 3.5 - Macroestrutura observada na seção transversal de uma placa de aço AISI 430 estabilizado ao Nb.

3.3.2.2. Laminação a Quente

Após o lingotamento contínuo as placas são reaquecidas até a temperatura de 1200°C. Em seguida, são enviadas para o laminador de desbaste, onde é feita a primeira etapa de laminação a uma temperatura de 1100°C. A seguir, a chapa (espessura de 28mm) é enviada para a laminação final que será realizada no laminador acabador do tipo STECKEL. É um laminador quádruplo reversível com as bobinadeiras dentro de fornos de aquecimento, com objetivo de manter a temperatura durante a laminação acima de 1000°C. Nesta etapa, o material é laminado até a espessura final que pode variar de 2,50 a 12,70mm.

Conforme se mostra na figura 3.6, o processo do aço inoxidável difere do aço carbono. A recristalização durante a laminação a quente não é completa, principalmente no aço AISI 430, por sofrer limitada transformação de fase (α - γ) durante a laminação a quente, e uma recuperação muito intensa devido à alta energia de falha de empilhamento da ferrita. A estrutura de solidificação é destruída durante a laminação a quente, porém nas texturas com planos (001) isto não ocorre facilmente, e as bobinas a quente apresentam grãos grandes e alongados. Já o aço de baixo teor de carbono é austenítico durante a laminação a quente e como esta fase tem baixa energia de falha de empilhamento, recupera pouco favorecendo a recristalização dinâmica. A figura 3.6 mostra que um aço ferrítico com 17% de cromo, no intervalo de temperatura entre 900 a 1200°C, é bifásico (α - γ), sendo portanto possível obter martensita através de resfriamento rápido a partir da austenita presente nesse intervalo de temperatura.

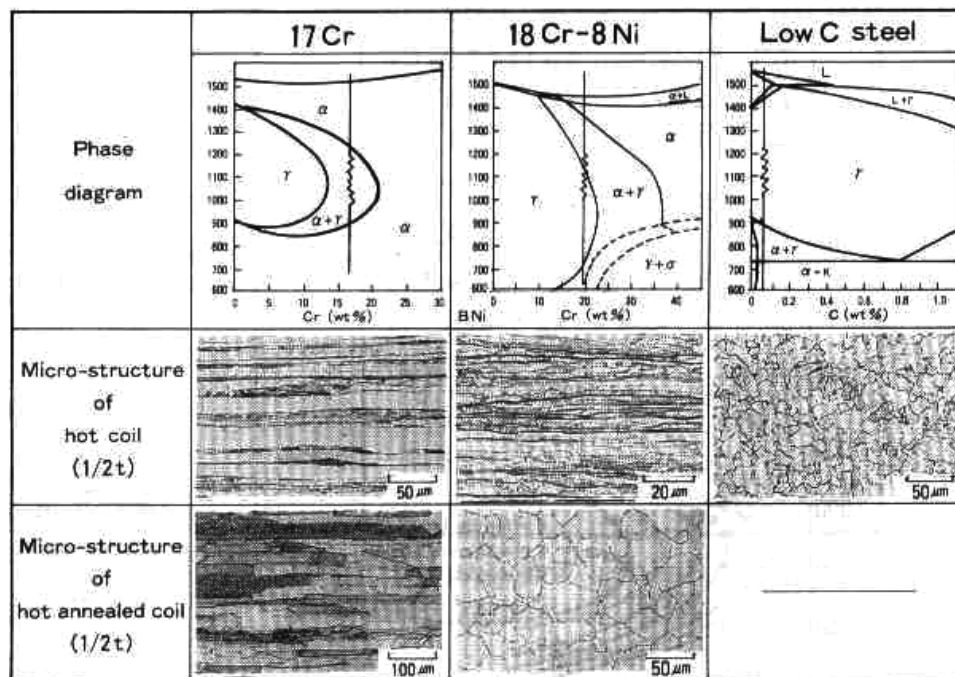


Figura 3.6 - Comparação do diagrama de fase e microestruturas durante a laminação a quente entre os aços inoxidáveis (17 Cr e 18 Cr-8 Ni) e aço baixo carbono (Low C Steel)⁽¹⁰⁾.

3.3.2.3. Laminação a Frio

Antes da laminação a frio as bobinas a quente são recozidas em caixa. Este tratamento térmico tem como objetivo recuperar a ductilidade da bobina laminada a quente para posterior trabalho a frio. A estrutura inicial (bobina a quente) é constituída de uma matriz ferrítica com martensita e carbonetos de cromo e também apresenta grãos grandes e alongados. O tratamento térmico usado é o subcrítico, temperatura de 830°C, com velocidade de resfriamento livre. O tempo total do tratamento térmico é de aproximadamente 65 horas. Após o recozimento em caixa a martensita é dissolvida. A microestrutura final é uma matriz ferrítica com os carbonetos de cromo globulares e homogeneamente distribuídos. Entretanto, a estrutura continua com grãos grandes e alongados.

Em seguida é realizada a decapagem das bobinas, que são enviadas posteriormente para a laminação a frio, a qual é realizada no laminador Sendzimir, que reduz o material até a espessura final. A tabela 3.5 mostra um plano de passes típico. Nesse

tipo de laminador é possível conferir reduções de até 85%, sem recozimento intermediário e com alta qualidade superficial.

Tabela 3.5 - Plano de redução típico do aço 430, espessura inicial 4,00 e final 0,60 mm.

Passe	entrada	01	02	03	04	05	06	07	08	09	10	11
Plano de redução	4,0	3,17	2,58	2,13	1,77	1,49	1,25	1,06	0,91	0,78	0,67	0,60
Redução %	-	23,2	20,6	19,2	18,5	17,2	17,6	16,5	15,3	15,4	15,2	11,0

3.3.2.4. Recozimento e Decapagem Final

Após a laminação a frio, o recozimento é realizado em fornos contínuos. São utilizados também linhas de decapagem, laminação de encruamento, polimento e esmerilhadeiras que conferem ao material uma alta qualidade superficial⁽¹⁾. Para o aço AISI 430 com espessura de 0,6mm, a temperatura de recozimento é de 830°C. Após a decapagem final a microestrutura resultante típica deste aço, é uma matriz ferrítica com distribuição homogênea de carbonetos finos de cromo, conforme ilustrado na figura 3.7.

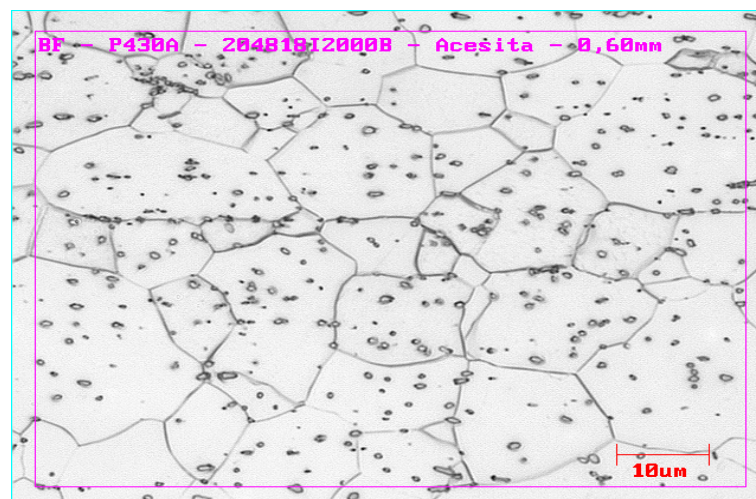


Figura 3.7 - Microestrutura do aço AISI 430 após recozimento final.

3.4. Textura Cristalográfica e Fenômeno de Estriamento (*Ridging*) em Aços Inoxidáveis Ferríticos.

Um metal que tenha sofrido uma grande quantidade de deformação, como na laminação, desenvolve uma orientação preferencial, ou textura, na qual certos grãos tendem a se orientar de uma maneira preferencial com respeito à orientação de máxima deformação e desta forma o metal torna-se anisotrópico. Se os cristais de um metal policristalino estão orientados aleatoriamente, então ele apresentará as mesmas propriedades em todas as direções e dizemos que este material é isotrópico. ⁽⁵⁾

Normalmente, são utilizados dois métodos de avaliação da textura cristalográfica. Tradicionalmente, usa-se a difração de raios-X, em que se calculam as frações volumétricas de uma dada orientação cristalina, a partir da intensidade que difratam. Num policristal, milhares de grãos são analisados simultaneamente. Esta técnica mede a textura global.

Recentemente, o uso do EBSD (Electron Back-Scattering Diffraction), associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiu a determinação da orientação individual de cada grão. A quantidade de grãos com cada orientação, existente no policristal, é medida diretamente, por um processo automatizado de modo muito rápido.

Uma orientação preferencial pode ser detectada com raios X após uma redução de 20 a 30% da área transversal por trabalho a frio. Neste estágio da redução, existe uma apreciável variação na orientação dos cristais individuais com relação à orientação ideal. Essa variação diminui com o aumento da redução até que em cerca de 80 a 90% de redução, a orientação preferencial está essencialmente completa. O tipo de orientação preferencial, ou textura de deformação, que se desenvolve depende principalmente do tipo e número de sistemas de deslizamento disponíveis e das deformações principais.

A textura de deformação de uma chapa produzida por laminação é descrita pelos planos cristalográficos paralelos à superfície da chapa bem como pelas direções cristalográficas desses planos, que são paralelas à direção de laminação. Em metais cúbicos de corpo centrado, a textura de laminação predominante consiste em grãos

com direção $\langle 110 \rangle$ paralela a direção de laminação (DL), textura chamada de fibra α . As principais componentes encontradas são, $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$ ⁽⁵⁾.

Uma vez que a estampabilidade está associada à anisotropia dos fluxos plásticos, é fácil anteciper que estará estreitamente relacionada à textura cristalográfica. A textura correta propicia a orientação adequada de planos de escorregamento, de forma que a resistência à deformação plástica na direção da espessura seja maior do que nas direções contidas no plano. Assim, a orientação cristalográfica ideal para maximizar \bar{R} nos metais cúbicos de corpo centrado seria uma "textura cubo-no-vértice (CC)", $\{111\}\langle uvw \rangle$, em que a direção $\langle 111 \rangle$ é normal ao plano da chapa. Essa orientação é normalmente chamada de fibra γ . Outros componentes são relativamente desfavoráveis, em particular os componentes em que os planos $\{100\}$ são paralelos ao plano da chapa (PC)⁽¹¹⁾, "textura cubo-na-face (CF)", e os componentes em que os planos $\{110\}$ são paralelos ao plano da chapa, "textura cubo na aresta (CE)". A figura 3.8 apresenta os diferentes tipos de textura: cubo no vértice, cubo na face e cubo na aresta.

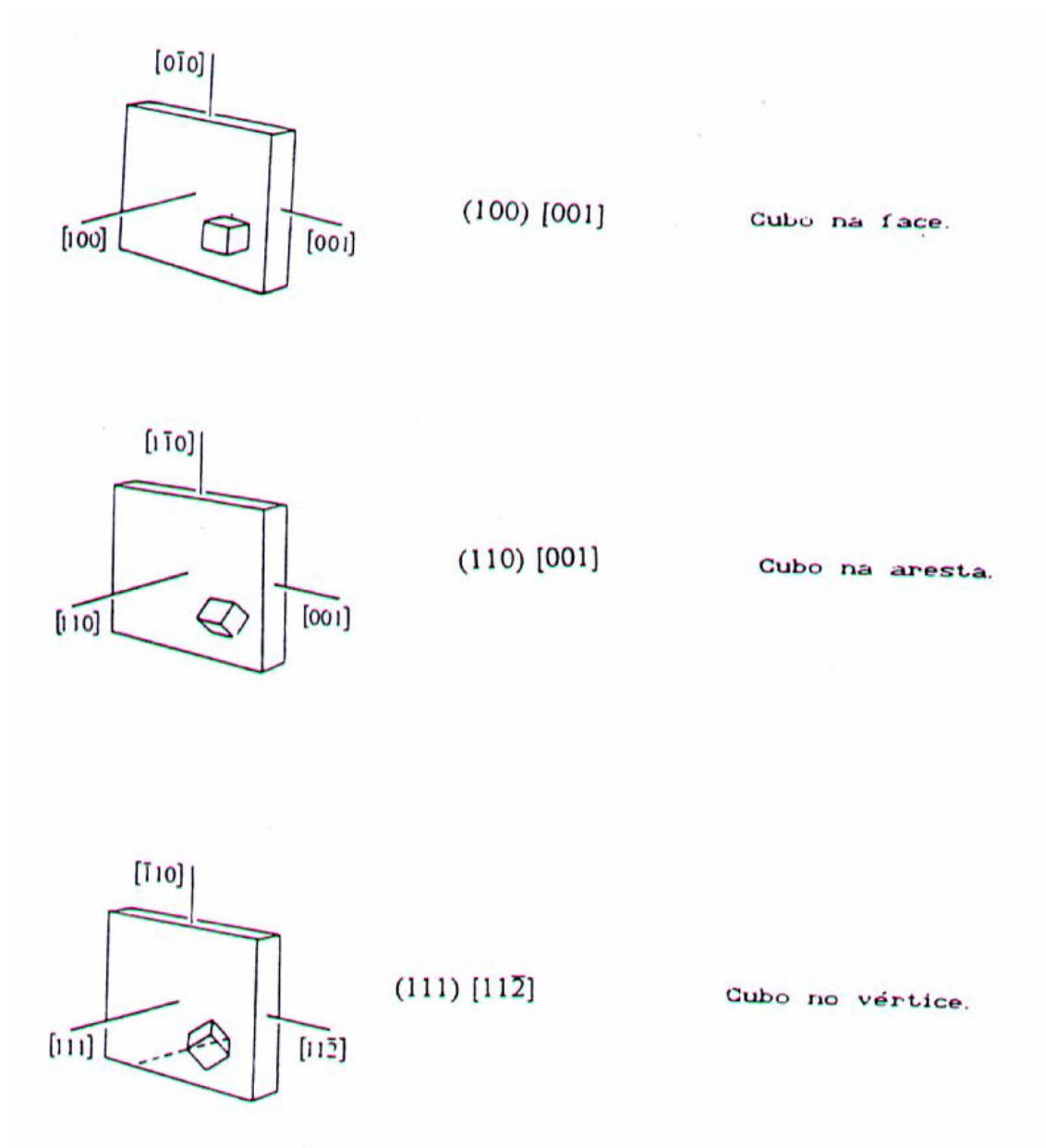


Figura 3.8 - Tipos de textura observadas em aços ferríticos⁽¹³⁾.

É também muito freqüente representar as texturas de laminação em termos de texturas de fibra. As principais são ⁽¹¹⁾:

Fibra- α : $\langle 110 \rangle // DL \rightarrow \{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 110 \rangle$

Fibra- γ : $\{111\} // PC \rightarrow$ principalmente $\{111\} \langle 112 \rangle$ e $\{111\} \langle 110 \rangle$

fibra- ϵ : $\langle 110 \rangle // DT \rightarrow \{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 111 \rangle$, $\{4\ 4\ 11\} \langle 11\ 11\ 8 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$ e $\{011\} \langle 100 \rangle$ Goss

onde:

DL=direção de laminação

PC=plano da chapa;

DT=direção transversal à direção de laminação;

DN=direção normal ao plano da chapa.

Em aços de baixo teor de carbono a deformação na laminação leva a uma textura constituída de fibra- α e fibra- γ ⁽¹²⁾. No recozimento de recristalização, a textura fibra- γ aumenta às custas da componente fibra- α , o que dá origem ao alto coeficiente de anisotropia normal médio e a boa aptidão ao embutimento das chapas de aço de baixo carbono⁽¹²⁾.

Chapas de aços inoxidáveis ferríticos desenvolvem texturas diferentes e menos favoráveis do que os aços de baixo teor de carbono⁽¹²⁾, texturas que dão origem a um defeito superficial, conhecido como “*ridging*”. Esse fenômeno consiste no aparecimento de estreitas rugas ou estrias paralelas a direção de laminação, independentemente da direção de solicitação. Medidas de rugosidade ao longo da direção transversal revelam que picos em um lado da chapa correspondem a vales do outro lado. Nos casos mais severos, a amplitude das estrias está entre 10 e 50 μm e a distância entre elas está entre 1 a 3mm⁽¹³⁾. Na figura 3.9 ilustra-se o *ridging*, as estrias típicas em uma cuba de aço inox ferrítico 430.



Figura 3.9 - ilustração do “ridging” – estrias típicas de um aço inox ferrítico na parede lateral de uma cuba retangular. Aço AISI 430, espessura 0,60mm⁽¹³⁾.

Por ser uma condição superficial indesejável, principalmente nas aplicações decorativas, e sendo a remoção destas estrias por polimento mecânico uma operação difícil e onerosa, esse problema tem causado algumas restrições ao uso dos aços inoxidáveis ferríticos. Ao mesmo tempo tem exigido esforços no sentido de se desenvolver melhorias nas ligas e nos processos de produção destes aços que minimizem a sua ocorrência.

O desenvolvimento da textura de laminação a frio é fortemente dependente da textura inicial da laminação a quente. Como mencionado, as placas provenientes do lingotamento contínuo são caracterizadas por uma estrutura de grãos colunares cuja direção de crescimento rápido $\langle 001 \rangle$ é paralela à direção normal ao plano da placa, DN. Essa textura pronunciada na placa leva a uma forte componente $\{001\}\langle 110 \rangle$ na bobina a quente⁽¹⁴⁾. Os grãos com essa textura não são facilmente recristalizados e devido à limitada transformação α/γ durante todo o processamento, longas colônias de grãos com orientações similares se desenvolvem a partir dos grãos colunares durante a laminação a frio e sobrevivem mesmo após o recozimento. Essas colônias e a matriz com diferentes anisotropias em relação à deformação plástica são considerados os principais causadores do fenômeno de estriamento⁽¹⁴⁾.

A evolução da textura de um aço inoxidável ferrítico AISI 430 desde a laminação a quente até após o recozimento de recristalização foi estudada por Huh e Engler⁽¹²⁾. Uma placa de 200mm de espessura foi aquecida a 1250°C e submetida à laminação de desbaste (temperatura de acabamento de 1030°C) até uma espessura de 30mm e

em seguida laminada a quente para uma espessura de 3,05mm, com temperatura de acabamento de 925°C e temperatura de bobinamento de 725°C. A bobina foi recozida em caixa por 24 horas a 850°C. A bobina laminada a quente foi então laminada a frio para uma redução de área de 80 % e espessura final igual a 0,6 mm. O recozimento de recristalização das chapas foi realizado em um banho de sal a 700°C por 1 hora. Os autores observaram que as tiras a quente apresentaram texturas pronunciadas bem como gradientes de textura ao longo da espessura. Esses fatores parecem controlar a evolução da textura e as propriedades mecânicas durante todo o processamento posterior, inclusive o estriamento nas chapas recristalizadas. O centro da chapa após a laminação a quente apresentava uma textura acentuada tipo fibra- α com um máximo em $\{001\}\langle 110\rangle$. Nas camadas mais externas a textura é menos intensa e apresenta um componente máximo com orientação de Goss, $\{011\}\langle 100\rangle$, com rotação para $\{111\}\langle 112\rangle$ a $\frac{1}{4}$ da espessura e para $\{011\}\langle 211\rangle$ na camada subsuperficial. Nessa camada e na superfície observa-se outra componente de menor intensidade $\{112\}\langle 111\rangle$. Todas essas orientações, $\{011\}\langle 100\rangle$, $\{011\}\langle 211\rangle$ e $\{112\}\langle 111\rangle$ são características de uma textura de deformação cisalhante de metais CCC, típica do estado de laminação a quente próximo a superfície. A microestrutura, examinada por microscopia ótica também é heterogênea, com grãos alongados na direção de laminação e cujo tamanho, observado na direção normal ao plano paralelo da chapa, era de 40 μ m na superfície e 100 μ m a $\frac{1}{4}$ da superfície. No centro da chapa os grãos, observados na seção longitudinal se apresentaram acentuadamente alongados⁽¹²⁾.

A textura de deformação da chapa laminada a frio para uma redução acima de 80% era dominada pela fibra- α , com um máximo entre $\{112\}\langle 110\rangle$ e $\{111\}\langle 110\rangle$, e apresentava também a componente fibra- γ , cuja intensidade decrescia da superfície para o centro da chapa. No centro, a textura da chapa permanecia igual a da chapa laminada a quente, com o máximo em $\{001\}\langle 110\rangle$, embora o espalhamento para $\{112\}\langle 110\rangle$ tenha aumentado acentuadamente⁽¹²⁾.

Após o recozimento de recristalização, as texturas na superfície e na sub-superfície são muito fracas, com algumas componentes de fibra- α e fibra- γ . No centro a textura é mais pronunciada. Esta consiste principalmente das orientações fibra- γ com uma distribuição completamente irregular. A componente com intensidade máxima está deslocada de 8° da componente $\{111\}\langle 112\rangle$ para uma orientação do tipo $\{334\}\langle \bar{4}83\rangle$.

A $\frac{1}{4}$ da espessura a textura é fraca com um componente $\{334\}\langle 4\bar{8}3\rangle$ de pequena intensidade. Em relação à microestrutura de recristalização, observada por microscopia ótica, mostrou-se que após 60s houve recristalização quase completa. Entre 60s e 90s os grãos tendem a atingir uma forma mais equiaxial⁽¹²⁾.

Hamada *et al.*⁽¹⁵⁾ investigaram a influência da estrutura de solidificação no fenômeno de estriamento e na textura em um aço inox ferrítico tipo AISI 430 em chapas que têm duas fases em alta temperatura ($\alpha + \gamma$). Foi investigado o efeito do recozimento nas chapas laminadas a quente com estrutura de solidificação colunar e equiaxial sobre a textura formada durante a laminação a frio. Verificou-se que o estriamento difere dependendo do recozimento da chapa laminada a quente. Com o recozimento da chapa laminada a quente, as amostras com estrutura colunar exibiram um severo nível de estrias quando comparada com as amostras com estrutura equiaxial. Por outro lado, nas amostras sem recozimento da bobina a quente e com presença de α' , não havia nenhuma influência da estrutura de solidificação, ambas apresentando níveis baixos de estrias. As amostras com grãos colunares e com textura inicial $\{001\}\langle uv0\rangle$ e forte textura $\{001\}\langle 110\rangle$ após laminação a quente e recozimento, apresentaram após laminação a frio e recozimento colônias de grão com orientação $\{112\}\langle 110\rangle$. Na condição sem recozimento da amostra após laminação a quente, as amostras com grãos colunares ou equiaxiais, mostraram uma textura mais aleatória. Neste caso, a zona deformada ao redor das partículas duras de martensita durante a laminação a frio tem grande efeito na quebra da estrutura de solidificação e na microestrutura após a laminação a frio, e por conseqüência, no nível de estriamento.

Park *et al.*⁽¹⁶⁾ investigaram a evolução da microestrutura e da textura em dois aços inoxidáveis ferríticos (409 e 430), com objetivo de identificar a existência de colônias de grãos associados com o estriamento. A análise partiu de amostras de placa do lingotamento contínuo, com grão colunar e orientação inicial $\langle 001\rangle//DN$. As dimensões iniciais foram 200x150x25mm. Após aquecimento, as amostras foram laminadas a quente com redução de 25mm para 3,5mm de espessura e em seguida feito o recozimento, e em seguida, laminadas a frio para uma redução de área de 80 % e espessura final igual a 0,7mm. Nas amostras laminadas a frio e submetidas a recozimento de recristalização, a microestrutura se apresentava em bandas com grãos grosseiros no aço 409 e finos no aço AISI 430 e em ambos os aços foram reveladas

colônias de grãos no centro da chapa com orientações $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$. A figura 3.10 ilustra a presença das colônias de grãos.

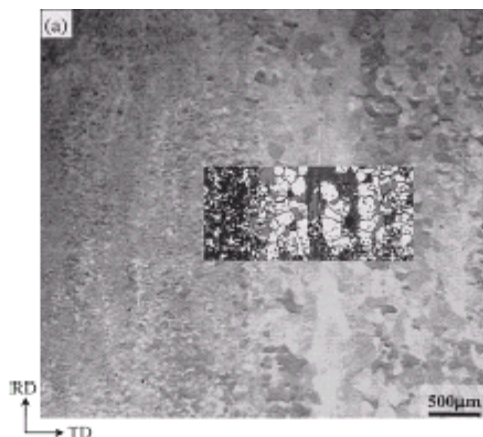


Figura 3.10 - Estrutura observada no meio da espessura no plano paralelo a superfície de um aço 409L após laminação a frio e recozimento⁽¹⁶⁾.

A evolução da textura específica associada com colônias de grãos ainda não está bem compreendida⁽¹⁶⁾. Como mencionado anteriormente, ambos os aços revelaram colônias de grãos no centro da chapa com orientação $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$, há também evidências de bandas de grãos com orientação $\{111\}\langle 112\rangle$ ou $\{111\}\langle 110\rangle$, (fibras- γ). Essas orientações dependem da rotação dos cristais durante a laminação e do comportamento dos diferentes grãos durante a recristalização.

Conforme mostrado na figura 3.10, as colônias de grãos são observadas no meio da espessura da amostra, o que é consistente com o estado de deformação plana na laminação a quente. Na superfície da placa, a deformação é por cisalhamento, devido a um grande atrito entre a tira e o cilindro de laminação, gerando gradientes de texturas pronunciados ao longo da espessura, com orientação de Goss na superfície.

Os aços inoxidáveis ferríticos são difíceis de ser recristalizados durante a laminação a quente, devido a intensa recuperação dinâmica. De acordo com Wright⁽¹³⁾, cristais com orientação $\{001\}\langle 110\rangle$ e $\{112\}\langle 110\rangle$ tem uma taxa de recristalização extremamente baixa.

3.4.1. Influência de Partículas na Textura de Recristalização de Aços Inoxidáveis Ferríticos

De modo sumário, pode-se identificar três efeitos das partículas sobre a recristalização:

- Efeito sobre a energia armazenada durante a deformação, que afeta a força motriz para recristalização;
- Partículas grandes podem tornar-se locais de Nucleação Estimulada por Partículas (NEP).
- Partículas finas e com pequeno espaçamento exercem efeito de ancoramento em subcontornos e contornos de alto ângulo⁽¹⁷⁾.

Os dois primeiros casos tendem a acelerar a recristalização, enquanto que o último tende a dificultá-la. Desse modo, a cinética, o tamanho de grão final e também a textura cristalográfica vão depender da predominância de um ou mais desses efeitos. Tendo em vista que o tamanho, distribuição e fração volumétrica das partículas podem ser alteradas pelo processamento termomecânico, as partículas podem ser usadas para controlar a microestrutura e a textura das ligas⁽¹⁷⁾.

Se partículas estáveis encontram-se presentes durante a deformação a frio que antecede a recristalização, seu efeito vai depender do raio médio das partículas. Para partículas com raio médio inferior a $0,8\mu\text{m}$, a interação com o movimento das deslocções pode ocorrer de duas formas. Caso a partícula seja suficientemente pequena ou coerente para ser cisalhada pela discordância, conforme ilustrado na figura 3.11a, não haverá aumento da densidade de discordâncias e a influência sobre a formação da subestrutura será pequena. No caso, em que as partículas sejam incoerentes e/ou tenham um raio médio tal que o cisalhamento não seja possível, as discordâncias contornam as partículas pelo mecanismo de Orowan⁽⁵⁾, figura 3.11b. As discordâncias deixam círculos em torno das partículas ao contorná-las, o que aumenta a energia armazenada na deformação.

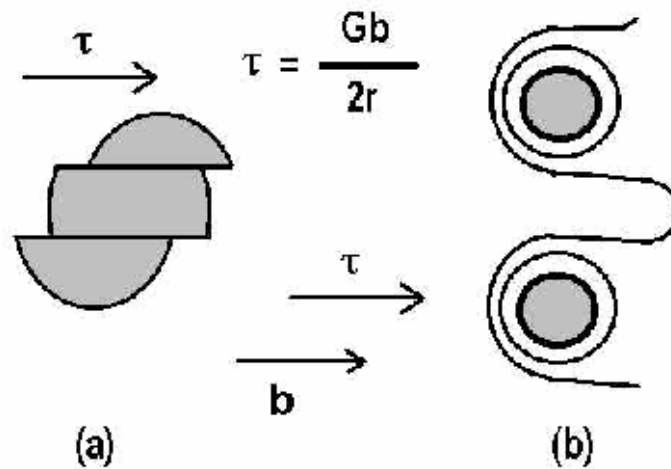


Figura 3.11 - (a) Partícula cisalhada por discordâncias; (b) Círculos de discordância em torno de partículas não cisalhadas.

No caso de inclusões ou precipitados grosseiros ($>0,8\mu\text{m}$), os quais não se deformam com a matriz durante a conformação, a matriz metálica tem que se acomodar em torno deles. Isso conduz para uma deformação localizada e uma geração de uma alta densidade de discordância na interface partícula/matriz. Nessa região, cria-se um gradiente de deformação e uma acentuada curvatura de rede nas proximidades da partícula, fazendo com que a região se torne um local propício à nucleação de novos grãos durante o recozimento final⁽¹⁷⁾.

Humphreys⁽¹⁷⁾ mostrou que os novos grãos se originam de subgrãos pré-existentes na zona de deformação em torno da partícula e que podem parar de crescer quando esta zona é consumida. Este fenômeno é chamado de nucleação estimulada por partículas (NEP). A figura 3.12 ilustra esquematicamente a zona de deformação ao redor da partícula de uma liga laminada a frio, onde o alongamento é na direção de laminação⁽¹⁷⁾. Observa-se ao redor da partícula uma região de alta energia armazenada e a mudança de trajetória da matriz quando encontra a partícula.

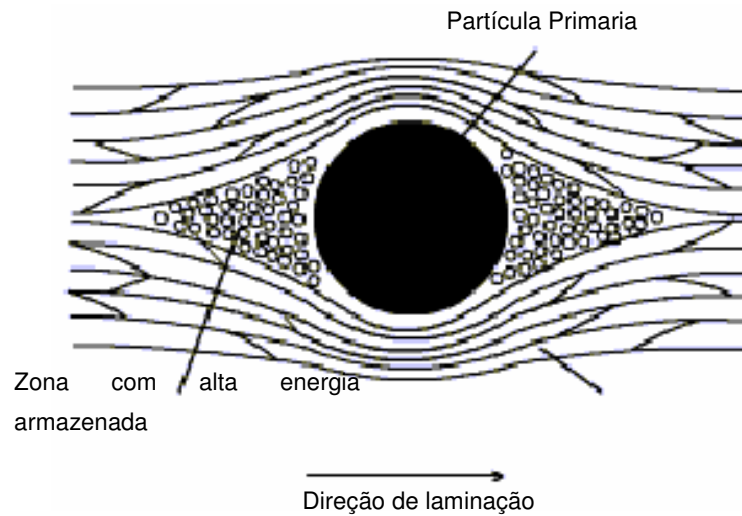


Figura 3.12 - Esquema da deformação ao redor da uma partícula não deformável em um policristal⁽¹⁷⁾.

Humpherys⁽¹⁷⁾ indica alguns aspectos importantes da nucleação estimulada por partículas:

- 1) Tamanho das partículas: durante a deformação, o aumento da densidade de discordâncias aumenta a tensão da interface partícula-matriz. Então, haverá um diâmetro de partícula crítico (que é uma função da tensão) abaixo do qual não acontecerá a NEP, conforme ilustrado na figura 3.13⁽¹⁷⁾.
- 2) Ao contrário dos outros mecanismos, a NEP é bem distribuída na microestrutura e pode ser controlada através de elementos de liga e por processamento. Assim, pode ser usada para controlar o tamanho do grão final do material.
- 3) A textura de recristalização também pode ser controlada pela NEP já que a distribuição de orientação dos grãos por ela gerados é diferente daquela produzida por outros tipos de nucleação.
- 4) A NEP só ocorre se a deformação anterior for aplicada abaixo de uma temperatura crítica. Isso se deve ao fato de que os mecanismos de interação entre as discordâncias e as partículas são termicamente ativados.

Os precipitados maiores que $0,1\mu\text{m}$ e incoerentes, que tenham uma grande energia de interface, se presentes nos contornos de grão, podem abaixar a energia de interface dos mesmos. Uma dispersão de partículas pode retardar o movimento do contorno de

grão por um processo chamado de “Pinning Effect” que pode retardar a recristalização⁽¹⁷⁾.

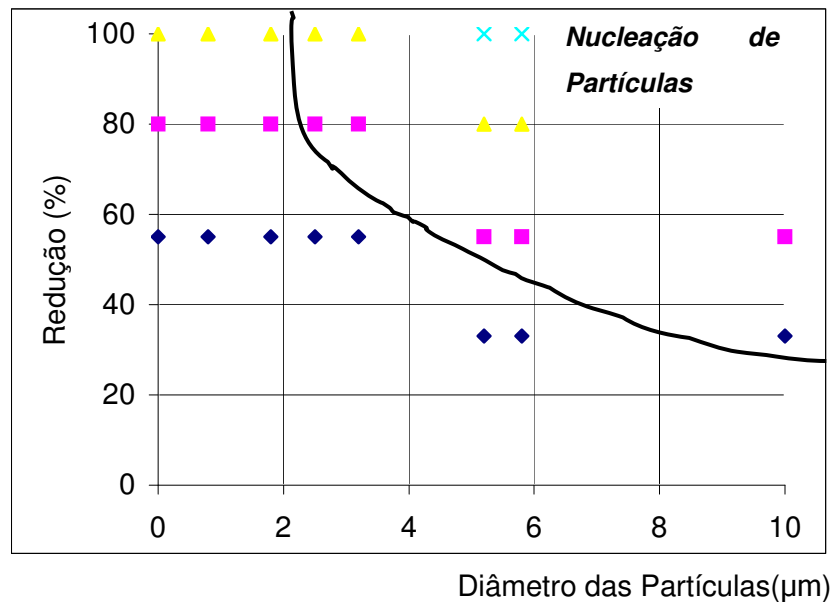


Figura 3.13 - Influência da redução e do tamanho da partícula na formação da NEP⁽¹⁷⁾.

3.5. Mecanismos Propostos para o Fenômeno de Estriamento (*Ridging*).

Existem três mecanismos básicos propostos para explicar o fenômeno de estriamento.

O mecanismo proposto por Chao⁽¹⁸⁾ supõe a presença de regiões alternadas com texturas do tipo “cubo na face (CF)”, (001)[110], e do tipo “cubo no vértice (CC)”, antes da deformação. Segundo ele, usando argumentos da teoria de plasticidade dos cristais, durante a conformação as regiões com textura do tipo CF contraem-se na direção perpendicular ao plano da chapa, enquanto as regiões do tipo CC apresentam pouca ou nenhuma contração nessa direção, mas sim compressão na direção perpendicular à direção de contração das regiões CF. A figura 3.14 mostra esquematicamente este mecanismo.

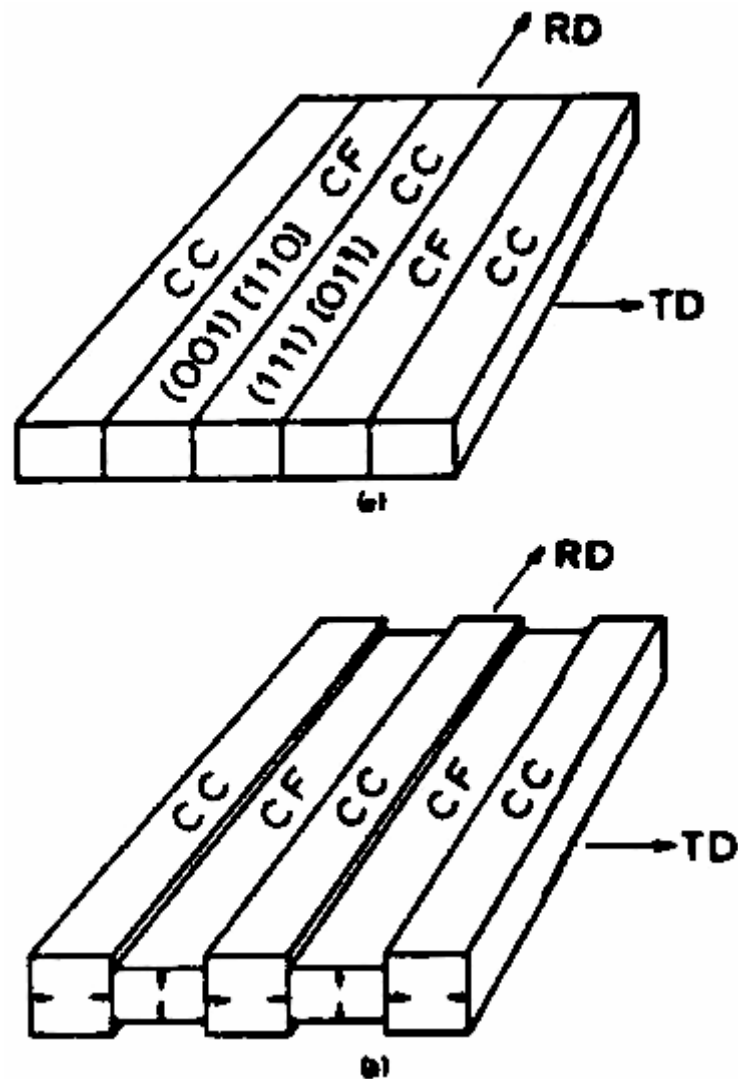
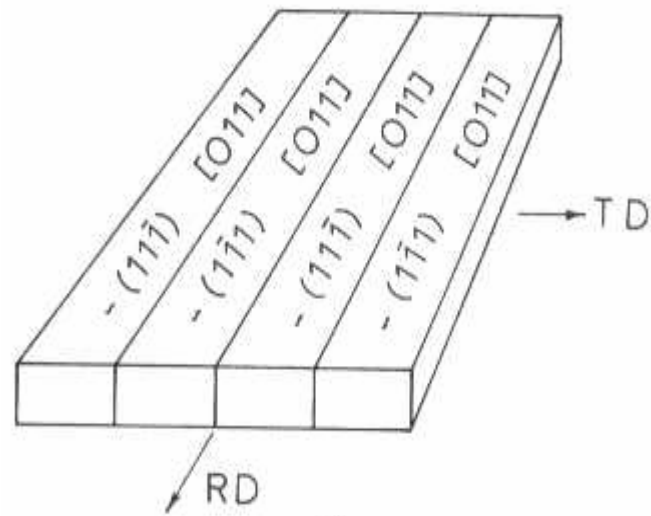
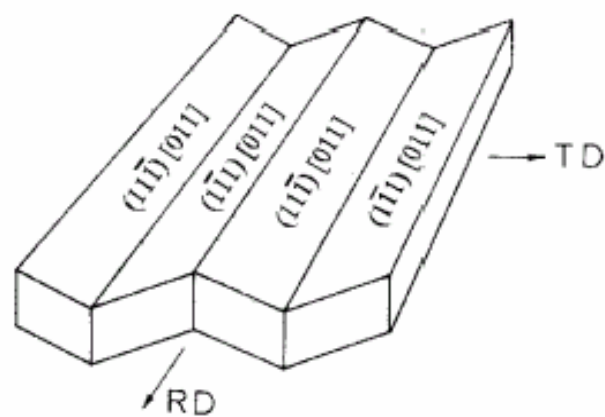


Figura 3.14 - Representação esquemática do mecanismo de "ridging" proposto por Chao. (a) antes da deformação; (b) após deformação na direção de laminação ⁽¹⁷⁾

Segundo Takechi⁽¹⁹⁾ o estriamento ocorre devido a diferentes deformações de cisalhamento entre bandas com diferentes componentes de textura fibra- α ou fibra- γ , quando a chapa é deformada em tração. O mecanismo, considerando a chapa antes e após a deformação, é ilustrado na figura 3.15.



(a)



(b)

Figura 3.15 - Representação esquemática do mecanismo de “ridging” proposto por Takechi . (a) antes da deformação, (b) após deformação ⁽¹⁸⁾ .

Wright⁽¹³⁾ atribui problemas de compatibilidade durante a deformação, devido a diferentes relações de deformação plástica entre a matriz com componentes $\{111\}\langle 112\rangle$ e bandas com componentes com $\{001\}\langle 110\rangle$. O resultado é que após a deformação, as ondulações aparecem nas bandas com orientação $\{001\}\langle 110\rangle$, e que contraem somente na direção da espessura da chapa em ambos os lados. A figura 3.16 mostra esquematicamente este mecanismo.

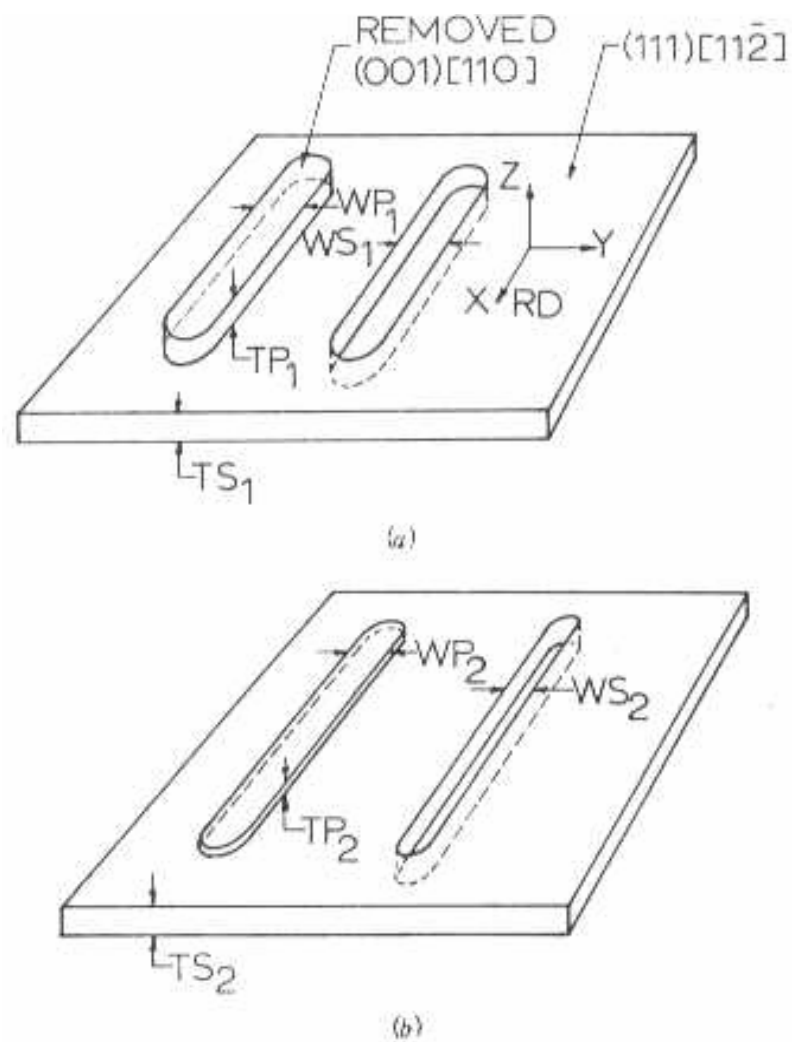


Figura 3.16 - Representação esquemática do mecanismo de “ridging” proposto por Wright. (a) antes e (b) após deformação de 20% na direção de laminação ⁽¹³⁾

A figura 3.17 ilustra o perfil do estriamento avaliado com um rugosímetro para a seção transversal de uma tira de 0,50 mm de aço inoxidável 430 após 15% de deformação na direção de laminação⁽¹³⁾.

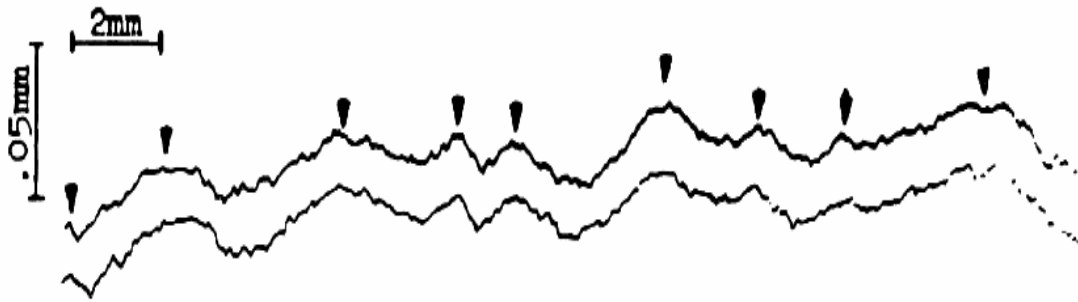


Figura 3.17 - Medida do estriamento feita por um rugosímetro para a seção transversal de uma chapa de 0,50 mm de aço inox 430, após 15% de deformação na direção de laminação ⁽¹³⁾.

Desde a década de 60 vem se estudando como reduzir o grau de estriamento nos aços inox ferríticos, em particular no aço AISI 430. Como discutido anteriormente, acredita-se que a severidade do estriamento esteja associada à uma estrutura grosseira durante a laminação a quente e que esta será tão mais grosseira quanto maior for a fração de grãos colunares na placa e quanto maior forem estes grãos ⁽¹⁶⁾ Park *et al.* ⁽¹⁶⁾ estudaram esta associação e concluíram que os componentes de textura da estrutura colunar persistem na seqüência da laminação a quente, resultando num bandeamento grosseiro.

Hyung *et al.* ⁽¹⁴⁾ concluíram que amostras com estrutura inicial colunar desenvolveram um grau de estriamento maior quando comparadas com amostras obtidas a partir da estrutura de grãos equiaxiais. Amostras com estrutura equiaxial apresentaram, após recozimento final, tamanho de grão menor e homogêneo, enquanto que a microestrutura colunar apresentou colônias de grãos no centro da amostra e o tamanho de grão foi maior quando comparado com o tamanho dos grãos equiaxiais, condições que são favoráveis ao aparecimento do estriamento.

Mantel *et al.* ⁽²⁰⁾ estudaram o estriamento em aços inox ferríticos estabilizados ao Nb, encontrando que a sua severidade foi menor para corridas com C+N entre 500 e 600 ppm em relação a corridas com C+N ~ 300 ppm. Segundo os autores isto ocorre porque o tamanho dos grãos equiaxiais das placas bem como o tamanho dos grãos recristalizados na BQ recozida foi menor para valores mais altos de C+N e de Nb em solução sólida dissolvido.

Huh *et al.*⁽²¹⁾ estudaram o efeito do recozimento intermediário no estriamento e verificaram que o recozimento intermediário na laminação a frio acarreta uma textura de recristalização que é menos favorável ao aparecimento do estriamento.

Harase *et al.*⁽²²⁾ estudaram a recristalização durante a laminação a quente, para um aço 430 com alumínio (17% Cr e 0,15% Al). Os autores verificaram que a velocidade de recristalização aumentou quando foram otimizadas as condições de laminação: tempo entre passes, redução por passe e laminação a alta temperatura (próximo a 1100°C), resultando numa redução significativa do grau de estriamento.

Koike⁽²³⁾ obteve excelentes resultados de atenuação do fenômeno de estriamento com laminação a frio de uma matriz ferrítica contendo martensita. A martensita foi formada a partir do aquecimento no campo bifásico ($\alpha + \gamma$), em temperatura acima de 900°C, seguido de resfriamento rápido durante o bobinamento na laminação a quente a uma temperatura de 500°C, (taxa acima de 35°C/s). O estriamento é reduzido devido ao refino do grão pela dispersão da martensita durante a laminação a frio. O grau de estriamento é acentuadamente reduzido a partir de 15% de fração de martensita. A microestrutura após laminação a frio consiste em ilhas de martensita (α') alongadas na direção de laminação. Durante o recozimento final, a recristalização inicia-se nas regiões de concentração de deformação, próximo às partículas duras de martensita. Embora o crescimento de grão dentro da ferrita anterior seja fácil, o crescimento dentro da região com martensita (α') é difícil, devido ao grande número de carbonetos, $M_{23}C_6$ ao longo dos contornos dos grãos dificultando o seu deslocamento (*pinning effect*). Como resultado, a microestrutura após o recozimento consistirá de uma mistura de grãos finos e grosseiros. A presença da fase martensítica (α') mais dura que a matriz reduz a intensidade de textura de laminação a frio e oferece novos sítios para recristalização durante o recozimento.

Kubaschewski *et al.*⁽²⁴⁾ analisaram a influência da distribuição da martensita na chapa laminada a quente em um aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430 no fenômeno de estriamento. Verificou-se que nas chapas com distribuição homogênea de martensita, após recozimento final não se observou colônias de grãos na microestrutura, e o nível de estrias foi baixo. Entretanto, nas amostras em que a martensita não estava homogênea isso não foi verificado.

De acordo com a discussão apresentada, pode-se reduzir o grau de estriamento, estriamento pela produção de placa com grãos equiaxiais⁽¹⁵⁾.

Outras maneiras de reduzir o grau de estriamento estão associadas ao processamento na laminação a quente ou a frio. Neste caso, visa-se obter recristalização completa ao final de cada etapa e grãos menores e textura menos acentuada após recozimento final, através de:

- Otimização das variáveis de processo de laminação a quente (menor temperatura, tempo entre passes maiores e reduções mais fortes)⁽²⁵⁾.
- Recozimento intermediário (para possibilitar mais uma etapa de recristalização)⁽²¹⁾.
- Laminação a frio com martensita (α' mais dura que a matriz, oferece novos sítios para recristalização durante o recozimento)⁽²³⁾.

3.6. Método para Avaliação do Grau de Estriamento.

Existem vários métodos para avaliação do grau de estriamento, como medição da topografia tridimensional (3D) utilizando um rugosímetro 3D e comparação visual. O método visual utiliza um corpo de prova com 300mm de comprimento (direção de laminação) por 50mm de largura (direção transversal). Este corpo de prova é submetido a uma deformação 15% em tração. A avaliação é feita por comparação visual da superfície da amostra deformada com um padrão de intensidade crescente de estriamento, sendo atribuído à superfície um índice que vai de 0 a 2,7. Na ACESITA, é utilizado o método por comparação visual, por ser o mais prático e rápido e os valores médios típicos de níveis de estria são de 1,3 a 1,7.

Um outro método é a medida da rugosidade após 15% de deformação por tração. Esse método possibilita determinar a altura e a largura das estrias e permite também ter uma visão topográfica da superfície em 3D. A tabela 3.6 ilustra os valores típicos da altura (amplitude) média (W_a) e máxima (W_t) das estrias para o aço AISI 430 produzido na ACESITA, para diferentes níveis visuais de estriamento.

Tabela 3.6 –Correlação da Análise Visual com os Parâmetros Wa e Wt para o aço AISI 430.

Nível Visual	Wt estrias finas (μm)	Wa estrias finas (μm)
0	< 5	< 1,0
0,3 / 0,7	5 a 10	1 a 2
1,0 / 1,3	10 a 15	2 a 3
1,0 / 1,3 / 1,7	15 a 20	3 a 4
1,7 / 2	20 a 30	4 a 5
2,3	30 a 40	5 a 6
2,7	> 40	> 6

CAPÍTULO 4: METODOLOGIA

4.1 Materiais

Neste trabalho, o material utilizado foi um aço tipo AISI 430 com a composição química modificada em relação ao aço padrão. Foi produzida uma corrida industrial com redução do teor de carbono e aumento do teor de manganês. A redução do teor de carbono teve como objetivo melhorar a conformabilidade a frio, através da redução do teor de carbono da martensita formada no resfriamento após recozimento intercrítico e diminuir a fração volumétrica de carbonetos de cromo na bobina laminada a frio. A tabela 4.1 mostra a composição química do aço AISI 430 padrão e a do aço experimental, 430J. O aumento do teor de manganês visou manter constante o efeito dos elementos gamagêneos no aço, sendo esse elemento o terceiro mais forte estabilizador da austenita, após o carbono e o nitrogênio ⁽²⁶⁾.

Tabela 4.1 - Composição química dos aços AISI 430 padrão e 430J (% em peso)

Aço	C	N2	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti
AISI 430	0,048	0,0500	0,285	0,28	16,07	0,16	0,017	0,006	0,005
430J	0,017	0,0575	0,776	0,28	16,20	0,13	0,001	0,020	-

O material foi recebido na forma de chapa laminada a quente em condições industriais com as seguintes dimensões: 150X150x4,0mm. A chapa foi então processada em laboratório. A microestrutura inicial escolhida para os estudos foi de ferrita mais carbonetos de cromo (estrutura recozida) que é a estrutura da BQ (bobina laminada a quente e não decapada) do aço AISI 430 padrão. Como a microestrutura da BQ do aço 430J apresentava também martensita, foi necessário fazer um recozimento subcrítico, transformando esta fase em ferrita e carbonetos. Utilizou-se o seguinte ciclo térmico no recozimento: taxa de aquecimento de 100°C/hora até 500°C; 30°C/h até 800°C; tempo de encharque de 10 horas a 800°C, taxa de resfriamento de 30°C/h até 500°C e resfriamento ao ar até a temperatura ambiente. O aquecimento foi feito em atmosfera de nitrogênio. Essas condições são as mesmas empregadas no recozimento do aço AISI 430 padrão. A figura 4.1 ilustra o ciclo térmico utilizado, relativo ao recozimento subcrítico.

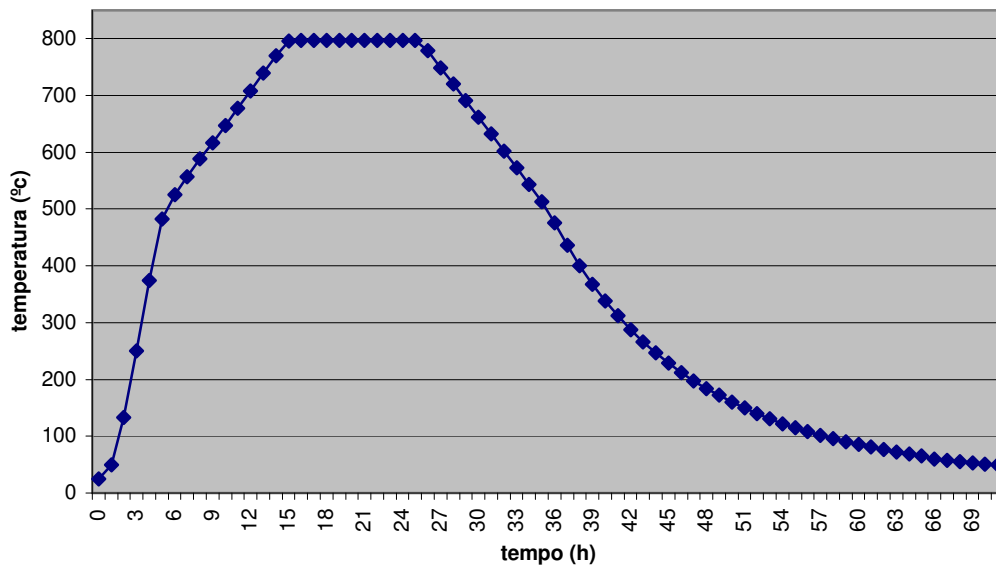


Figura 4.1 - Ciclo térmico utilizado no recozimento subcrítico na amostra do aço 430J.

4.2 Métodos

4.2.1 Fluxograma Esquemático do Estudo Realizado.

Chapas do aço 430J laminadas a quente, com microestrutura inicial de ferrita e carbonetos de cromo, foram submetidas a um recozimento intercrítico na temperatura de máxima fração de austenita, determinada conforme será descrito no item 4.2.2, e em seguida resfriadas por spray de água até a temperatura de 540°C, em diferentes taxas de resfriamento. O resfriamento até a temperatura ambiente foi feito a uma taxa de 40°C/s (simulando o resfriamento após o bobinamento). Essas condições foram adotadas com base no trabalho de Koike⁽²³⁾. Conforme comentado anteriormente, nesse estudo o autor objetivou obter chapas de BQ com diferentes frações volumétricas de martensita. As chapas foram, então, decapadas e laminadas a frio para uma espessura de 0,60mm (redução de 85%) e em seguida, foram recozidas à temperatura de 830°C (temperatura de recozimento do aço AISI 430 padrão) e novamente decapadas. A figura 4.2 ilustra, esquematicamente, o procedimento experimental.

As chapas laminadas a quente, laminadas a frio e recozidas, foram examinadas por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, difratometria de raios-X e

EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction). As propriedades mecânicas, o expoente de encruamento, o coeficiente de anisotropia normal médio e o coeficiente de anisotropia planar foram determinados em amostras retiradas das chapas laminadas a frio e recozidas. O grau de estriamento foi avaliado por análise visual e por perfilometria em amostras após 15% de deformação por tração.

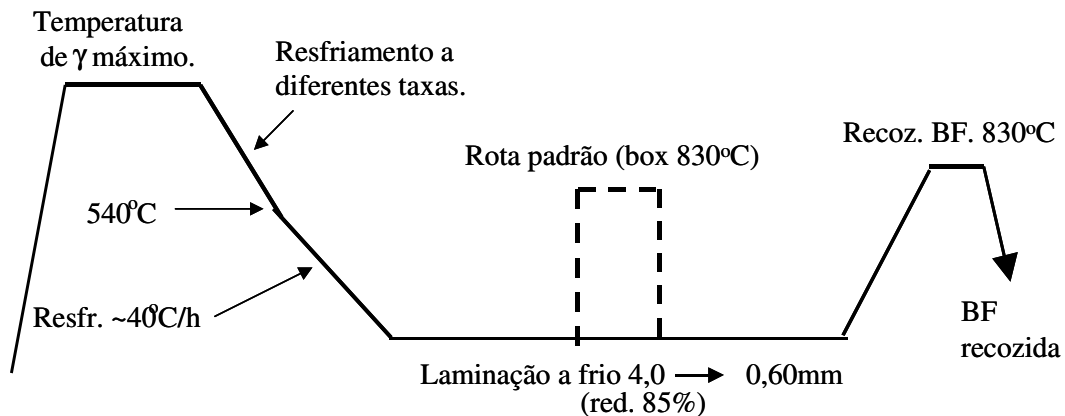


Figura 4.2 - Representação esquemática do procedimento experimental.

4.2.2. Determinação do Intervalo de Temperatura de Estabilidade do Campo Bifásico α - γ .

Com o objetivo de definir em qual temperatura a fração de austenita seria máxima, foi necessário determinar o intervalo de estabilidade desta fase. A escolha das temperaturas limite para investigação desse intervalo foi feita da seguinte forma: a temperatura inferior, relativa à transformação de α + carbonetos de cromo em austenita, determinada por dilatométrica, foi igual a 890°C. A temperatura superior, de 1200°C, foi obtida em referência bibliográfica para um aço similar ao AISI 430⁽²⁾.

As chapas, aquecidas em temperaturas no intervalo de 850 a 1200°C foram resfriadas rapidamente em banho de salmoura (20% de sal) cuja temperatura era de $\pm 5^\circ\text{C}$. Após alguns ensaios preliminares, optou-se por um tempo de tratamento de 240 minutos pelos motivos que serão descritos no item 5.3. Esse tratamento térmico foi realizado em amostras com dimensões de 4,00x50x100mm em um forno tipo mufla marca Combustol com atmosfera controlada de N_2 .

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada na seção longitudinal da chapa utilizando um microscópio ótico, marca LEICA. As amostras foram lixadas da

grana 120 até 600, polidas em pasta de diamante até $4\mu\text{m}$ e atacadas com reagente Vilela. A determinação da fração volumétrica de martensita (formada a partir do resfriamento rápido da austenita), por microscopia quantitativa, foi realizada em um analisador de imagens Quantimet Q600.

4.2.3. Tratamento Térmico para Obtenção da Martensita

As amostras das chapas laminadas a quente com $4,00 \times 150 \times 150 \text{mm}$ foram aquecidas até o campo bifásico, na temperatura em que a fração de γ é máxima. Em seguida, utilizando como referência um diagrama TTT (tempo, temperatura e transformação) de um aço AISI 430 similar ao aço 430J⁽²⁾, foram definidas as taxas e as trajetórias de resfriamento. As taxas de resfriamento usadas foram de 20, 8, 0,03 e $0,01^\circ\text{C/s}$ até a temperatura de 540°C , temperatura esta obtida por referência bibliográfica⁽²³⁾. A taxa de $0,01^\circ\text{C/s}$ foi utilizada para se obter uma microestrutura isenta de martensita, ou seja, com ferrita e carbonetos. A partir desta temperatura até a temperatura ambiente o resfriamento foi feito a uma taxa de 40°C/h . O diagrama TTT foi utilizado como referência por falta na literatura de diagrama TRC para aços ferríticos 430 que não são temperáveis.

Os corpos de provas foram retirados da amostra na diagonal conforme ilustrado na figura 4.3, com o objetivo foi de verificar a homogeneidade da microestrutura e verificar a eficiência do sistema de resfriamento. As análises foram feitas em dois pontos diferentes em cada corpo de prova.

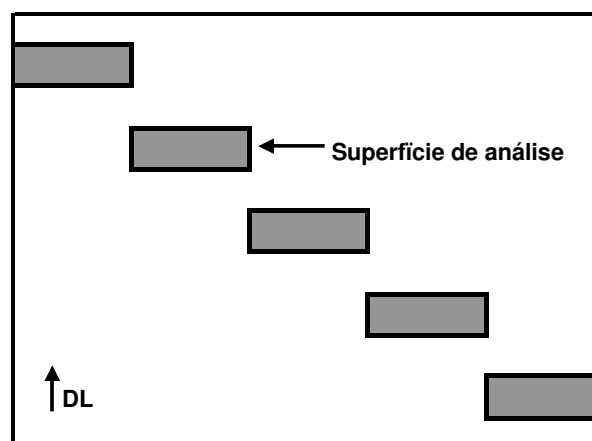


Figura 4.3 - Localização de retirada das amostras na chapa, após tratamento térmico para obtenção da martensita.

A figura 4.4 ilustra o diagrama TTT e as respectivas trajetórias em função da taxa de resfriamento. As taxas de 20, 8 e 0,03°C/s foram escolhidas com o objetivo de se obter frações volumétricas variáveis de martensita. Como mencionado anteriormente, a temperatura de final de resfriamento (540°C) e a taxa de resfriamento até a temperatura ambiente foram as mesmas utilizadas no processamento com recozimento intercrítico de um aço de composição semelhante⁽²⁾. O tratamento foi feito em dispositivo com resfriamento através de spray, conforme ilustrado na figura 4.5, sendo a taxa de resfriamento registrada através de termopares e um registrador de temperatura.

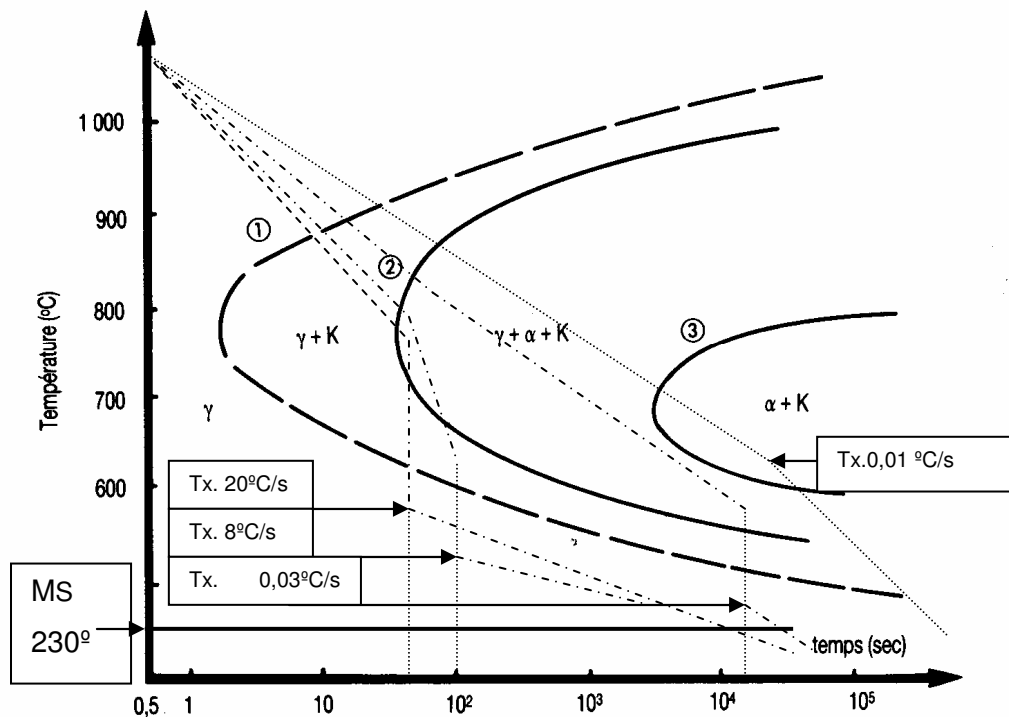


Figura 4.4 - Curva TTT típica de um aço inox tipo AISI 430 (C+N = 0,08%). O aço foi aquecido por 1 h a 1050°C, correspondendo ao máximo de 30% de fração volumétrica de austenita. (1) Curva de início de precipitação do carboneto de cromo na austenita, (2) Curva de início da transformação da austenita em ferrita + carbonetos, (3) Fim de transformação da austenita em ferrita + carbonetos⁽²⁾.



(a)



(b)

Figura 4.5 – Dispositivo para obtenção de diferentes taxas de resfriamento. (a) Foto mostrando os termopares soldados na amostra e (b) Resfriamento com spray com ar e água.

A quantificação da fração volumétrica de martensita, feita por microscopia quantitativa, foi validada através de difração de raios-X usando o método de refinamento Rietveld⁽²⁷⁾.

Através do ensaio de dilatométrica foi determinada a temperatura de início de formação da austenita. As figuras 4.6 e 4.7 ilustram as curvas do tratamento térmico para as taxas de resfriamento de 20°C/s e 8°C/s, respectivamente. Os registros da temperatura em função do tempo no caso das outras duas taxas de resfriamento, permitiu confirmar que os valores visados de 0,03°C/s e 0,01°C/s foram realmente obtidos.

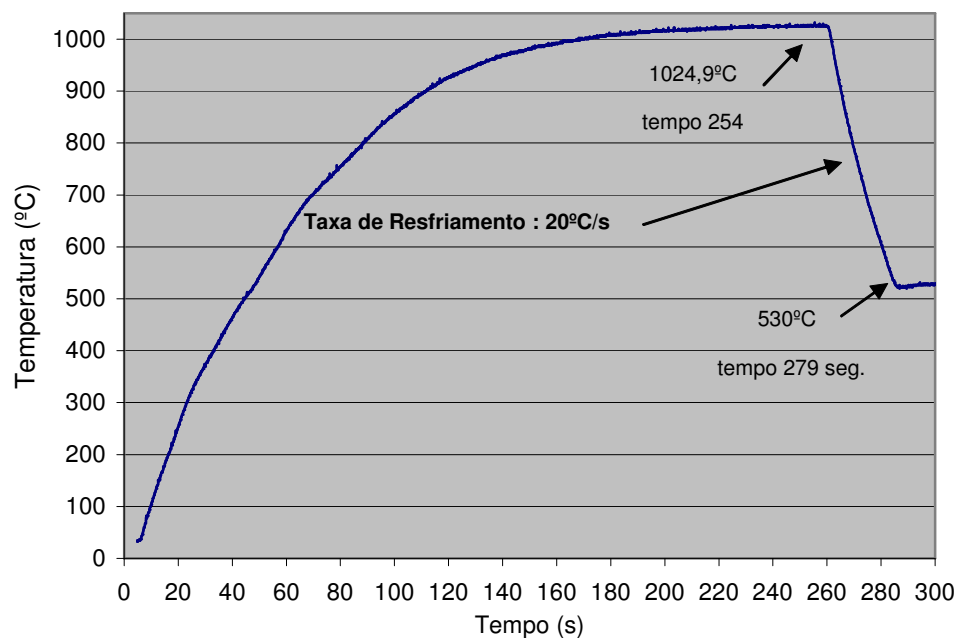


Figura 4.6 – Variação da temperatura com o tempo no tratamento térmico para obtenção da taxa de resfriamento de 20°C/seg.

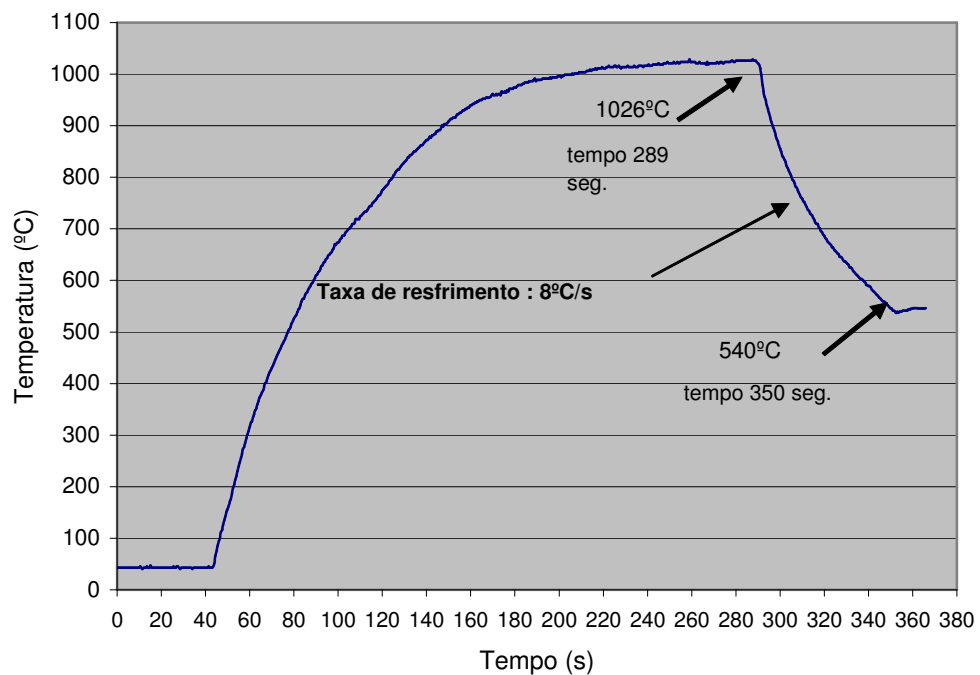


Figura 4.7 - Variação da temperatura com o tempo no tratamento térmico para obtenção da taxa de resfriamento de 8°C/seg.

4.2.4. Decapagem/Laminação

As amostras laminadas a quente foram decapadas em uma solução de 12% de HNO₃ e 3% de HF em um recipiente de vidro, a 50°C por 10 minutos. Após a decapagem, as amostras foram laminadas a frio, em laboratório, em laminador piloto duo/quadruplo, marca FENN, com capacidade de 140t. A espessura inicial de 4,00mm, e a final de 0,60mm. A redução foi feita em 25 passes, com redução média de 9% por passe e redução total de 85%. A redução total utilizada foi semelhante à empregada para o aço AISI 430 nas condições industriais de laminação. Devido a dificuldades de processamento em laboratório, não foi feito o passe de encruamento.

4.2.5. Recozimento Final

As chapas laminadas a frio foram, primeiramente, cortadas em amostras de 0,6x150x350mm e recozidas em condições similares às utilizadas industrialmente: temperatura de 830°C e resfriamento ao ar. Em princípio, pensou-se adotar o mesmo

tempo de encharque que o utilizado industrialmente, 28s. No entanto, conforme será descrito no item 5.5.2.1, verificou-se que o tempo ideal do tratamento foi de 32s. Foi utilizado um forno tipo mufla, marca Combustol com atmosfera controlada de N_2 . Os óxidos formados no recozimento foram removidos através de polimento mecânico com pasta abrasiva à base de alumina.

4.2.6. Caracterização Microestrutural e Análise da Microtextura

Foi feita a caracterização microestrutural do aço 430J nas diversas condições estudadas sendo, também, determinada a microdureza da martensita. As amostras foram examinadas em uma seção paralela ao plano da chapa localizada a meia espessura desta. A preparação para análise metalográfica foi feita como descrito no item 4.2.2.

A determinação da microtextura foi feita no equipamento EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction), acoplado ao microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca PHILIPS, modelo XL-30. A análise foi feita em uma seção paralela à superfície da chapa, localizada a meia espessura desta, com o objetivo de evitar efeito da textura de cisalhamento (próximo à superfície). A preparação das amostras consistiu em lixamento desde a grana 120 até 600, polimento em pasta de diamante até $4\mu m$, e por último, polimento em solução de sílica coloidal. Os dados obtidos pela técnica EBSD foram analisados no software OIM Analysis. Para cada amostra foram apresentados os resultados dos mapas de orientação, referentes à figura de polo inversa da direção normal à superfície da amostra.

Normalmente, a indicação da orientação dos grãos obtida por EBSD segue uma referência baseada em cores para as orientações principais, o que é mostrado na figura 4.8. Como, no caso de aços ferríticos recristalizados, a informação mais importante é sobre os planos paralelos a superfície, a qual está ligada a estampabilidade, essa é a forma mais usual de representação nos mapas de orientação de EBSD.

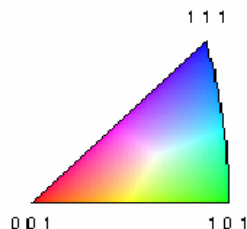


Figura 4.8 - Triângulo de referência para os mapas de orientação obtidos por EBSD, representando os planos paralelos à superfície da chapa.

4.2.7. Propriedades Mecânicas e Parâmetros Indicadores de Estampabilidade

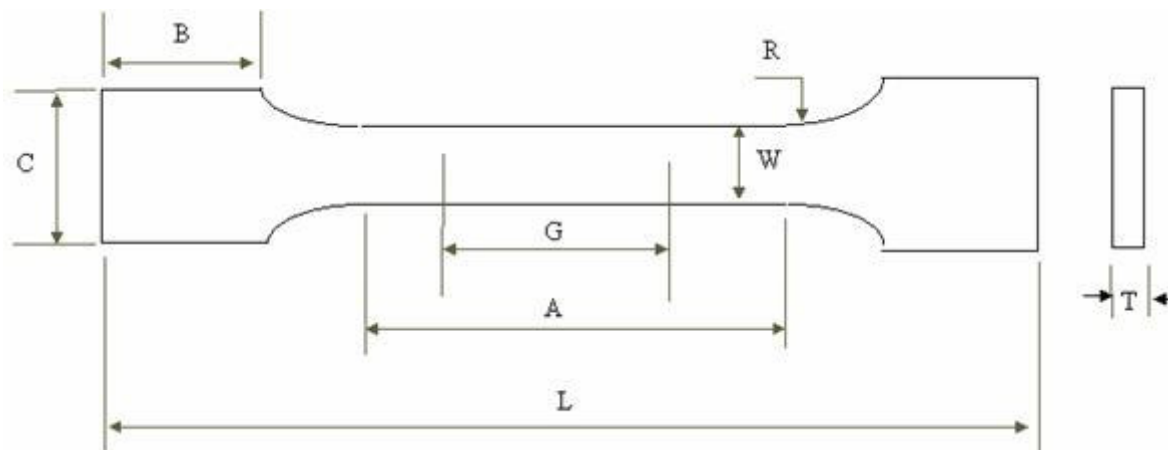
4.2.7.1. Propriedades Mecânicas e Expoente de Encruamento.

Os ensaios de tração foram realizados, conforme a norma A370-97a, em uma máquina INSTRON modelo 5582. Programas de análise automática (SERIES IX), incluindo o traçado das curvas tensão-deformação, foram utilizados.

Os corpos de prova ensaiados foram usinados de acordo com a norma ASTM E8M. As dimensões desses corpos de prova são apresentadas na figura 4.9.

A caracterização mecânica foi feita determinando-se os seguintes parâmetros: limite de escoamento, limite de resistência, deformação uniforme e deformação total. Foram realizados três ensaios para determinação do valor médio de cada parâmetro e seu erro médio absoluto.

O valor do expoente de encruamento foi obtido através do mesmo ensaio utilizado na determinação das propriedades mecânicas, de acordo com a norma ASTM E646-93.



Dimensões em mm

G (comprimento do extensômetro) = $50,0 \pm 0,1$

W (Largura da parte útil do corpo de prova) = $12,5 \pm 0,2$

T (espessura do corpo de prova)

R (raio da concordância) = 12,5

L (comprimento total) = 180

A (comprimento da parte útil) = 57

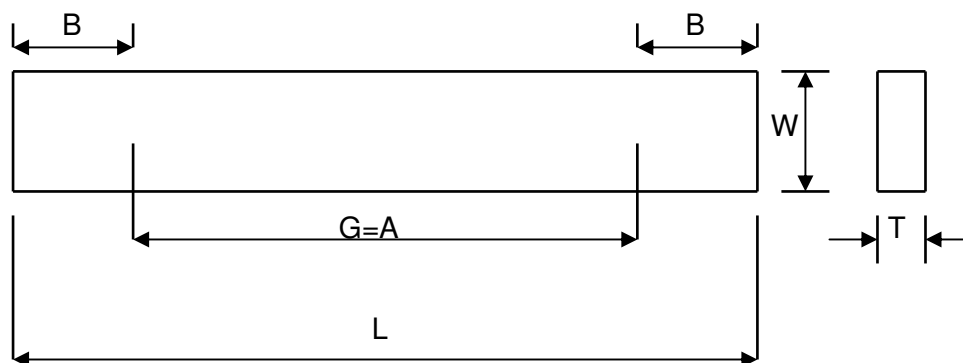
B (comprimento da garra) = 50

C (largura da garra) = 20

Figura 4.9 - Corpo de prova para o ensaio de tração.

4.2.7.2. Determinação do Coeficiente de Anisotropia Normal Médio, \bar{R} e do Coeficiente de Anisotropia Planar, ΔR

Conforme o procedimento utilizado para a determinação de \bar{R} e ΔR , descrito na seção 3.2, as amostras utilizadas para determinação desses parâmetros foram retiradas a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação. A geometria e as dimensões dos corpos de prova estão mostrados na figura 4.10. Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E517-96a. . Em função da limitação de largura do laminador, o comprimento da amostra retirada a 90° foi de 150mm.



Dimensões em mm

G (comprimento do extensômetro) = $50,0 \pm 0,1$

W (Largura da parte útil do corpo de prova) = $20 \pm 0,2$

T (espessura do corpo de prova)

L (comprimento total) = 175

A (comprimento da parte útil) = 50

B (comprimento da garra) = 62

Figura 4.10 - Corpo de prova para o ensaio de anisotropia.

Para obtenção dos coeficientes de anisotropia normal e planar, foram utilizados dois extensômetros, sendo um transversal e o outro longitudinal. O extensômetro transversal é utilizado para a determinação da deformação na largura e o longitudinal, com 50mm de comprimento útil, é usado para a determinação da deformação na direção do comprimento do corpo de prova.

Os ensaios foram realizados na máquina INSTRON, utilizando-se o software SERIES IX V7 para Windows, que fornece os valores de \bar{R} e ΔR com base nas equações 3.6 e 3.7. Os coeficientes de anisotropia normal médio e de anisotropia planar foram determinados a partir da média de três ensaios, e os erros médios associados aos valores obtidos foram calculados.

4.2.8. Determinação do grau de estriamento

4.2.8.1. Análise Visual

As amostras destinadas ao teste de estriamento foram confeccionadas com as dimensões indicadas na tabela 4.2. Realizou-se a marcação do comprimento inicial,

Lo, e em seguida o corpo de prova foi tracionado até uma deformação de 15%, a uma taxa de deformação igual a $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Após o teste, observou-se a superfície da amostra ensaiada, comparando-a com o padrão visual de estrias. Foi feita a classificação em relação ao grau de estrias entre 0 e 2,7 (sendo 0 o menor grau e 2,7 o maior), conforme figura 4.11. Pelo critério da ACESITA considera-se aprovado grau de estriamento abaixo de 1,7 e como ótimo grau de estriamento para valores menores que 1,0.

Tabela 4.2 - Dimensões do corpo de prova para análise do grau de estriamento.

Comprimento na direção de laminação e largura (mm)	Lo (comprimento inicial) (mm)
$310 \pm 10 \times 50 \pm 2$	80

As amostras foram deformadas no mesmo equipamento citado nos itens 4.2.6.1 e 4.2.6.2.

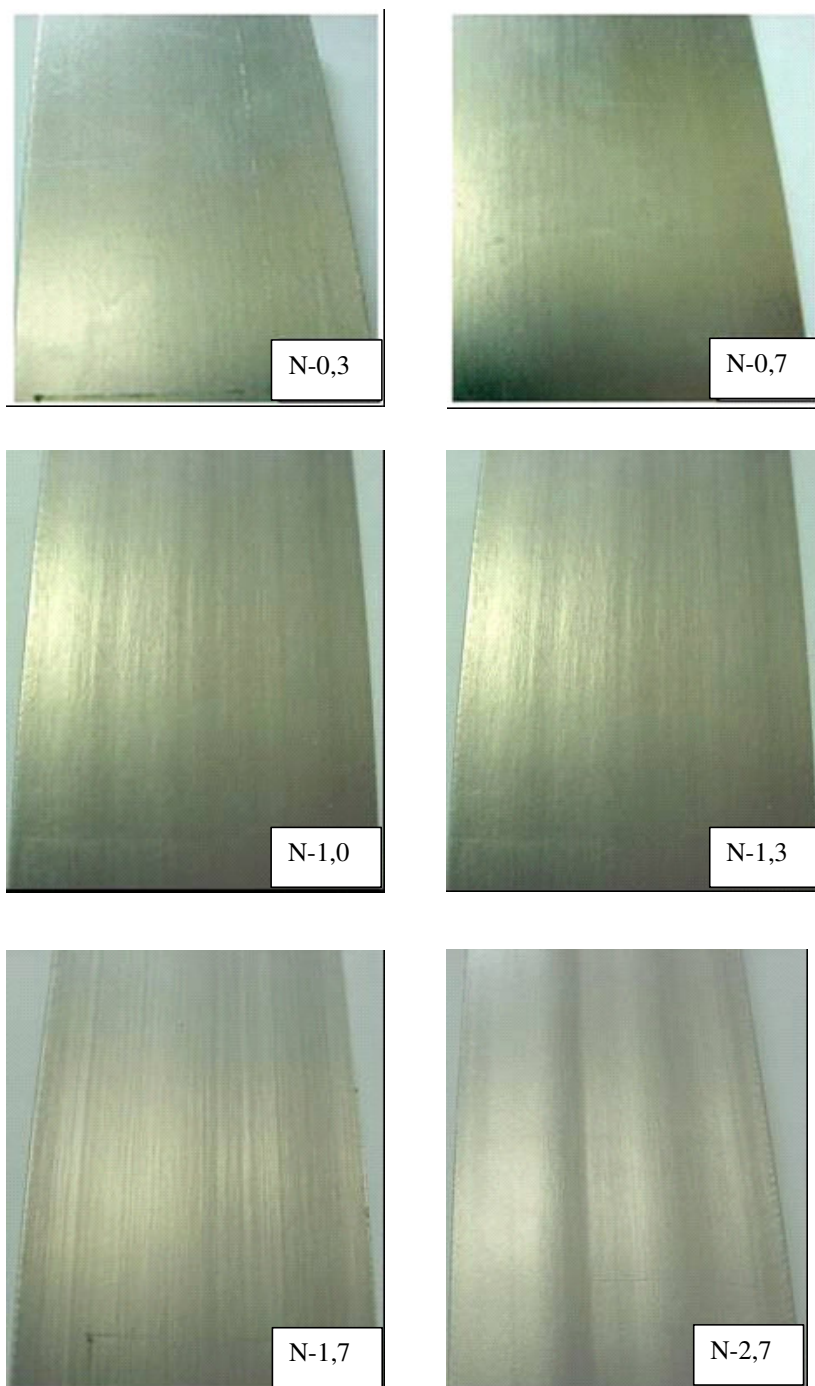


Figura 4.11 - Padrão visual para análise do grau de estriamento.

4.2.8.2. Análise de Estrias Através do Rugosímetro 3D

Após análise visual, as amostras foram submetidas a um estudo de topografia tridimensional (3D) utilizando um rugosímetro 3D marca HOMMELWERKE, modelo T8000. As amostras foram analisadas em triplicata ou duplicata. Foi analisada uma área de 35 x 25 mm (DT x DL), usando apalpador TKU600/90, *range* 160 e velocidade de varredura de 2 mm/s. No eixo X foram coletados 8000 pontos e o espaçamento no eixo Y foi de 100µm, resultando em um total de 250 perfis coletados. Após aquisição, os dados foram tratados utilizando-se o software Mountains Universal 3.1.9.

Após coleta, os dados de topografia obtidos foram submetidos a uma análise seguindo os seguintes passos:

- nivelamento da imagem (posicionamento da amostra na mesa do perfilômetro),
- filtro de 0,25 mm (para eliminar a rugosidade da superfície),
- filtro de 8 mm (para eliminar o efeito das ondulações)
- aquisição dos dados: amplitude média das estrias (W_a) e amplitude máxima (W_t). Os quais foram obtidos através da obtenção de seis perfis de cada imagem e em seguida feito uma média.

CAPÍTULO 5: RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Microestrutura do Aço 430J Após Laminação a Quente

A estrutura da amostra laminada a quente no processo industrial, figura 5.1, apresenta-se heterogênea e com os grãos acentuadamente alongados. Pode-se observar a presença de grande quantidade de martensita (região mais escura), confirmada através de medição de microdureza (500 HV sendo a dureza da matriz ferrítica 180 HV).

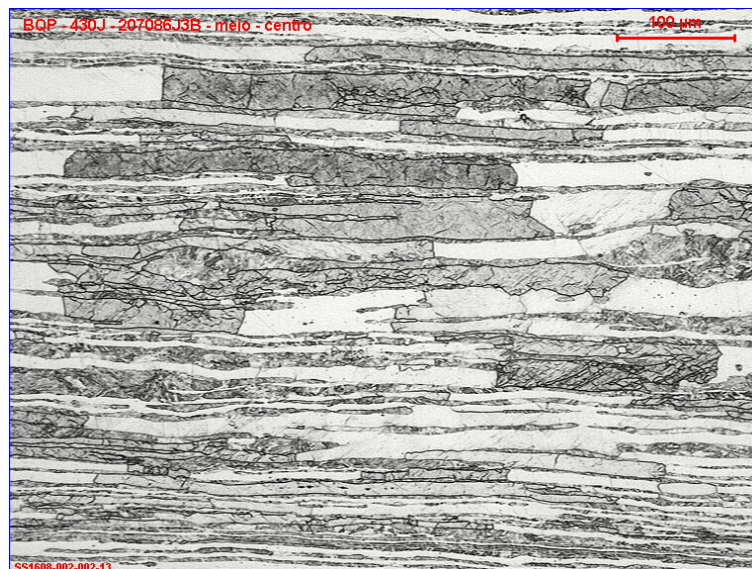


Figura 5.1 - Microestrutura da BQ preta do aço 430J.

5.2 Microestrutura do Aço 430J Após Laminação a Quente e Recozimento Subcrítico.

Após o recozimento, a estrutura continuou com grãos alongados, porém com presença somente de ferrita e carbonetos de cromo, conforme ilustrado na figura 5.2. A figura 5.3 mostra em detalhe os carbonetos de cromo. As maiores partículas desse precipitado têm aproximadamente 0,6 µm.

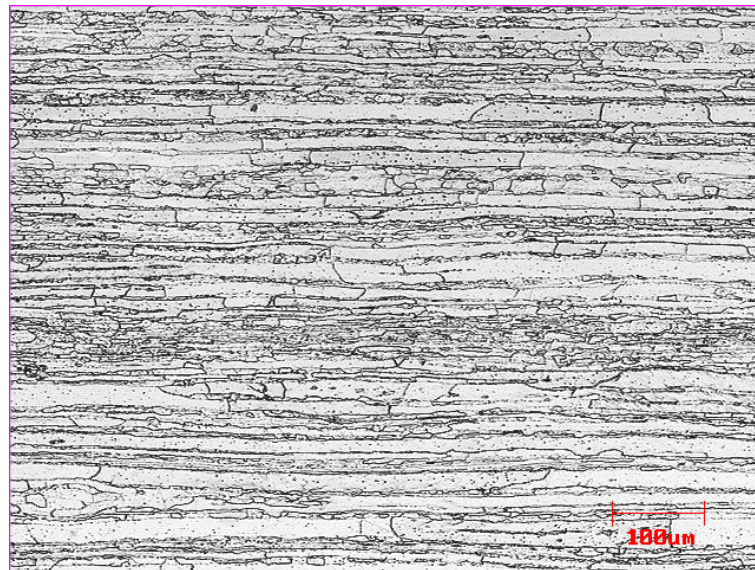


Figura 5.2 - Microestrutura do aço 430J após recozimento subcrítico.

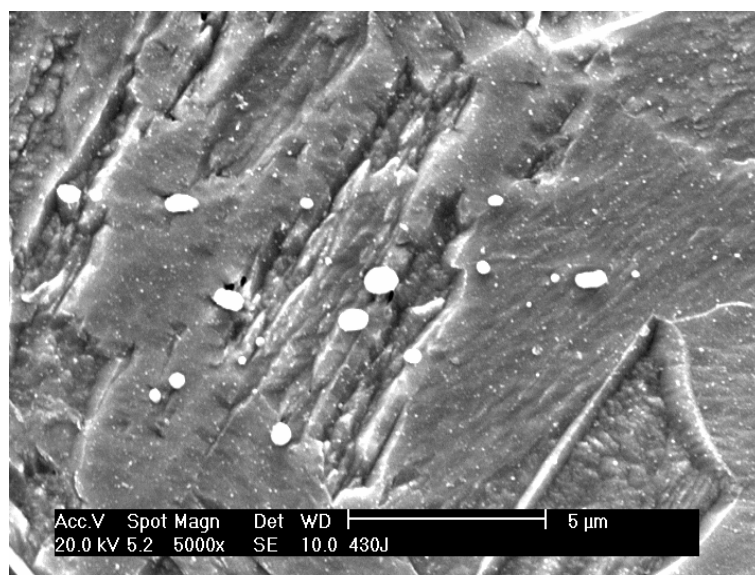


Figura 5.3 - Detalhe de carbonetos de cromo (partículas de cor branca).

5.3. Intervalo de Temperatura de Estabilidade do Campo Bifásico ($\alpha + \gamma$) Para Obtenção da Fração Máxima de Martensita.

A figura 5.4 ilustra as microestruturas de amostras aquecidas a 1000°C por tempos de encharque 10, 20, 30 e 240 minutos. A análise da figura mostra que a melhor definição das fases por microscopia ótica é obtida para 240 minutos de tempo de encharque.

Para esse tempo de recozimento houve crescimento de grão mais acentuado da austenita e da ferrita, o que após a têmpera, possibilitou uma melhor visualização, por microscopia ótica, da ferrita e da martensita e conseqüentemente uma maior precisão na medida da fração volumétrica dessas fases.

As metalografias obtidas após o tratamento térmico por 240 minutos na faixa de temperatura entre 800 e 1200°C permitem afirmar que o tempo escolhido foi satisfatório.

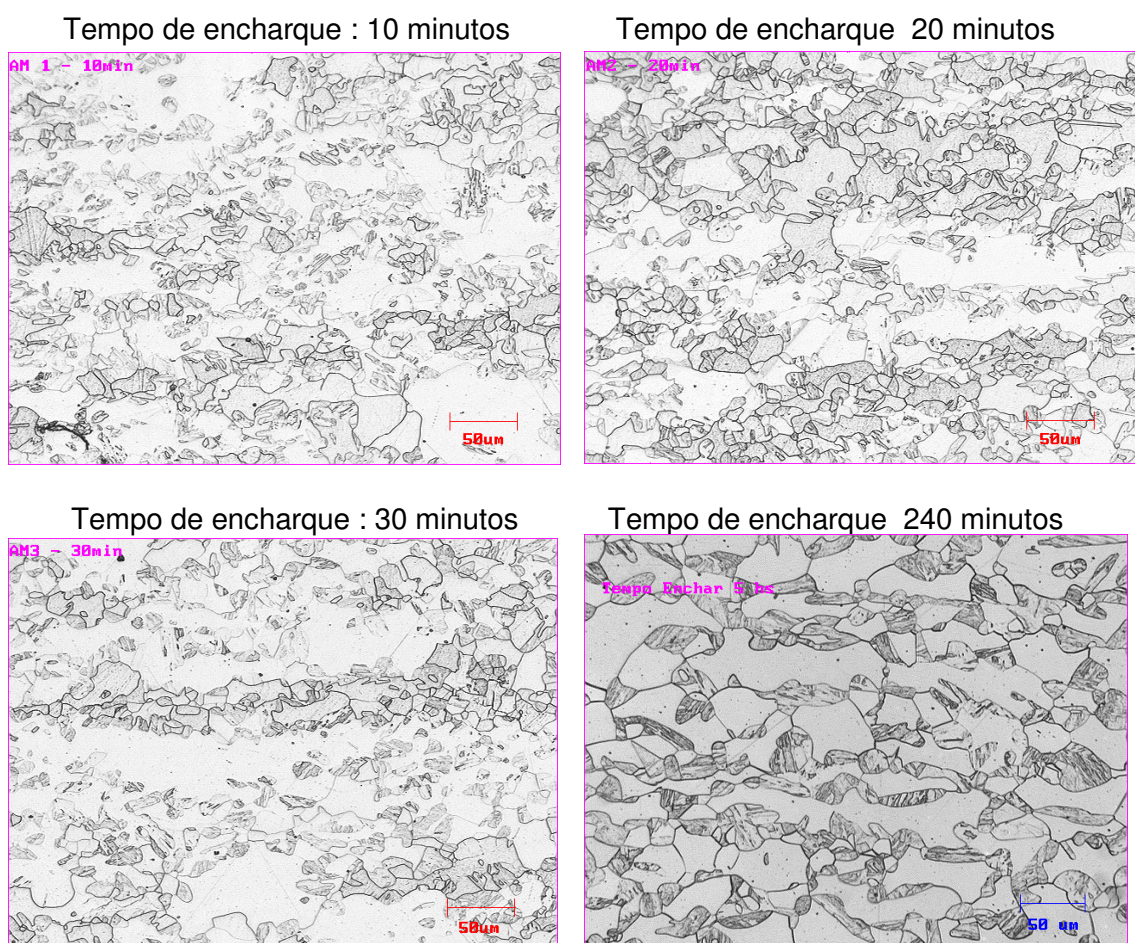


Figura 5.4 - Microestrutura do aço 430J (ferrita e martensita) após aquecimento a 1000°C em diferentes tempos de encharque.

A figura 5.5 ilustra a curva de estabilidade da austenita em função da temperatura. Essa curva foi determinada pela fração de martensita obtida após resfriamento brusco

a partir das diversas temperaturas utilizadas nesse ensaio. Observa-se que a máxima fração volumétrica de γ é 39% para a temperatura de 1025°C.

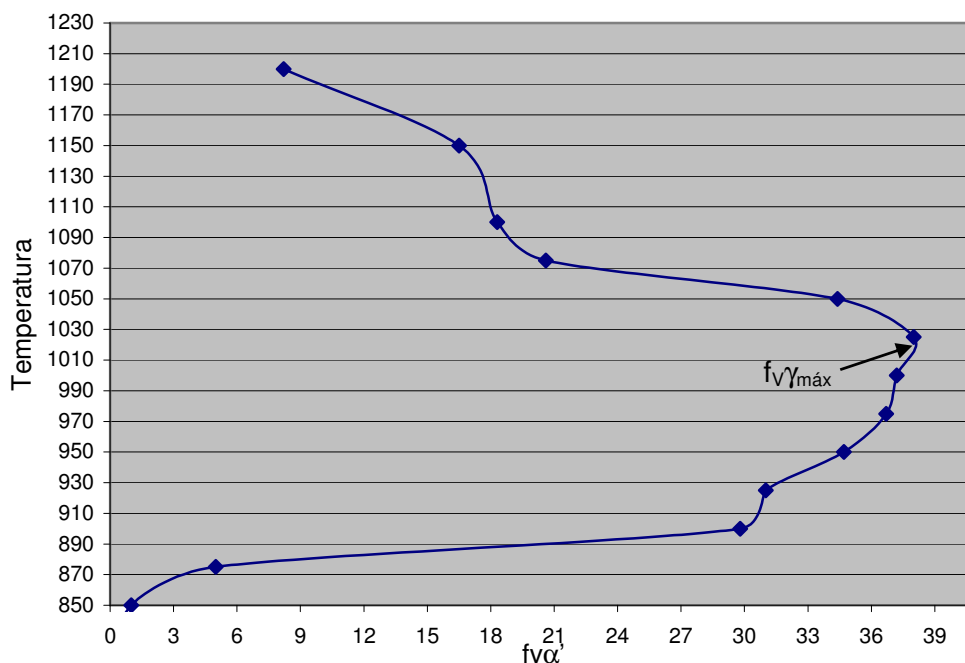


Figura 5.5 - Curva de estabilidade da austenita em função da temperatura para o aço 430J.

Os resultados obtidos foram comparados com os valores calculados pela equação de Castro e Tricot⁽²⁸⁾ para os aços AISI 430 padrão e 430J. Considerando-se que a fração volumétrica máxima de austenita determinada experimentalmente para o aço AISI 430 padrão é 54%⁽⁴⁾, observa-se que os valores máximos encontrados foram bem próximos aos previstos, conforme ilustrado na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Composição química do aço AISI 430 padrão e 430J (% em peso) e respectivas frações volumétricas máximas de austenita, calculadas, de acordo com a equação de Castro e Tricot⁽²⁸⁾.

Aço	C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	Cu	N2	AC1	$f(\gamma)_{\text{máx}}(\%)$
430- Padrão	0,048	0,42	0,29	16,12	0,25	0,02	0,02	0,0506	831	52
430J (Exp.)	0,017	0,78	0,28	16,20	0,13	0,00	0,02	0,0575	811	40
$F(\gamma)_{\text{máx.}} (\%) = 470(\%N) + 420(\%C) + 30(\%Ni) + 7(\%Mn) - 11,5(\%Cr) - 11,5(\%Si) + 186$										

Os valores mais baixos de $f(\gamma)_{\text{máx.}}$ para o aço 430J em relação ao AISI 430 padrão são em função do menor teor de carbono no aço 430J.

5.4. Influência da Taxa de Resfriamento Após Recozimento Subcrítico na Fração Volumétrica da Martensita.

5.4.1. Fração Volumétrica.

Para cada condição foram ensaiadas 10 amostras e, para cada amostra, foram realizadas 10 medições da fração volumétrica da martensita por taxa de resfriamento. As figuras 5.6 a 5.8 apresentam as medidas e o desvio padrão da fração volumétrica das amostras analisadas.

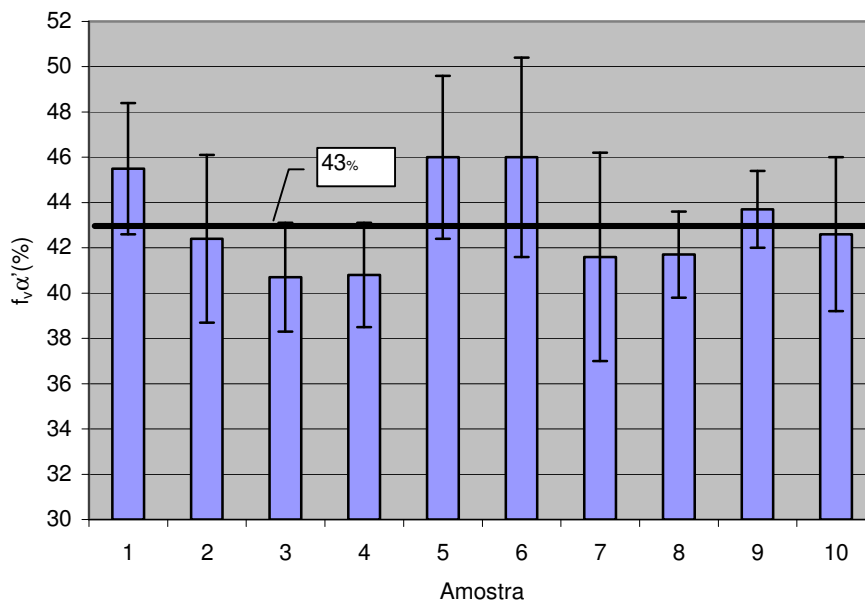


Figura 5.6 - Valores da fração volumétrica de martensita no aço 430J para uma taxa de resfriamento de 20°C/s.

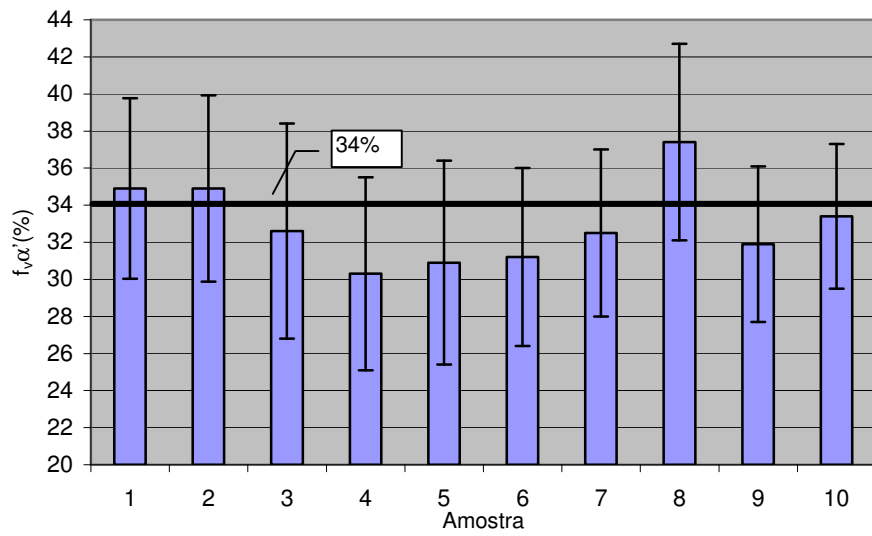


Figura 5.7 - Valores da fração volumétrica de martensita no aço 430J para uma taxa de resfriamento de 8°C/s.

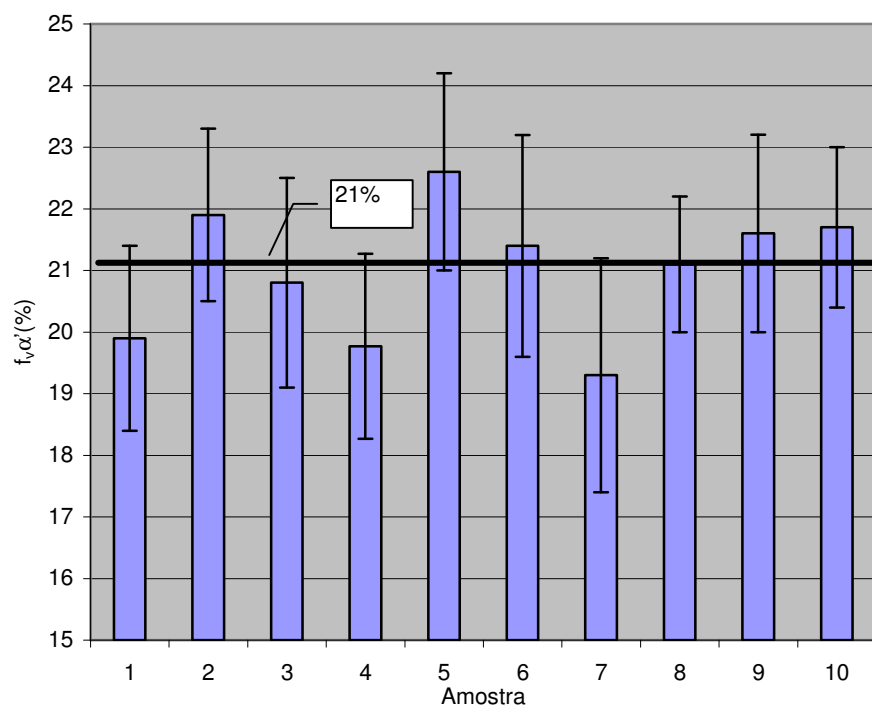


Figura 5.8 - Valores da fração volumétrica de martensita no aço 430J para uma taxa de resfriamento de 0,03°C/s.

Os resultados correspondentes à taxa de $0,01^{\circ}\text{C/s}$ não são apresentados, porque a fração volumétrica de martensita em cada uma das dez amostras foi igual a zero.

Observa-se uma grande dispersão dos resultados, que pode ser devido a heterogeneidades das amostras ensaiadas, e ao erro inerente à medição da fração volumétrica por análise de imagens. Esses fatores explicam também a obtenção de um valor médio da fração volumétrica de martensita para a taxa de resfriamento de 20°C/s (43% de α') ligeiramente superior ao encontrado no teste para obtenção de $f_{\gamma_{\text{máx}}}$ (%), 39%.

A média das dez amostras está entre os valores máximos e mínimos obtidos para $f_{\nu\alpha'}$ considerando-se o desvio padrão das medições de cada amostra.

Para a confirmação dos valores obtidos, foi realizada uma medida de fração volumétrica da martensita por difração de raios-X na amostra com 43% de α' . Como já comentado, foi utilizado o método de Rietveld⁽²⁷⁾. O valor obtido foi de 41,8%, ou seja, bastante similar ao obtido por análise de imagem, o que indica uma boa confiabilidade dos resultados obtidos.

A figura 5.9 mostra a variação da fração volumétrica média de martensita em função da taxa de resfriamento. Observa-se que a fração volumétrica de martensita diminui com a taxa de resfriamento, como previsto.

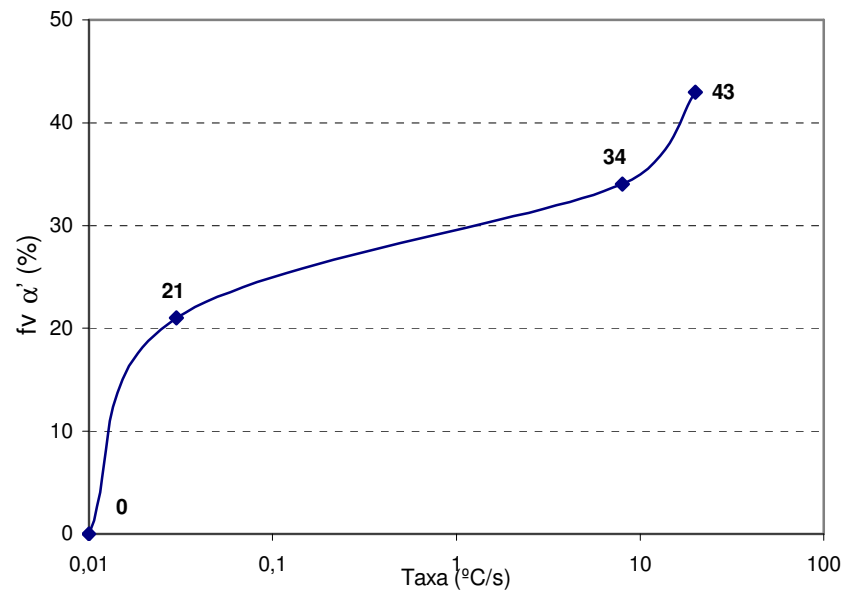


Figura 5.9 - Variação da fração volumétrica de martensita em função da taxa de resfriamento.

Para a taxa de resfriamento de 0,01°C/s, para a qual não se verificou a presença de martensita, a microestrutura mostrou-se constituída apenas de ferrita e carbonetos, conforme ilustrado na figura 5.10.

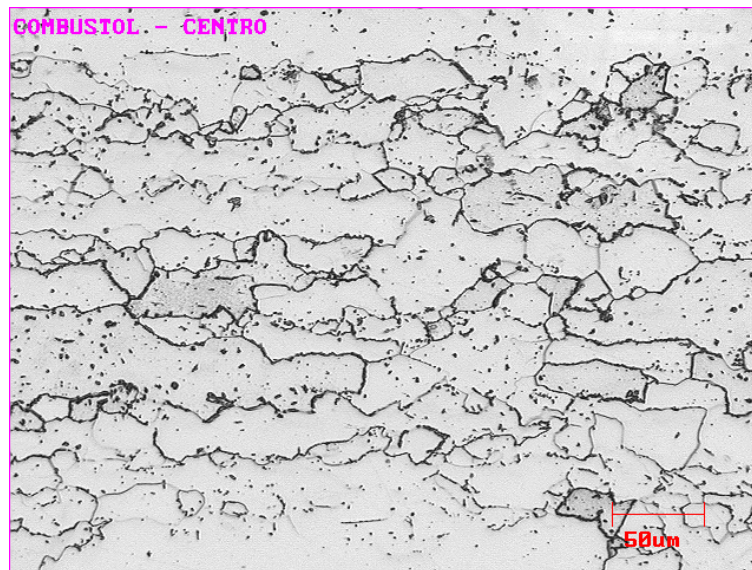


Figura 5.10 - Microestrutura do aço 430J apresentando matriz completamente ferrítica após tratamento térmico com taxa de resfriamento de $0,01^{\circ}\text{C/s}$.

Observa-se também que, na condição com 0% de martensita, os grãos ferríticos se encontram menos alongados que os observados nas amostras analisadas após recozimento subcrítico (fig. 5.2). A mudança de morfologia da ferrita está relacionada com a transformação de fase $\alpha +$ carbonetos em γ com a elevação da temperatura no recozimento intercrítico e de γ em $\alpha +$ carbonetos no resfriamento lento a partir do campo bifásico.

5.4.2. Distribuição e Morfologia da Martensita.

As figuras 5.11 a 5.13 mostram a microestrutura das amostras após o tratamento térmico com diferentes taxas de resfriamento. Observa-se a fase α (clara) como uma mistura de grãos equiaxiais e de grãos alongados na direção de laminação e a fase α' (escura) que foi transformada da fase γ . A martensita está bem distribuída ao longo da espessura e localizada predominantemente nos contornos de grão. A morfologia da martensita foi difícil de se determinar na microscopia ótica devido ao tipo de ataque. Através do microscópio eletrônico de varredura, foi possível identificar mais claramente a natureza como do tipo ripa, a qual é típica para aços com valores de carbono abaixo de $0,4\%$ ^(3,25). A figura 5.14 ilustra a natureza da martensita.

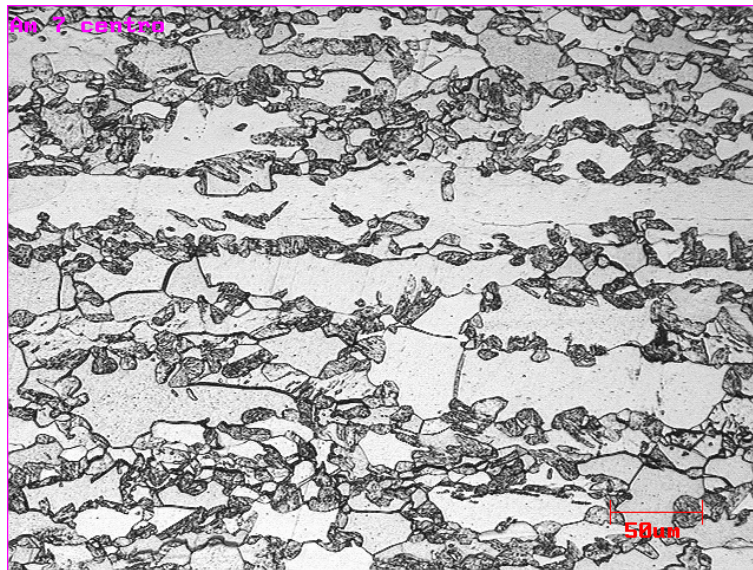


Figura 5.11 - Microestrutura do aço 430J após tratamento térmico com taxa de resfriamento de 20°C/s. Mistura de ferrita e martensita ($f_{\alpha'} = 43\%$).

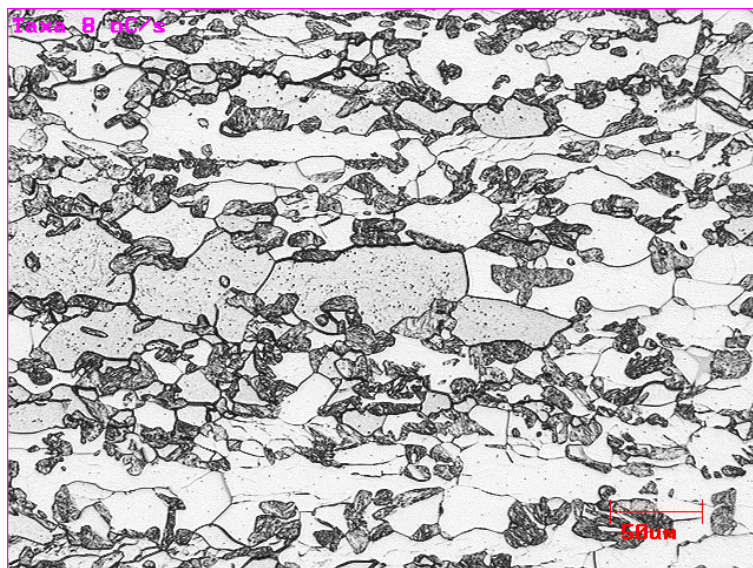


Figura 5.12 - Microestrutura do aço 430J após tratamento térmico com taxa de resfriamento de 8°C/s. Mistura de ferrita e martensita ($f_{\alpha'} = 34\%$).

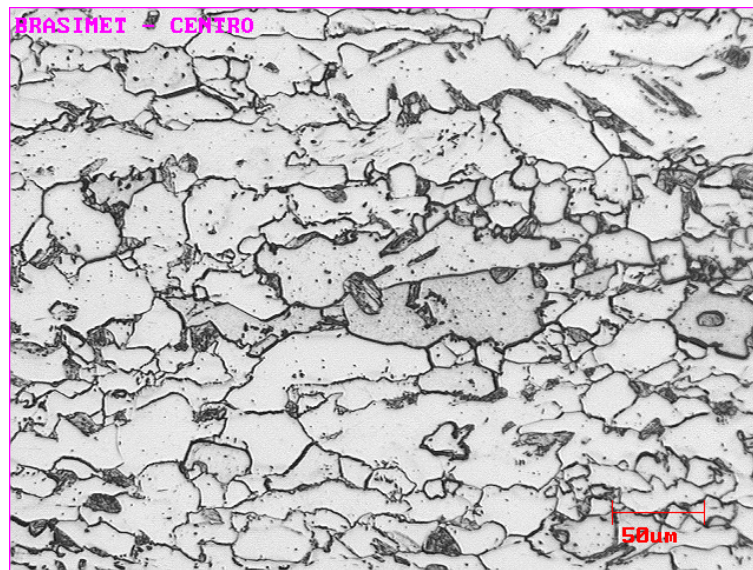


Figura 5.13 - Microestrutura do aço 430J após tratamento térmico com taxa de resfriamento de $0,03^{\circ}\text{C/s}$. Mistura de ferrita e martensita ($f_{v\alpha'} = 21\%$).

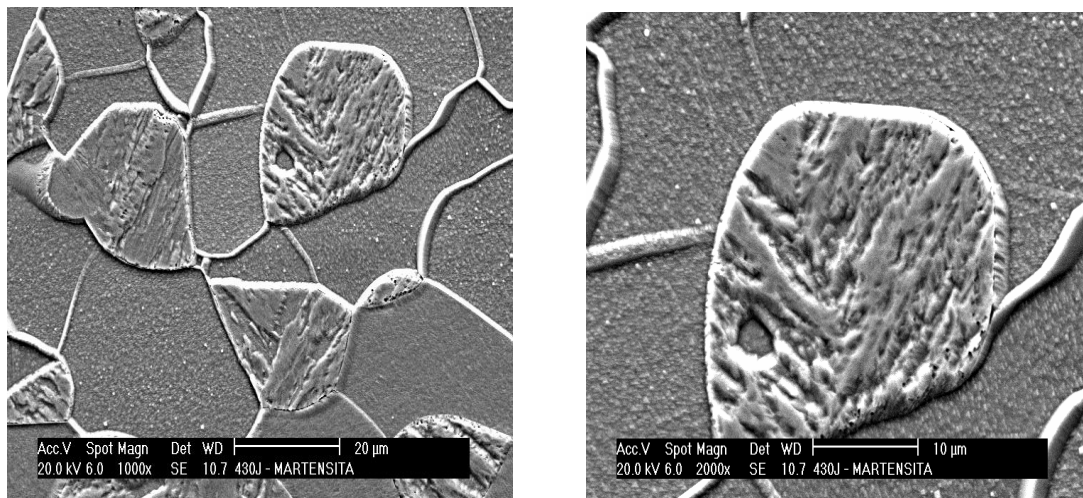


Figura 5.14 - Morfologia da martensita observada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) nas amostras do aço 430J, após tratamento térmico com taxa de resfriamento de 21°C/s .

Na tabela 5.2 são mostrados os valores de microdureza das fases para as diferentes frações de martensita.

Tabela 5.2 - Microdureza da ferrita e da martensita nas amostras laminadas a quente após tratamento térmico a diferentes taxas de resfriamento.

Fração de Martensita(%)	Dureza Vickers (carga 1,5kgf)		
	Ferrita	Martensita	Ferrita + Carbonetos
43	179 ± 11	465 ± 53	-
34	167 ± 6	505 ± 46	-
21	165 ± 6	410 ± 7	-
0	-	-	181 ± 8

Pode-se considerar, em função da dispersão dos resultados, que os valores de dureza para 43 e 34% de α' são bastante próximos. Entretanto, para 21% de α' a dureza de 410HV é relativamente baixa para esta fase. Pode-se supor que houve influência da matriz ferrítica neste resultado, levando-se em conta as pequenas dimensões das regiões de martensita para esta condição quando comparadas com o tamanho do indentedor do microdurômetro.

5.5. Microestrutura Após Laminação a Frio e Recozimento.

5.5.1. Laminação a Frio.

As figuras 5.15 a 5.18 apresentam as microestruturas após 85% de redução a frio para as diferentes frações de martensita consideradas.

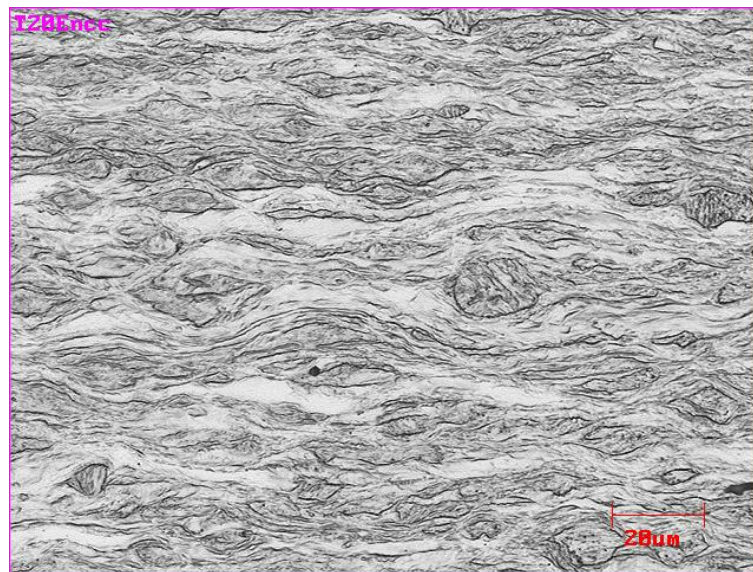


Figura 5.15 - Microestrutura do aço 430J contendo 43% de martensita após laminação a frio.

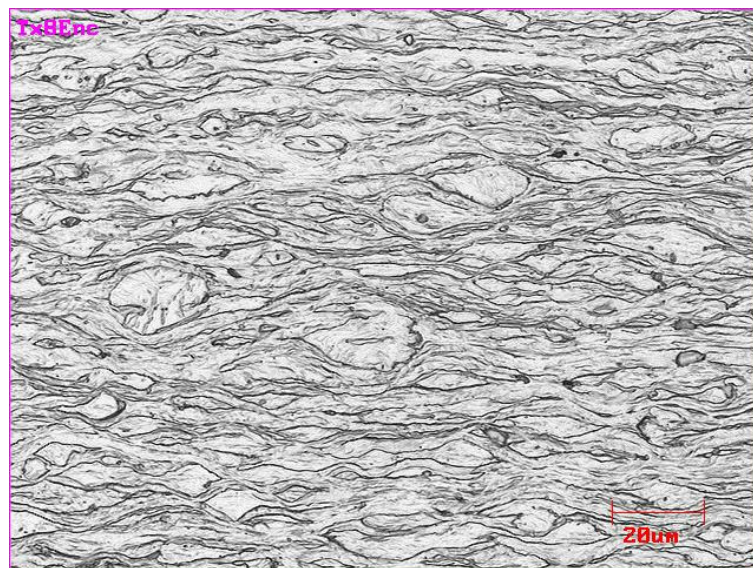


Figura 5.16 - Microestrutura do aço 430J contendo 34% de martensita após laminação a frio.



Figura 5.17 - Microestrutura do aço 430J contendo 21% de martensita após laminação a frio.



Figura 5.18 - Microestrutura do aço 430J contendo 0% de martensita após laminação a frio.

Para 43%, 34% e 21% de α' , a microestrutura é constituída de ferrita deformada e martensita em forma de “nódulos”. As figuras ilustram a mudança da trajetória de deformação da ferrita na vizinhança dos nódulos de martensita. Isto cria um gradiente de deformação e uma acentuada curvatura de rede nas proximidades dos “nódulos” de

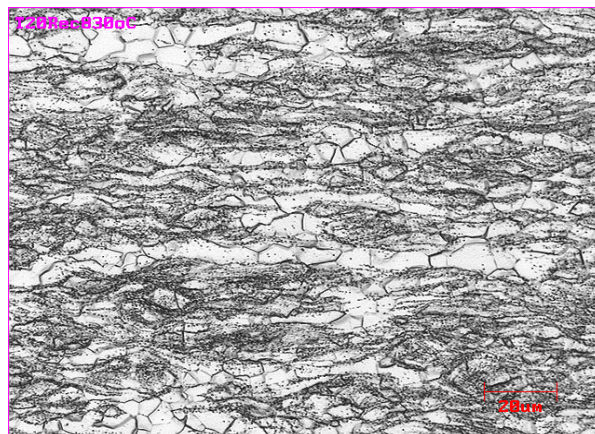
martensita, fazendo com que estas regiões se tornem um local propício à nucleação de novos grãos durante o tratamento térmico posterior⁽¹⁷⁾. Por outro, lado na condição de 0% de α' nota-se apenas a deformação da ferrita sem mudança na trajetória de deformação desta fase. Como era de se esperar, observa-se no caso das amostras com 21% e 0% de martensita uma maior quantidade de carbonetos de cromo (alinhados na direção de laminação).

5.5.2. Recozimento

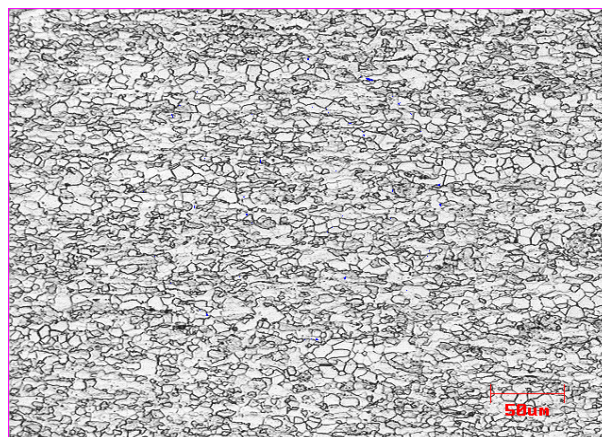
5.5.2.1. Microscopia Ótica

A fim de se determinar qual a melhor condição de recozimento final, foi escolhida a temperatura padrão para o AISI 430 (830°C) e realizados ensaios para se determinar o tempo de encharque mais adequado. Foram testados então tratamentos com 28 (tempo padrão AISI 430), 32 e 35 segundos. O objetivo deste tratamento era obter uma microestrutura constituída unicamente de ferrita completamente recristalizada e carbonetos de cromo com distribuição e tamanho de partículas mais uniforme.

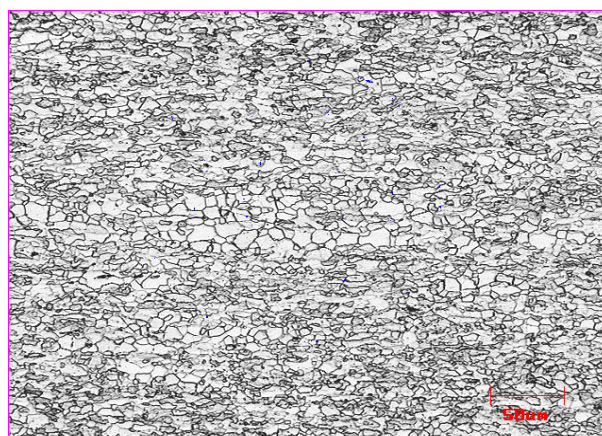
A figura 5.19 ilustra o efeito do tempo de encharque na microestrutura após laminação a frio das amostras contendo 43% de martensita.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.19 - Efeito do tempo de encharque na microestrutura após laminação a frio das amostras contendo 43% de martensita. (a): 28s, (b): 32s, (c):35s.

Conclui-se que a condição de 32 segundos foi a mais adequada pois apresentou estrutura bem recristalizada, matriz ferrítica e com carbonetos de cromo bem distribuídos ao longo da espessura com tamanho de grão ASTM 11/10 (8 μm) e dureza de 79,6HRB.

As figuras 5.20 a 5.22 apresentam a microestrutura das amostras com 34, 21 e 0% de martensita, após recozimento a 830°C com tempo de encharque de 32 segundos. A figura 5.23 ilustra com maior aumento a microestrutura referente à amostra cuja fração volumétrica de martensita durante a laminação a frio era de 34%.

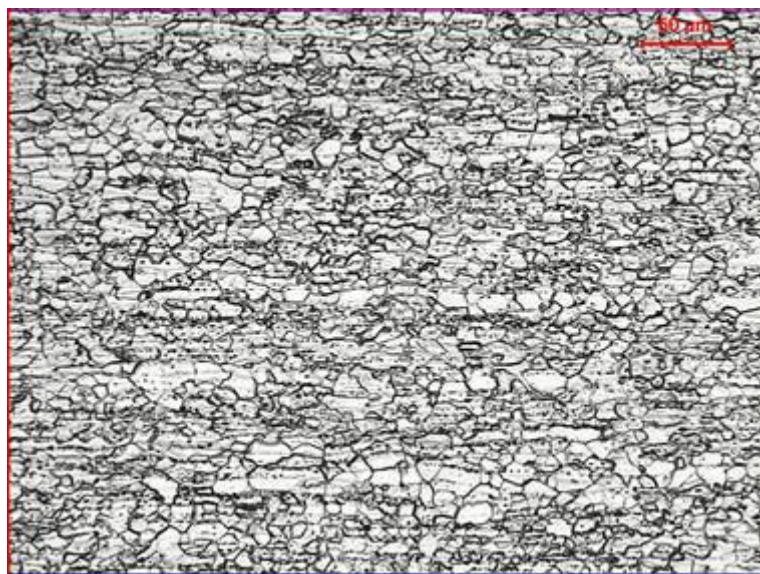


Figura 5.20 - Microestrutura do aço 430J laminado a frio com 34% de martensita e recozido.

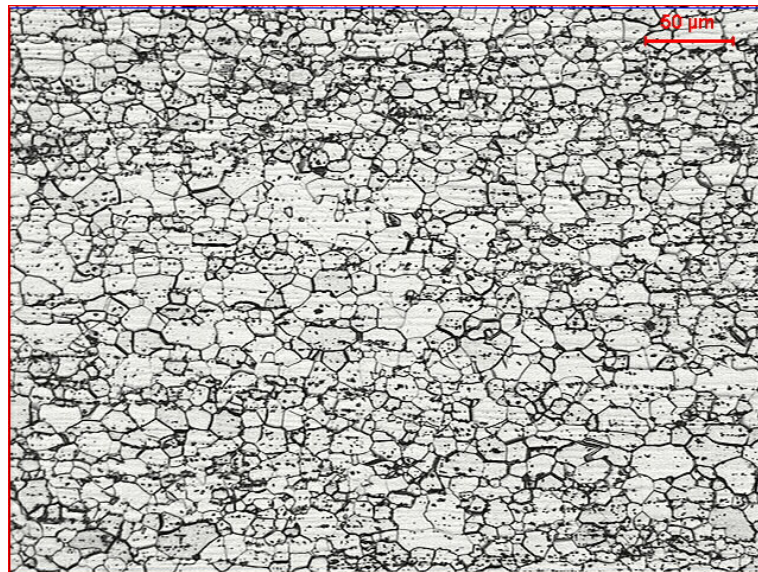


Figura 5.21 - Microestrutura do aço 430J laminado a frio com 21% de martensita e recozido.

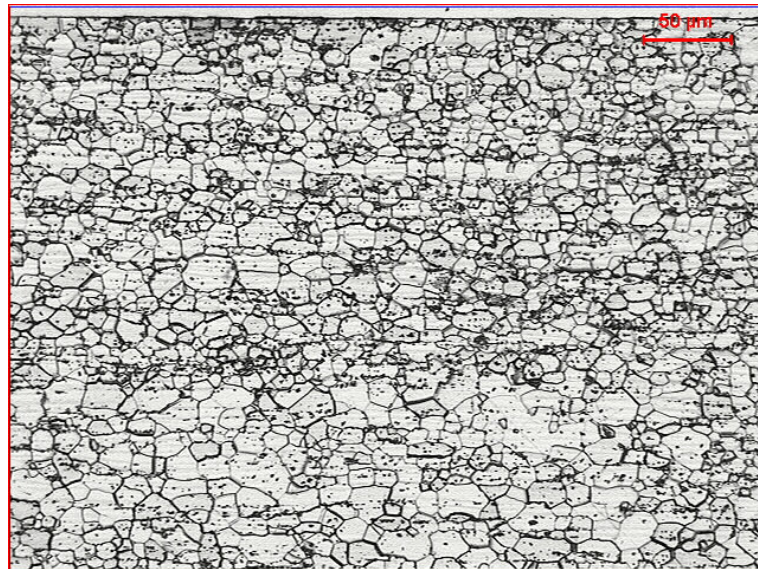


Figura 5.22 - Microestrutura do aço 430J laminado a frio com 0% de martensita e recozido.

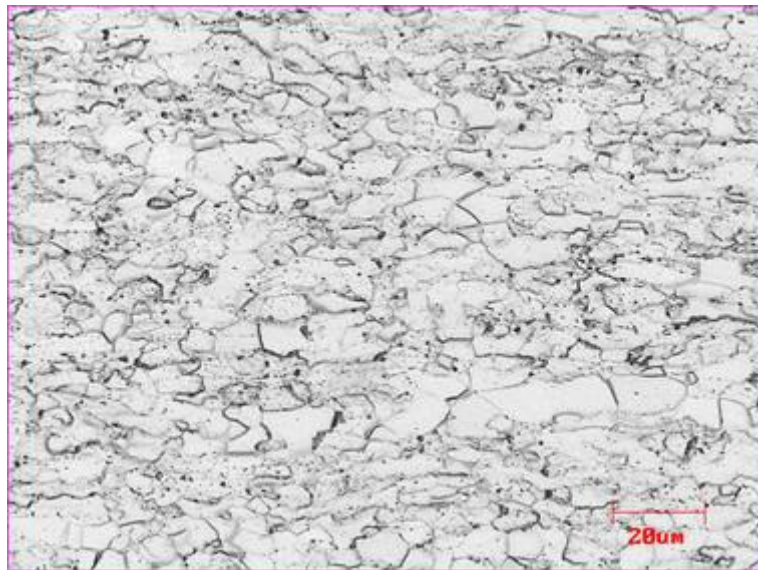


Figura 5.23 - Microestrutura do aço 430J recozido com 34% de martensita. Os pontos escuros são os carbonetos de cromo.

Observa-se que todas as microestruturas após tratamento térmico apresentam estrutura constituída de ferrita recristalizada e carbonetos de cromo, melhor evidenciados na figura 5.23 devido ao maior aumento, sem a presença de martensita. A figura 5.24 apresenta a variação do tamanho do grão ferrítico em função da fração volumétrica de α' .

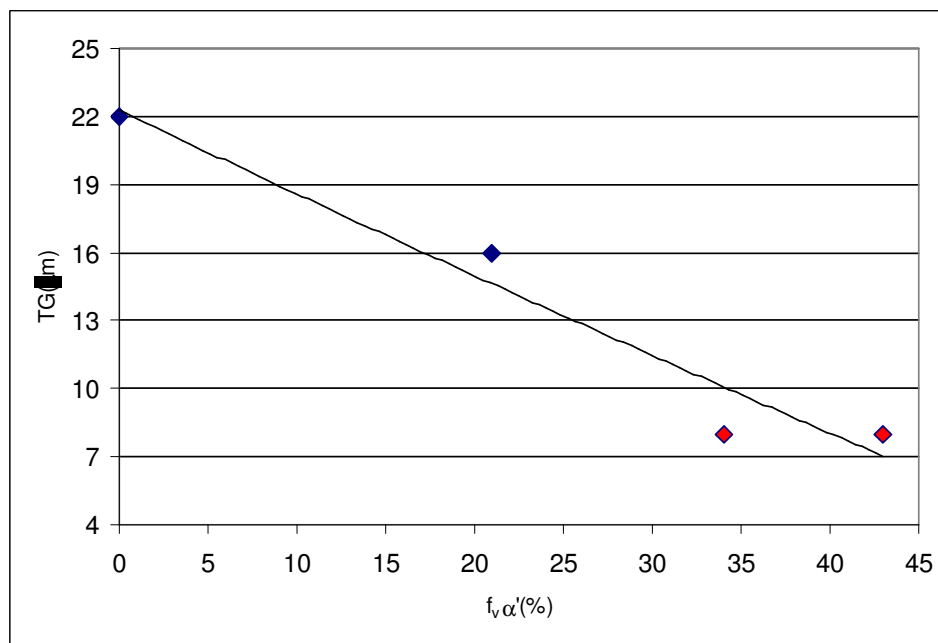


Figura 5.24 - Variação do tamanho de grão após recozimento final com as diferentes frações volumétricas de martensita na laminação a frio.

Observa-se que para as amostras com maior fração de martensita o tamanho de grão foi menor. Isso está ligado ao maior grau de encruamento ao redor das partículas de martensita, o que implica em maior taxa de nucleação na recristalização tipo NEP⁽¹⁷⁾. Além disso, é razoável supor que quanto maior a fração de martensita, mais fina é a dispersão de carbonetos de cromo na matriz, o que pode auxiliar no bloqueio dos contornos de grão por efeito “*pinning*”, dificultando o crescimento do grão recristalizado⁽¹⁷⁾, mas isso não foi comprovado experimentalmente neste trabalho.

5.5.2.2. Microtextura

A figura 5.25 ilustra os resultados da microtextura na região central da espessura, no plano da superfície (DL-DT), para as diversas frações de martensita. A figura 5.26 ilustra a microtextura do aço AISI 430 padrão.

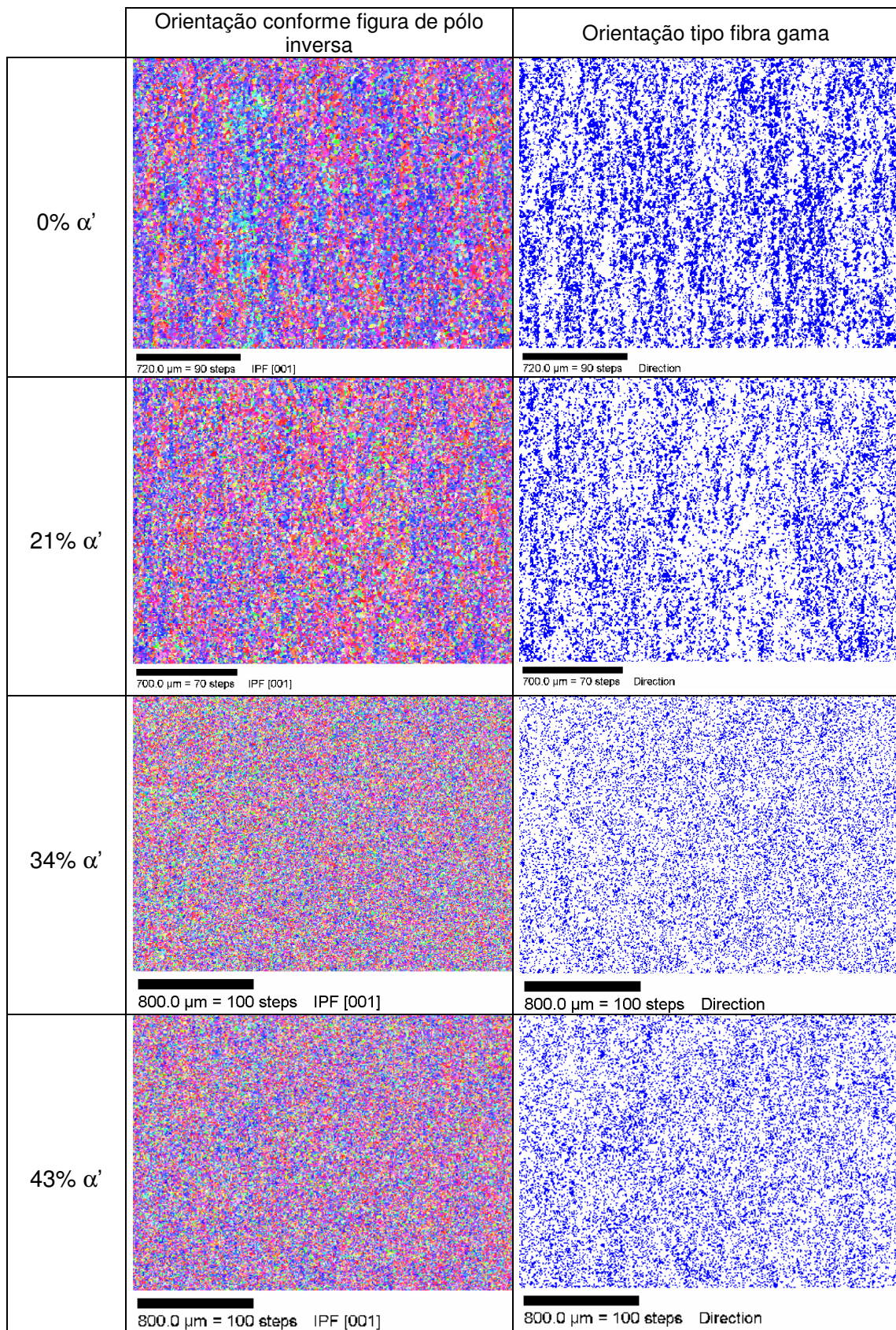


Figura 5.25 - Mapa de orientação no centro da espessura para o aço 430J em função da variação de α' . A direção vertical é paralela a direção de laminação.

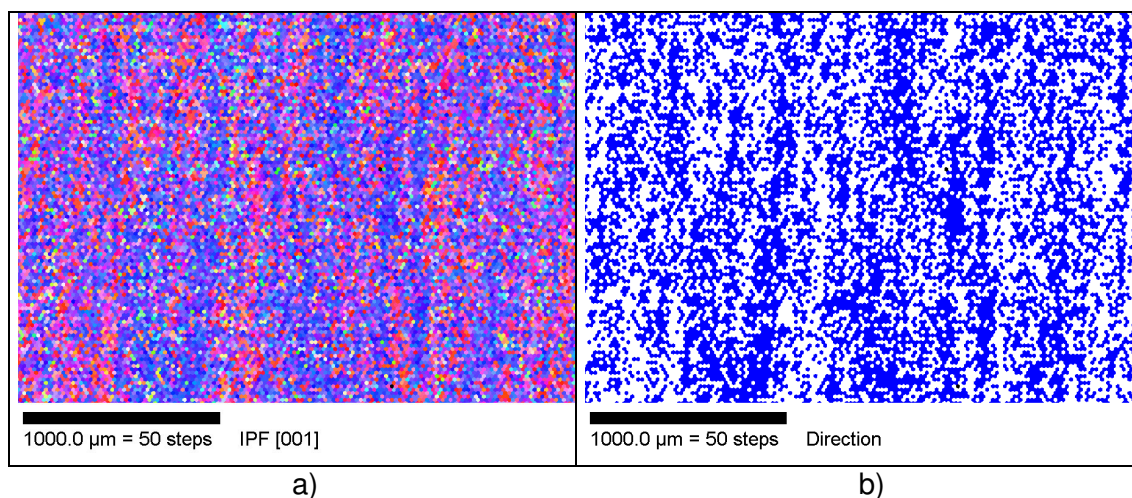


Figura 5.26 - Mapa de orientação no centro da espessura para o aço AISI 430 padrão. A direção vertical é paralela a direção de laminação. a) Mapa de orientação indicando os grãos orientados conforme a figura de pólo inversa, b) Mapa de orientação dos grãos do tipo fibra gama ($\{111\}$ paralelo à superfície).

Analisando-se os mapas de orientação, pode-se perceber que para as condições com 34 e 43% de martensita houve uma quebra do alinhamento dos grãos e uma formação de textura aleatória. Na condição com 21% de martensita começa a haver um alinhamento dos grãos o que fica mais evidente para a condição com 0% de martensita. Como pode ser observado na figura 5.26, há alinhamento dos grãos nos aços AISI 430 padrão, formando colônias de mesma orientação, o que é considerado o principal fator para a formação de estrias nestes aços^(14,16). Pode-se afirmar então que para as duas frações de martensita mais elevadas houve um real refinamento da microestrutura, sem formação de colônias após o recozimento final.

O gráfico da figura 5.27 mostra a evolução das intensidades das principais fibras de textura (fibras $\{111\}$, $\{110\}$ e $\{100\}$ paralelas ao plano da chapa) em função da variação da fração volumétrica de martensita. As intensidades foram medidas levando-se em conta uma dispersão de 15° ao redor da fibra ideal.

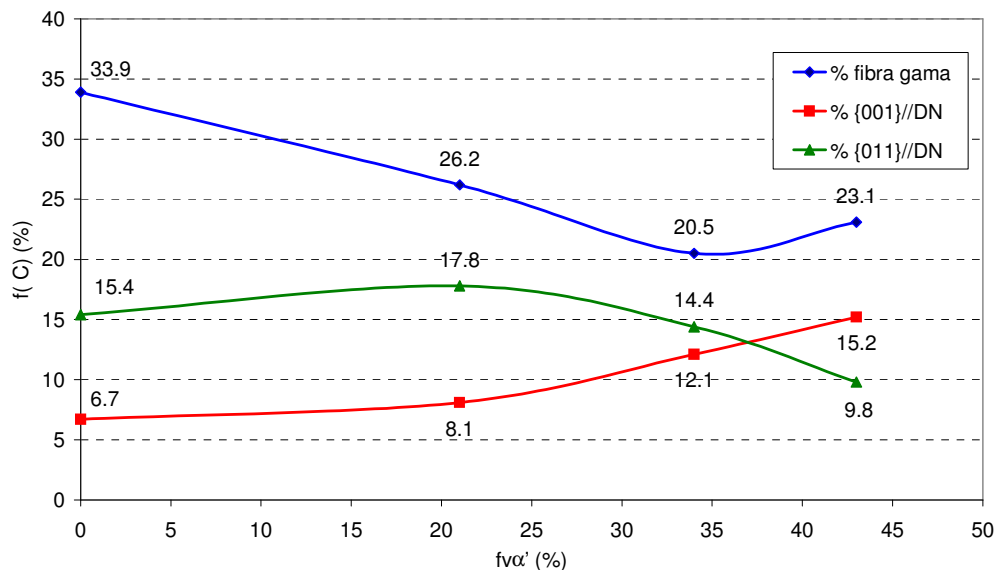


Figura 5.27 Variação da fração das principais fibras de textura com a variação da fração volumétrica de martensita no centro da espessura.

Pode-se perceber que para as três principais componentes ideais para a estampabilidade^(21,16), (fibra- γ , {001}//DN, {011}//DN), mesmo para as condições com 0% e 21% de martensita, obtém-se apenas pouco mais de 50% com a soma das mesmas, o que evidencia a ausência de uma orientação realmente predominante.

Apesar disso, nas condições com martensita durante a laminação a frio, a fração final de fibra gama é no máximo 8,4 e 18,1% superior às frações de fibra {011}//DN e {001}//DN, respectivamente. Entretanto, na condição com 0% de martensita o percentual de fibra gama é superior em 18,5% para a fibra {011}//DN e 27,2% para a fibra {001}//DN. Pode-se então inferir que a presença de martensita durante a laminação a frio foi um fator inibidor para a formação de fibra gama na textura final, resultando em uma orientação mais aleatória.

5.6. Propriedades Mecânicas

5.6.1. Ensaio de Tração

Os valores do limite de escoamento, do limite de resistência, do alongamento uniforme e do alongamento total, dureza e tamanho de grão para as quatro diferentes frações de martensita presentes na microestrutura antes do recozimento estão mostrados nas tabelas 5.3 a 5.6. A tabela 5.7 apresenta os valores de referência para o aço AISI 430 padrão.

Tabela 5.3 - Propriedades mecânicas e tamanho de grão do aço 430J contendo 0% de martensita antes do recozimento.

Fração de α' (%)	ID	σ_e (MPa)	σ_R (MPa)	e_u (%)	e_t (%)	Dureza (HRB)	T.G (μm)
0	1	350,1	483,5	19,6	28,3	72,2	21
	2	348,5	482,5	19,1	28,2	72,5	22
Valor Médio		349	483	19,0	28	72	22

Tabela 5.4 - Propriedades mecânicas e tamanho de grão do aço 430J contendo 21% de martensita antes do recozimento.

Fração de α' (%)	ID	σ_e (MPa)	σ_R (MPa)	e_u (%)	e_t (%)	Dureza (HRB)	T.G (μm)
21	1	365,7	504	19,3	28,9	74	15
	2	361,5	504	19,3	28,9	74	16
Valor Médio		364	504	19	28	74	16

Tabela 5.5 - Propriedades mecânicas e tamanho de grão do aço 430J contendo 34% de martensita antes do recozimento.

Fração de α' (%)	ID	σ_e (MPa)	σ_R (MPa)	e_u (%)	e_t (%)	Dureza (HRB)	T.G (μm)
34	1	378,2	559,9	16,2	21,7	78,4	8
	2	381,3	560,6	16,8	23,6	79,2	8
	3	377,7	557,9	17,8	24,1	79,4	8
Valor Médio		379	560	17	23	79	8

Tabela 5.6- Propriedades mecânicas e tamanho de grão do aço 430J contendo 43% de martensita antes do recozimento.

Fração de α' (%)	ID	σ_e (Mpa)	σ_R (MPa)	e_u (%)	e_t (%)	Dureza (HRB)	T.G (μm)
43	1	382,5	557,7	17,1	23,7	80,2	8
	2	378,5	556,3	17,4	24,5	80	8
	3	368,2	558,1	17,9	-	80,5	8
Valor Médio		376	557	17,5	24	80	8

Tabela 5.7 - Propriedades mecânicas, expoente de encruamento, coeficiente de anisotropia normal médio e planar e tamanho de grão do aço AISI 430 padrão⁽⁴⁾

Aço 430 (padrão)	σ_e (MPa)	σ_R (MPa)	e_u (%)	e_t (%)	n	\bar{R}	ΔR	Dureza (HRB)	T.G (μm)
Valor Min.	250	450		22				70	
Valor Max.	430	650		35				86	
Valor Típico	345	506	22	28	0,21	1,10	0,20	81	19

Os valores do limite de escoamento, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento total mostraram-se dentro da especificação para o aço AISI 430 padrão, conforme mostrado na tabela 5.7. No caso de determinadas propriedades para determinadas frações de martensita, os valores obtidos foram um pouco diferentes dos valores típicos para o aço AISI 430 padrão.

As figuras 5.28 a 5.31 mostram a variação do limite de resistência, limite de escoamento, alongamento total e alongamento uniforme em função da fração de martensita presente na laminação a frio anterior ao recozimento de recristalização.

Observa-se que o limite de resistência e o limite de escoamento aumentam com o aumento de $f_v\alpha'$ (figuras 5.28 e 5.29).

Esse comportamento está diretamente relacionado com o tamanho de grão final, o qual por sua vez é função da fração volumétrica de martensita presente na laminação a frio, conforme descrito no item 5.5.1.

As figuras 5.31 e 5.32 ilustram o aumento do limite de resistência e limite de escoamento com o decréscimo do tamanho do grão. Um grande número de trabalhos^(3,5,10) relata esta forma de variação de LE e LR com o tamanho de grão.

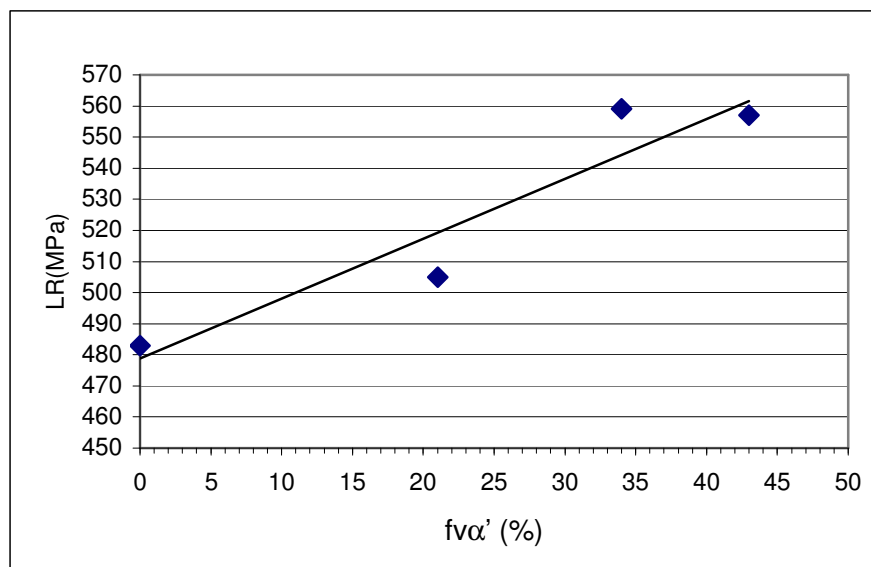


Figura 5.28 - Variação do limite de resistência com a fração volumétrica de martensita no aço 430J

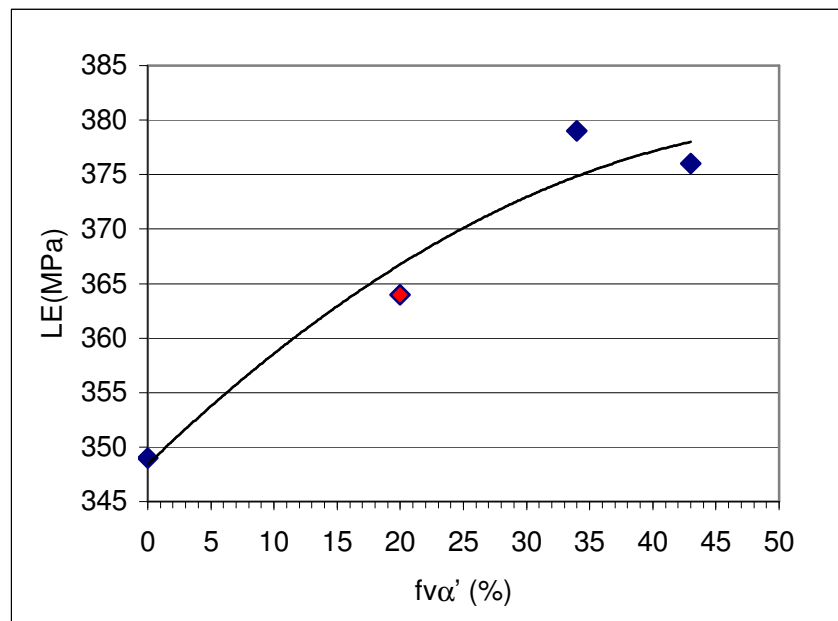


Figura 5.29 - Variação do limite de escoamento com a fração volumétrica de martensita para o aço 430J.

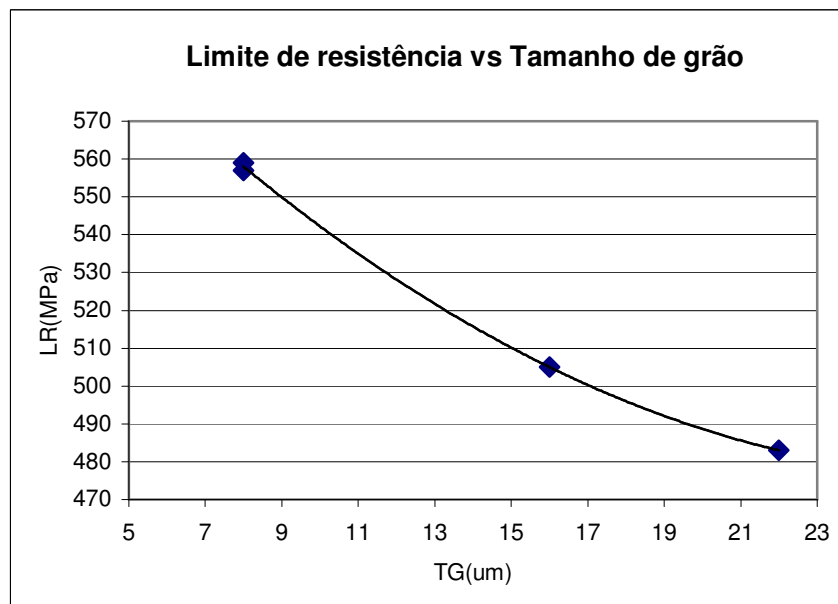


Figura 5.30 - Variação do limite de resistência com o tamanho do grão no aço 430J

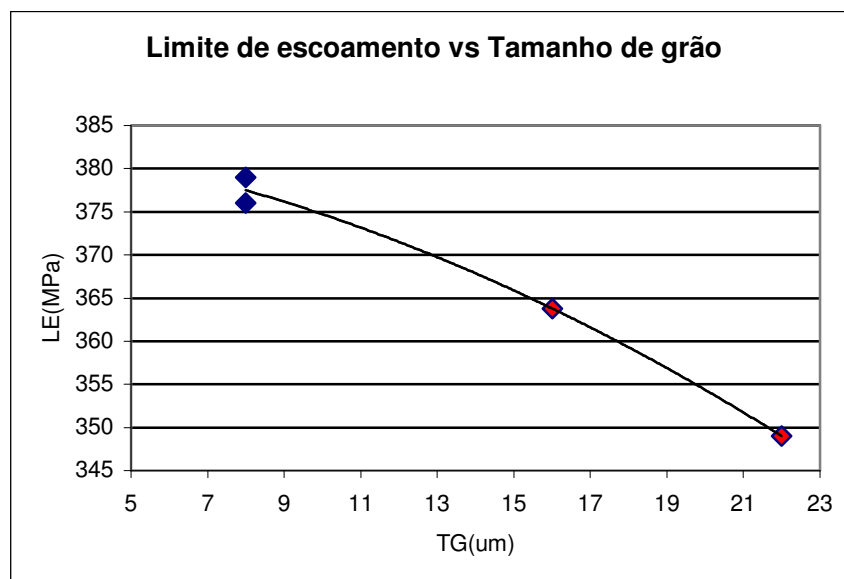


Figura 5.31 - Variação do limite de escoamento com o tamanho do grão no aço 430J.

É razoável também considerar alguma influência nas propriedades mecânicas da distribuição dos carbonetos de cromo oriundos da decomposição da martensita no recozimento final. Conforme discutido no item 5.5.2.1, maiores frações de martensita antes do recozimento resultam em uma dispersão mais fina dos precipitados após tratamento térmico, e conseqüentemente maior eficiência no bloqueio de discordâncias (efeito Orowan^(5,17)). Porém, em função das técnicas empregadas para avaliação microestrutural (microscopia ótica e MEV), não foi possível comprovar tal hipótese, uma vez que a medida do raio das partículas de carboneto de cromo não foi feita.

As figuras 5.32 e 5.33 ilustram a variação do alongamento total e do alongamento uniforme com a fração volumétrica de martensita. Observa-se que e_t e e_u diminuem com aumento de α' . Essa variação pode ser explicada considerando que além do efeito do tamanho de grão, a fração volumétrica de carbonetos de cromo finamente dispersos aumenta com aumento de $f_v\alpha'$. A fratura dúctil se inicia normalmente pela nucleação de microcavidades nas interfaces matriz/partícula de segunda fase⁽⁵⁾. Assim, conforme evidenciado por Gladman *et al.*⁽²⁹⁾, quanto maior a fração volumétrica de segunda fase, menor é a deformação até a fratura, uma vez que um maior número de microtrincas se formam.

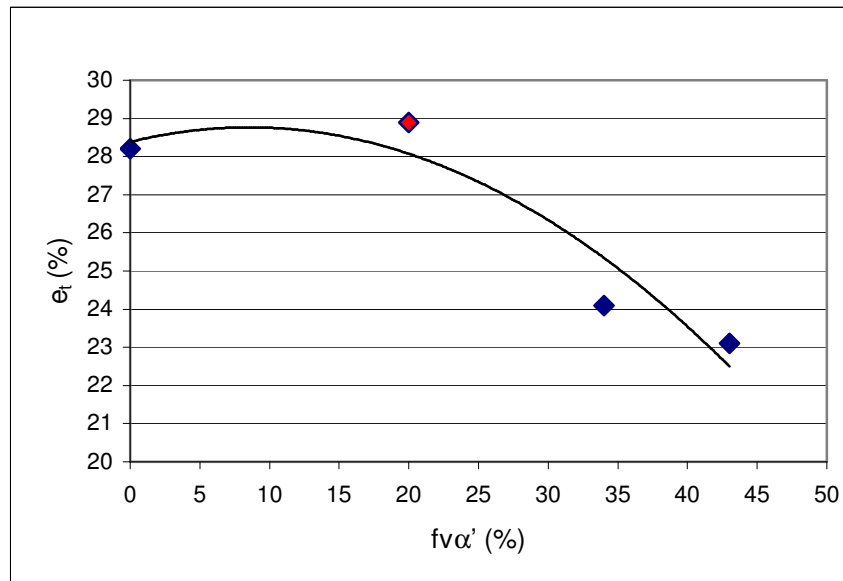


Figura 5.32 - Variação do alongamento total com a fração volumétrica de martensita para o aço 430J.

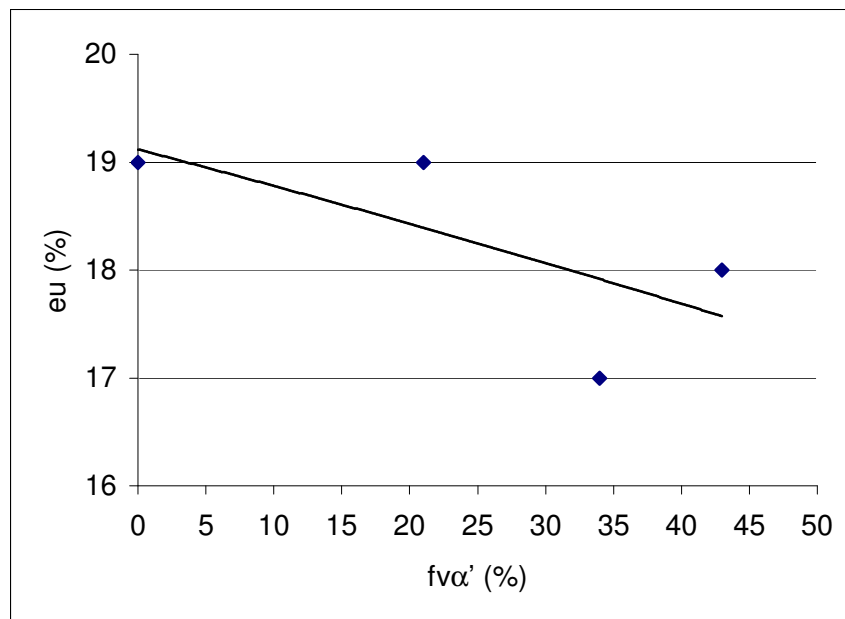


Figura 5.33 - Variação do alongamento uniforme com a fração volumétrica de martensita para o aço 430J.

5.6.2. Estampabilidade

As tabelas 5.8 a 5.11 apresentam os valores do expoente de encruamento, do coeficiente de anisotropia normal médio e do coeficiente de anisotropia planar para as diferentes frações de martensita. A tabela 5.12 mostra os valores do coeficiente de anisotropia normal nas três direções.

Tabela 5.8 - Valores de n , \bar{R} e ΔR encontrados para o aço 430J com 0% de α' durante a laminação a frio.

Fração de α' (%)	ID	n	\bar{R}	ΔR
0	1	0,24	0,95	-0,12
	2	0,24	0,98	-0,12
Valor Médio		0,24	0,97	-0,12

Tabela 5.9 - Valores de n , \bar{R} e ΔR encontrados para o aço 430J com 21% de α' durante a laminação a frio.

Fração de α' (%)	ID	n	\bar{R}	ΔR
21	1	0,24	0,78	-0,12
	2	0,24	0,79	-0,08
Valor Médio		0,24	0,79	-0,10

Tabela 5.10 - Valores de n , \bar{R} e ΔR encontrados para o aço 430J com 34% de α' durante a laminação a frio.

Fração de α' (%)	ID	n	\bar{R}	ΔR
34	1	0,24	0,88	-0,17
	2	0,25	0,88	-0,17
	3	0,25	0,85	
Valor Médio		0,25	0,87	-0,17

Tabela 5.11 - Valores de n , \bar{R} e ΔR encontrados para o aço 430J com 43% de α' durante a laminação a frio.

Fração de α' (%)	ID	n	\bar{R}	ΔR
43	1	0,25	0,91	-0,18
	2	0,24	0,92	-0,18
	3	0,25	0,92	-0,13
Valor Médio		0,25	0,92	-0,16

Tabela 5.12 - Valores de R nas três direções para o aço 430J

Fração de martensita (%)	R ₀	R ₄₅	R ₉₀
0	0,80	1,02	1,04
21	0,69	0,84	0,79
34	0,72	0,94	0,89
43	0,77	1,00	0,91

A figura 5.34 apresenta a variação do expoente de encruamento (n) com a fração volumétrica de martensita. Observa-se que os valores são próximos, sendo maiores para maiores frações de martensita. Embora segundo Leslie⁽⁸⁾ n aumente com o aumento do tamanho de grão (e portanto com a diminuição de $f_v\alpha'$) deve-se levar em conta que o aumento do tamanho da fração volumétrica de carbonetos finamente dispersos aumenta com o aumento de $f_v\alpha'$. No mecanismo de Orowan, um aumento da fração volumétrica de precipitados, aumenta a capacidade de encruamento e portanto, aumenta o valor de n ⁽⁵⁾. Outro fator que provavelmente afetou os valores de n , foi o processo sem o passe de encruamento.

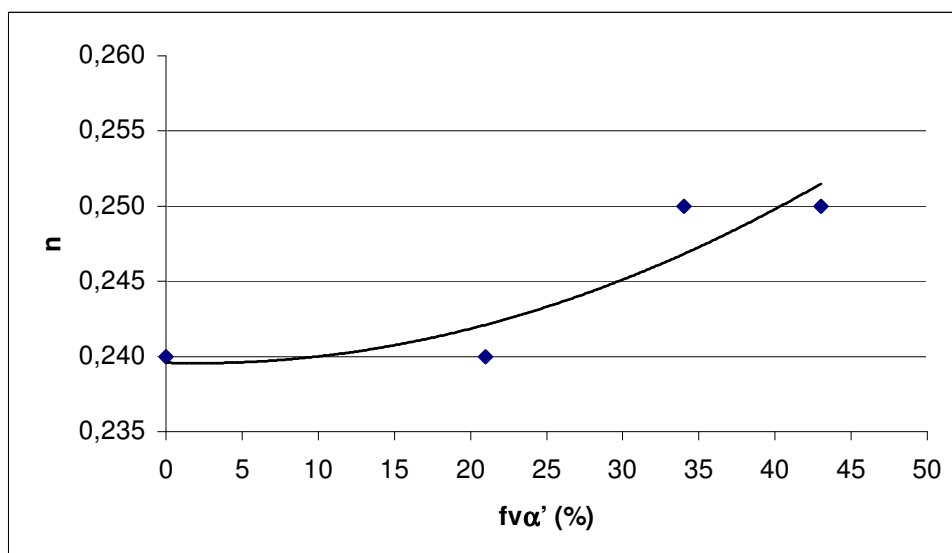


Figura 5.34- Variação do expoente de encruamento com a fração volumétrica de martensita no aço 430J.

As figuras 5.35 e 5.36 apresentam as variações dos coeficientes de anisotropia normal médio e planar com a fração de martensita antes do tratamento térmico final.

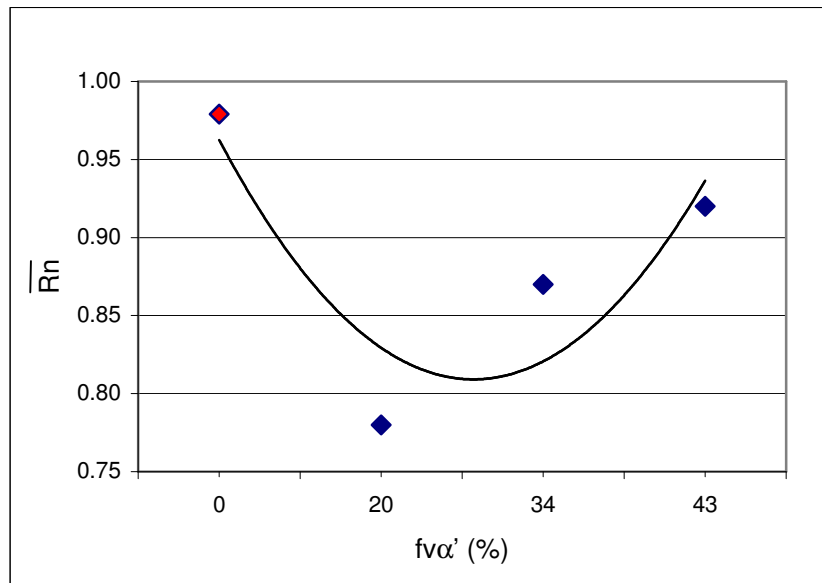


Figura 5.35 - Variação do coeficiente de anisotropia normal médio com a fração volumétrica de martensita no aço 430J.

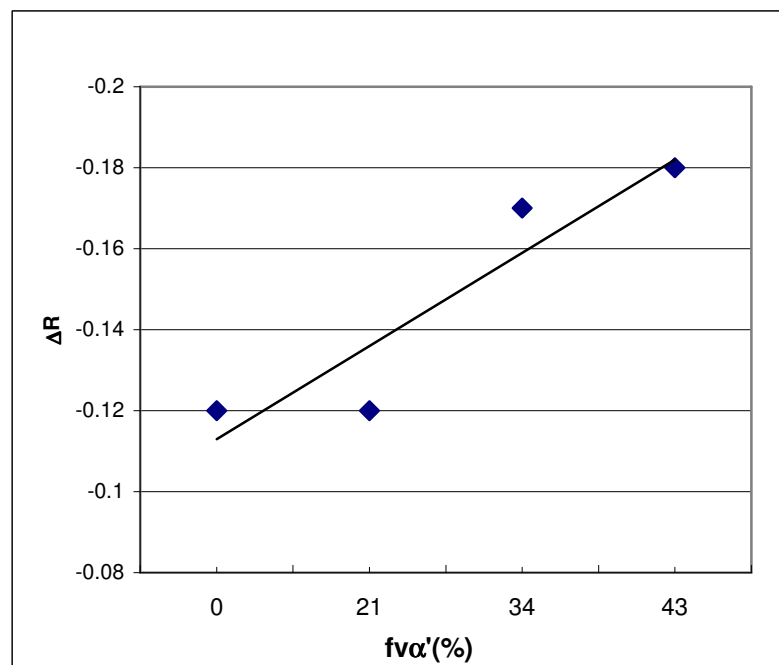


Figura 5.36 - Variação do coeficiente de anisotropia planar com a fração volumétrica de martensita no aço 430J.

Analisando o coeficiente de anisotropia normal médio, \bar{R} , observamos valores mais baixos que o valor referente ao aço AISI 430 padrão, ($\sim 1,1$)⁽⁴⁾, principalmente para as condições com martensita antes do tratamento térmico final. Isto provavelmente está ligado a menor intensidade de fibra γ (plano {111} paralelo à superfície da chapa) e presença de texturas desfavoráveis tais como Goss {110}<100> e fibra α ^(13,16). Com relação ao coeficiente de anisotropia planar, houve uma pequena redução em relação ao aço AISI 430 padrão, e os valores absolutos são baixos devido à pequena diferença entre os coeficientes de anisotropia normal para as três direções estudadas (0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação).

5.6.3. Grau de estriamento.

5.6.3.1. Análise visual

A tabela 5.13 mostra os valores do nível de estrias em função da fração de martensita. A figura 5.37 ilustra a aparência das estrias na superfície da chapa após 15% de deformação na direção de laminação.

Tabela 5.13 - Níveis de estrias determinados por análise visual em função da fração de martensita

Fração de Martensita (%)	Nível de estrias
0	1,0
21	0,7
34	0
43	0

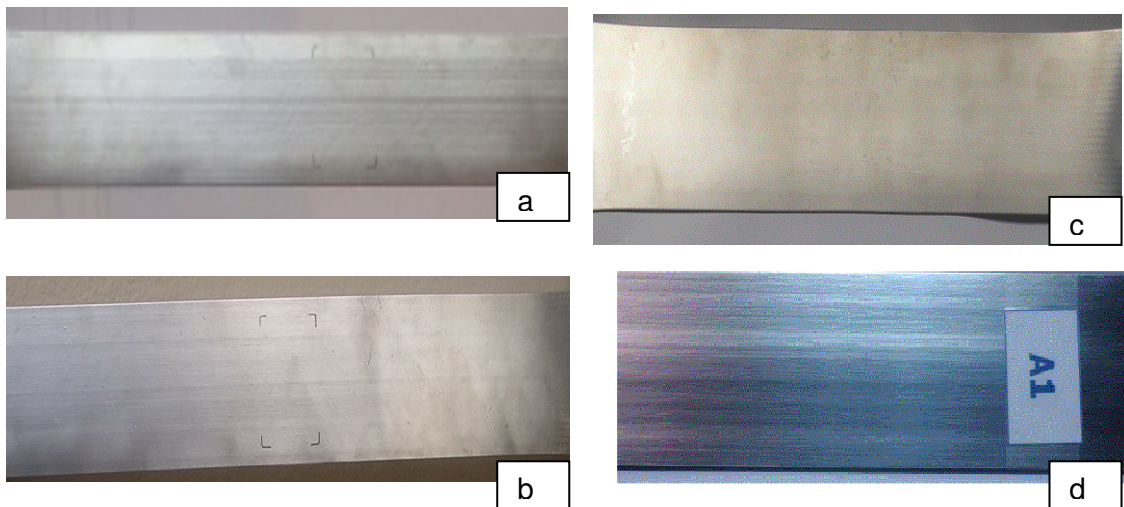


Figura 5.37 - Aparência das estrias na superfície das chapas após 15% de deformação no sentido de laminação. (a) 0% de α' , (b) 21% de α' , (c) 34% de α' , e (d) referência AISI 430 padrão.

Verifica-se que para as amostras com 34 e 43% de martensita, praticamente, não são observadas estrias em sua superfície. As amostras com 21% de martensita apresentaram valores visuais da ordem de 0,7 e as amostras com 0% de martensita apresentaram valores visuais entre 1,0 e 1,3. Salienta-se que no aço AISI 430 padrão há uma distribuição normal dos valores visuais das amostras industriais com aproximadamente 60% dos resultados situados entre os níveis de 1,3 e 1,7. Dessa forma, deve-se ressaltar que a presença de martensita durante a laminação a frio foi eficiente na eliminação ou mesmo redução do nível de estrias.

5.6.3.2. Análise de Estrias Através do Rugosímetro 3D

A tabela 5.14 mostra os valores das amplitudes média e máxima das estrias, W_a e W_t respectivamente, para as diferentes frações de martensita. As figuras 5.38 e 5.39 ilustram graficamente os resultados constantes da tabela 5.14.

Tabela 5.14 - Parâmetros Wa e Wt das amostras analisadas do aço 430J.

fv α' (%)	Wa (μm)		Wt (μm)	
	Média	Desvio	Média	Desvio
34	0,30	0,03	1,55	0,19
	0,71	0,01	3,45	0,37
	0,78	0,10	4,72	0,47
43	0,78	0,07	5,40	0,55
	0,71	0,15	4,71	1,27
21	2,71	0,03	17,8	1,10
	1,69	0,09	9,88	0,52
	1,61	0,12	7,79	0,66
0	1,91	0,22	9,65	1,25
	2,53	0,25	16,98	2,07
	2,62	0,16	13,63	1,57

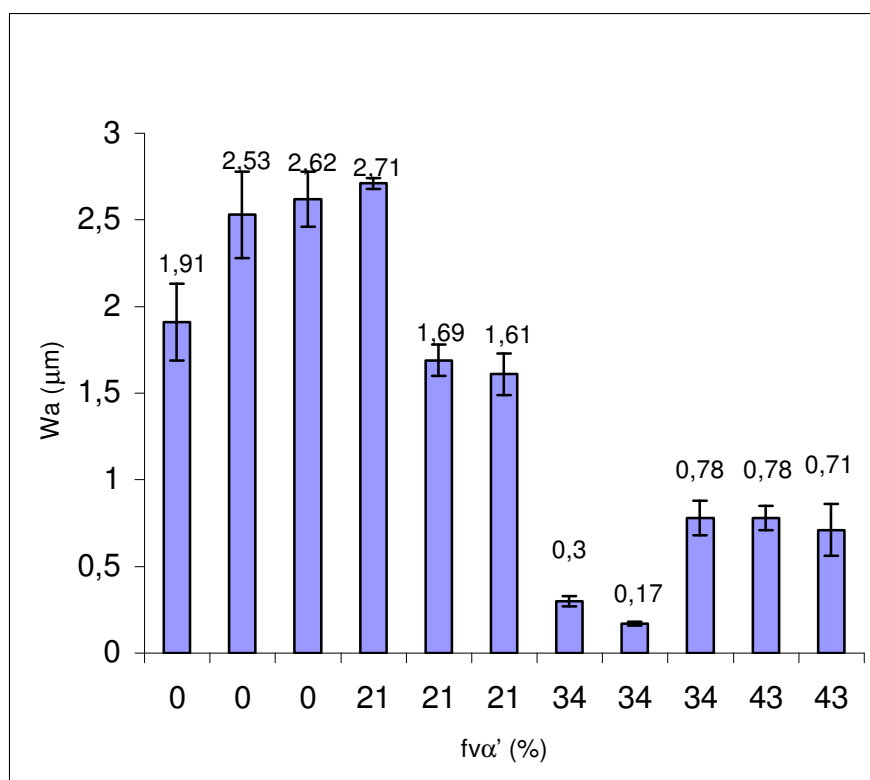


Figura 5.38 – Variação da amplitude média (Wa) das estrias em função da fração volumétrica de martensita.

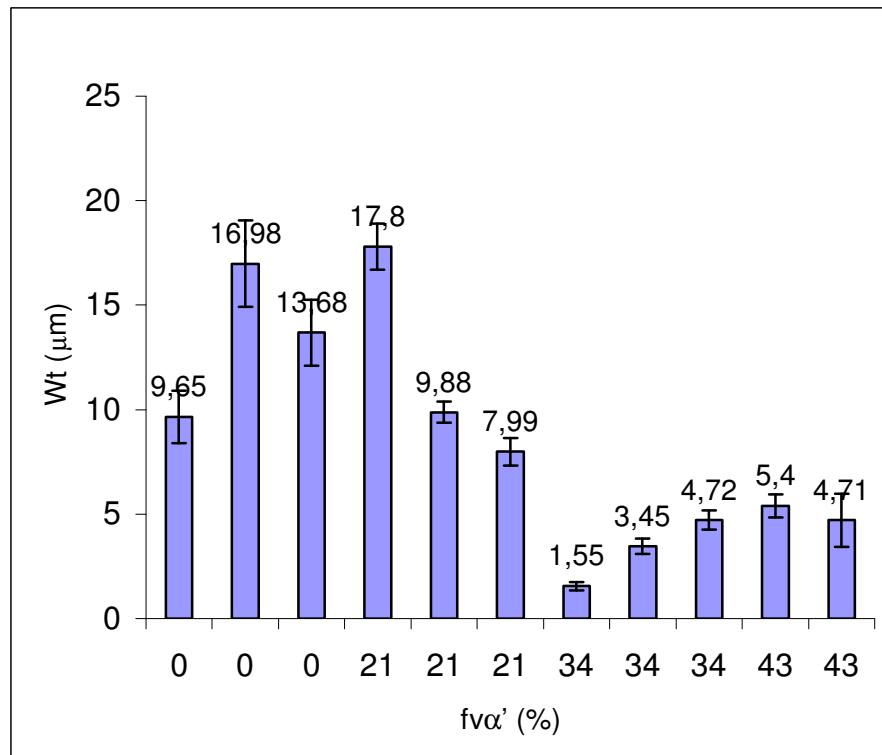


Figura 5.39 - Variação da amplitude máxima (Wt) das estrias em função da fração volumétrica de martensita .

As figuras 5.40 a 5.43 ilustram o resultado da topografia tridimensional (3D), para as diversas frações de martensita, e a figura 5.44 ilustra a topografia do aço AISI 430 padrão.

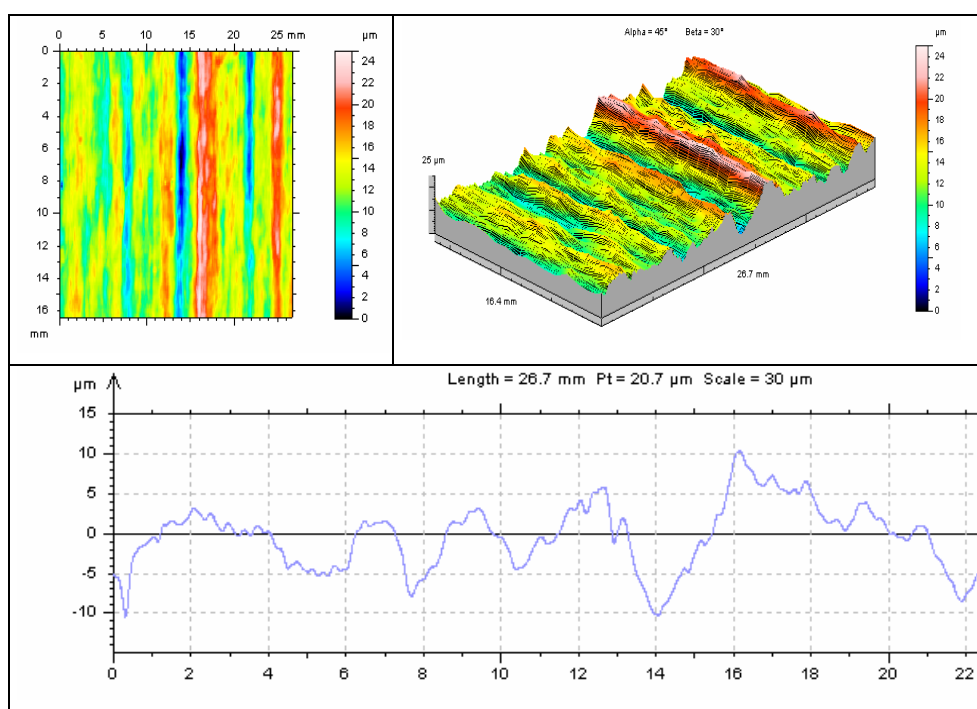


Figura 5.40 - Perfil de rugosidade transversal na amostra após tração de 15% //DL e imagens bi e tridimensional e para o aço 430J com 0% de α' . Análise visual com nível de estrias 1,0.

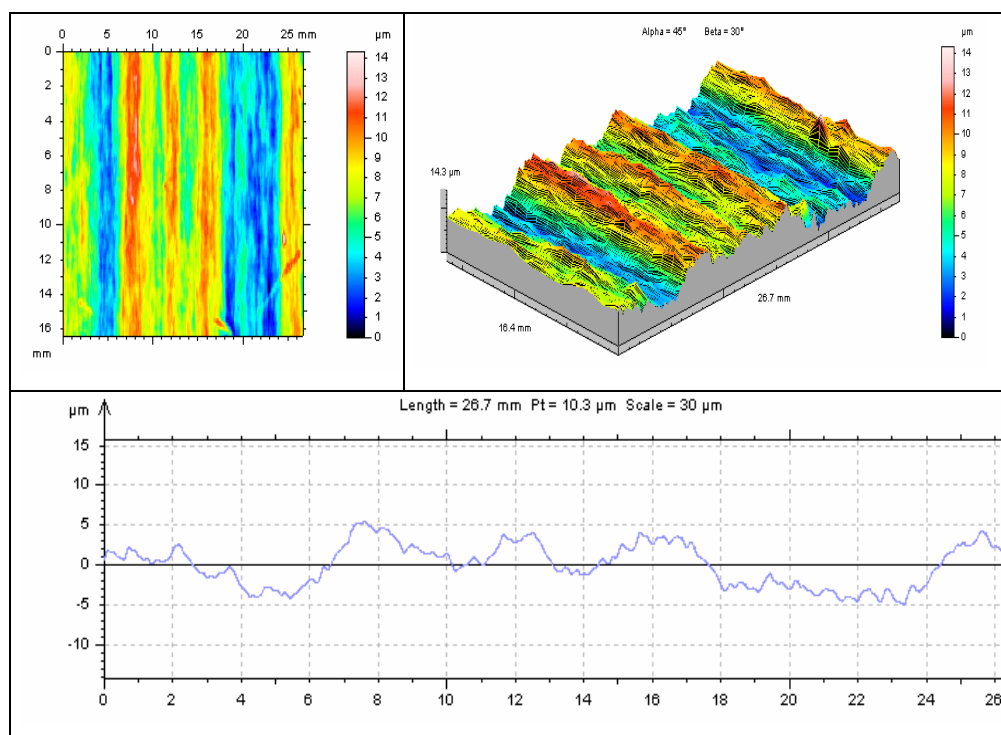


Figura 5.41 - Perfil de rugosidade transversal na amostra após tração de 15% //DL e imagens bi e tridimensional e para o aço 430J com 21% de α' . Análise visual com nível de estrias 0,7.

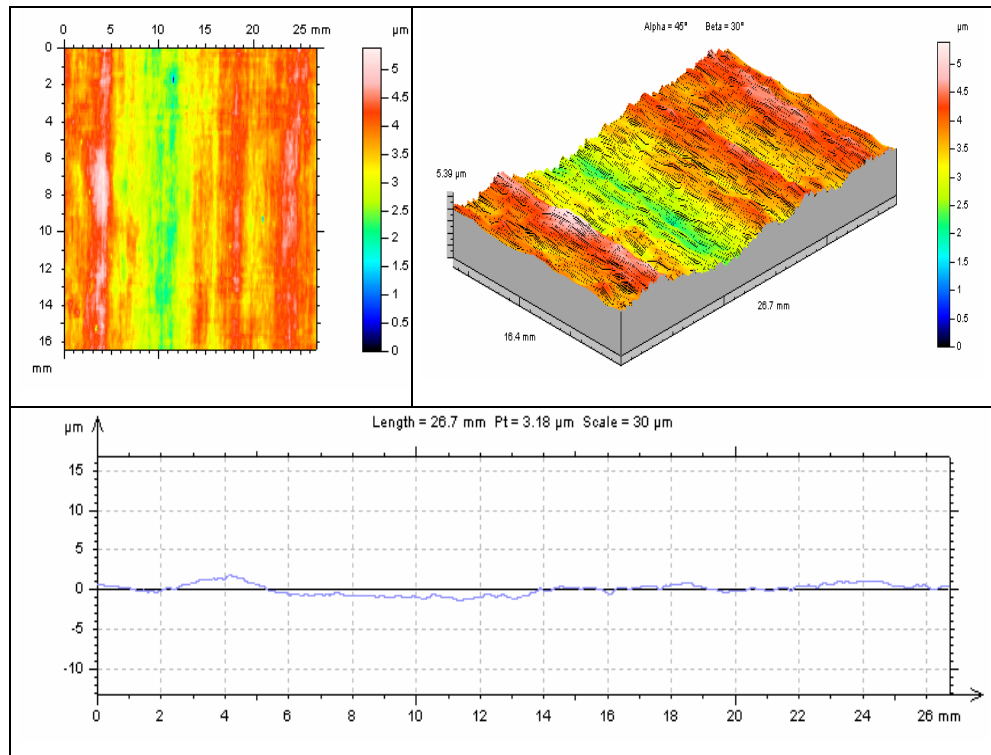


Figura 5.42 - Perfil de rugosidade transversal na amostra após tração de 15% //DL e imagens bi e tridimensional e para o aço 430J com 34% de α' . Análise visual com nível de estrias 0,0.

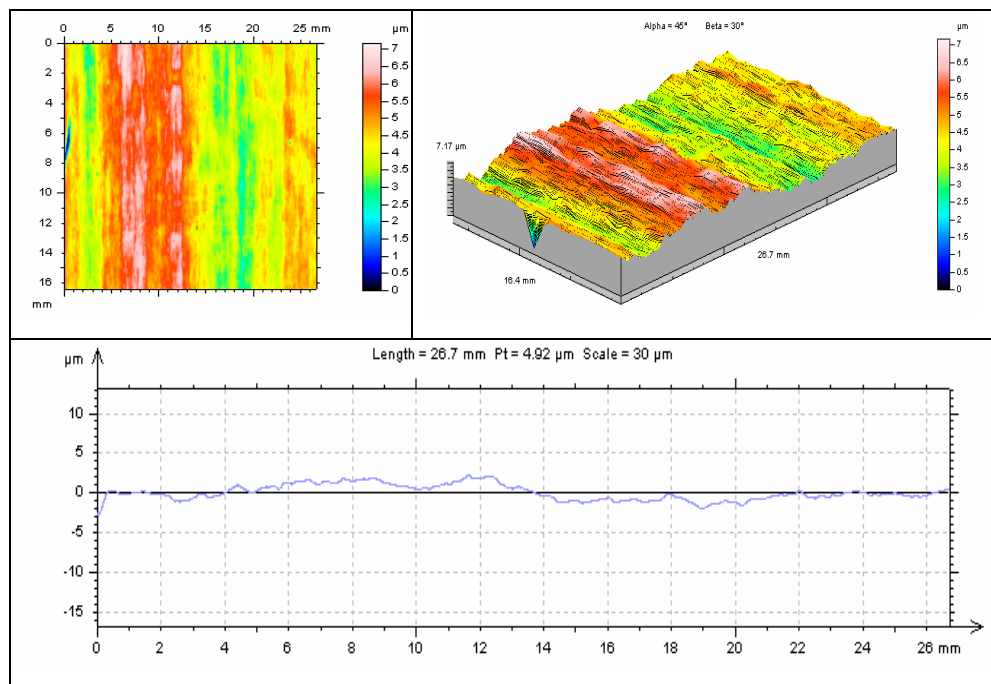


Figura 5.43 - Perfil de rugosidade transversal na amostra após tração de 15% //DL e imagens bi e tridimensional e para o aço 430J com 43% de α' . Análise visual com nível de estrias 0,0.

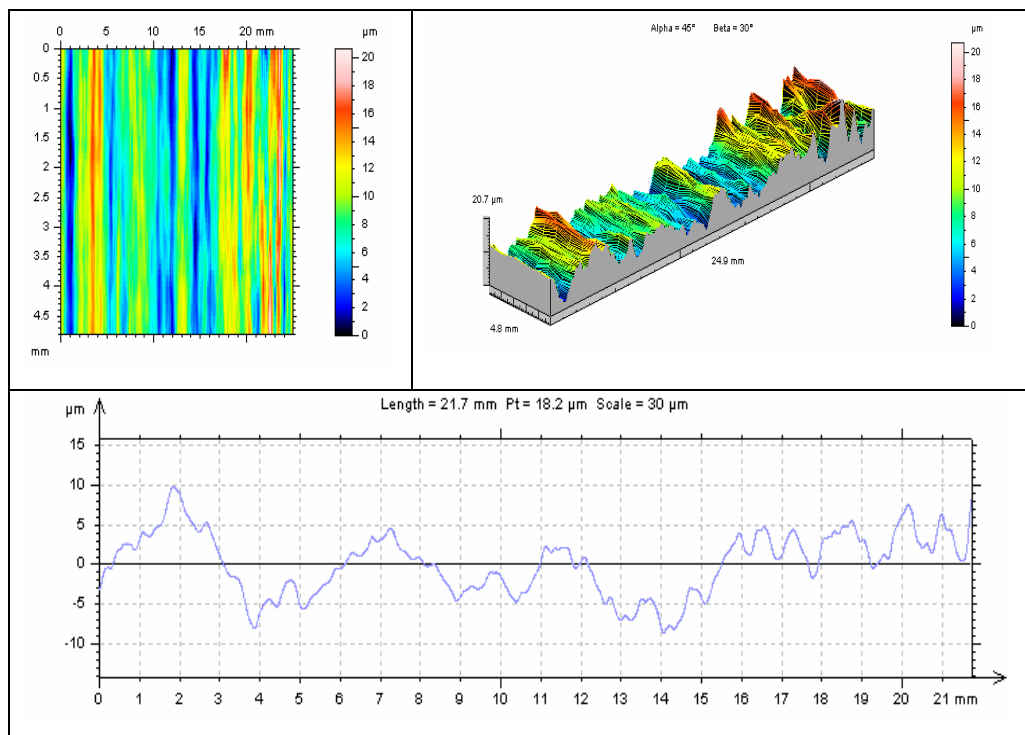


Figura 5.44 - Perfil de rugosidade transversal na amostra após tração de 15% //DL e imagens bi e tridimensional e para o aço AISI 430 padrão sem martensita (BQ preta recozida) e com nível de estrias 1,3.

As figuras 5.40 a 5.43, apresentam uma imagem bidimensional, uma imagem tridimensional e um perfil para cada amostra analisada. A escala gradual de cores nas imagens, possibilita uma visualização mais precisa da amplitude e forma das estrias. Verifica-se que as amostras com 21 e 0% de martensita apresentam estrias mais evidentes e contínuas em relação às amostras com 34 e 43% de martensita, comprovando os valores dos parâmetros de W_a e W_t analisados anteriormente. Comparando os perfis obtidos (com mesmo fundo de escala de $30\ \mu\text{m}$), fica nítida a diferença entre as amostras, reafirmando o bom resultado para as amostras com maior quantidade de martensita em relação às amostras com menor quantidade desta fase na BQ após recozimento.

O mesmo estudo para uma amostra do aço AISI 430 padrão com nível de estrias 1,3, figura 5.4, verifica-se como as mesmas são contínuas e profundas (altos valores de W_a e W_t).

Os resultados relativos ao grau de estriamento mostram que um aumento na fração volumétrica de martensita durante a laminação a frio diminui acentuadamente a tendência ao estriamento no aço 430J, obtendo-se nível 0, na análise visual, para $f_v\alpha' = 34$ e 43% . Como discutido no item 5.5.2.2, para essas condições, observa-se nos mapas de orientação uma quebra de alinhamento dos grãos o que implica na ausência de colônias de mesma orientação, que é o fator preponderante na formação de estrias^(16,18,19).

CAPITULO 6. CONCLUSÕES.

Os resultados obtidos neste trabalho, relativos à influência da fração volumétrica de martensita no grau de estriamento, propriedades mecânicas e estampabilidade de um aço inoxidável ferrítico, similar ao aço AISI 430, com redução no teor de C e aumento no teor de Mn, submetido a um recozimento intercrítico após laminação a quente (430J), permitem as seguintes conclusões:

- A presença de martensita na etapa de laminação a frio do aço 430J reduziu o grau de estriamento em relação ao aço AISI 430 padrão. Esse efeito foi significativo para frações volumétricas de martensita entre 34 e 43%, para as quais o nível de estrias, avaliado por análise visual, foi igual a 0,0.
- Os valores das propriedades mecânicas em tração para o aço 430J ficaram dentro dos limites estabelecidos para o aço AISI 430 padrão, porém, para maiores frações de martensita apresentaram pequena diferença em relação aos valores típicos. Quanto ao coeficiente de anisotropia normal médio, os valores obtidos, situados entre 0,79 a 0,97, foram inferiores ao valor típico para o aço AISI 430 padrão (~1,1), para frações de martensita variando de 0 a 43%.
- A redução no grau de estriamento observada para as frações de martensita entre 21 e 43%, está relacionada ao decréscimo ou eliminação de colônias de grãos de mesma orientação cristalográfica. Entretanto, essa presença de martensita reduz a intensidade de fibra γ e conseqüentemente o coeficiente de anisotropia normal médio.
- O aumento no limite de escoamento e no limite de resistência e o decréscimo nos alongamentos uniforme e total com o aumento na quantidade de martensita, presente na laminação a frio no aço 430J, são conseqüências da diminuição do tamanho de grão e do raio médio das partículas de carboneto de cromo com o aumento da fração volumétrica de martensita.

CAPÍTULO 7: SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.

i- Determinar com mais precisão o mínimo de martensita para evitar o estriamento.

II- Ajustar o tamanho de grão para melhorar as propriedades mecânicas.

III- Determinar os projetos necessários ou suporte para implementação industrial desta tecnologia.

CAPÍTULO 8: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1) COMPANHIA AÇOS ESPECIAIS ACESITA. Divisão de Metalurgia. Manual Técnico de Aços Inoxidáveis, Características básicas e cuidados, Relatório interno.
- 2) LACOMBE, P., BAROUX, B., BERANGER, G. - Stainless Steels, Les editions de Physique, 2000,
- 3) HONEYCOMBRE, R. W. K. . Steel, microstructure and properties, 2^a. Ed. Edward Arnold, 1981, pp. 244.
- 4) DUARTE J.M. ; Efeito no nível de Estrias do inox AISI 430 laminado a frio sem recozimento em caixa. Centro de Pesquisa da ACESITA. Relatório técnico interno, 05/ 2003.
- 5) DIETER, G.E.-Metalurgia Mecânica. 2^a ed.,Rio de Janeiro, Guanabara Koogan S.A,1981, pp. 210 a 212.
- 6) NICACIO, J. BOTTREL COUTINHO. Desenvolvimento de um programa de redução a frio para aço inoxidável ferrítico 17% Cr-Nb. SEMINÁRIO BRASILEIRO DE INOX, No. 2, 1990, SP,Novembro, ABM.11”
- 7) ALMEIDA, L. A Influência da redução a frio sobre a estampabilidade de chapas de aço inoxidável ABNT 430 laminadas a frio. Belo Horizonte,Escola de Engenharia da UFMG, 1987. 161p. (dissertação, mestrado em Engenharia Metalúrgica)
- 8) LESLIE W. The physical Metallurgy of Steels, McGraw- Hill, N.Y.,1981

- 9) JOHN. D. VERHOEVEN, Fundamentals of Physical Metallurgy, 1a. ed. USA, John Wiley e sons, 1975, 565p.
- 10) UEDA, N. Challenges for new strip process of stainless steel. R & D Laboratories II- Nippon Steel Corporation. International conference on stainless steel. Chiba, june 1991.
- 11) RAABE, D. On influence of the chromium content on the evolution of rolling texture in ferritic stainless steels, Journal of Materials Science, v.31, p.3839-3845, 1996.
- 12) WHITELEY, R. L.; WISE, D. E. In: -HUTCHINSON, W. B. Development and Control of Annealing Textures in Low-Carbon Steels. Internation Metals Reviews, tockholm, v. 29, n. 1, p. 25-41, 1984
- 13) WRIGHT, RN. Anisotropy plastic flow in ferritic stainless steel and the ROPING phenomenon. Research and Development center, Westinghouse E. Corp. Pittsburgh, volume 3, January 1972, pag. 83-91
- 14) HYUNG J.S; JOONG K. A.; SOO H.P. et DONG N.L . The effect of texture on ridging of ferritic stainless steel. Acta Materially 51, 2003, 4693 - 4706.
- 15) HAMADA, J. MATSUMOTO, Y. Effect of initial solidified structure on ridging phenomenon and texture in type 430 ferritic stainless steel sheets, ISIJ International, vol. 43 (2003), No. 12, pp 1989-1998.
- 16) PARK, S. KWANG YUK KIM, CHANGYUNG PARK. Evolution of microstructure and texture associated with ridging in ferritic stainless steels. ISIJ International, vol. 42, 2002, pp. 100-105.

- 17) HUMPHREYS F.J.; HATHERLY M. Recrystallization and Related Annealing, Pergamon, ed. Elsevier, second edition, 2004
- 18) HUNG CHI CHAO .The mechanism of ridging in ferritic stainless steel. Trans. Am. Soc. Met. 1967.
- 19) TAKECHI H, KATO H, SUNAMI T, NAKAYAMA T. The mechanism of ridging phenomenon in 17% chromium stainless steel sheets. Trans. JIM 1967, 31(6), 717, 23
- 20) MANTEL, M. et ALL: Chiffonnage F17Nb, 1987-1988, 4 relatórios internos CRU UGINE
- 21) M. Y. HUH, ENGLER, O Effect of intermediate annealing on texture, formability and ridging of 17% Cr ferritic stainless steel sheet. Materials Science and Engineering, A308, 2001, p. 74-87
- 22) J. HARASE, K. OHTA. Metallurgy for the Production of 17% Cr Ferritic Stainless Steel Without to Band Annealing. Proceeding of International Conference on Stainless Steels, 1991, Chiba, ISIJ.
- 23) MASAO KOIKE. Development of in-line austenite treatment process for elimination of ridging in AISI 430 ferritic stainless steel sheets. Proceeding of International Conference on Stainless Steels, 1991, Chiba, ISIJ.
- 24) KUBASCHEWSKI, O. EVANS, E. LI. C. ALCOCK, B. Effect of the distribution of martensite phase in a hot rolled sheet on the ridging phenomenon in 17% Chromium stainless steels. Metallurgical T., 4 Th ed. Pergamon Press, London, 1967, 292.
- 25) KEN KIMURA, AKIO YAMAMOTO. Hot recrystallization behavior of sus 430 stainless steel. Nippon Steel Technical report No. 71 October 1996.

- 26) JAFFRE, D Effects of the elements on steel properties. Chaparral Steel Midiothian, Texas, USA, 2003.
- 27) LISANDRO PAVIE CARDOSO Análise quantitativa de martensita em amostra metálica por difração de RX. Fundação da Unicamp (FUNCAMP). Relatório técnico interno, dez. 2004.
- 28) R.Castro, R. Tricot, T. “ Study of isothermal transformations in 17% Cr stainless steel”, Source book on the ferritic stainless steels, R.^a Lula, ed., American Society for Metals, Ohio, 1982,66 – 95.
- 29) GLADMAN T. , HOLMES B. , MCIVOR L.D. Effect of second phase particles on the mechanical properties of steel. Iron and Steel Institute, London, 1971, p.78.
- 30) CUSMINSKY, G; HEY, A; MAZZA, J. Consideraciones Generales Sobre Chapa de Hierro para Estampado. Buenos Aires. jun. 1972. 120 p.
- 31) I. SAMAJDAR, I.; VERLINDER, B; .VAN HOUTTE, P. VANDERSCHUEREN, D Mater. Sci. Eng. A238 ,1997, 343.
- 32) KRAUSS, G. Heat treatment and processing principles. ASM Internacional, 1980.
- 33) V. ALBINO RODRIGUES, R. CLARET. Process for production of ferritic stainless Steel. Innovation Stainless Steel, Florence, Italy, October 1993
- 34) K. BETHKE. Local orientation investigation on the riding in Fe 17% Cr steel. Materials Science Forum, vol.157-162, pp. 1137-1144, 1994, Switzerland.
- 35) ALVES, HELIO J.B. Desenvolvimento do aço inox 430 sem recozimento inicial da bobina. Timoteo, Cia Aços Especiais Itabira –Acesita, 1999.

- 36) MURARI, FABIO D. Influência do processamento na laminação a frio no coeficiente de anisotropia normal de aços inoxidáveis ferríticos AISI 430. Belo Horizonte, Universidade Federal de Minas Gerais, 2002. Mestrado, Metalurgia Física.
- 37) ABBRUZZESE, G. MICUCCI. L. Relationships between microstructure, texture inhomogeneities and drawing properties of 17 Cr steels: Effect of infracritical annealing. . Innovation stainless steel, Florence, Italy, October 1993
- 38) TETSUO SAKAI, YOSHIHIRO SAITO. Inhomogeneous texture in high speed hot rolling of ferritic stainless steel. ISIJ International, vol. 31 1991, No. 1, pp. 867-94.
- 39) HOLSCHER, M. . STAUBWASSER, L. Influence of hot band annealing on texture and formability of cold rolled 17% Cr ferritic stainless steel. Innovation stainless steel, Florence, Italy, October 1993
- 40) MOTOHIKO ARAKAWA, SUSUMU TAKEMURA. On the ridging properties and the texture of 17% Cr stainless steel strip cold rolled and annealed from continuously cast slab. Research laboratory, technical department, Nippon Steel Corporation, Japan.
- 41) KEIJIRO SUZUKI, SHAZABURO ASAMI, KAZUYOSHI SUZUKI. Formation of ridging related to the banded segregation pattern of Cr and C on ferritic stainless steel sheet. 1983, ISIJ.
- 42) YAZAMA YOSHIHIRO. Ferritic stainless steel sheet having less planar anisotropy and excellent anti ridging characteristics and process for producing same. Kawasaki Steel Corporation, September 24, 1996.
- 43) SINGH, CD. Process technology for the continuous hot band annealing of 17%Cr Ferritic stainless steel. Journal of Materials Engineering and Performance (usa), vol. 11, no.2, pp. 180-186, Apr. 2002.

- 44) KIMURA, TENDO, M. . SENUMA, T. Influences of heating and coiling temperatures on recrystallization during hot rolling process in Ti added high purity ferritic stainless steel. Steel research laboratories, technical development bureau Nippon Steel Corporation.
- 45) BLETTON O. The martensitic stainless steel. Transformations and heat treatments. Les aciers inoxydables. Les editions de physique les ulis, france, 1993
- 46) CHIAVERINI V. Tratamento térmico dos aços: Revenimento. 7ª edição, 2002, ABM, pp. 81-108.
- 47) PICKERING, F.B. Physical Metallurgy of Stainless Steel Developments, International Metals Reviews, December 1976.
- 48) VILELA, J. J. Influência do esquema de laminação sobre a textura de chapas de aço inoxidável ABNT 430 laminadas a frio. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1992.90p. (Dissertação de Mestrado em engenharia Metalúrgica).
- 49) GARCIA, Y. Annealing behavior and formability of ferritic stainless steel. In: International Symposium on Low Carbon Steel for the 90's, 1993.
- 50) SINCLAIR C.W. Clarification of the relationship between microstructure and roping in ferritic stainless steel. Department of metals and materials engineering university of British Columbia. 2002.