

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MODELAGEM DO
AMACIAMENTO DINÂMICO A QUENTE DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO ASTM F 138, UTILIZADO EM IMPLANTES ORTOPÉDICOS.

Fabio Henrique Casarini Geronimo

São Carlos
2014

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MODELAGEM DO
AMACIAMENTO DINÂMICO A QUENTE DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO ASTM F 138, UTILIZADO EM IMPLANTES ORTOPÉDICOS.

Fabio Henrique Casarini Geronimo

Tese apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito parcial à
obtenção do título de DOUTOR EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Oscar Balancin

Agência Financiadora: CAPES

São Carlos

2014

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária/UFSCar**

G377cm Geronimo, Fabio Henrique Casarini.
Caracterização microestrutural e modelagem do amaciamento dinâmico a quente do aço inoxidável austenítico ASTM F 138, utilizado em implantes ortopédicos / Fabio Henrique Casarini Geronimo. -- São Carlos : UFSCar, 2015.
131 f.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2014.

1. Aço inoxidável. 2. Torção a quente. 3. Recristalização dinâmica. 4. Evolução microestrutural. 5. Modelagem matemática. I. Título.

CDD: 620.1723 (20^a)

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha família, Fátima, Carlos, Eduardo, Joana, Luiza e Alice.

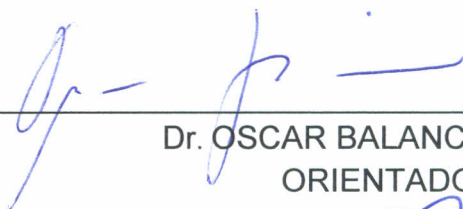
VITAE DO CANDIDATO

Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais pelo PPG-CEM, UFSCar (2009).

Graduação em Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (2006).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA TESE DE DOUTORADO DE
FÁBIO HENRIQUE CASARINI GERONIMO
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 10 DE JULHO DE 2014.

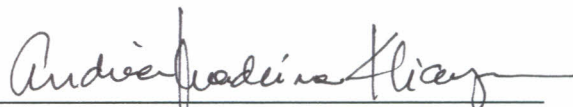
BANCA EXAMINADORA:



Dr. OSCAR BALANCIN
ORIENTADOR
UFSCar



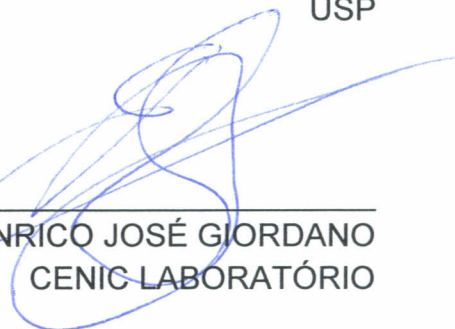
Dr. SEBASTIÃO ELIAS KURI
UFSCar



Dra. ANDREA MADEIRA KLIAUGA
UFSCar



Dr. LUIZ CARLOS CASTELETTI
USP



Dr. ENRICO JOSÉ GIORDANO
CENIC LABORATÓRIO

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos os que me apoiaram e colaboraram para que este trabalho tenha se concretizado.

Aos meus pais Fátima e Carlinhos pela educação, carinho e por permitirem e incentivarem a seguir meu caminho. Ao meu irmão Eduardo pela amizade, cumplicidade e companheirismo. À Joaquina, Luiza e Alice por formarem minha família e por me apoiarem nas horas mais difíceis.

Agradeço aos grandes amigos e colegas de trabalho que fiz nesta longa jornada e que me ajudaram no decorrer destes anos de batalha, Éden, Mariana, Regiane e Magrão, Régis, Ernesto, Diego (Kamarão) e tantos outros pela convivência diária e que me ajudaram a formar meu caráter.

Aos técnicos, professores e funcionários do DEMa pela convivência e auxílio imediato quando necessário.

Agradeço aos professores do DEMa: Alberto, Levi, Vitor, Libardi, Dulcina, Ademar e outros que me ajudaram a compreender o trabalho, me estimularam e principalmente me inspiraram a seguir em frente. Aos professores e colegas da UPC-Barcelona, Cabrera e Jéssica. Ao professor Gustavo (DE – UFSCar), agradeço pelo auxílio pontual ao trabalho.

Ao professor Balancin, um agradecimento especial pela companhia, discussão, orientação e auxílio no trabalho e também pela paciência e compreensão.

Enfim, agradeço a CAPES pelo suporte financeiro e a Villares Metals pelo fornecimento do material.

RESUMO

As curvas de escoamento plástico do aço inoxidável austenítico ASTM F 138 foram obtidas por meio de ensaios de torção a quente isotérmicos contínuos, com temperaturas na faixa de 900 a 1200°C e taxas de deformação ($\dot{\epsilon}$) variando entre 0,01 e 10s⁻¹, totalizando 24 ensaios. Com o intuito de compreender o amaciamento dinâmico deste material em altas temperaturas, as curvas foram avaliadas quanto à forma e foram determinados os parâmetros necessários para calcular a energia de ativação aparente para a deformação a quente e as equações semi-empíricas em função do parâmetro Z, de Zener-Hollomon. Realizou-se a modelagem matemática das curvas de escoamento plástico em função do parâmetro de recuperação r e da cinética de recristalização de Avrami de acordo com o expoente n , e os mapas de processamento deste aço foram construídos. As microestruturas resultantes dos ensaios foram analisadas por microscopia óptica e avaliou-se a evolução microestrutural em algumas condições de processamento por meio da técnica de EBSD a fim de obter a fração recristalizada do material, além de identificar os mecanismos de amaciamento atuantes e em quais condições de processamento estes se tornam mais efetivos. Pelo fato deste material possuir um valor intermediário de energia de falha de empilhamento (78mJ/m²), os resultados, quando avaliados em conjunto, indicam que o amaciamento ocorre num balanço entre recuperação e recristalização dinâmica, com a temperatura exercendo um papel fundamental neste aspecto. Para os maiores valores de Z, a recuperação dinâmica avança até deformações elevadas e a recristalização dinâmica não se completa devido à instabilidade plástica causada por fluxo localizado, enquanto que para menores valores de Z, as condições tornam-se mais favoráveis à recristalização, mesmo que necessitando de altas deformações para se completar.

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION AND MODELING OF HOT WORKING DYNAMIC SOFTENING OF THE ASTM F 138 AUSTENITIC STAINLESS STEEL BIOMATERIAL

ABSTRACT

Flow stress curves of ASTM F 138 austenitic stainless steel were obtained through isothermal hot torsion testing in the temperature range of 900-1200°C and in the strain rate range of 0,01-10s⁻¹, totaling 24 experiments. To understand the dynamic softening during hot working of this material, the shape of the flow stress curves and the parameters required to calculate activation energy for hot working were evaluated. Also, the semi-empirical equations describing these parameters as function of Zener-Hollomon parameter (Z) were obtained. Mathematical modeling of flow stress curves was developed taking into account the recovery parameter r and the Avrami exponent n . Processing maps were constructed using the Dynamic Materials *Model*. The attained microstructures were analyzed by optical microscopy and the microstructure evolutions under some processing conditions were evaluated by EBSD technique. These procedures were also used to obtain the recrystallized fraction, to identify what softening mechanism was operating and in which conditions it becomes more active. Due to the intermediate stacking fault energy level in this material (78mJ/m²), attained data indicate that dynamic softening occurs in a balance between dynamic recovery and dynamic recrystallization, with temperature having a determining role. At higher Z , extended dynamic recovery takes place and dynamic recrystallization becomes incomplete due to plastic instabilities such as localized flow. Lower Z values offer favorable conditions for complete dynamic recrystallization, even if were necessary to impose large straining.

PUBLICAÇÕES

- GERONIMO, F. H. C.; BALANCIN, O.; “Dynamic Softening of a biomaterial analyzed through experimental and modeled flow curves and microstructures obtained by hot torsion”. Submetido à revista Materials Research, 2014.

- GERONIMO, F. H. C.; BALANCIN, O.; “Amaciamento dinâmico do aço inoxidável austenítico F 138 analisado em função dos parâmetros de recuperação (r) e recristalização (n) utilizados na modelagem matemática das curvas de escoamento plástico”. Encontro de Ciência e engenharia de Materiais (ECEM), São carlos, SP, Brasil 2013.

- GERONIMO, F. H. C.; BALANCIN, O.; “Competição entre recuperação e recristalização dinâmica do aço inoxidável austeníticos ASTM F 138, utilizado em implantes ortopédicos”. Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração, v. 10, n. 2, pp. 162 – 169, (2013).

- GERONIMO, F. H. C.; BALANCIN, O.; “Caracterização microestrutural a quente do aço inoxidável austeníticos ASTM F 138, utilizado em implantes ortopédicos”. 67º Congresso da ABM, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

- GERONIMO, F. H. C.; SILVA, E. S.; BALANCIN, O.; “Caracterização das curvas de escoamento plástico do aço inoxidável austenítico ASTM F 138 utilizado em aplicações ortopédicas”. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais (CBECiMat), Campos do Jordão, SP, Brasil, 2010.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

BANCA EXAMINADORA.....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
ÍNDICE DE ASSUNTOS.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS.....	xv
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xvii
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES.....	xxi
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Fundamentos da deformação a quente.....	3
2.2 Energia de falha de empilhamento.....	5
2.3 Mecanismos de aumento de resistência – Encruamento.....	7
2.4 Mecanismos de amaciamento.....	9
2.4.1 Recuperação dinâmica.....	9
2.4.2 Recristalização dinâmica.....	11
2.5 Competição entre recuperação e recristalização.....	16
2.6 Instabilidade plástica.....	17
2.7 Modelagem matemática das curvas de escoamento plástico.....	18
2.7.1 Modelagem considerando que o material amacia somente por recuperação dinâmica.....	19
2.7.2 Modelagem considerando que o material amacia também por recristalização dinâmica.....	22
2.8 Mapas de processamento.....	25
2.9 Aço inoxidável austenítico ASTM F 138.....	27
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	29
3.1 Aço inoxidável austenítico ASTM F 138.....	29
3.2 Geometria dos corpos de prova.....	29
3.3 Equipamento para o ensaio de torção a quente.....	30

3.4 Ensaio de torção a quente.....	32
3.5 Metalografia.....	34
3.6 EBSD.....	35
4. RESULTADOS.....	37
4.1 Ensaio isotérmico contínuo.....	37
4.1.1 Curvas de escoamento plástico.....	37
4.1.2 Curvas da taxa de encruamento.....	41
4.1.3 Equação constitutiva do material.....	45
4.2 Relações entre os parâmetros das curvas de escoamento plástico e as condições de deformação.....	48
4.2.1 Tensão.....	50
4.2.2 Deformação.....	53
4.2.3 Relações matemáticas entre as tensões e as deformações.....	55
4.2.4 Relações empíricas entre os pontos típicos das curvas de escoamento plástico e o parâmetro Z.....	57
4.2.4.1 Tensões.....	57
4.2.4.2 Deformações.....	60
4.3 Modelagem das curvas de escoamento plástico.....	62
4.3.1 Modelagem considerando que o material amacia somente por recuperação dinâmica.....	62
4.3.1.1 Cálculo do parâmetro de recuperação (r).....	62
4.3.1.2 Curvas de escoamento plástico modeladas para recuperação dinâmica.....	64
4.3.2 Modelagem das curvas de escoamento plástico considerando que o material amacia também por recristalização dinâmica.....	69
4.3.2.1 Cálculo da fração amaciada.....	69
4.3.2.2 Cálculo do expoente de Avrami (n).....	70
4.3.2.3 Curvas de escoamento plástico modeladas para a recristalização dinâmica.....	73
4.4 Mapas de processamento.....	77
4.5 Metalografia.....	82
4.5.1 Microestrutura inicial.....	82

4.5.2 Microestruturas finais.....	83
4.5.3 Evolução microestrutural.....	94
5 Discussão.....	109
6 Conclusões.....	117
7 Sugestões para trabalhos futuros.....	121
8 Referências bibliográficas.....	123

ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 3.1: Composição química do aço inoxidável F 138, % massa.....	29
Tabela 4.1: Tensões e deformações críticas e tensões de saturação obtidas analiticamente.....	44
Tabela 4.2: Parâmetros das curvas de escoamento plástico do aço ASTM F 138.....	49
Tabela 4.3: Parâmetros de recuperação dinâmica (r) obtidos analiticamente para o aço ASTM F 138 em todas as condições de ensaio.....	63
Tabela 4.4: Expoente de Avrami (n) obtidos para o aço ASTM F 138 em todas as condições de ensaio.....	72
Tabela 4.5: Tensões de escoamento plástico e suas respectivas deformações.....	77
Tabela 4.6: Valores obtidos para a constante m.....	79
Tabela 4.7: Valores dos diâmetros médios de grãos (μm).....	92

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 2.1: Desenho esquemático representando discordâncias dissociadas em parciais, característica das falhas de empilhamentos.....	6
Figura 2.2: Representação esquemática da curva θ vs. σ , para uma curva obtida a 882°C e $1s^{-1}$, de um aço inoxidável austenítico tipo 304.....	9
Figura 2.3: Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que amaciam somente por recuperação dinâmica.....	11
Figura 2.4: Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente.....	13
Figura 2.5: Evolução esquemática da recristalização dinâmica por meio do mecanismo de <i>necklacing</i> de acordo com Sellars.....	14
Figura 2.6: Evolução esquemática da formação de novos grãos recristalizados dinamicamente.....	15
Figura 2.7: Curvas de escoamento plástico com os pontos para cálculo da fração amaciada.....	23
Figura 3.1: Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios.....	30
Figura 3.2: Equipamento para ensaios de torção a quente.....	31
Figura 3.3: Ilustração do ciclo térmico dos ensaios isotérmicos contínuos	33
Figura 3.4: Curva de escoamento plástico com os pontos específicos para os ensaios interrompidos.....	34
Figura 3.5: Ilustração esquemática da região analisada.....	35
Figura 4.1: Curvas de escoamento plástico para $\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$	38
Figura 4.2: Curvas de escoamento plástico para $\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$	38
Figura 4.3: Curvas de escoamento plástico para $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$	39
Figura 4.4: Curvas de escoamento plástico para $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$	39
Figura 4.5: Curva de θ vs. σ para $T = 1200^{\circ}C$ e $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$	42
Figura 4.6: Curva de $-d\theta/d\sigma$ vs. σ para $T = 1200^{\circ}C$ e $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$	43
Figura 4.7: Detalhe da curva de θ vs. σ para $T = 1200^{\circ}C$ e $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ para	

obtenção da tensão de saturação (σ_{sat}).....	43
Figura 4.8: Gráfico de $\log(\dot{\epsilon})$ vs. $\log(\sinh(\alpha\sigma_p))$ para o cálculo da constante n	46
Figura 4.9: Gráfico de $10000/T$ vs. $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$ para o cálculo de Q	47
Figura 4.10: Gráfico de $\ln Z$ vs. $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ para o cálculo da constante A	47
Figura 4.11: Relação entre tensão de escoamento (σ_0) e temperatura.....	50
Figura 4.12: Relação entre tensão crítica (σ_c) e temperatura.....	51
Figura 4.13: Relação entre tensão de pico (σ_p) e temperatura.....	51
Figura 4.14: Relação entre tensão de estado estacionário (σ_{ss}) e temperatura.....	52
Figura 4.15: Relação entre tensão de saturação (σ_{sat}) e temperatura.....	52
Figura 4.16: Relação entre deformação crítica (ϵ_c) e temperatura.....	53
Figura 4.17: Relação entre deformação de pico (ϵ_p) e temperatura.....	54
Figura 4.18: Relação entre deformação de estado estacionário (ϵ_{ss}) e temperatura.....	54
Figura 4.19: Relações entre as tensões inicial (σ_0), crítica (σ_c), de estado estacionário (σ_{ss}) e de saturação (σ_{sat}) com a tensão de pico (σ_p), em função do parâmetro Z	56
Figura 4.20: Relações entre as deformações crítica (ϵ_c) e de estado estacionário (ϵ_{ss}) com a deformação de pico (ϵ_p), em função do parâmetro Z	56
Figura 4.21: Relações matemáticas entre as tensões (a) inicial (σ_0), (b) crítica (σ_c), (c) de pico (σ_p), (d) de estado estacionário (σ_{ss}) e (e) de saturação (σ_{sat}) com o parâmetro Z	59
Figura 4.22: Relações matemáticas entre as deformações (a) crítica (ϵ_c), (b) de pico (ϵ_p) e (c) de estado estacionário (ϵ_{ss}) com o parâmetro Z	61
Figura 4.23: Gráfico de $\theta \cdot \sigma$ vs. σ^2 para cálculo do parâmetro r , na condição 900/0,1.....	62
Figura 4.24: Relação entre o parâmetro de recuperação r e Z	64
Figura 4.25: Curvas de escoamento plástico experimentais e modeladas	

do aço F 138 nas condições: (a) $\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ e (d) $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$	68
Figura 4.26: Evolução da fração amaciada em função do tempo para todas as condições de ensaio que atingiram o estado estacionário.....	70
Figura 4.27: Curvas utilizadas para o cálculo do expoente de Avrami (n) nas condições que atingiram o estado estacionário.....	71
Figura 4.28: Relação entre o expoente de Avrami (n) e o parâmetro de Zener-Hollomon (Z).....	73
Figura 4.29: Curvas de escoamento plástico experimentais e modeladas na condições: (a) $\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ e (d) $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$	76
Figura 4.30: Evolução da tensão de escoamento plástico em função da taxa de deformação para as deformações de (a) $\epsilon = 0,25$, (b) $\epsilon = 0,6$ e (c) $\epsilon = 2,0$	78
Figura 4.31: Mapa de processamento na deformação $\epsilon = 0,25$ (crítica).....	80
Figura 4.32: Mapa de processamento na deformação $\epsilon = 0,60$ (pico).....	80
Figura 4.33: Mapa de processamento na deformação $\epsilon = 2,0$ (estado estacionário).....	81
Figura 4.34: Microestrutura inicial das amostras, com $D_0 = 85,1\mu m$	82
Figura 4.35: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$...	85
Figura 4.36: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$	87
Figura 4.37: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$	89
Figura 4.38: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$	91
Figura 4.39: Dependência do tamanho de grão recristalizado com as condições de deformação.....	93
Figura 4.40: Dependência do tamanho de grão com as condições de deformação.....	93
Figura 4.41: Evolução microestrutural na condição 900/1.....	96
Figura 4.42: EBSD da amostra 900/1 na condição $\epsilon = 3,0$ onde (a) representa a microestrutura e (b) os contornos, sendo as linhas azuis contornos de alto ângulo (DRX) e as linhas vermelhas os contornos de baixo ângulo (DRV).....	97

Figura 4.43: EBSD da amostra 900/1 ao final da deformação, onde os grãos azuis representam a fração recristalizada e os grãos amarelos a recuperação.....	97
Figura 4.44: Evolução microestrutural na condição 1050/1.....	99
Figura 4.45: EBSD da amostra 1050/1 na condição $\epsilon = 2.0$ onde (a) representa a microestrutura e (b) os contornos, sendo as linhas azuis os contornos de alto ângulo (DRX) e as linhas vermelhas os de baixo ângulo (DRV).....	100
Figura 4.46: EBSD da amostra 1050/1 ao final da deformação, onde as linhas brancas representam os contornos de alto ângulo (recristalização) e as linhas pretas os de baixo ângulo (recuperação).....	100
Figura 4.47: Evolução microestrutural na condição 1100/1.....	102
Figura 4.48: EBSD da amostra 1100/1 na condição $\epsilon = 2.0$ onde (a) representa a microestrutura e (b) os contornos, sendo as linhas azuis os contornos de alto ângulo (DRX) e as linhas vermelhas os de baixo ângulo (DRV).....	103
Figura 4.49: EBSD da amostra 1100/1 ao final da deformação, onde as linhas brancas representam os contornos de alto ângulo (recristalização) e as linhas pretas os de baixo ângulo (recuperação).....	103
Figura 4.50: Evolução microestrutural na condição 1100/0,1.....	104
Figura 4.51: EBSD da amostra 1100/0,1 ao final da deformação, onde as linhas brancas representam os contornos de alto ângulo (recristalização) e as linhas pretas os de baixo ângulo (recuperação).....	105
Figura 4.52: Evolução microestrutural na condição 1200/1.....	106
Figura 4.53: EBSD da amostra 1200/1 na condição $\epsilon = 1.0$ onde (a) representa a microestrutura e (b) a fração recristalizada, sendo as linhas azuis os contornos de alto ângulo (DRX) e as linhas vermelhas os de baixo ângulo (DRV).....	107
Figura 4.54: EBSD da amostra 1200/1 ao final da deformação, onde os grãos azuis representam a fração recristalizada e os grãos amarelos representam a recuperação.....	107

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

ASTM	American Society for Testing and Materials
AISI	American Iron and Steel Institute
A, α, n	Constantes do material
CFC	Cúbica de Face Centrada
CG	Contorno de Grão
DRV	Dynamic Recovery (Recuperação dinâmica)
DRX	Dynamic Recrystallization (Recristalização dinâmica)
D_o	Tamanho de grão inicial
D_{DRX}	Tamanho de grão recristalizado dinamicamente
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
EBSD	Electron Backscatter Diffraction (Difração de elétrons retroespalhados)
ISO	International Organization for Standardization
MDRX	Metadynamic Recrystallization (Recristalização metadinâmica)
n	Expoente de Zener-Hollomon, Eq. 2.1
n	Expoente de Avrami, Eq. 2.21 e 2.22
m	Sensibilidade à taxa de deformação
m'	Inclinação de curva $\theta.\sigma$ vs. σ^2
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MPa	Mega Pascal
P	Potência total dissipada
Q_{def}	Energia de ativação aparente para deformação a quente
R	Constante dos gases ideais
r	Parâmetro de recuperação dinâmica
SRX	Static Recrystallization (Recristalização estática)
SRV	Static Recovery (Recuperação estática)
t	Tempo de ensaio
t_{50}	Tempo para 50% de amaciamento dinâmico
T_f	Temperatura de fusão
X_s	Fração amaciada

Z	Parâmetro de Zener-Hollomon
$\dot{\epsilon}$	Taxa de deformação
ϵ	Deformação equivalente
ϵ_c	Deformação crítica
ϵ_p	Deformação de pico
ϵ_{50}	Deformação correspondente a 50% de amaciamento
ϵ_{ss}	Deformação de estado estacionário
ϵ_{sat}	Deformação de saturação
σ	Tensão de escoamento
σ_o	Tensão de início de escoamento plástico
σ_c	Tensão crítica
σ_p	Tensão de pico
σ_{ss}	Tensão de estado estacionário
σ_{sat}	Tensão de saturação
ζ	Parâmetro de instabilidade
θ	Taxa de encruamento, Eq. 2.2
θ	Ângulo de rotação, Eq. 3.2
ρ	Densidade de discordâncias
η	Eficiência de dissipação de potência

1 INTRODUÇÃO

A ampla utilização dos aços inoxidáveis na fabricação de próteses ortopédicas deve-se às suas boas características de resistências mecânica e à corrosão. O aço inoxidável austenítico ASTM F 138 é o material metálico mais utilizado na confecção de implantes ortopédicos, pois apresenta propriedades mecânicas adequadas e boa conformabilidade, aliados ao seu baixo custo.

Durante a manufatura de implantes ortopédicos metálicos, as próteses passam, geralmente, por um processo de forjamento a quente. Em geral, três fenômenos controlam o comportamento mecânico durante a deformação em altas temperaturas: encruamento (*work hardening* - WH), recuperação dinâmica (*dynamic recovery* - DRV) e recristalização dinâmica (*dynamic recrystallization* - DRX). O encruamento ocorre na fase inicial da deformação plástica dos metais, aumentando a densidade de discordâncias e, conseqüentemente, a resistência mecânica. Em seguida, de acordo com as características de cada material, como composição química e energia de falha de empilhamento (EFE), o amaciamento e o refino de grãos serão viabilizados pela ação conjunta da DRV e DRX.

A energia de falha de empilhamento (EFE) define o mecanismo de amaciamento predominante na conformação a quente dos materiais metálicos. Nos materiais com alta EFE, as discordâncias geradas no encruamento aniquilam-se através da ação dos mecanismos termicamente ativados como escalagem e deslizamento cruzado, formando células e subgrãos cujos contornos são formados por emaranhados de discordâncias. Nos materiais com baixa EFE, a efetividade destes mecanismos é reduzida, promovendo um aumento localizado da densidade de discordâncias e, conseqüentemente, na energia armazenada do material até que se inicia a nucleação de novos grãos recristalizados dinamicamente.

Visando o aprimoramento da qualidade e da durabilidade destas próteses, além da redução de custos de produção industriais, estes fenômenos metalúrgicos têm sido alvo de estudo de diversos pesquisadores no decorrer das últimas décadas, pois o controle da ação destes mecanismos durante uma

rota de processamento termomecânico define a microestrutura resultante e, conseqüentemente, as propriedades do produto final.

Entretanto, devido ao alto custo para avaliar as condições ideais de processamento de um material metálico em uma planta industrial, este tipo de pesquisa vem sendo feita através da simulação física de processamento termomecânico em escala laboratorial. Para isso, realizam-se ensaios mecânicos em equipamentos que simulam as condições reais de processamento, como o ensaio de torção a quente, cuja grande vantagem consiste na possibilidade da aplicação de altas taxas de deformações, além de alcançar elevadas deformações e poder conduzir o experimento de acordo com um ciclo térmico determinado.

Este trabalho tem o objetivo de compreender o comportamento mecânico durante o trabalho a quente e a evolução microestrutural em relação ao amaciamento dinâmico do aço inoxidável austenítico ASTM F 138. Para isso, avaliaram-se os resultados obtidos com a modelagem matemática das curvas de escoamento plástico experimentais e também com os mapas de processamento, ambos em conjunto com a análise metalográfica das microestruturas resultantes dos ensaios, feitas em microscopia ótica e EBSD.

Estas metodologias, utilizadas em conjunto, constitui uma importante ferramenta de estudo para a previsão do comportamento a quente dos materiais metálicos. As equações resultantes deste trabalho podem ser utilizadas em programas de computador que realizam simulações numéricas que, por sua vez, permitem prever a microestrutura resultante em determinadas condições de processamento industrial, visando melhor trabalhabilidade e otimização das propriedades mecânicas deste material.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FUNDAMENTOS DA CONFORMAÇÃO A QUENTE

Considera-se que um material é trabalhado a quente quando sua deformação ocorre a uma temperatura superior a 50% de sua temperatura de fusão ($0,5.T_f$). Nestas condições, podem-se impor maiores deformações e os mecanismos de amaciamento de sua microestrutura atuam com maior facilidade durante o processamento, devido a maior mobilidade atômica promovida pela temperatura. O comportamento de ligas metálicas é afetado por fenômenos de aumento de resistência e de amaciamento que competem entre si, determinando o resultado final do material deformado [1].

Durante o trabalho a quente, inicialmente ocorre um aumento na densidade de discordâncias causada pelo encruamento, fenômeno responsável pelo aumento da resistência mecânica dos materiais deformados. Dependendo das características do material, o encruamento pode ser ainda mais efetivo devido à atuação de mecanismos de bloqueio de discordâncias, como precipitados, solução sólida ou contornos de grãos. Em seguida, o metal encruado tem sua microestrutura restaurada no processamento a quente através dos fenômenos de amaciamento como recuperação e recristalização, onde a ativação térmica representa papel fundamental [1, 2, 3].

Os processos de amaciamento são mecanismos de reversão aos fenômenos de aumento de resistência, pois agem no sentido de eliminar as discordâncias geradas durante o encruamento através do rearranjo e aniquilação das mesmas. Além disso, têm a função de alterar a subestrutura e conseqüentemente a microestrutura do material, sendo de fundamental importância a ocorrência de difusão atômica, que ocorre nas condições de processamento a quente [4, 5].

Os mecanismos de amaciamento que atuam durante a deformação são conhecidos como recuperação dinâmica (DRV) e recristalização dinâmica (DRX). Os que ocorrem após a aplicação dos esforços mecânicos ou nos intervalos entre passes são conhecidos como recuperação estática (SRV) e recristalização estática (SRX). Existe ainda um mecanismo conhecido como

recristalização metadinâmica (MDRX), decorrente da recristalização dinâmica, que ocorre logo após o descarregamento.

A maneira pela qual o material amacia depende de sua Energia de Falha de Empilhamento (EFE) e também das condições de processamento como temperatura, deformação e taxa de deformação. Metais com valores elevados de EFE como o alumínio e o ferro - α amaciam preferencialmente via recuperação, enquanto que nos metais com valores baixos de EFE como o cobre e o ferro - γ a tendência é que o amaciamento ocorra através da recristalização. Nos metais com valores intermediários de EFE há uma competição entre estes dois mecanismos e o resultado final dependerá principalmente da temperatura de trabalho.

Uma forma de estudar e compreender as ações e consequências destes mecanismos é realizando ensaios em escala laboratorial que simulam as condições industriais de processamento, como os ensaios de torção a quente. Este tipo de ensaio permite alcançar deformações elevadas e aplicar altas taxas de deformações, quando comparados aos ensaios de compressão e tração [6]. As curvas de escoamento plástico, obtidas durante os ensaios, aliadas às microestruturas resultantes revelam a natureza do amaciamento e constituem uma excelente ferramenta de trabalho na otimização de processamentos industriais de larga escala, pois permitem definir equações constitutivas e empíricas que descrevem o comportamento dos metais sob condições de conformação a quente. Dentre elas está a equação 2.1 que descreve o processo de ativação térmica da deformação a quente, proposta por Sellars e Tegart [7]. Esta equação, conhecida como lei do seno hiperbólico e utilizada para determinar o valor da energia de ativação aparente para a deformação a quente (Q_{def}), está associada com a tensão de pico e relaciona os parâmetros de processo como taxa de deformação e temperatura com o parâmetro Z, de Zener-Hollomon.

$$Z = \dot{\epsilon} \times \exp(Q_{def} / RT) = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (2.1)$$

Onde Z é o parâmetro de Zener – Hollomon, $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação (s^{-1}), Q_{def} é a energia de ativação aparente para a deformação a quente (kJ/mol), R é a constante universal dos gases (8,31J/mol.K), T é a temperatura absoluta do ensaio (K), σ_p é a tensão de pico correspondente (MPa) e A , α e n são constantes dependentes do material.

2.2 ENERGIA DE FALHA DE EMPILHAMENTO

A Energia de Falha de Empilhamento (EFE) dos aços inoxidáveis austeníticos está diretamente relacionada com sua composição química e, conseqüentemente, com sua estrutura cristalina. A densidade de discordâncias presente nos metais influi na sua conformação plástica, determinando o comportamento mecânico durante a deformação e, por conseguinte as propriedades finais obtidas [8]. As discordâncias são defeitos lineares responsáveis pela movimentação atômica durante a deformação plástica nos metais, que por sua vez produz alterações na sequência de empilhamento atômico através do deslizamento de planos cristalográficos adjacentes, dando origem às falhas de empilhamento.

As falhas de empilhamento são formadas pela dissociação de uma discordância, que se divide em duas parciais a fim de minimizar a energia necessária para seu deslocamento na rede cristalina [9]. A separação entre essas parciais atinge o equilíbrio determinado pela energia de falha de empilhamento, que tem seu valor estimado através do balanço entre a energia repulsiva das discordâncias e a energia de superfície da falha [9].

De acordo com a teoria das discordâncias, uma falha de empilhamento em um metal de estrutura cúbica de face centrada (CFC) consiste em uma região com arranjo cristalino local diferente, delimitada por discordâncias parciais dissociadas em um determinado plano de deslizamento, como pode ser visto esquematicamente na Figura 2.1. Neste caso, quanto maior a distância de separação (d) entre duas discordâncias parciais, mais larga será a falha de empilhamento e, conseqüentemente, mais baixa será a EFE.

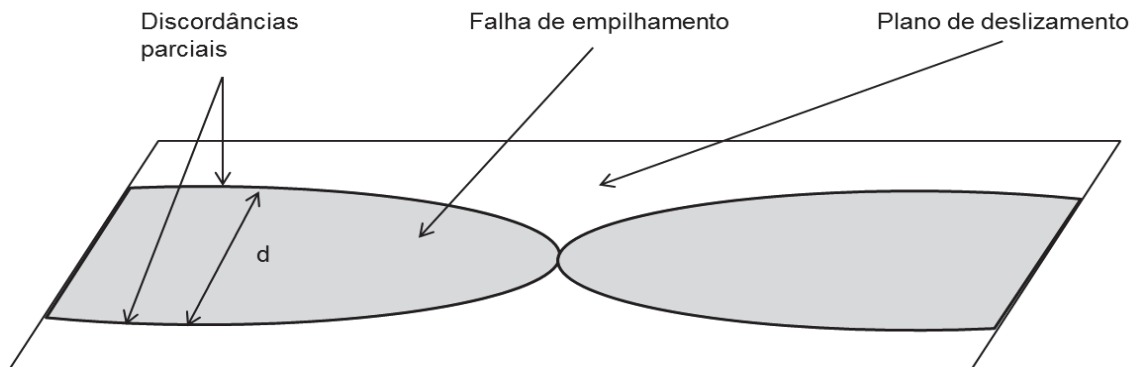


Figura 2.1: Desenho esquemático representando discordâncias dissociadas em parciais, característica das falhas de empilhamentos [9].

As falhas de empilhamento influenciam na deformação plástica dos metais. Quando comparados, metais com falhas de empilhamento largas (baixa EFE) encruam e maclam mais facilmente que os metais com falhas de empilhamento estreitas (alta EFE) [10, 11]. Além disso, a EFE tem efeito direto na capacidade do material experimentar o deslizamento cruzado e a escalagem de discordâncias e, conseqüentemente determina o tipo de mecanismo de amaciamento do metal [8]. Todos os metais deformados a quente experimentam inicialmente uma recuperação dinâmica, porém, quando a ação da escalagem e do deslizamento cruzado não é mais efetiva, outro mecanismo conhecido como recristalização dinâmica surge para níveis de deformação maiores [3].

Nos metais com valores elevados de EFE ($\sim 200 \text{ mJ/m}^2$), como o alumínio e o ferro - α , o espaçamento entre parciais as fazem caminharem mais próximas umas às outras, facilitando a ação da escalagem e do deslizamento cruzado, anulando rapidamente as discordâncias de sinais opostos. Neste caso, há um balanço energético entre a geração e a aniquilação das discordâncias durante a deformação, tornando a recuperação dinâmica o principal mecanismo de amaciamento. Metais com baixa EFE ($\sim 20 \text{ mJ/m}^2$) como o cobre e o ferro - γ tendem a amaciar através da recristalização. Neste caso, suas discordâncias parciais caminham com uma distância maior entre si, dificultando a ação dos mecanismos de aniquilação, como a escalagem e o

deslizamento cruzado. Com isso, ocorre um acúmulo de discordâncias e, conseqüentemente, um aumento na energia armazenada no material deformado, até atingir um valor crítico necessário para disparar a recristalização dinâmica.

O valor da EFE nos aços inoxidáveis austeníticos é considerado baixo, como no caso do aço AISI 304 ($\sim 18\text{mJ/m}^2$) e do AISI 305 ($\sim 34\text{mJ/m}^2$), e a tendência é que amaciem pela recristalização dinâmica. Entretanto, algumas ligas podem atingir níveis intermediários, como o AISI 316 ($\sim 78\text{mJ/m}^2$) e o AISI 310S ($\sim 94\text{mJ/m}^2$) [8]. Neste caso, operam-se os mecanismos de aniquilação de discordâncias, mas mesmo assim, o material armazena energia proveniente da deformação e a recristalização dinâmica atua em conjunto com a recuperação dinâmica [12].

2.3 MECANISMOS DE AUMENTO DE RESISTÊNCIA – ENCRUAMENTO

Encruamento é um dos mecanismos responsáveis pelo aumento da resistência mecânica dos metais durante a conformação e sua efetividade depende das condições de temperatura e taxas de deformação aplicadas. Quanto menor a temperatura ou maior a taxa de deformação, maior será a efetividade do encruamento. Em processamentos termomecânicos, este mecanismo ocorre devido ao aumento da densidade de discordâncias durante a aplicação de esforço [2, 13]. As discordâncias geradas se agrupam em arranjos formando estruturas celulares e subgrãos que, posteriormente, com o aumento da deformação, se transformarão em grãos refinados, aumentando a resistência mecânica do metal.

Do ponto de vista microestrutural, as discordâncias geradas pelo encruamento podem ser móveis ou imóveis. As primeiras são responsáveis pelas mudanças de forma e acomodações plásticas em regiões específicas do cristal deformado onde ocorrem deformações localizadas, como nas proximidades dos contornos de grãos e interfaces entre duas fases. As do segundo tipo interagem entre si, acumulando-se e formando estruturas celulares e subgrãos cujas paredes são formadas por emaranhados de discordâncias.

As discordâncias movimentam-se através de seus sistemas preferenciais de escorregamento com o aumento da deformação e o encruamento será maior quanto maior for a dificuldade dessas discordâncias móveis caminharem e vencerem os campos de tensão gerados na rede cristalina pelos outros defeitos anteriormente armazenados. O bloqueio das discordâncias gera o empilhamento das mesmas até um ponto onde, através do deslizamento cruzado, algumas discordâncias são capazes de transpor esta barreira [14 - 16].

A efetividade do encruamento pode ser analisada através da inclinação da porção inicial das curvas de escoamento plástico. Neste caso, define-se que a derivada da curva será igual à taxa de encruamento, ou seja, qual será o aumento de tensão necessário para se atingir uma determinada deformação. A taxa de encruamento (θ), definida na equação 2.2 [17, 18], é igual à derivada da curva tensão vs. deformação equivalentes (σ vs. ε) e tende a diminuir com o aumento da temperatura (T) e diminuição da taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) [19 - 23].

$$\theta = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right)_{T, \dot{\varepsilon}} \quad (2.2)$$

A Figura 2.2 é uma representação esquemática dos estágios de encruamento e amaciamento na curva de θ vs. σ para um material metálico genérico. Percebe-se nesta curva que existem duas regiões lineares distintas. Inicialmente a taxa de encruamento diminui linearmente de θ_0 até o ponto 3 onde inicia-se a formação de subgrãos [1, 24]. Em seguida, ocorre um desvio da linearidade até alcançar o ponto 2, onde a curva torna-se novamente linear, porém com uma inclinação menor, de onde a curva finalmente declina do ponto 1 até $\theta = 0$, que corresponde à tensão de pico (σ_p) [18]. O ponto de inflexão da curva (ponto 1) corresponde à tensão crítica (σ_c), onde se inicia a recristalização dinâmica [17, 18, 24, 25]. Extrapolando-se esta segunda porção linear, obtêm-se a tensão de saturação (σ_{sat}), que representa o valor da tensão alcançada, caso o material amacie somente por recuperação [1, 18, 26].

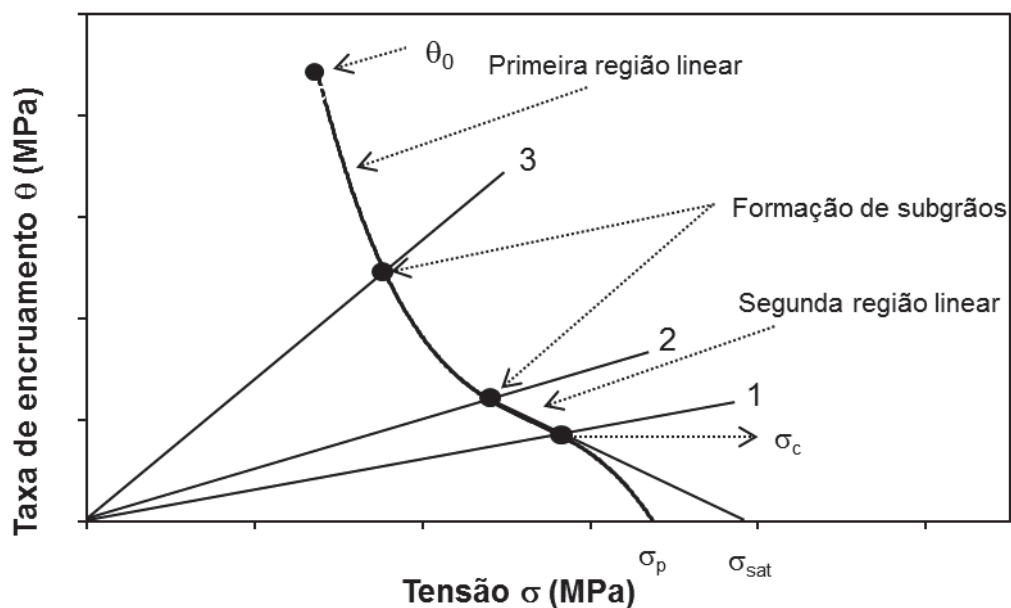


Figura 2.2: Representação esquemática da curva θ vs. σ

2.4 MECANISMOS DE AMACIAMENTO

Os mecanismos de amaciamento conhecidos como recuperação e recristalização são responsáveis pela restauração da microestrutura deformada durante o processamento termomecânico através da aniquilação e rearranjo das discordâncias geradas pelo encruamento [26]. O conhecimento e controle da ação conjunta entre o encruamento e o amaciamento permite a otimização de uma sequência de processamento industrial dos materiais metálicos trabalhados a quente. Estes mecanismos têm ação direta no refino de grão e, conseqüentemente, na qualidade microestrutural e propriedades finais dos metais conformados termomecanicamente. Por este motivo têm sido alvo de estudo de diversos pesquisadores [4, 5, 21, 23]. O presente trabalho refere-se ao estudo dos fenômenos ocorridos dinamicamente, e que serão apresentados a seguir.

2.4.1 RECUPERAÇÃO DINÂMICA

A recuperação dinâmica ocorre durante a deformação das subestruturas decorrentes do encruamento. Este é o mecanismo inicial de restauração dos defeitos cristalinos gerados pelo encruamento e age no sentido de liberar a

energia interna armazenada durante a deformação plástica [19]. Nos estágios iniciais da deformação, o encruamento provoca um aumento considerável na densidade de discordâncias devido ao aumento na interação entre estes defeitos, levando a um acréscimo na energia interna do material. A força motriz para a recuperação dinâmica será a redução da energia total das discordâncias através do rearranjo e aniquilação destes defeitos em configurações de menor energia [9].

A natureza do material influencia diretamente na efetividade da recuperação. A energia de falha de empilhamento influencia na intensidade de dissociação das discordâncias, na taxa de escalagem e deslizamento cruzado e, conseqüentemente, na taxa de recuperação. Nos metais com baixa EFE existe dificuldade em eliminar as discordâncias através da recuperação, enquanto que nos metais com alta EFE a escalagem e deslizamento cruzado favorece a recuperação, pois suas discordâncias parciais caminham mais próximas umas das outras e por isso aniquilam-se mais facilmente através destes mecanismos [9, 19, 23, 26].

Na Figura 2.3 representa-se esquematicamente uma curva de escoamento plástica de um metal que amacia preferencialmente por recuperação dinâmica. O ponto (a) representa o material em seu estado pré-deformado onde nota-se a presença de discordâncias dispersas nos interiores dos grãos. Com o início da deformação e o conseqüente aumento na tensão devido ao encruamento, as discordâncias geradas neste momento iniciam um processo de interação entre si, resultando em uma subestrutura celular. Esta microestrutura de subgrãos é caracterizada pelo baixo ângulo de orientação entre eles e seus contornos são formados por emaranhados de discordâncias (ponto b).

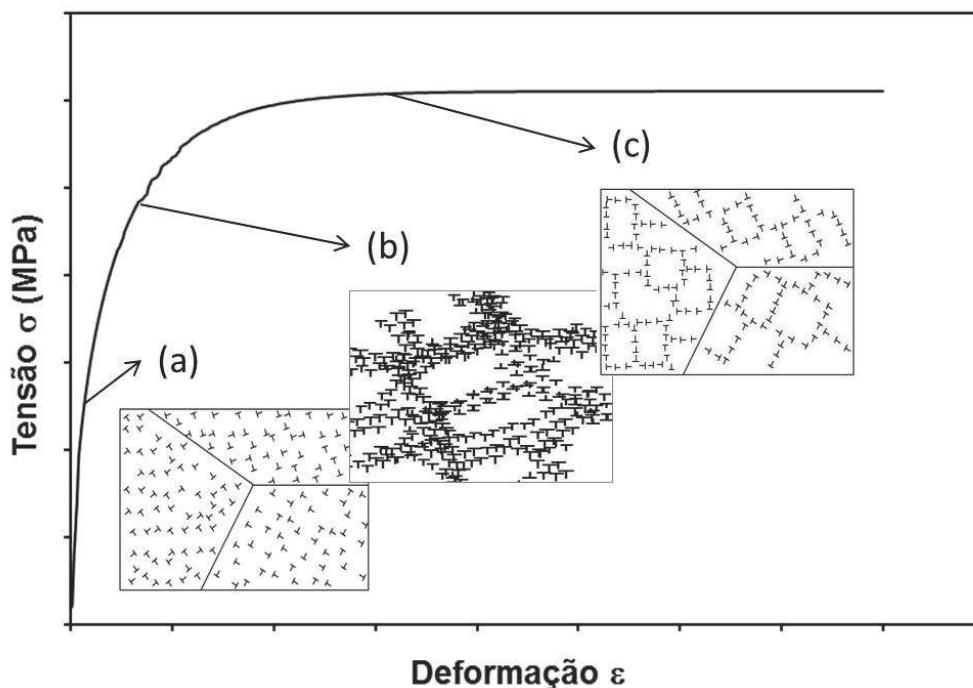


Figura 2.3 – Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico, típica de materiais que amaciam somente por recuperação dinâmica.

Com o aumento da deformação há um aumento na taxa de aniquilação das discordâncias, diminuindo, assim, a taxa de encruamento até se atingir um ponto onde a geração e aniquilação destes defeitos atingem um equilíbrio dinâmico, iniciando um regime de estado estacionário. Deste ponto em diante (ponto c) ocorre um rearranjo contínuo dos contornos de subgrãos através da aniquilação de subcontornos antigos e formação de novos contornos (repolygonização), mantendo constantes a densidade de discordâncias e o tamanho médio dos subgrãos formados [4, 27].

2.4.2 RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA

A recristalização dinâmica é um mecanismo de amaciamento que ocorre durante a deformação de materiais metálicos com valores médios e baixos de energia de falha de empilhamento, formando uma nova microestrutura refinada e isenta de deformação. O controle da recristalização dinâmica durante um processamento é uma ferramenta importante que reflete tanto na qualidade

microestrutural quanto na melhoria das propriedades finais alcançadas para os materiais trabalhados termomecanicamente [28 - 32].

Em metais com baixa e média EFE como os aços inoxidáveis austeníticos, as discordâncias caminham mais distantes umas das outras diminuindo a efetividade dos mecanismos de escalagem e deslizamento cruzado. Com isso, a recuperação será lenta permitindo que a densidade de discordâncias aumente durante a deformação [33 - 35]. Neste caso, a taxa de geração é maior que a taxa de aniquilação de discordâncias e o material armazenará uma grande quantidade de energia nas subestruturas formadas pelo encruamento. Esta energia armazenada durante a deformação será a força motriz para a recristalização dinâmica e aumenta até atingir um valor crítico, onde a barreira energética é transposta e ativam-se os mecanismos de nucleação de novos grãos cristalinos isentos de deformação [25, 26, 33, 36 - 39].

A dificuldade em definir a tensão crítica para início da recristalização dinâmica deve-se ao fato deste ponto não ser aparente na curva de escoamento plástico. A presença de um pico nesta curva é considerada frequentemente como o único indicativo da ocorrência da recristalização dinâmica [36, 40, 41], e mesmo assim, não oferece, por si só, condições de se determinar os valores de tensão e deformação críticas.

Após algumas considerações termodinâmicas, Ryan e McQueen [17, 18] propuseram que o ponto de inflexão na curva da taxa de encruamento vs. tensão equivalente seria um indicativo do início da recristalização dinâmica. Poliak e Jonas [25, 42] sugeriram como valor crítico o ponto mínimo da derivada da taxa de encruamento vs. tensão equivalente $-\partial^2\theta/\partial\sigma^2$, quando traçados num novo gráfico em função da tensão. Este ponto está associado termodinamicamente a um aumento de um grau de liberdade no material, e por isso, pode ser considerado como o de início da nucleação de novos grãos recristalizados dinamicamente [25], que surgirão em sítios energéticos favoráveis, através dos mecanismos de nucleação e crescimento e, por isso, este processo é conhecido como recristalização dinâmica descontínua [43, 3].

A Figura 2.4 representa uma curva típica de materiais que recristalizam dinamicamente, onde a tensão aumenta inicialmente devido ao encruamento promovido pela deformação, até alcançar um valor crítico (σ_c e ϵ_c), onde se inicia a recristalização dinâmica. Em seguida, a curva continua subindo até atingir o ponto de pico (σ_p e ϵ_p), onde ocorre um breve balanço entre as taxas de geração e aniquilação de discordâncias. Com o aumento da deformação, o amaciamento torna-se mais eficiente e a tensão diminui até o estado estacionário (σ_{ss} e ϵ_{ss}), onde a tensão e também o tamanho médio de grão recristalizado dinamicamente não mais se alteram com a deformação [1].

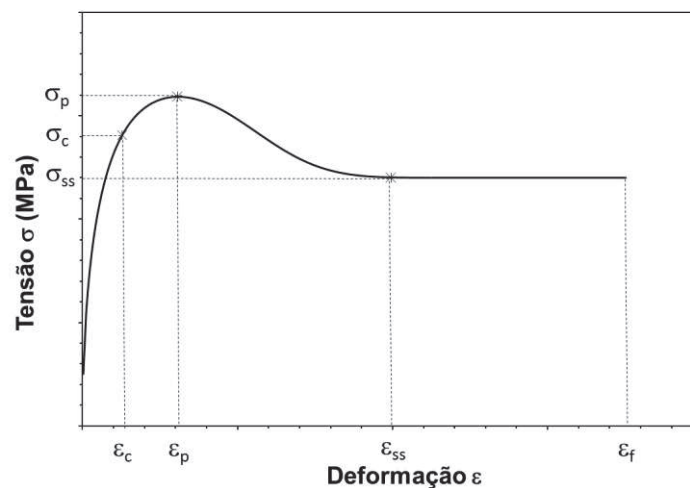


Figura 2.4: Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente.

O mecanismo de nucleação atuante na recristalização dinâmica é conhecido como *necklace* (colar) [37, 39, 44, 45], onde os novos grãos desenvolvem-se preferencialmente em contornos de grão pré-existent com alta densidade de discordâncias e também em contornos de macla e bandas de deformação, avançando em direção ao volume não recristalizado do material [36, 46]. Considera-se que o grão está recristalizado dinamicamente se o seu ângulo de orientação em relação ao grão original for maior que 15° [39].

A Figura 2.5 representa a evolução esquemática deste fenômeno durante um processo de deformação. Inicialmente, surge uma primeira camada

de grãos nucleados nos contornos de grão antigos, próximos à deformação crítica. Com o decorrer da deformação, novas camadas vão surgindo até que a recristalização se completa próximo à deformação de estado estacionário, ocupando completamente a área deformada com novos grãos recristalizados dinamicamente.

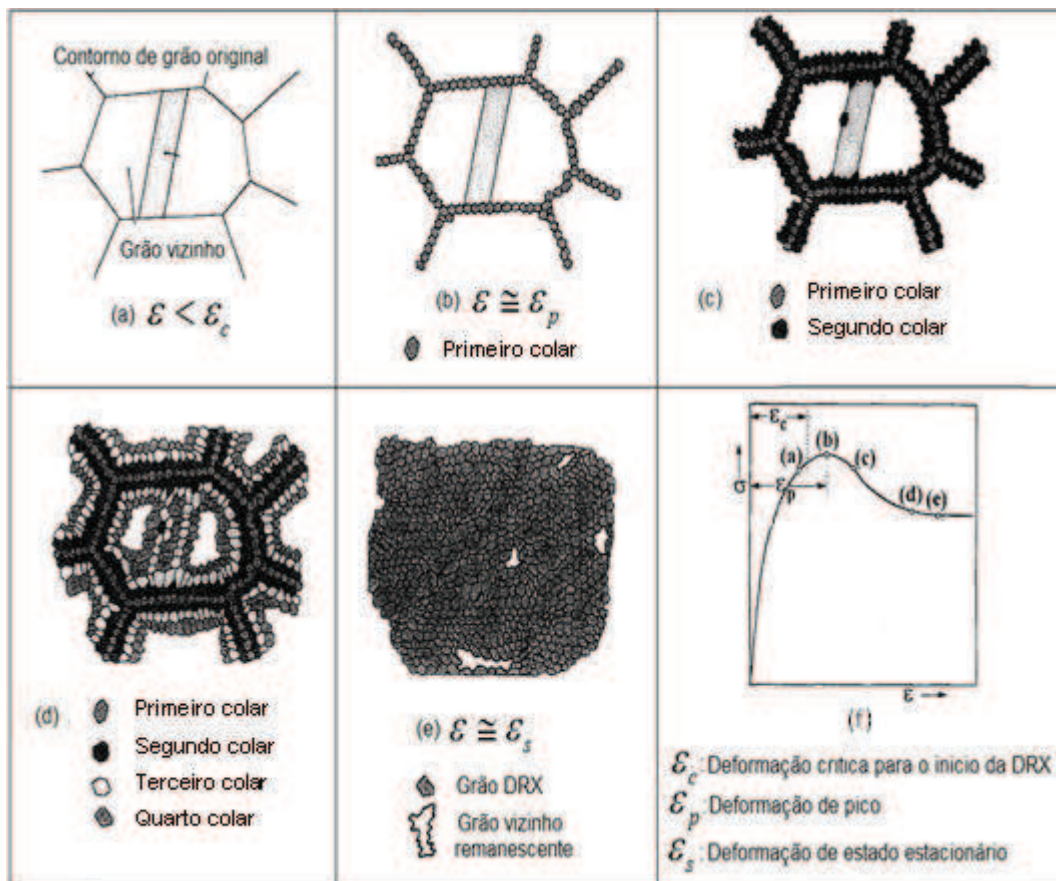


Figura 2.5: Evolução esquemática da recristalização dinâmica por meio do mecanismo de *necklacing* de acordo com Sellars [47]. (a) Microestrutura inicial anterior ao ponto crítico. (b) Primeiro colar formado por grãos recristalizados nos contornos de grão. (c) Segundo colar formado, expandindo-se para o interior do grão. (d) Expansão da recristalização dinâmica. (e) Volume interno do grão inicial consumido por grãos recristalizados dinamicamente. (f) Curva de escoamento plástico correspondente.

Tipicamente, o início da DRX é precedido por variações na forma do contorno de grão, como serrilhamento e embojamento. Neste caso, a

nucleação de um novo grão isento de deformação inicia-se nestes locais e, eventualmente, novos grãos serão gerados nesses contornos, induzindo o mecanismo de formação de subgrãos. Miura e Sakai [37, 48, 45] desenvolveram esta explicação e a Figura 2.6 mostra a evolução esquemática deste mecanismo. Nesta figura, os autores sugerem que o cisalhamento dos contornos surge no início da deformação a quente, conduzindo à deformação local heterogênea e conseqüente acomodação plástica próxima a esses contornos deformados. Os contornos de grão serrilhados, com altas densidades de discordâncias acumuladas, assim como os contornos de macla gerados na deformação, serão os sítios preferenciais para a nucleação dos novos grãos, que surgem devido ao embojamento dos contornos serrilhados, acompanhados da evolução de subcontornos induzidos pela deformação.

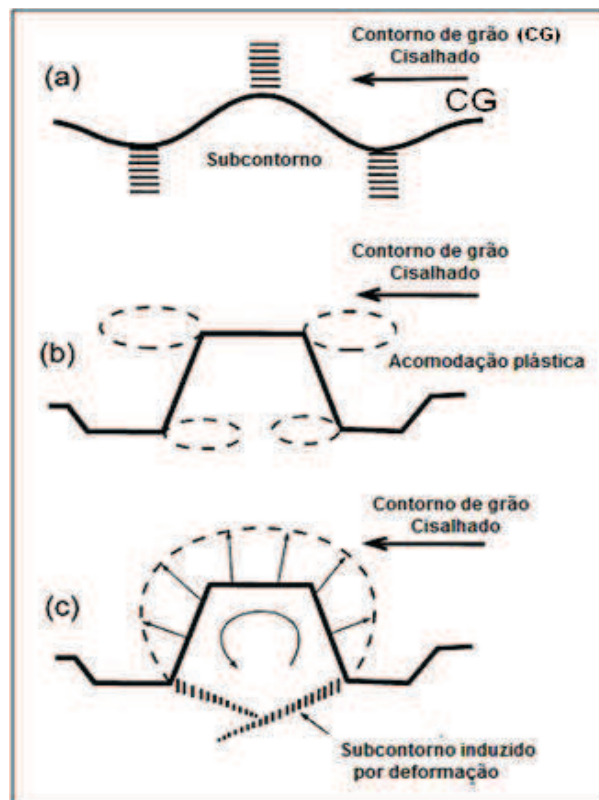


Figura 2.6: Evolução esquemática da formação de novos grãos recristalizados dinamicamente [48]. (a) Distorção dos contornos de grão (b) Contornos de grão parcialmente cisalhados (c) Embojamento dos contornos de grão serrilhados acompanhada pela evolução de subcontornos induzidos pela deformação.

2.5 COMPETIÇÃO ENTRE RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO

Tanto a recuperação quanto a recristalização ocorrem em conjunto durante o amaciamento dinâmico de um metal trabalhado mecanicamente. A recuperação dinâmica é o mecanismo inicial de amaciamento nos metais deformados e surge como consequência do encruamento. Em seguida, dependendo das condições impostas como taxa de deformação e temperatura, mas sobretudo de características do material, como sua energia da falha de empilhamento, o material experimentará a recristalização dinâmica [19, 33, 49].

Em metais com alta EFE, devido à tendência à escalagem e deslizamento cruzado das discordâncias, a recuperação dinâmica prevalece e, quanto mais baixo o valor da EFE, menor será a efetividade deste mecanismo. Com isso, o material aumenta sua energia interna armazenada proveniente do acúmulo de discordâncias e os mecanismos de recristalização dinâmica tornam-se mais eficazes. Nos metais com valores intermediários de EFE a recuperação atua no sentido de retardar a recristalização [19, 49, 12].

As curvas de escoamento plástico podem fornecer informações importantes quanto ao mecanismo de amaciamento atuante, de acordo com sua forma. As curvas que apresentam um pico de tensão anterior ao comportamento estacionário indicam a ocorrência da recristalização dinâmica, enquanto que as curvas onde o estado estacionário é atingido logo após o encruamento indicam que o mecanismo predominante é a recuperação [33].

Entretanto, estudos anteriores mostram que a ausência do pico na curva de escoamento plástico não indica necessariamente a ausência da recristalização dinâmica [42]. Esta curva é conhecida como “*flat-top*”, onde, após o encruamento inicial, atinge-se o estado estacionário somente com uma pequena queda na tensão com o aumento da deformação. Este comportamento da curva é um forte indício de que o único mecanismo de amaciamento ocorrente é a recuperação [50]. Neste caso deve-se identificar se existe o ponto de inflexão nas curvas de taxa de encruamento vs. tensão equivalente, indicando que a recristalização ocorre, mesmo que em pequena proporção [34].

Uma forma conveniente de identificar o tipo de mecanismo atuante é medindo-se os ângulos de orientação entre os novos grãos amaciados. Para isso utiliza-se da análise em EBSD, que permite identificar e quantificar os ângulos entre grãos. Neste caso, contornos com ângulos de orientação entre 2° e 15° são definidos como baixo ângulo (recuperação) e contornos com ângulos superiores a 15° são definidos como alto ângulo (recristalização) [49].

2.6 INSTABILIDADE PLÁSTICA

Instabilidades plásticas são manifestações microestruturais que ocorrem em condições mais severas de processamento onde o calor gerado pela deformação concentra-se localmente em algumas regiões do material. Estas regiões tornam-se preferenciais à deformação plástica em detrimento do restante da estrutura cristalina, diminuindo a tensão de escoamento e localizando o fluxo plástico, impedindo que a deformação plástica seja conduzida para seus arredores [51].

Muitos materiais, quando inicialmente deformados, apresentam fluxo plástico uniforme, mas depois, em alguns pontos, as características da deformação mudam subitamente, de tal forma que esta se concentra em estreitas lâminas do material, caracterizando um fluxo consideravelmente heterogêneo [52]. A deformação heterogênea dos materiais cristalinos gera regiões com orientações cristalográficas diferentes nos interiores dos grãos deformados e alongadas na direção da deformação, conhecidas como bandas de deformação [9]. Bandas de deformação são regiões distorcidas, onde uma parte de um grão rotacionou em outra direção para acomodar a deformação aplicada. Quando estas regiões se estendem para vários grãos, são denominadas bandas de cisalhamento.

Bandas de cisalhamento são formadas em frações de segundo em faixas estreitas do material deformado e os grãos ao seu redor são alongados na direção do cisalhamento. O contorno de grão geometricamente necessário da banda de cisalhamento possui alto ângulo de orientação e seu núcleo é formado por grãos equiaxiais recristalizados dinamicamente, porém com diâmetro médio reduzido e alta densidade de discordâncias. O aumento da

temperatura local devido à formação da banda de cisalhamento pode ser alto o suficiente para alcançar a temperatura de DRX, promovendo o refino de grão como resultado da ação conjunta entre DRV e DRX [53].

Estas bandas são muito mais suscetíveis à deformação que o seu entorno, por isso, após sua formação, o prosseguimento da deformação pode leva-las à fratura [52]. Devido a isso, o conhecimento de fatores que inibem sua formação é fundamental na produção de materiais mais duráveis e também de processos de manufatura mais eficientes [54]. A ocorrência de fluxo localizado durante a deformação plástica dos metais depende fortemente das suas ductilidades, que variam em função da temperatura e da taxa de deformação aplicada [55]. O aumento da ductilidade no trabalho a quente permite que os mecanismos de amaciamento, como a recuperação e recristalização dinâmica, atuem mais intensamente, eliminando instabilidades microestruturais responsáveis pelo surgimento de fluxo localizado.

2.7 MODELAGEM MATEMÁTICA DAS CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO

A modelagem matemática das curvas de escoamento plástico de um metal submetido a um esforço mecânico permite um aperfeiçoamento no seu processamento industrial. Neste trabalho, a modelagem segue o modelo de um único parâmetro: discordâncias [19, 26]. As curvas experimentais obtidas em ensaios de torção a quente em escala laboratorial são utilizadas na obtenção dos parâmetros numéricos necessários para a modelagem. A forma das curvas depende da estrutura interna desenvolvida no material durante a deformação, que evolui em função do encruamento e do amaciamento subsequente, resultado da competição entre recuperação e recristalização [19, 23].

Por isso, este trabalho é feito em duas etapas. Inicialmente, constroem-se as curvas considerando que o material amacia somente por recuperação e em seguida constroem-se as curvas na condição hipotética de recristalização. Ao final, a junção das duas curvas modeladas é feita tendo a tensão crítica como separador.

2.7.1 MODELAGEM CONSIDERANDO QUE O MATERIAL AMACIA SOMENTE POR RECUPERAÇÃO DINÂMICA

Durante a deformação plástica tem-se inicialmente o encruamento do material que aumenta a sua resistência devido ao aumento na densidade de discordâncias. A evolução da densidade de discordâncias (ρ) durante a deformação (ε) na etapa de encruamento é controlada pela competição entre o armazenamento e a aniquilação (rearranjo) de discordâncias e pode ser dado por dois termos independentes, de acordo com a equação 2.3, onde o primeiro termo do lado direito representa a contribuição do encruamento e o segundo representa a recuperação dinâmica.

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = \left(\frac{d\rho}{d\varepsilon}\right)^+ - \left(\frac{d\rho}{d\varepsilon}\right)^- \quad (2.3)$$

Considerando que o termo referente ao encruamento seja independente da deformação [56 - 62] e que a recuperação dinâmica segue uma cinética de primeira ordem [56 - 58, 60 - 63], reescreve-se a equação 2.3 da forma linear (equação 2.4), onde h representa o encruamento e r está associado à recuperação dinâmica, que por sua vez, depende da temperatura e da taxa de deformação aplicada. A densidade de discordâncias é o fator principal desta equação, responsável pela curvatura da porção inicial das curvas de escoamento plástico.

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = h - r\rho \quad (2.4)$$

Integrando a equação 2.4, obtém-se a equação 2.5, onde a densidade inicial das discordâncias está representada por ρ_0 .

$$\rho = \rho_0 e^{-r\varepsilon} + \left(\frac{h}{r}\right)(1 - e^{-r\varepsilon}) \quad (2.5)$$

Considerando que a tensão efetiva é desprezível, quando comparada à tensão interna em temperaturas elevadas, a resistência mecânica dos obstáculos ao movimento das discordâncias, que está relacionada com a densidade de discordâncias, pode ser denominada como parâmetro estrutural, de acordo com a equação 2.6, onde α é uma constante unitária, M é o fator de Taylor, G é o módulo de cisalhamento, e b é a magnitude do vetor de Burger.

$$\sigma = \alpha M G b \sqrt{\rho} \quad (2.6)$$

Através da combinação das equações 2.5 e 2.6 chega-se a equação 2.7 que descreve a evolução da tensão com a deformação, onde σ_0 é a tensão inicial.

$$\sigma = \sigma_0^2 e^{-r\varepsilon} + (\alpha M G b)^2 \left(\frac{h}{r}\right)(1 - e^{-r\varepsilon})^{1/2} \quad (2.7)$$

Quando a deformação ε tende ao infinito, a equação 2.7 assume a forma a seguir.

$$\sigma \approx \alpha M G b \sqrt{h/r} \quad (2.8)$$

Definindo $\alpha M G b (h/r)^{1/2}$ como a tensão de saturação da recuperação dinâmica (σ_{sat}) e realizando as substituições na equação 2.7, obtém-se a equação 2.9.

$$\sigma = \left[\sigma_{sat}^2 - (\sigma_{sat}^2 - \sigma_o^2) \exp(-r\varepsilon) \right]^{1/2} \quad (2.9)$$

Esta equação descreve a evolução da tensão com a deformação levando em conta que o material amacia intensamente por recuperação dinâmica quando deformado isotermicamente. Após o aumento inicial, a tensão tende para um valor hipotético de saturação (σ_{sat}) atribuído ao equilíbrio energético entre as taxas de armazenamento e aniquilação de discordâncias, correspondente a $d\rho/d\varepsilon = 0$.

Diferenciando a equação 2.9 em função da deformação ε , têm-se:

$$d\sigma / d\varepsilon = 0,5r \left[\sigma_{sat}^2 - (\sigma_{sat}^2 - \sigma_o^2) \exp(-r\varepsilon) \right]^{1/2} \quad (2.10)$$

Multiplicando $d\sigma/d\varepsilon$ por σ chega-se a:

$$\sigma(d\sigma / d\varepsilon) = 0,5r \left[(\sigma_{sat}^2 - \sigma_o^2) \exp(-r\varepsilon) \right] \quad (2.11)$$

A equação 2.9 pode ser rescrita como:

$$\left[(\sigma_{sat}^2 - \sigma_o^2) \exp(-r\varepsilon) \right] = \sigma_{sat}^2 - \sigma^2 \quad (2.12)$$

Assim, a equação 2.11 pode ser escrita na forma:

$$\sigma(d\sigma / d\varepsilon) = 0,5r\sigma_{sat}^2 - 0,5r\sigma^2 \quad (2.13)$$

A equação 2.13 indica que r pode ser determinado com a construção da curva do produto da taxa de encruamento pela tensão aplicada vs. o quadrado

da tensão ($\theta \cdot \sigma$ vs. σ^2), sendo a inclinação da curva $m = -2r$. Esta inclinação resulta dos dados experimentais obtidos anteriormente ao ponto crítico, na curva de escoamento plástico, ou seja, antes do início da recristalização dinâmica [26].

2.7.2 MODELAGEM CONSIDERANDO QUE O MATERIAL AMACIA TAMBÉM POR RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA

Quando deformados a quente, materiais com níveis baixos de energia de falha de empilhamento tendem a amaciar por recristalização dinâmica após alcançarem a deformação crítica [34]. Este ponto representa o trabalho mínimo necessário para o início da recristalização dinâmica e está relacionado ao limite de energia que pode ser armazenada localmente nestes materiais [60 - 64]. Utilizando o princípio da irreversibilidade da termodinâmica, Poliak e Jonas [25] determinaram que o ponto crítico para início da DRX ocorre de acordo com a equação 2.14, correspondente ao ponto de inflexão na curva da taxa de encruamento vs. tensão equivalente (θ vs. σ), onde θ é calculado de acordo com a equação 2.2.

$$\frac{\partial}{\partial \sigma} \left(-\frac{\partial \theta}{\partial \sigma} \right) = 0 \quad (2.14)$$

Ao ultrapassar o ponto crítico iniciam-se os mecanismos responsáveis pela recristalização dinâmica, gerando novos grãos isentos de deformação [28, 29]. Com o avanço da deformação, a fração recristalizada também aumenta e o material tem sua microestrutura amaciada, diminuindo assim sua resistência mecânica. De acordo com esta avaliação, o amaciamento da tensão promovido pelo aumento da fração volumétrica amaciada (X_s) pode representar a evolução da recristalização dinâmica, descrito pela equação 2.15 e representado graficamente pela Figura 2.7.

$$X_s = \frac{\Delta\sigma_i}{\Delta\sigma_{ss}} = \frac{\sigma_{DRV} - \sigma_i}{\sigma_{sat} - \sigma_{ss}} \quad (2.15)$$

Nesta expressão, σ_{DRV} é o valor da tensão calculada de acordo com a equação 2.8, σ_{sat} é a tensão de saturação quando ocorre somente a recuperação dinâmica e σ_{ss} é a tensão de estado estacionário representando a recristalização dinâmica. A equação 2.15 pode ser reescrita na forma da equação 2.16.

$$\sigma_i = \sigma_{DRV} - [\sigma_{sat} - \sigma_{ss}] \cdot X_s \quad (2.16)$$

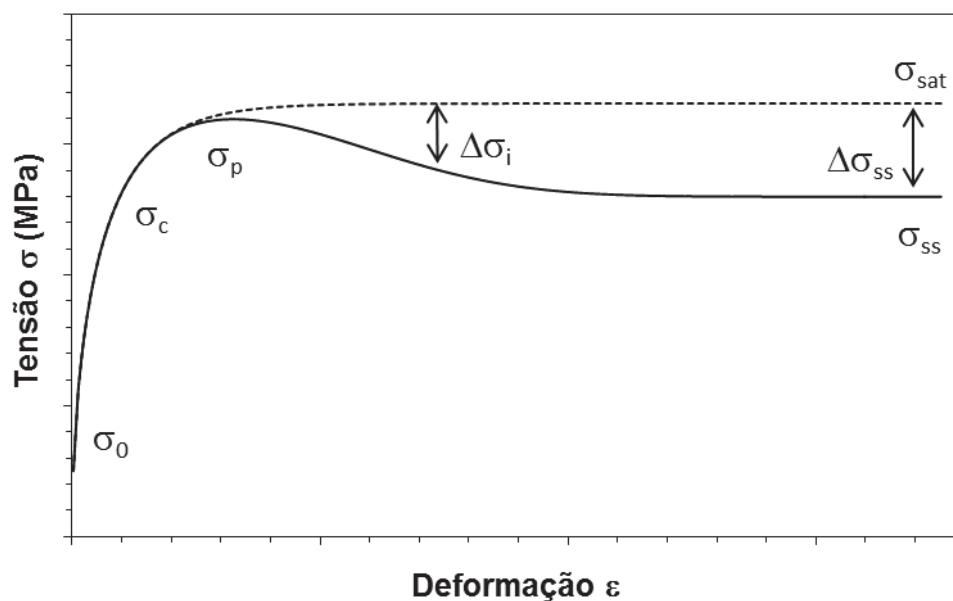


Figura 2.7: Curvas de escoamento plástico com os pontos para cálculo da fração amaciada.

Considerando que a fração amaciada seja igual a fração recristalizada e que esta segue a cinética de Avrami, utiliza-se a equação 2.17, onde o expoente de Avrami n está associado com a nucleação, a constante k com a taxa de nucleação e crescimento [45], t é o tempo de ensaio e t_{50} representa o tempo necessário para atingir 50% de amaciamento.

$$X_s = 1 - \exp(-kt^n) = 1 - \exp\left(-0,693\left(\frac{t}{t_{50}}\right)^n\right) \quad (2.17)$$

Nos casos em que a taxa de deformação é constante [65], é possível substituir t e t_{50} na equação 2.17 pelas equações 2.18 e 2.19, respectivamente e ε_{50} pode ser determinado através da equação 2.20.

$$t = \frac{(\varepsilon - \varepsilon_c)}{\dot{\varepsilon}} \quad (2.18)$$

$$t_{50} = \frac{(\varepsilon - \varepsilon_{50})}{\dot{\varepsilon}} \quad (2.19)$$

$$\varepsilon_{50} = \frac{(\varepsilon_{ss} + \varepsilon_c)}{2} \quad (2.20)$$

Nestas equações, ε representa a deformação em um ponto qualquer durante a recristalização dinâmica, ε_c é a deformação crítica, ε_{50} é a deformação correspondente a 50% de amaciamento, ε_{ss} é a deformação de estado estacionário e $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação. Efetuando-se as substituições, chega-se a equação 2.21.

$$X_s = 1 - \exp\left(-0,693\left(\frac{(\varepsilon - \varepsilon_c)}{(\varepsilon_{50} - \varepsilon_c)}\right)^n\right) \quad (2.21)$$

Finalmente, substituindo a equação 2.21 na equação 2.16, obtém-se a equação 2.22, que pode ser utilizada na modelagem da curva de escoamento plástico considerando que o material amacia através da recristalização dinâmica.

$$\sigma = \sigma_{DRV} - [\sigma_{sat} - \sigma_{ss}] \cdot \left(1 - \exp\left(-0,693\left(\frac{(\varepsilon - \varepsilon_c)}{(\varepsilon_{50} - \varepsilon_c)}\right)^n\right)\right) \quad (2.22)$$

2.8 MAPAS DE PROCESSAMENTO

Os mapas de processamento podem ser utilizados como ferramenta adicional na avaliação do comportamento mecânico de materiais metálicos em condições de conformação a quente, pois representam explicitamente a resposta do material às condições de processamento impostas, como temperatura e taxa de deformação, em termos dos mecanismos metalúrgicos atuantes na microestrutura.

Mapas de processamento são desenvolvidos baseados no Modelo Dinâmico dos Materiais [66, 67], que considera o corpo de prova como um dissipador da energia fornecida pelo sistema. A potência dissipada pelo material num determinado instante (P) está relacionada com a taxa de produção de entropia, que será positiva devido ao caráter irreversível do processo [67]. A potência dissipada consiste em duas funções complementares: conteúdo G , decorrente do aumento na temperatura advinda do trabalho a quente e co-conteúdo J , resultado das variações microestruturais do material, de acordo com a equação 2.23.

$$P = G + J \quad (2.23)$$

A partição de potência entre G e J é controlada pelo comportamento do material e definida pela sensibilidade da tensão à taxa de deformação m , conforme a equação 2.24, onde σ é a tensão de escoamento e $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação.

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\epsilon}} = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}} = m \quad (2.24)$$

Para obter o valor de J em uma determinada temperatura e taxa de deformação, utiliza-se a equação 2.25.

$$J = \left(\frac{m}{m+1} \right) \sigma \dot{\epsilon} \quad (2.25)$$

O valor de J para um dissipador não-linear é então normalizado para um dissipador linear ($m = 1$), onde a dissipação de potência é máxima. Com isso, obtém-se a equação 2.26 que define o parâmetro adimensional conhecido como eficiência de dissipação de energia (η).

$$\eta = \frac{J}{J_{máx}} = \left(\frac{2m}{m+1} \right) \quad (2.26)$$

A representação gráfica da variação da eficiência de dissipação de energia com a temperatura e a taxa de deformação, consiste no mapa de dissipação de energia. Este mapa revela os vários domínios de processamento, que por sua vez estão relacionados com as mudanças microestruturais do material durante a deformação, como a recuperação e recristalização dinâmicas e também a ocorrência de instabilidades plásticas como fluxo localizado.

O critério de instabilidade plástica utilizado no Modelo Dinâmico dos Materiais [68] considera as condições para estabilidade microestrutural em uma determinada temperatura e taxa de deformação em termos de um parâmetro adimensional ζ , dado pela equação 2.27. Quando $\zeta(\dot{\epsilon}) < 0$, instabilidades plásticas como fluxo localizado ou bandas de cisalhamento podem ocorrer.

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\delta \ln[m/(m+1)]}{\delta \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad \text{Equação 2.27}$$

O parâmetro ζ , quando avaliado graficamente em função da temperatura e taxa de deformação, define o mapa de instabilidade microestrutural, que sobreposto ao mapa de dissipação de energia resulta no mapa de processamento do material. No regime de amaciamento, os mapas podem revelar os diferentes domínios de segurança para o processamento dos materiais com seus respectivos picos de eficiência, exibindo assim, as condições ideais de processamento a quente do metal, considerando sua resposta microestrutural às condições de deformação aplicadas.

2.9 AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ASTM F138

Este material, derivado do aço inoxidável AISI 316, é denominado internacionalmente como ASTM F 138 e conhecido pelas normas brasileiras como ABNT NBR ISO 5832-1. Ambas as normas possuem tabelas de propriedades mecânicas e também de faixas de composição química aceitáveis para tal denominação [69, 70], além de apresentarem os métodos e ensaios utilizados para caracterização e estudo das propriedades mecânicas, físico-químicas e metalúrgicas deste aço.

O aço inoxidável austenítico F 138 foi especialmente desenvolvido para ser utilizado na fabricação de implantes cirúrgicos permanentes e também temporários (osteossíntese), onde suportes e fixações são instalados dentro do corpo humano para consolidação de fraturas, sendo posteriormente retirados. Sua grande disseminação deve-se ao baixo custo do produto em relação a outros materiais utilizados na mesma situação, como por exemplo, o titânio, as ligas de cobalto e também outras ligas de aços inoxidáveis utilizadas em implantes [71].

Este material é fabricado pelo método de refusão por escória eletrocondutora, implicando em um material com baixíssimos níveis de inclusão [71]. Além de seu baixo custo e de sua boa conformabilidade, o grande diferencial que torna este aço adequado à utilização como biomaterial na fabricação de próteses é a baixa quantidade de carbono – C, evitando assim a formação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos e a adição de molibdênio – Mo, responsável direto pelo aumento na resistência à corrosão localizada por pite [72, 73] e também pelo adiamento no início da recristalização dinâmica [74, 75]. Este é um aço que apresenta um valor intermediário de energia de falha de empilhamento (em torno de 78 mJ/m^2) [8], o que permite um aumento na densidade de discordâncias na etapa de encruamento, possibilitando que as mesmas se desloquem nos muitos sistemas de escorregamento deste aço com estrutura cúbica de face centrada (CFC) e se rearranjam em estruturas celulares e subgrãos através da aniquilação de discordâncias de sinais opostos [9], favorecendo assim, a competição entre os mecanismos de amaciamento dinâmicos como

recuperação e recristalização dinâmicas, durante o processamento a quente deste material.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ASTM F 138

Este aço é produzido no Brasil pela Villares Metals pelo método de refusão por escória eletrocondutora e foi fornecido para a confecção dos corpos de prova utilizados nos ensaios deste trabalho em barras de 20,44 x 4800 mm, como laminado a quente (sem tratamento térmico específico). A composição química do material foi fornecida pelo fabricante, como mostra a Tabela 3.1, e está dentro da faixa de composição determinada pelas normas [69, 70].

Tabela 3.1: Composição química do aço inoxidável F 138, % massa.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N
0,011	0,19	1,75	0,019	<0,001	17,30	2,77	14,30	0,09	0,079

3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA

Os corpos de prova utilizados nos ensaios foram usinados a partir das barras até atingirem a geometria final desejada, com diâmetro útil de 8 mm e comprimento útil de 12 mm, como verificado na Figura 3.1. Cada corpo de prova possui uma região central com diâmetro menor, denominada de região útil, onde foi realizada a deformação. Suas extremidades são usinadas a fim de obterem um encaixe perfeito nas garras do equipamento de torção, sendo o lado direito dotado de rosca e o lado esquerdo de um entalhe. Além disso, é necessária a usinagem de um orifício próximo à região útil para a fixação do termopar.

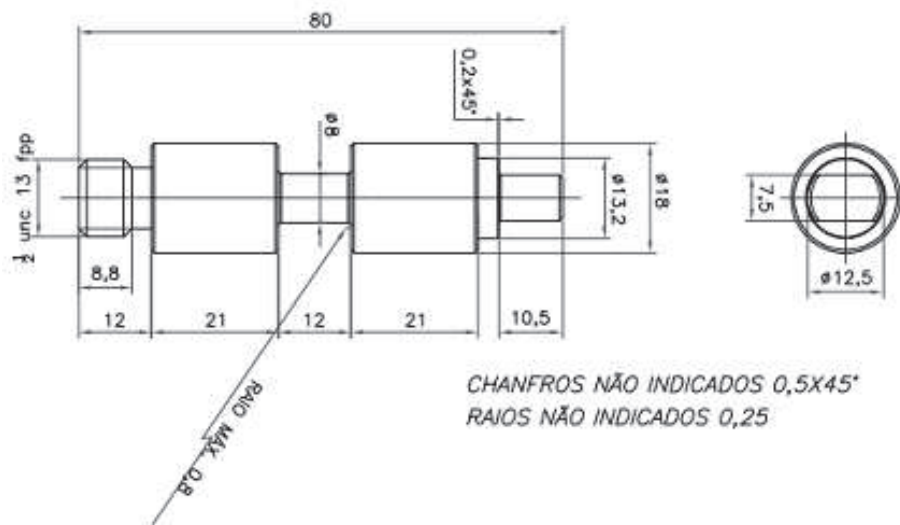


Figura 3.1: Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios.

3.3 EQUIPAMENTO PARA O ENSAIO DE TORÇÃO A QUENTE

A simulação física do tratamento termomecânico do aço F 138 foi desenvolvida em uma máquina de ensaios de torção a quente, projetada e construída no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos da UFSCar, conforme mostra a Figura 3.2. O equipamento consiste num eixo torçor acoplado a um servo motor elétrico, que impõe os esforços mecânicos à amostra com velocidade variando de 0 a 1000 rpm. Também estão acoplados a este eixo a embreagem e o freio eletromagnéticos, além do equipamento óptico (encoder) responsável pela medida do ângulo de rotação e da velocidade imposta no ensaio. Um segundo eixo com movimento de translação permite a instalação do corpo de prova na máquina e está acoplado a uma célula de carga com capacidade máxima de 100 Nm, responsável pela medição do torque aplicado.



Figura 3.2: Equipamento para ensaios de torção a quente.

Para medir a temperatura do ensaio, um termopar cromel-alumel, tipo K, foi colocado em contato direto com o corpo de prova e a variação e controle da temperatura foi feita por um controlador que impôs as taxas de aquecimento e resfriamento e manteve a temperatura constante durante os ensaios. Para tal, desenvolveu-se um forno de radiação infravermelho que tem sua potência máxima associada às suas quatro lâmpadas de 1500 W cada, totalizando 6 kW de potência, o que permite ao forno atingir temperaturas de até 1200°C. Adaptado ao forno localiza-se um tubo de quartzo que envolve e isola totalmente o corpo de prova. Por este tubo atravessa gás inerte (argônio) a fim de proteger a amostra da oxidação e também possibilitar a passagem de água corrente em qualquer etapa do ensaio para resfriar a amostra, permitindo a análise microestrutural do material estudado.

Os ensaios são controlados por um computador conectado à máquina, responsável por aplicar os parâmetros de processamento como temperatura, deformação e taxa de deformação e também por armazenar os dados obtidos durante os ensaios. Com os valores obtidos nos ensaios, o computador gera os

gráficos de tensão vs. deformação equivalentes, de acordo com as Equações 3.1 e 3.2, mostradas a seguir [76].

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3}.M}{2.\pi.R^3} (3 + m + n) \quad (3.1)$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{R.\theta}{\sqrt{3}.L} \quad (3.2)$$

Onde M é o momento torçor aplicado, θ é o ângulo de rotação, R e L são, respectivamente, o raio e o comprimento útil do corpo de prova, σ_{eq} e ε_{eq} são, respectivamente, a tensão e deformação equivalentes e m e n são os coeficientes relacionados com a sensibilidade à taxa de deformação e ao encruamento, respectivamente.

3.4 ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE

Neste trabalho foram feitos ensaios isotérmicos contínuos em condições semelhantes às industriais, que incluem temperaturas de $T = 900^{\circ}\text{C}$, $T = 950^{\circ}\text{C}$, $T = 1000^{\circ}\text{C}$, $T = 1050^{\circ}\text{C}$, $T = 1100^{\circ}\text{C}$ e $T = 1200^{\circ}\text{C}$ e taxas de deformação de $\dot{\varepsilon} = 0,01\text{s}^{-1}$, $\dot{\varepsilon} = 0,1\text{s}^{-1}$, $\dot{\varepsilon} = 1\text{s}^{-1}$ e $\dot{\varepsilon} = 10\text{s}^{-1}$. Os experimentos foram conduzidos de acordo com o ciclo térmico representado na Figura 3.3, onde o corpo de prova foi aquecido a uma taxa de 2°C/s até a temperatura de 1200°C , mantido nesta temperatura por 5 minutos para homogeneização e resfriado, também a uma taxa de 2°C/s , até a temperatura de ensaio. Logo após o término dos ensaios os corpos de prova foram resfriados bruscamente em água a fim de congelar sua microestrutura para posterior análise metalográfica.

A partir das curvas de escoamento plástico experimentais foi determinado o valor da energia de ativação aparente (Q) para a deformação a quente do aço F 138 e, conseqüentemente os valores do parâmetro (Z) de Zener – Hollomon para as condições de deformações estudadas. Fazendo a derivada da tensão com a deformação ($d\sigma/d\varepsilon$) para os experimentos realizados, foram construídas curvas da taxa de encruamento vs. tensão

equivalente e determinados os valores das tensões críticas e de saturação, bem como suas deformações equivalentes.

A partir das curvas experimentais e dos parâmetros obtidos em função delas, foi feita a modelagem matemática das curvas de escoamento plástico nas condições hipotéticas de recuperação e recristalização, de acordo com a metodologia descrita no item 2.6 deste trabalho. Também em função das curvas experimentais, foram gerados os mapas de processamento em condições específicas de deformação, através do cálculo da eficiência da dissipação de potência η e do critério de estabilidade plástica ζ , ambos em função da sensibilidade da tensão à taxa de deformação m , de acordo com o formalismo apresentado no item 2.7 deste texto.

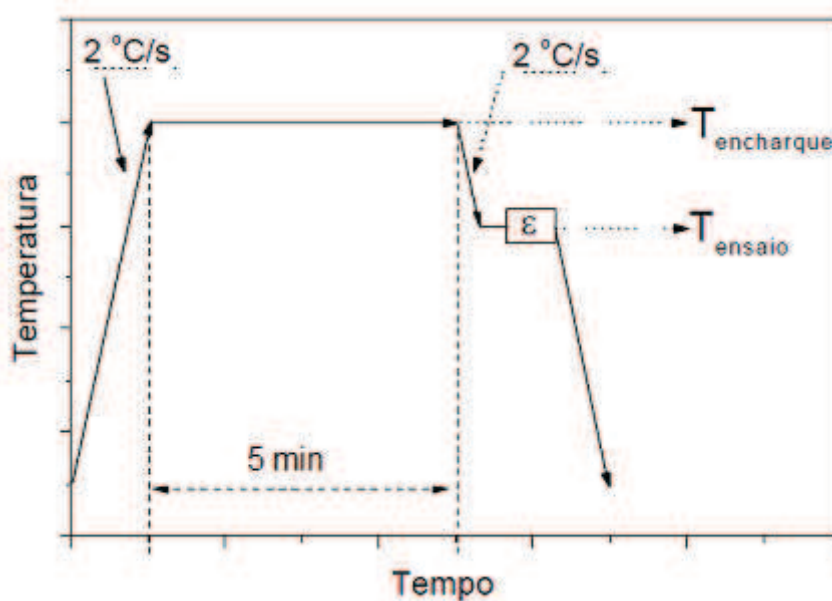


Figura 3.3: Ilustração do ciclo térmico dos ensaios isotérmicos contínuos.

Após a obtenção das curvas de escoamento plástico e de suas respectivas metalografias, foram selecionadas algumas condições de processamento (900/1, 1050/1, 1100/0,1, 1100/1, 1200/1) e foram feitos também ensaios isotérmicos interrompidos em pontos estratégicos como mostra a Figura 3.4, como deformação crítica (ϵ_c), deformação de pico (ϵ_p) e em alguns pontos da deformação de estado estacionário (ϵ_{ss}), na intenção de avaliar a evolução microestrutural deste material nestas condições de

processamento. Algumas das microestruturas resultantes destes ensaios foram analisadas em microscópios óptico e eletrônico via EBSD, a fim de identificar os mecanismos de amaciamento atuantes e a fração recristalizada dinamicamente.

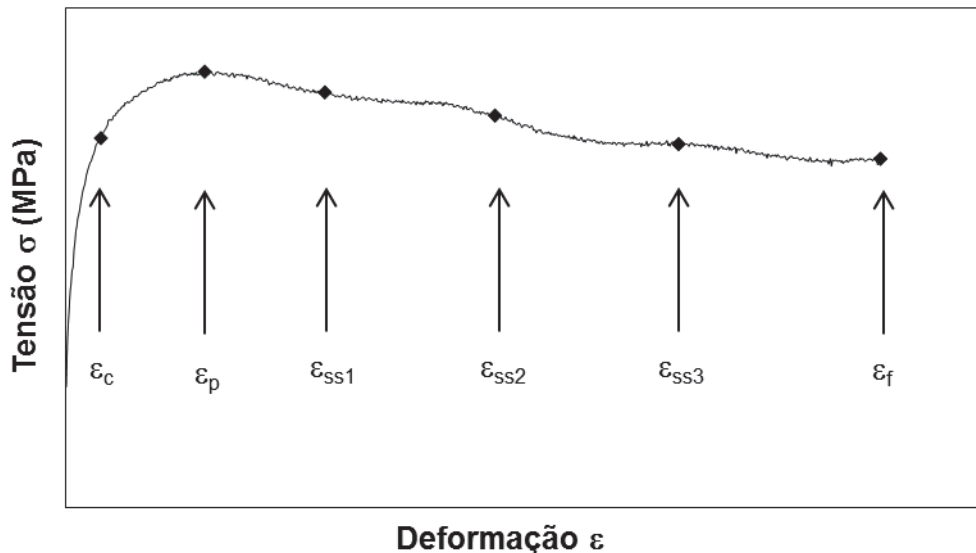


Figura 3.4: Curva de escoamento plástico com os pontos específicos para os ensaios interrompidos.

3.5 METALOGRAFIA

Após a realização dos ensaios, as regiões úteis dos corpos de prova deformados foram retiradas e embutidas em baquelite de forma que ficasse exposta a região lateral do material, como mostra a Figura 3.5. Em seguida, as amostras foram lixadas, polidas com alumina ($1\mu\text{m}$) e atacadas eletroquimicamente durante 10s com uma solução de ácido nítrico 60%, utilizando tensão $V = 1,5\text{V}$ e corrente $i = 0,02\text{A}$. Este procedimento foi feito com o intuito de revelar os contornos de grãos da amostra deformada a fim de realizar uma análise microestrutural do aço em relação à ocorrência dos mecanismos de amaciamento e realização da medição dos tamanhos médios dos grãos. Foi embutida também uma amostra da região não deformada (Figura 3.5) a fim de obter sua microestrutura e tamanho de grão inicial – D_0 .

As medidas de tamanhos de grãos foram feitas por um método computacional através do *software* AnalySis[®]. Para isso utilizou-se um microscópio de laboratório Zeiss[®] com uma câmera digital acoplada ao sistema óptico do aparelho e conectada a um computador.



Figura 3.5: Ilustração esquemática da região analisada.

3.6 EBSD

Através da análise em EBSD – *Electron Backscatter Diffraction* – ou difração de elétrons retroespalhados avaliou-se a nucleação de novos grãos recristalizados dinamicamente e também obteve-se a fração recristalizada do material. Esta técnica acoplada ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) permitiu determinar a orientação cristalográfica dos grãos detectados. Com a utilização de ferramentas estatísticas, pode-se medir o grau de desorientação entre grãos e, com isso, a proporção entre grãos e subgrãos formados durante o amaciamento, através da recristalização e recuperação dinâmicas, respectivamente.

Os experimentos iniciais de EBSD foram desenvolvidos na Universidade Politécnica da Catalunya (UPC), no *Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica (CMEM)*, na cidade de Barcelona, Espanha. As análises foram feitas no laboratório de microscopia eletrônica do CMEM, em Barcelona, num microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM 6400. As amostras foram preparadas através de uma sequência de lixas entre 600 e 2000, seguido de polimento por alumina 1 μ m e sílica coloidal.

Os dados complementares foram obtidos no Laboratório de Caracterização Eletrônica (LCE) do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa) da UFSCar utilizando-se um sistema de EBSD EDAX-AMETEC acoplado a um microscópio eletrônico de varredura modelo INSPECT S50. As análises foram feitas utilizando-se voltagem de aceleração dos elétrons de 30 kV, spot de 5 ou 6, conforme o tamanho de grão das amostras, inclinação de 70 graus e distância de trabalho de 14 mm. As amostras foram preparadas através de polimento eletrolítico utilizando-se ácido acético (95%) + ácido perclórico (5%), com densidade de corrente em torno de $1,2 \text{ A/cm}^2$ e tempo de aproximadamente 20 s. Em seguida, foi feito um leve ataque eletrolítico semelhante ao utilizado para a microscopia óptica a fim de revelar os grãos para identificação exata do local a ser analisado.

4 RESULTADOS

Os resultados apresentados a seguir podem ser divididos entre os obtidos através das curvas de tensão vs. deformação equivalentes resultantes dos ensaios de torção a quente e através das análises metalográficas dos corpos de prova. Das curvas de escoamento plástico foram definidos os valores da tensão inicial, de pico e de estado estacionário, bem como suas deformações correspondentes. Além disso, foram feitos os cálculos da energia de ativação aparente para deformação a quente (Q_{def}) e suas constantes associadas e também foram geradas as curvas da taxa de encruamento vs. tensão equivalente, para a determinação da tensão e deformação crítica e da tensão de saturação. De posse destes dados, foram determinadas as equações constitutivas deste material, foi feita a modelagem matemática das curvas de escoamento plástico e construíram-se os mapas de processamento do aço F 138. As metalografias resultantes das condições finais de deformação e a evolução microestrutural de algumas condições de conformação foram avaliadas em microscopias óptica e eletrônica (EBSD), permitindo obter os tamanhos médios de grãos, a fração recristalizada do material e identificar os mecanismos de amaciamento dinâmicos atuantes durante a deformação a quente do aço ASTM F 138.

4.1 ENSAIOS ISOTÉRMICOS CONTÍNUOS

4.1.1 CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO

As curvas de tensão vs. deformação equivalentes (σ vs. ϵ) apresentadas nas Figuras 4.1 – 4.4 estão agrupadas de acordo com as taxas de deformação utilizadas nos ensaios ($\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ e $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$). Cada figura mostra os gráficos obtidos nas temperaturas utilizadas nos ensaios ($T = 900^{\circ}C$, $T = 950^{\circ}C$, $T = 1000^{\circ}C$, $T = 1050^{\circ}C$, $T = 1100^{\circ}C$ e $T = 1200^{\circ}C$), totalizando 24 ensaios. Para efeito de comparação, estão indicados nas figuras através de linhas tracejadas e linhas pontilhadas os pontos de deformação de pico e deformação de estado estacionário, respectivamente.

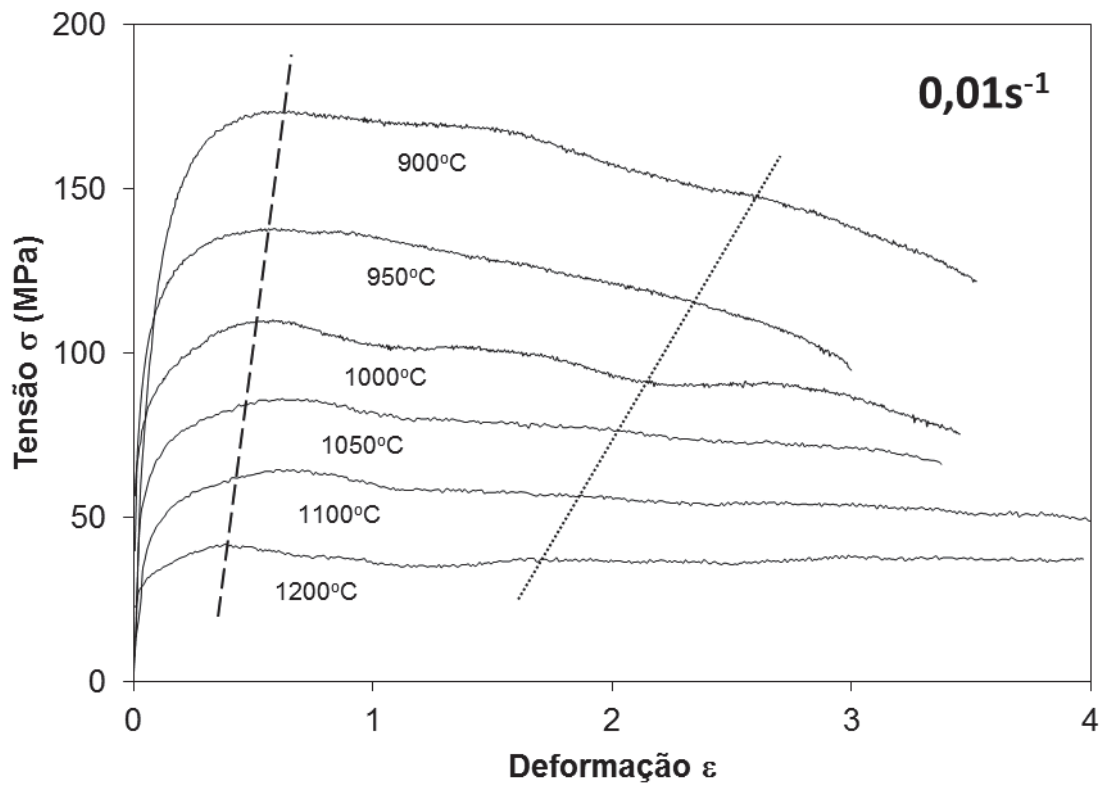


Figura 4.1: Curvas de escoamento plástico para $\dot{\epsilon} = 0,01\text{s}^{-1}$.

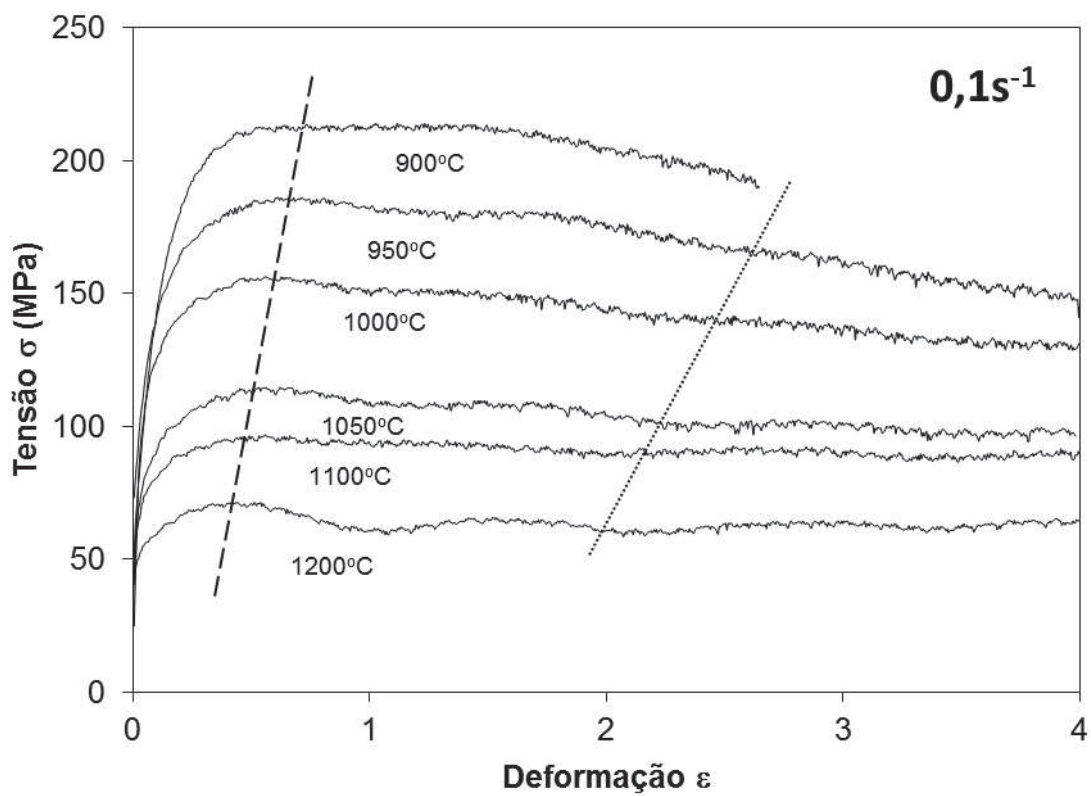


Figura 4.2: Curvas de escoamento plástico para $\dot{\epsilon} = 0,1\text{s}^{-1}$.

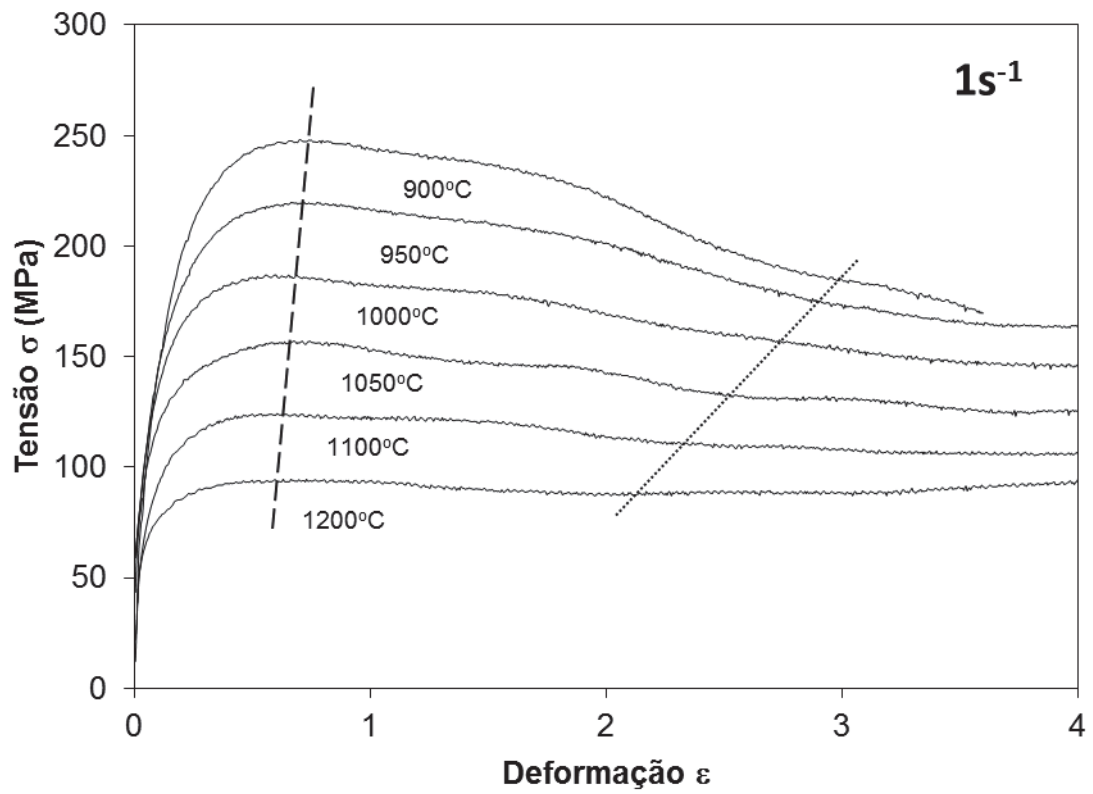


Figura 4.3: Curvas de escoamento plástico para $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$.

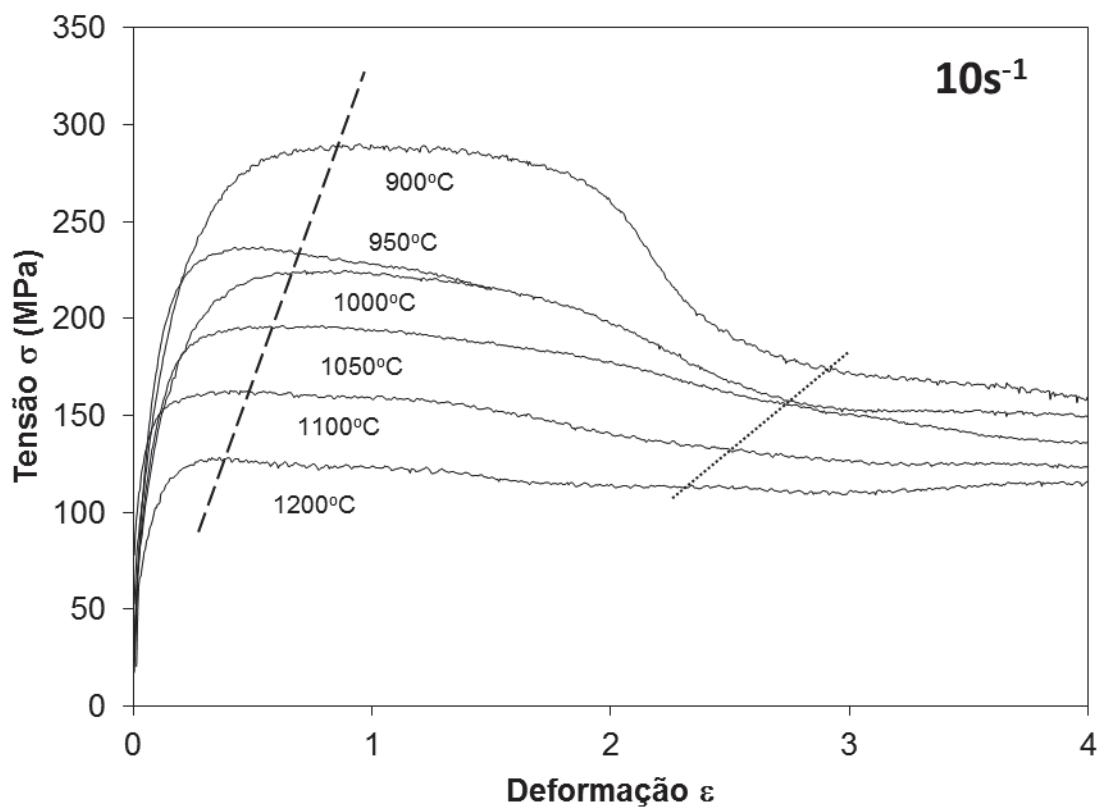


Figura 4.4: Curvas de escoamento plástico para $\dot{\epsilon} = 10\text{s}^{-1}$.

Percebe-se nestas curvas que a tensão aumenta com o aumento da deformação até alcançar um valor de pico. Em seguida, devido ao amaciamento dinâmico do material a tensão diminui de diferentes maneiras, de acordo com as condições de temperatura e taxa de deformação aplicadas. É possível perceber também que o valor da tensão de pico diminui com o aumento da temperatura para cada taxa de deformação e aumenta com o aumento da taxa de deformação para uma mesma temperatura.

Percebe-se ainda que existem comportamentos distintos em relação ao formato das curvas. Em algumas delas o pico é notório e o estado estacionário ocorre após a queda da tensão, permanecendo constante até o final do ensaio, característica típica de materiais que recristalizam dinamicamente, como por exemplo na condição de $T = 1100^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 0,01\text{s}^{-1}$ (1100/0,01). Em outros casos, nota-se a existência de dois patamares no estado estacionário, como por exemplo nas condições 1000/0,01 e 1050/1. Existem ainda algumas curvas onde não há um patamar indicando o estado estacionário e sim uma diminuição constante da tensão em função da deformação, indicando a ocorrência de fluxo localizado durante o amaciamento, como é o caso das condições 950/0,01 e 1050/10. Há também algumas curvas do tipo plano (*flat top*), onde o estado estacionário é alcançado com uma pequena diminuição da tensão em relação ao pico, dando a entender que o mecanismo predominante seria a recuperação, como é o caso das condições 1100/0,1 e 1200/1.

Nas Figuras 4.1 e 4.2 alguns ensaios em temperaturas mais baixas falharam antes de alcançar a deformação de 4,0. Os ensaios nas condições 1100/0,01, 1100/0,1 e 1050/0,01 têm seus picos de tensão deslocados para a direita devido à grande curvatura da porção inicial da curva, indicando que a ação do encruamento foi mais lenta. Além disso, em temperaturas mais baixas (900 e 950°C) as curvas apresentam comportamento típico de fluxo localizado, enquanto que em temperaturas médias e elevadas o pico de tensão é visível, mesmo nas curvas do tipo plano.

Na Figura 4.3 as curvas em baixas temperaturas (entre 900 e 1000°C) apresentam o formato do tipo que indica fluxo localizado. A curva com $T = 1050^{\circ}\text{C}$ apresenta um duplo patamar enquanto que em temperaturas elevadas

as curvas alcançam o estado estacionário com pequenas quedas nas tensões em relação aos picos.

As curvas da Figura 4.4 têm taxa de deformação mais alta ($\dot{\varepsilon} = 10s^{-1}$). Neste caso, a curva com $T = 950^{\circ}C$ falhou no início e por isso não representa fielmente o resultado. As curvas com $T = 900^{\circ}C$ e $T = 1000^{\circ}C$ têm um amaciamento brusco próximo à deformação $\varepsilon = 2$, indicando fluxo localizado e apresentam grande curvatura inicial, enquanto que em temperaturas elevadas a curvatura é muito pronunciada, indicando forte ação do encruamento.

4.1.2 CURVAS DA TAXA DE ENCRUAMENTO

Os gráficos da taxa de encruamento vs. tensão equivalente (θ vs. σ) são obtidos calculando-se θ como sendo a derivada das curvas de tensão vs. deformação equivalentes, de acordo com a equação 2.2.

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (2.2)$$

A análise destes gráficos desde σ_0 até a tensão de pico (σ_p) permite identificar os valores da tensão crítica (σ_c) e sua respectiva deformação crítica (ε_c), bem como obter os valores da tensão de saturação (σ_{sat}). Para isso, faz-se necessário um ajuste polinomial de terceira ordem na curva, de acordo com a equação 4.1, conforme a metodologia proposta por Poliak e Jonas [25].

$$\theta = A\sigma^3 + B\sigma^2 + C\sigma + D \quad (4.1)$$

Onde θ é a taxa de encruamento, σ é a tensão de escoamento e A, B, C e D são os coeficientes da equação. Em seguida, com uma nova diferenciação em relação à σ obtém-se a equação 4.2, da qual o ponto mínimo representa o valor da tensão crítica para início da recristalização dinâmica (σ_c), conforme a equação 4.3.

$$\frac{d\theta}{d\sigma} = 3A\sigma^2 + 2B\sigma + C \quad (4.2)$$

$$\frac{d^2\theta}{d\sigma^2} = 0 \Rightarrow 6A\sigma_c + 2B = 0 \Rightarrow \sigma_c = \frac{-B}{3A} \quad (4.3)$$

Este procedimento analítico permite obter matematicamente o valor da tensão crítica para início da recristalização dinâmica, conforme mostrado na Figura 4.5. A figura também mostra a equação de terceira ordem resultante do método e o ponto de inflexão que corresponde à σ_c está indicado pela seta. Neste trabalho os valores das tensões críticas foram obtidos graficamente para todas as condições de conformação aplicadas, observando-se o ponto mínimo na curva do inverso da derivada segunda da taxa de encruamento vs. tensão equivalente ($-d\theta/d\sigma$ vs. σ), como mostra a Figura 4.6. A Figura 4.7 representa o método para determinação da tensão de saturação (σ_{sat}). Neste caso, traça-se uma reta extrapolando a porção linear da curva até cruzar o eixo X, sendo este o valor de σ_{sat} [26] indicado pela seta na figura.

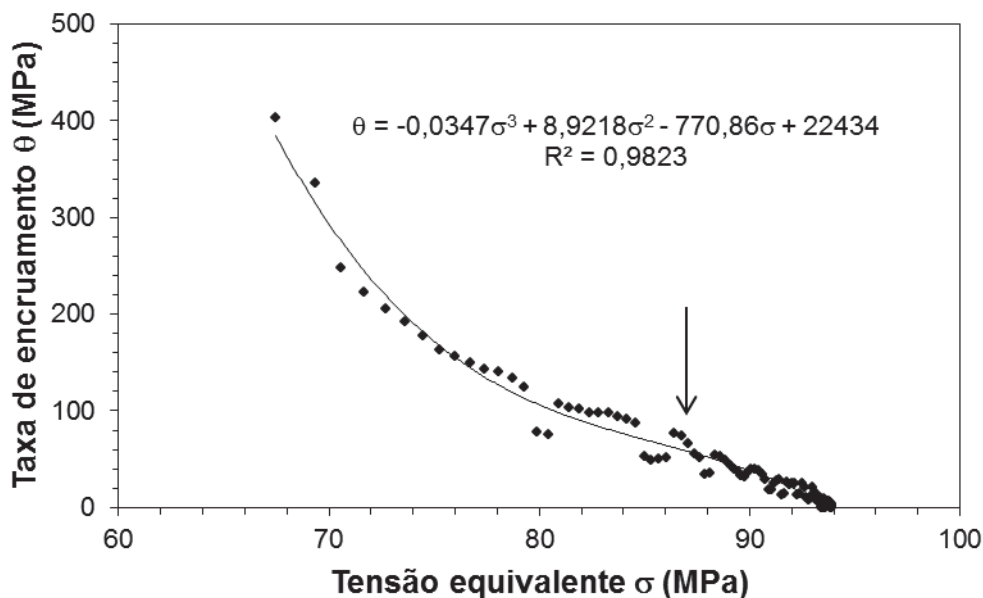


Figura 4.5: Curva de θ vs. σ para $T = 1200^\circ\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$.

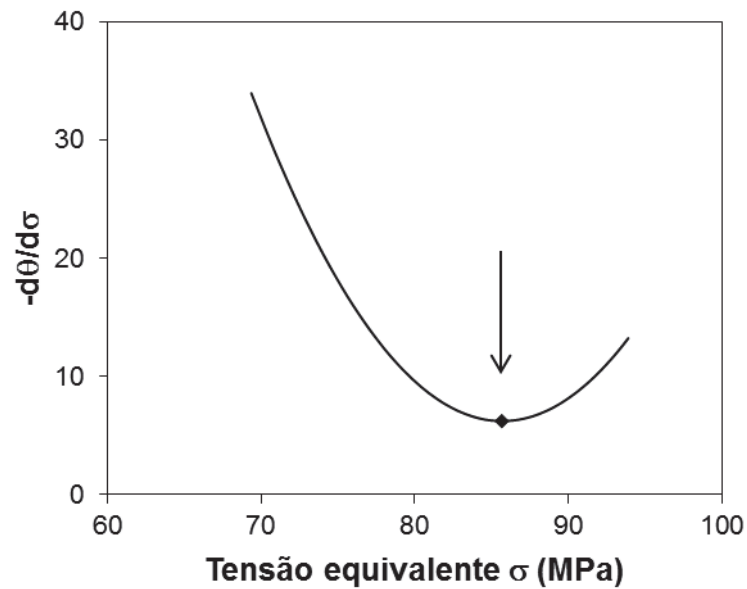


Figura 4.6: Curva de $-d\theta/d\sigma$ vs. σ para $T = 1200^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$.

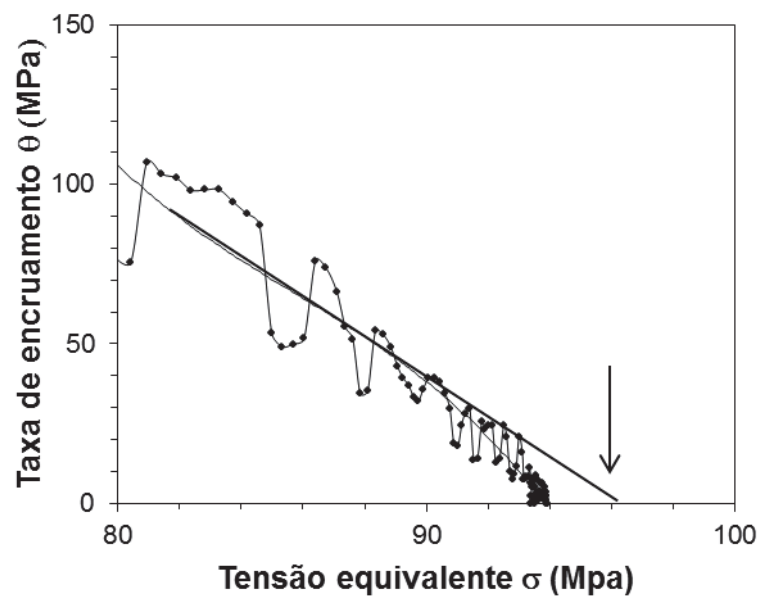


Figura 4.7: Detalhe da curva de θ vs. σ para $T = 1200^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$ para obtenção da tensão de saturação (σ_{sat}).

Esta metodologia foi aplicada para todas as condições de ensaio deste trabalho e a Tabela 4.1 reúne as equações obtidas em cada experimento, juntamente com os valores de suas tensões e deformações críticas e também seus valores correspondentes da tensão de saturação.

Tabela 4.1: Tensões e deformações críticas e tensões de saturação obtidas analiticamente.

$\dot{\varepsilon}$ (s ⁻¹)	T (°C)	Equação de terceiro grau	σ_c (MPa)	ε_c	σ_{sat} (MPa)
0,01	900	$\theta = - 0,003\sigma^3 + 1,576\sigma^2 - 245,9\sigma + 13329$	150,6	0,19	174,5
	950	$\theta = - 0,019\sigma^3 + 7,608\sigma^2 - 976,7\sigma + 42145$	128,5	0,21	139,8
	1000	$\theta = - 0,023\sigma^3 + 7,019\sigma^2 - 704,5\sigma + 23758$	99,9	0,23	116,8
	1050	$\theta = - 0,003\sigma^3 + 0,987\sigma^2 - 88,10\sigma + 2751,9$	80,4	0,33	87,5
	1100	$\theta = - 0,14\sigma^3 + 25,66\sigma^2 - 1516,1\sigma + 29917$	59,3	0,32	66,5
	1200	$\theta = - 0,549\sigma^3 + 61,77\sigma^2 - 2316,5\sigma + 29011$	38,0	0,21	42,6
0,1	900	$\theta = - 0,0005\sigma^3 + 0,285\sigma^2 - 58,237\sigma + 4617$	192,1	0,25	216,5
	950	$\theta = - 0,0049\sigma^3 + 2,546\sigma^2 - 445,11\sigma + 26375$	173,4	0,29	188,0
	1000	$\theta = - 0,043\sigma^3 + 18,58\sigma^2 - 2665,1\sigma + 127603$	142,5	0,21	162,3
	1050	$\theta = - 0,0305\sigma^3 + 9,467\sigma^2 - 982,12\sigma + 34150$	103,4	0,22	116,6
	1100	$\theta = - 0,0757\sigma^3 + 20,06\sigma^2 - 1776,7\sigma + 52581$	89,3	0,19	97,7
	1200	$\theta = - 0,0804\sigma^3 + 15,453\sigma^2 - 994,98\sigma + 21522$	63,9	0,18	75,6
1	900	$\theta = - 0,0005\sigma^3 + 0,306\sigma^2 - 66,66\sigma + 5527,1$	203,4	0,23	260,0
	950	$\theta = - 0,0003\sigma^3 + 0,16\sigma^2 - 37,955\sigma + 3501,7$	179,1	0,19	222,5
	1000	$\theta = - 0,0053\sigma^3 + 2,6118\sigma^2 - 438,4\sigma + 25018$	165,1	0,20	188,8
	1050	$\theta = - 0,0046\sigma^3 + 2,0006\sigma^2 - 294,1\sigma + 14752$	145,8	0,29	159,0
	1100	$\theta = - 0,0049\sigma^3 + 1,6644\sigma^2 - 196\sigma + 8063,1$	113,5	0,24	125,5
	1200	$\theta = - 0,0347\sigma^3 + 8,921\sigma^2 - 770,86\sigma + 22434$	85,4	0,19	95,3
10	900	$\theta = - 0,0002\sigma^3 + 0,168\sigma^2 - 43,33\sigma + 4394,8$	232,0	0,24	305,2
	950	-	-	-	-
	1000	$\theta = - 0,0011\sigma^3 + 0,61\sigma^2 - 117,8\sigma + 8150,9$	186,3	0,22	230,8
	1050	$\theta = - 0,0054\sigma^3 + 2,7492\sigma^2 - 475\sigma + 28096$	171,2	0,16	197,5
	1100	$\theta = 0,0121\sigma^3 - 5,2213\sigma^2 + 726,71\sigma - 32295$	146,4	0,09	162,8
	1200	$\theta = - 0,029\sigma^3 + 9,9227\sigma^2 - 1130,6\sigma + 43426$	114,4	0,13	130,5

4.1.3 EQUAÇÃO CONSTITUTIVA DO MATERIAL

As curvas de escoamento plástico das Figuras 4.1 a 4.4 mostram que o nível de tensão depende das condições de deformação. Para descrever o comportamento de um determinado material durante a conformação a quente, relacionam-se os parâmetros de processo utilizados como taxa de deformação, temperatura e tensão de pico através da equação 2.1 do trabalho a quente generalizado, proposta por Sellars e Tegart [7].

$$Z = \dot{\epsilon} \times \exp(Q_{def} / RT) = A[(\sinh(\alpha\sigma_p))^n] \quad (2.1)$$

Onde Z é o parâmetro de Zener – Hollomon, Q_{def} é a energia de ativação aparente para a deformação a quente, R é a constante universal dos gases, A, n e α são constantes que dependem do material e independem da temperatura, T é a temperatura em Kelvin, $\dot{\epsilon}$ é taxa de deformação e σ_p é o valor da tensão de pico.

O cálculo da energia de ativação aparente (Q_{def}) do aço F 138 foi feito através de uma variação do método proposto por Uvira e Jonas [77], utilizando-se um método computacional que determina o melhor valor de α que se ajusta à equação 2.1. Para isso, substituem-se os valores de $\dot{\epsilon}$ e σ_p para cada condição de ensaio e efetuam-se regressões lineares determinando o valor de n com a variação de α numa faixa de valores ($0,002 < \alpha < 0,052$). Sendo assim, o valor adequado de α será o que tiver o menor desvio padrão de n para todas as faixas de temperatura. Para o aço F 138 foi encontrado $\alpha = 0,0117\text{MPa}^{-1}$ e o gráfico $\log(\dot{\epsilon})$ vs. $\log(\sinh(\alpha\sigma_p))$ mostrado na Figura 4.8 define o valor médio da constante $n = 4,868$, que por sua vez está associado ao mecanismo de deformação atuante, sendo que com a escalagem de discordâncias o valor de n se encontra entre 3 e 6 [78, 79]. Os valores das constantes α e n estão muito próximos aos reportados por outros autores para alguns aços inoxidáveis, que assumem comumente que $\alpha = 0,012\text{MPa}^{-1}$ e $4 < n < 5$ [1, 8, 75]. Nota-se neste gráfico que, para cada temperatura, a taxa de deformação tem o mesmo efeito

sobre a tensão de pico, pois as retas são praticamente paralelas e equidistantes.

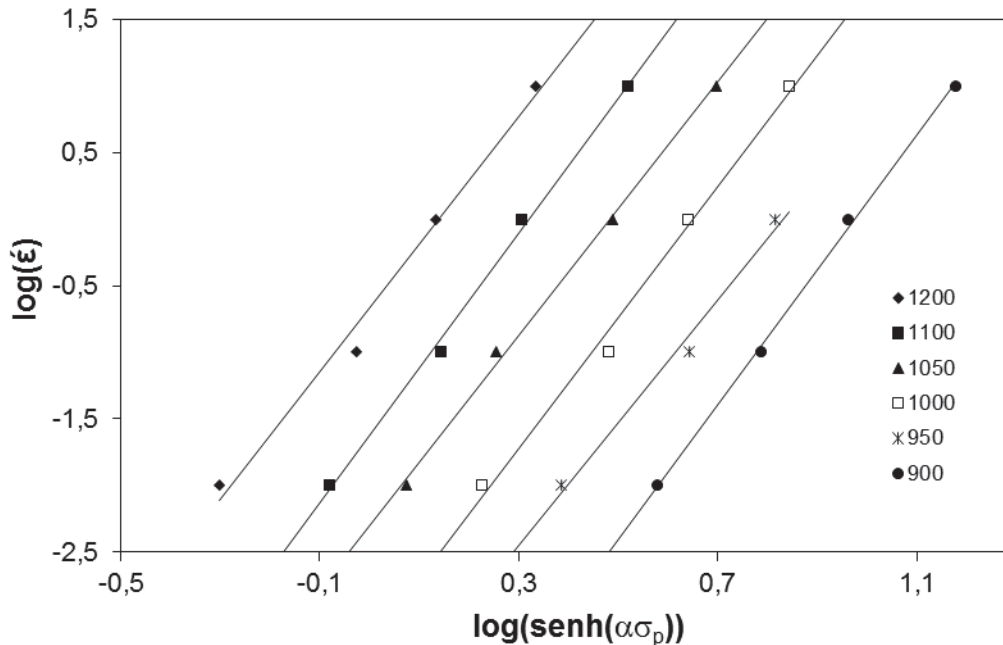


Figura 4.8: Gráfico de $\log(\dot{\epsilon})$ vs. $\log(\sinh(\alpha\sigma_p))$ para o cálculo da constante n.

Com α e n determinados, a energia de ativação aparente para a deformação a quente (Q_{def}), definida pela equação 4.4 [7], pode ser solucionada graficamente relacionando-se $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$ vs. $10000/T$, como mostra a Figura 4.9. O valor obtido para o aço F 138 é de $Q_{def} = 465\text{kJ/mol}$ e está em conformidade com a faixa de valores para os aços inoxidáveis austeníticos (400 a 500 kJ/mol) obtidos por outros autores [1, 8, 75].

$$Q_{def} = nR \left[\frac{\delta \ln(\sinh(\alpha\sigma_p))}{\delta(1/T)} \right] \quad (4.4)$$

O cálculo da constante A da equação 2.1 também é feito graficamente relacionando-se $\ln Z$ vs. $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$, como mostra a Figura 4.10. Tomando-se $\sinh(\alpha\sigma_p) = 1$ e fazendo a análise de regressão linear múltiplas, definiu-se o valor da constante $A = 9,23 \times 10^{15}$, que encontra-se abaixo do encontrado na

literatura para o aço 316 ($A = 9,34 \cdot 10^{17}$) [79]. Nota-se neste gráfico que os pontos ajustados através de uma reta confirmam a validade da equação 2.1, pois em toda faixa de tensão observa-se o mesmo comportamento, indicando que a equação do seno-hiperbólico é adequada para o cálculo da energia de ativação aparente do aço F 138.

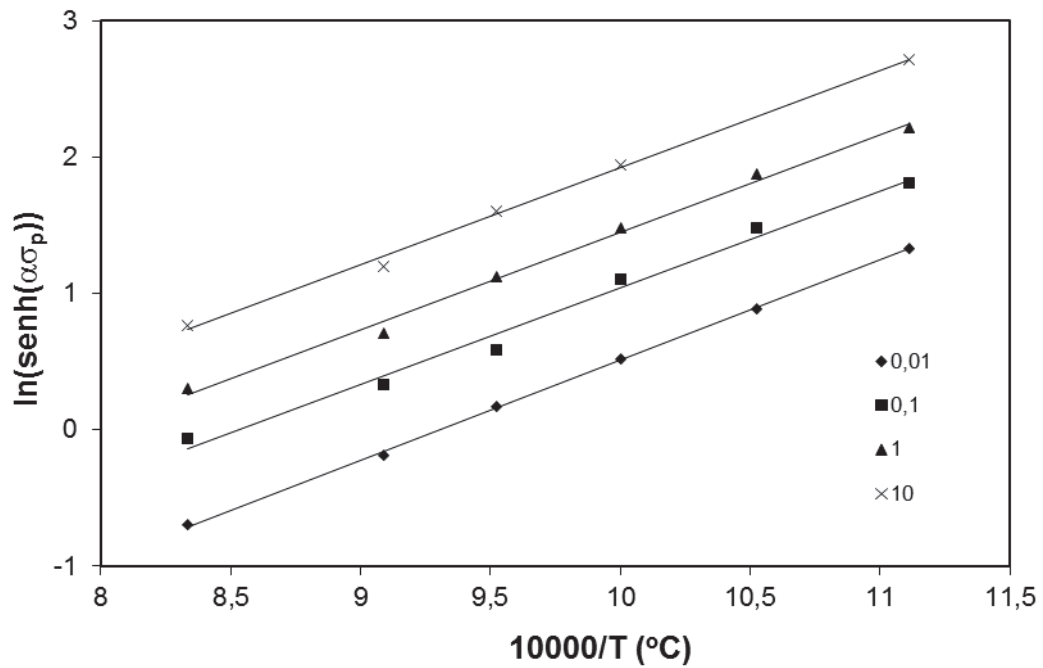


Figura 4.9: Gráfico de $10000/T$ vs. $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$ para o cálculo de Q_{def} .

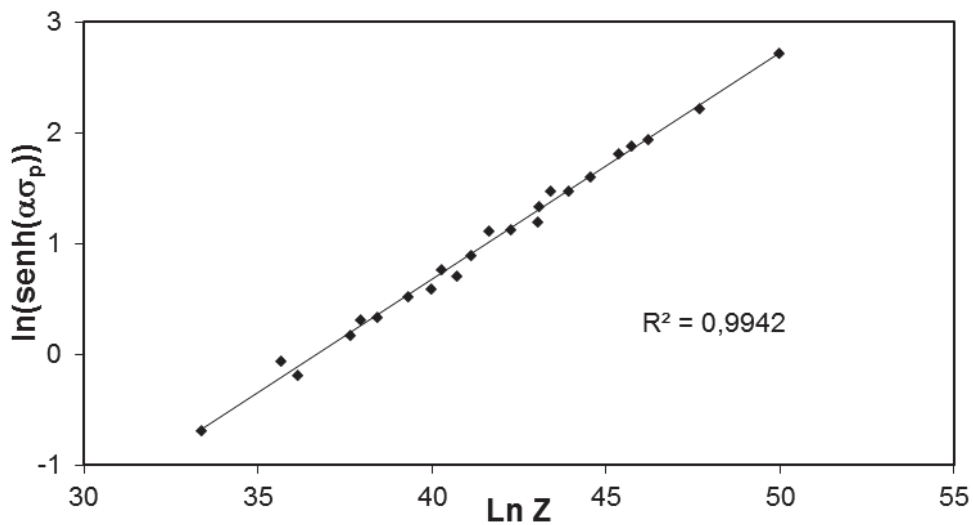


Figura 4.10: Gráfico de $\ln Z$ vs. $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ para o cálculo da constante A.

De posse dos valores determinados para a energia de ativação aparente e de suas constantes associadas, a equação 2.1 pode ser reescrita na forma da equação constitutiva do aço, resultando na equação 4.5.

$$\dot{\varepsilon} = 9,23 \times 10^{15} \left[\sinh(0,0117 \sigma_p) \right]^{4,868} \exp\left(\frac{-465000}{8,341 \times T} \right) \quad (4.5)$$

A energia de ativação aparente dá uma indicação sobre a resposta da tensão de escoamento em relação ao trabalho a quente do material. Quando comparado aos aços inoxidáveis ASTM 304 e 316 ($Q_{def} \sim 400 \text{KJ/mol}$) [18, 22], o valor obtido para o aço F 138 ($Q_{def} = 465 \text{KJ/mol}$) é mais elevado. Neste caso, pode-se dizer que este material oferece maior resistência à tensão aplicada, indicando que o mecanismo de encruamento atua fortemente durante a deformação e que a recuperação dinâmica será favorecida.

4.2 RELAÇÕES ENTRE OS PARÂMETROS DAS CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO E AS CONDIÇÕES DE DEFORMAÇÃO

A dependência dos pontos característicos das curvas de escoamento plástico em função das condições de deformação serão mostradas a seguir. Os valores nominais obtidos diretamente das curvas experimentais são as tensões de escoamento inicial (σ_0), as tensões e deformações de pico (σ_p e ε_p , respectivamente) e as tensões e deformações de estado estacionário (σ_{ss} e ε_{ss} , respectivamente). Outros pontos importantes como as tensões e deformações críticas (σ_c e ε_c , respectivamente) e a tensões de saturação (σ_{sat}) foram obtidos através das curvas da taxa de encruamento vs. tensão equivalente mostrados no item 4.1.2 deste trabalho. A Tabela 4.2 agrupa estes dados juntamente com os valores do parâmetro de Zenner-Hollomon (Z) calculados através da equação 2.1. Com isso foram construídas as curvas e obtidas as relações matemáticas indicando a dependência das tensões e deformações com os parâmetros de processamento impostos nos ensaios, temperatura (T) e taxas de deformação ($\dot{\varepsilon}$), expressas pelo parâmetro Z.

Tabela 4.2 Parâmetros das curvas de escoamento plástico do aço ASTM F 138.

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	T (°C)	σ_0 (MPa)	ϵ_c (s ⁻¹)	σ_c (MPa)	ϵ_p (s ⁻¹)	σ_p (MPa)	ϵ_{ss} (s ⁻¹)	σ_{ss} (MPa)	σ_{sat} (MPa)	Z (s ⁻¹)
0,01	900	58,2	0,19	150,6	0,61	173,6	2,60	147,2	174,5	4,98x10 ¹⁸
	950	68,5	0,21	128,5	0,58	138,0	2,35	115,5	139,8	7,09x10 ¹⁷
	1000	62,9	0,23	99,9	0,58	109,1	2,15	90,8	116,8	1,18x10 ¹⁷
	1050	40,0	0,33	80,4	0,65	85,8	2,01	76,5	87,5	2,24x10 ¹⁶
	1100	33,8	0,32	60,8	0,65	64,3	1,90	56,3	66,5	4,81x10 ¹⁵
	1200	27,1	0,21	38,0	0,42	40,8	1,70	37,3	42,6	3,03x10 ¹⁴
0,1	900	61,0	0,25	192,1	0,73	213,6	-	-	216,5	4,98x10 ¹⁹
	950	94,5	0,29	173,4	0,65	185,7	2,60	166,4	188,0	7,09x10 ¹⁸
	1000	60,7	0,21	142,5	0,58	155,4	2,35	141,8	162,3	1,18x10 ¹⁸
	1050	47,2	0,22	103,4	0,57	114,7	2,19	101,7	116,6	2,24x10 ¹⁷
	1100	58,7	0,19	89,3	0,55	96,3	2,15	91,4	97,0	4,81x10 ¹⁶
	1200	49,6	0,18	63,9	0,42	71,4	2,00	61,0	75,6	3,03x10 ¹⁵
1	900	62,2	0,23	203,4	0,74	247,5	3,00	184,5	260,0	4,98x10 ²⁰
	950	77,2	0,19	179,1	0,73	219,1	2,90	174,8	222,5	7,09x10 ¹⁹
	1000	90,7	0,20	165,1	0,61	185,6	2,70	157,8	188,8	1,18x10 ¹⁹
	1050	58,1	0,29	145,8	0,70	156,5	2,50	132,3	159,0	2,24x10 ¹⁸
	1100	47,8	0,24	113,5	0,59	123,7	2,30	110,8	125,5	4,81x10 ¹⁷
	1200	49,7	0,19	85,4	0,72	94,6	2,09	88,1	95,3	3,03x10 ¹⁶
10	900	76,0	0,24	232,0	0,94	289,6	2,90	173,2	305,2	4,98x10 ²¹
	950	-	-	-	-	-	-	-	-	7,09x10 ²⁰
	1000	66,2	0,22	186,3	0,83	224,6	2,75	157,5	230,8	1,18x10 ²⁰
	1050	52,9	0,16	171,3	0,57	196,0	2,70	157,0	197,5	2,24x10 ¹⁹
	1100	97,2	0,09	146,4	0,42	162,6	2,55	132,5	162,8	4,81x10 ¹⁸
	1200	61,5	0,13	114,5	0,35	128,4	2,29	112,8	130,5	3,03x10 ¹⁷

4.2.1 TENSÃO

As figuras a seguir mostram a dependência das tensões de escoamento plástico, críticas, de pico, de estado estacionário e de saturação com as condições de processamento. Na Figura 4.11, percebe-se uma grande variação nos valores de σ_0 em relação às condições aplicadas nos ensaios. Esperava-se um comportamento típico de materiais deformados termomecanicamente, com a tensão diminuindo junto com a temperatura e aumentando junto com a taxa de deformação, porém, devido à instabilidade apresentada na porção inicial dos ensaios, os valores encontrados para σ_0 apresentaram esta dispersão.

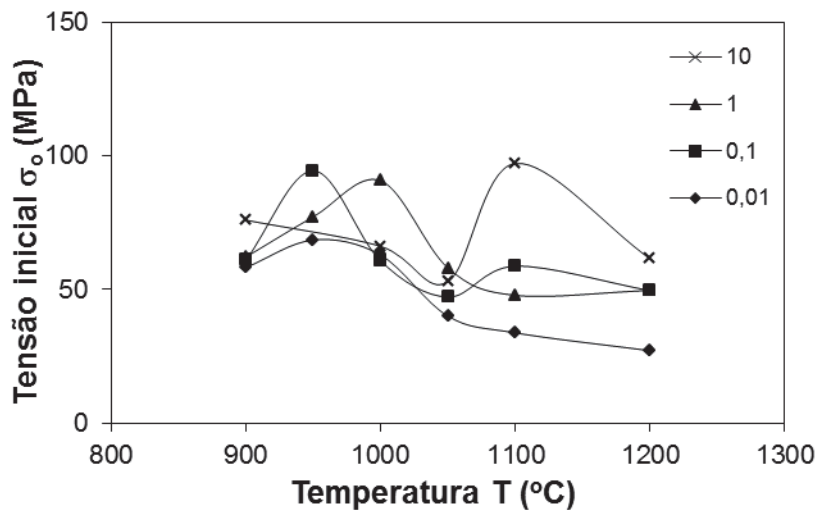


Figura 4.11: Relação entre tensão inicial (σ_0) e a temperatura.

Nas Figuras 4.12 a 4.15 verifica-se que o comportamento acontece conforme o esperado. De maneira geral, o valor da tensão diminui com o incremento da temperatura para uma mesma taxa de deformação aplicada e diminui com o decréscimo da taxa de deformação, para uma mesma temperatura de ensaio. Em todos os casos, a variação da temperatura causa um impacto ligeiramente maior na tensão necessária para deformação do que a variação da taxa de deformação.

Na Figura 4.12 este comportamento ocorre, pois, nesta etapa da deformação, a diminuição na taxa de encruamento gera um aumento no tamanho médio dos subgrãos formados, diminuindo a densidade de

discordâncias nos seus contornos e, conseqüentemente a tensão necessária para a deformação [22, 42]. Na região do pico de tensão, mostrada na Figura 4.13 este comportamento ocorre devido à diminuição na quantidade de energia armazenada necessária para iniciar o processo de nucleação de novos grãos.

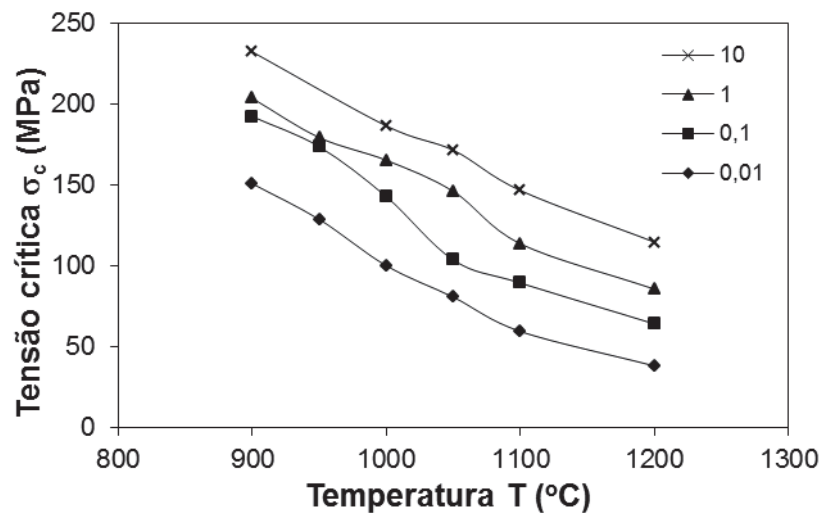


Figura 4.12: Relação entre tensão crítica (σ_c) e temperatura.

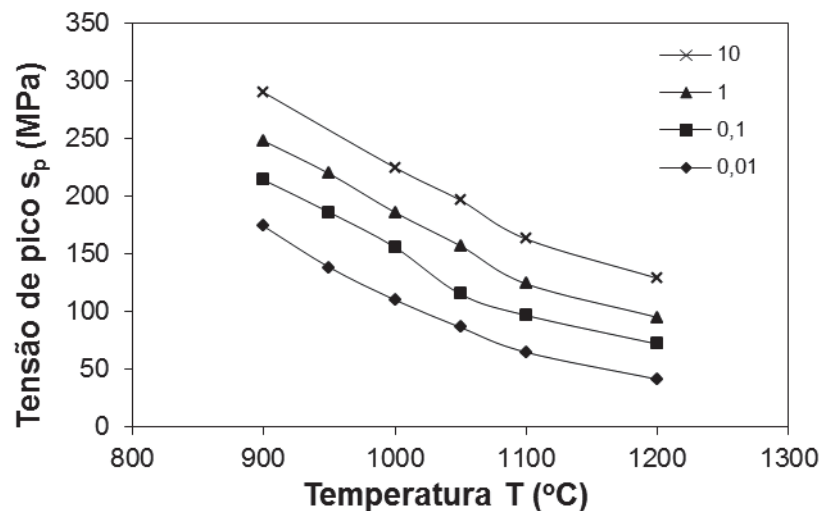


Figura 4.13: Relação entre tensão de pico (σ_p) e temperatura.

Na Figura 4.14, o padrão comportamental deve-se ao aumento dos tamanhos de grãos amaciados, acarretando em um decréscimo na tensão necessária para atingir o estado estacionário. Todavia, esta situação apresenta um pequeno desvio de comportamento nas condições mais severas de

deformação, com taxa de deformação $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$, onde o valor da tensão varia muito pouco, entre $T = 900^{\circ}\text{C}$ e $T = 1050^{\circ}\text{C}$, devido à instabilidade plástica.

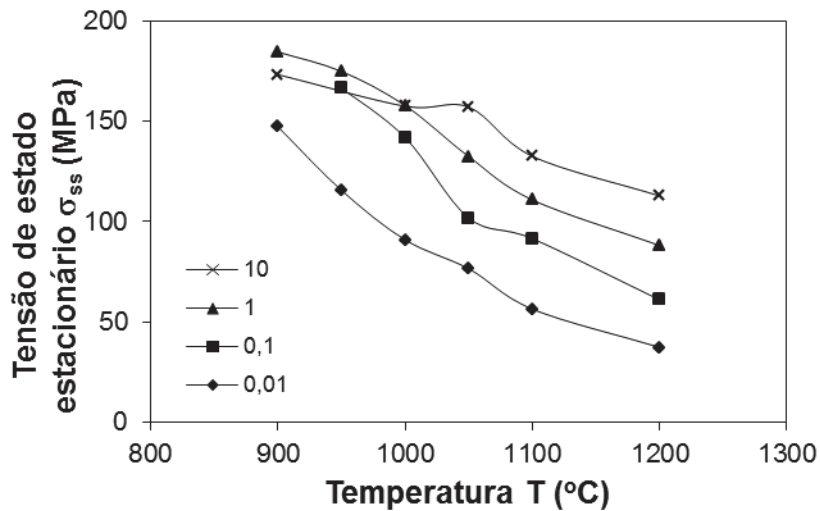


Figura 4.14: Relação entre tensão de estado estacionário (σ_{ss}) e temperatura.

Na Figura 4.15 os valores da tensão de saturação representam uma condição hipotética de recuperação, que depende da porção inicial da curva de escoamento plástico sob regime de encruamento. Neste caso, a diminuição da temperatura ou o acréscimo da taxa de deformação favorece a geração de discordâncias, aumentando assim a tensão necessária para a deformação plástica do material.

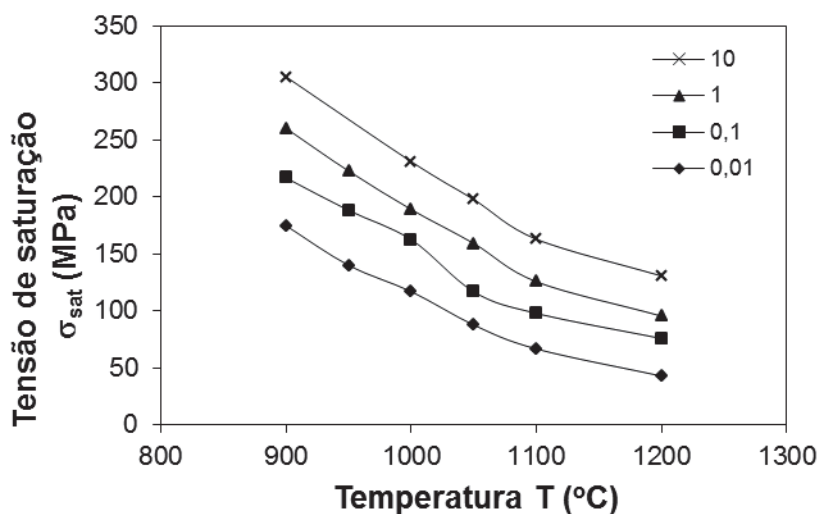


Figura 4.15: Relação entre tensão de saturação (σ_{sat}) e temperatura.

4.2.2 DEFORMAÇÃO

As figuras a seguir mostram a dependência das deformações crítica, de pico e de estado estacionário com as condições de processamento impostas nos ensaios. Os gráficos da Figura 4.16 fogem do comportamento padrão que seria o decréscimo do valor da deformação com o aumento da temperatura ou diminuição da taxa de deformação, ou seja, diminuição do valor de Z [19, 22, 80]. Isto é decorrência da grande variação nas porções iniciais das curvas de escoamento plástico mostradas nas Figuras 4.1 a 4.4, que representam o comportamento do material durante o encruamento até o início do amaciamento, onde, em função do mecanismo operante, as curvas apresentaram-se deslocadas de sua posição esperada.

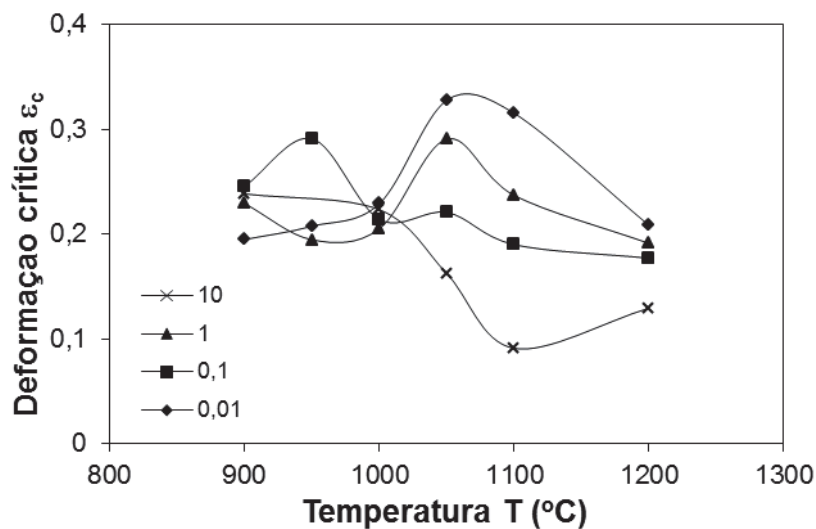


Figura 4.16: Relação entre deformação crítica (ϵ_c) e temperatura.

As curvas da Figura 4.17 estão mais próximas do padrão comum relatado acima, porém apresentam alguns desvios. De uma forma geral, a deformação diminui com o aumento da temperatura e decréscimo da taxa [redução de Z]. A ação da temperatura é mais marcante em $\dot{\epsilon} = 10\text{s}^{-1}$, diminuindo drasticamente a deformação necessária para atingir o pico de tensão. Para $\dot{\epsilon} = 0,1\text{s}^{-1}$, o material se comporta conforme o esperado, com exceção das temperaturas intermediárias onde o valor da deformação de pico se mantém praticamente constante. Também em temperaturas intermediárias,

o aumento nos valores das deformações de pico nas condições $\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$ e $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ é evidente, refletindo também o deslocamento observado nas curvas de escoamento plástico.

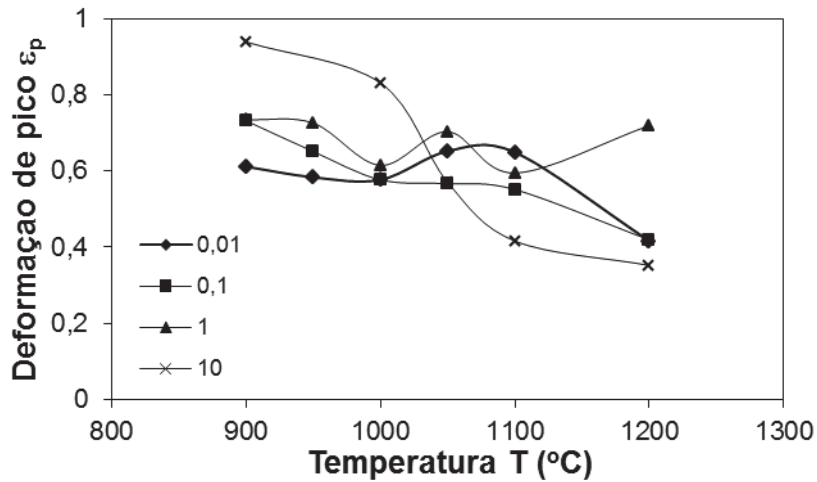


Figura 4.17: Relação entre deformação de pico (ϵ_p) e temperatura.

A Figura 4.18 apresenta um comportamento ideal, onde a quantidade de deformação necessária para se atingir o término do amaciamento aumenta com o aumento da taxa ou diminuição da temperatura. Um desvio é observado na curva de $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$, onde o valor da deformação se mantém praticamente constante entre 900°C e 1050°C.

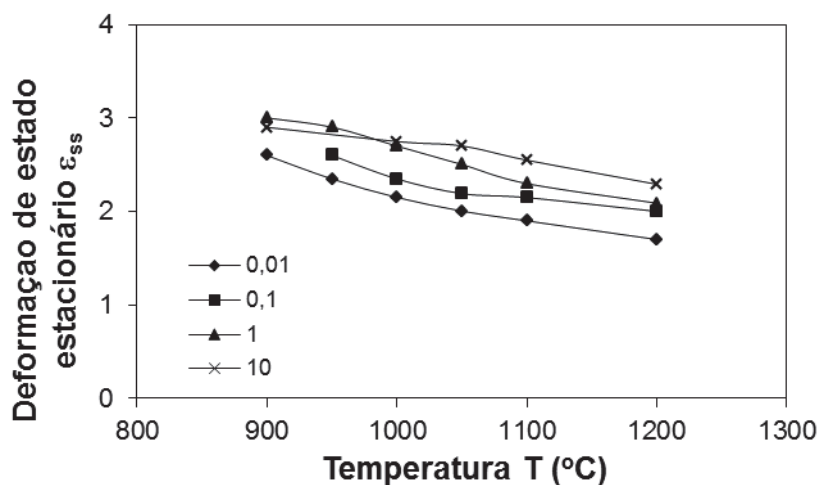


Figura 4.18: relação entre deformação de estado estacionário (ϵ_{ss}) e temperatura.

4.2.3 RELAÇÕES MATEMÁTICAS ENTRE AS TENSÕES E AS DEFORMAÇÕES

De acordo com os dados apresentados na Tabela 4.2, foi possível estabelecer as relações entre as tensões e deformações obtidas nas curvas de escoamento plástico experimentais deste trabalho. A evolução da tensão inicial, crítica, de pico, de estado estacionário e de saturação e suas respectivas relações estão representadas na Figura 4.19, enquanto que a evolução da deformação crítica, de pico e de estado estacionário e suas relações estão representadas na Figura 4.20. Em ambos os casos, os valores estão relacionados em função do parâmetro Z.

Na Figura 4.19, como esperado, o aumento de Z promove um aumento no valor das tensões. Além disso, o aumento de Z provoca um aumento na diferença entre as tensões em uma mesma condição de deformação. As relações matemáticas resultantes entre as tensões são: $\sigma_0 = 0,45.\sigma_p$, $\sigma_c = 0,88.\sigma_p$, $\sigma_{ss} = 0,85.\sigma_p$ e $\sigma_{sat} = 1,02.\sigma_p$. Percebe-se que a diferença entre a tensão de pico e a tensão de estado estacionário é $0,15.\sigma_p$ e a diferença entre a tensão de pico e a tensão inicial é de $0,55.\sigma_p$. Sabendo-se que a microestrutura dinamicamente amaciada é composta por grãos deformados e recristalizados, seria de se esperar que a diminuição da tensão devido à recristalização dinâmica atingisse metade do valor alcançado durante o encruamento, ou seja $\sigma_{ss} = 0,5.\sigma_p$. Neste caso, o amaciamento promovido pela recristalização dinâmica está abaixo do esperado, o que leva a crer que a recuperação dinâmica atua de forma prolongada.

Na Figura 4.20, com excessão da deformação crítica, a deformação aumenta com o aumento de Z e as relações obtidas são: $\varepsilon_c = 0,36.\varepsilon_p$ e $\varepsilon_{ss} = 4,10.\varepsilon_p$. O valor relativamente baixo entre a deformação crítica e de pico indica que uma grande quantidade de deformação foi aplicada até o início da nucleação de novos grãos recristalizados e a razão elevada entre as deformações de estado estacionário e de pico mostra que é necessário uma grande quantidade de deformação para que a recristalização dinâmica seja favorecida.

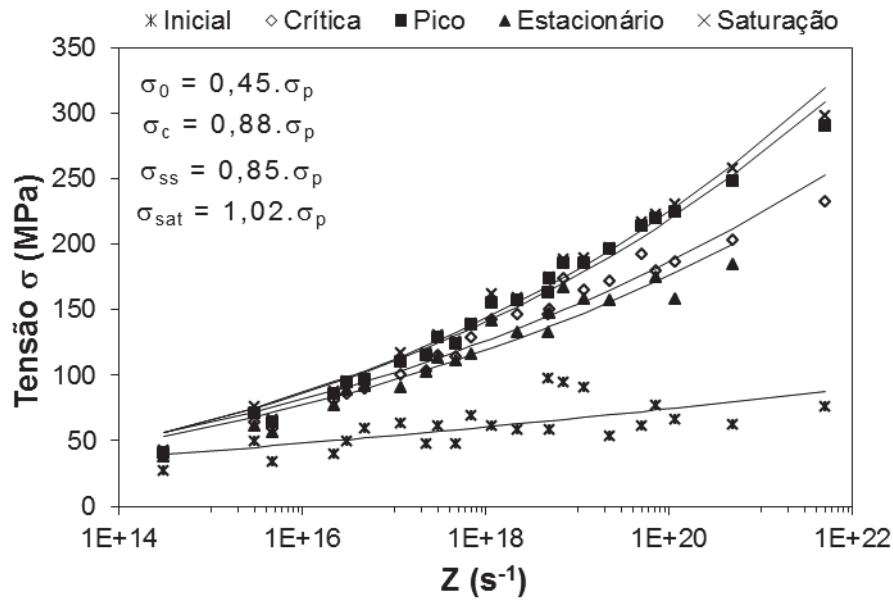


Figura 4.19: Relações entre as tensões inicial (σ_0), crítica (σ_c), de estado estacionário (σ_{ss}) e de saturação (σ_{sat}) com a tensão de pico (σ_p), em função do parâmetro Z .

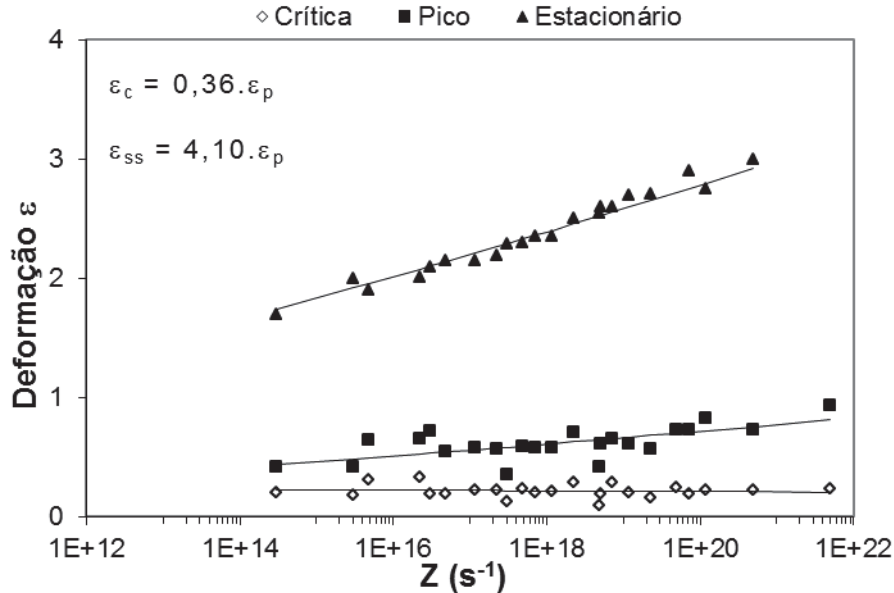


Figura 4.20: Relações entre as deformações crítica (ϵ_c) e de estado estacionário (ϵ_{ss}) com a deformação de pico (ϵ_p), em função do parâmetro Z .

4.2.4 RELAÇÕES EMPÍRICAS ENTRE OS PONTOS TÍPICOS DAS CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO E O PARÂMETRO Z

O parâmetro de Zener-Hollomon é utilizado para descrever o comportamento do material em função da temperatura e da taxa de deformação aplicadas durante um processamento termomecânico. Com isso, pode-se determinar equações empíricas que descrevem a evolução das tensões e deformações em função de Z.

4.2.4.1 TENSÕES

A Figura 4.21 (a – e) mostra a relação entre as tensões típicas de uma curva de escoamento plástico em função do parâmetro Z, que representa as condições de deformação. Nestes casos, costuma-se utilizar a relação de potência do tipo $y = a.X^b$ como equação de ajuste aos pontos experimentais [26], porém, neste trabalho este tipo de ajuste não foi satisfatório. Assim, buscou-se uma nova equação que promovesse um melhor ajuste dos pontos aos dados experimentais e obteve-se uma equação de potência linearizada do tipo $y = a.(\ln X)^b$.

Percebe-se em todos os casos da Figura 4.21 que a tensão aumenta com o incremento de Z e, de maneira geral, os pontos experimentais estão bem ajustados às curvas, à exceção da tensão inicial (Figura 4.21-(a)) que apresenta maior dispersão. Nos outros casos, nota-se que nas condições extremas (baixo Z e alto Z) há um desvio para cima no ajuste dos pontos experimentais, enquanto que nas condições intermediárias de Z o desvio ocorre para baixo da curva ajustada.

As equações 4.6 a 4.10 determinadas graficamente como as que melhor definem as relações entre os pontos experimentais e o parâmetro Z serão utilizadas na modelagem matemática das curvas de escoamento plástico. Nota-se que os expoentes encontrados nestas equações (novamente, à exceção de σ_0) estão bem próximos, entre $3,7 < b < 4,3$ o que é um bom indicativo de que o ajuste é viável, pois quando feito de acordo com a lei de potência, os

coeficientes ficam também muito próximos, porém em torno de $b \sim 0,1$ [81 – 84].

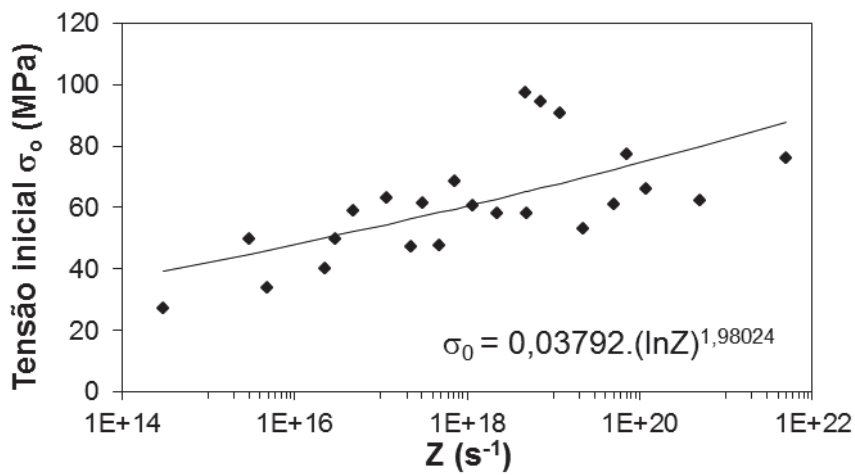
$$\sigma_0 = 0,03792 \cdot (\ln Z)^{0,0531} \quad (4.6)$$

$$\sigma_c = 0,0001209 \cdot (\ln Z)^{3,721} \quad (4.7)$$

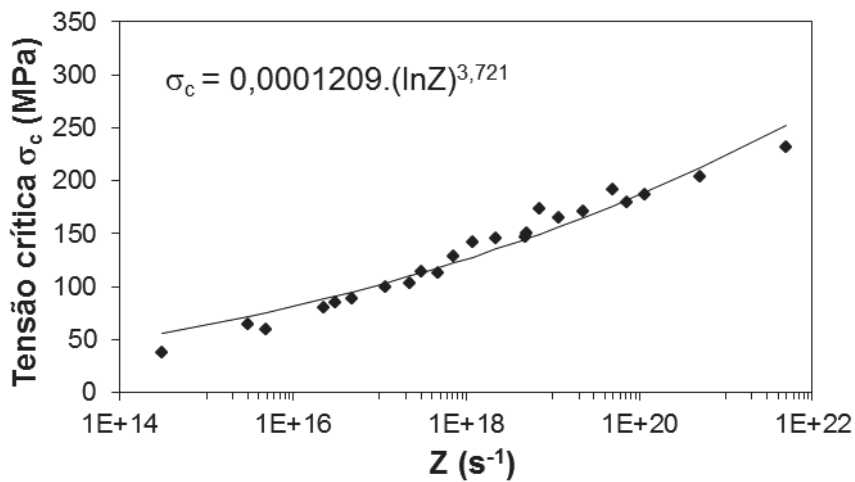
$$\sigma_p = 0,0000227 \cdot (\ln Z)^{4,1991536} \quad (4.8)$$

$$\sigma_{ss} = 0,001182 \cdot (\ln Z)^{3,7115576} \quad (4.9)$$

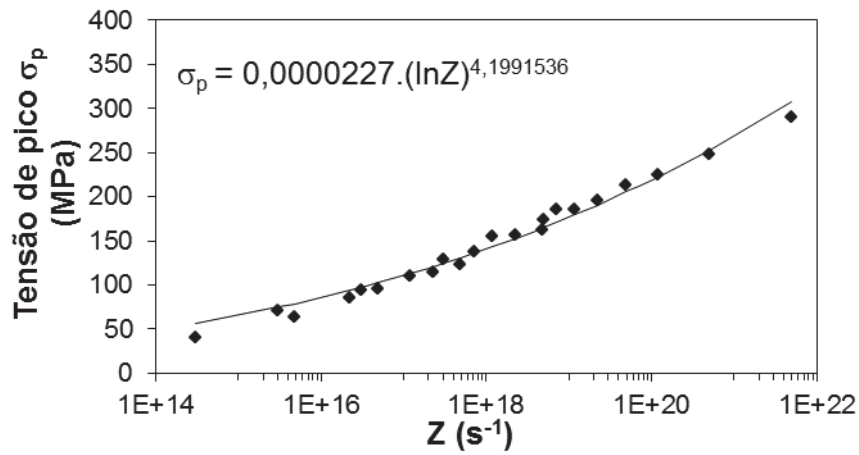
$$\sigma_{sat} = 0,00001648 \cdot (\ln Z)^{4,29} \quad (4.10)$$



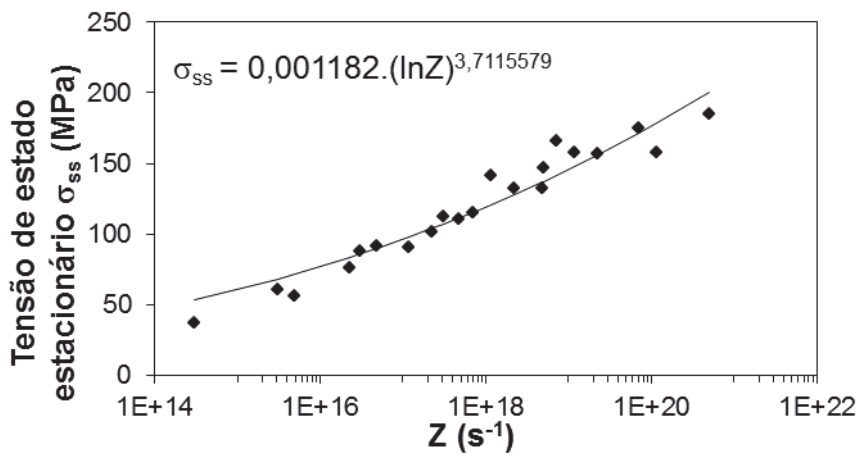
(a)



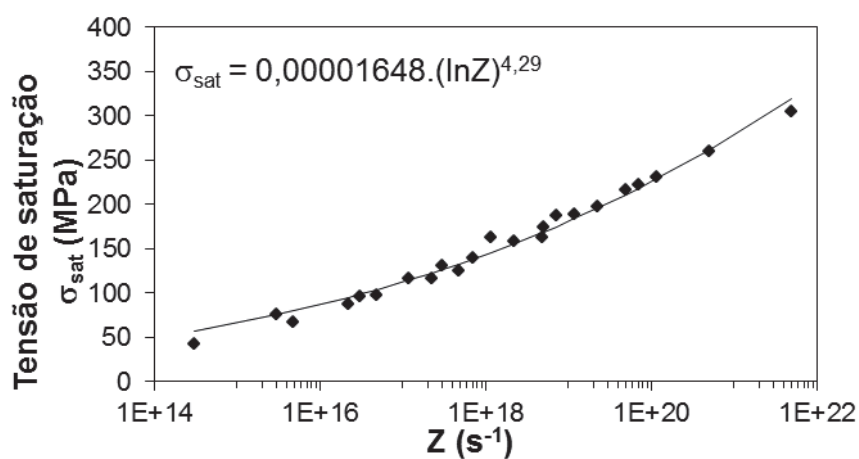
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 4.21: Relações matemáticas entre as tensões (a) inicial (σ_0), (b) crítica (σ_c), (c) de pico (σ_p), (d) de estado estacionário (σ_{ss}) e (e) de saturação (σ_{sat}) com o parâmetro Z .

4.2.4.2 DEFORMAÇÕES

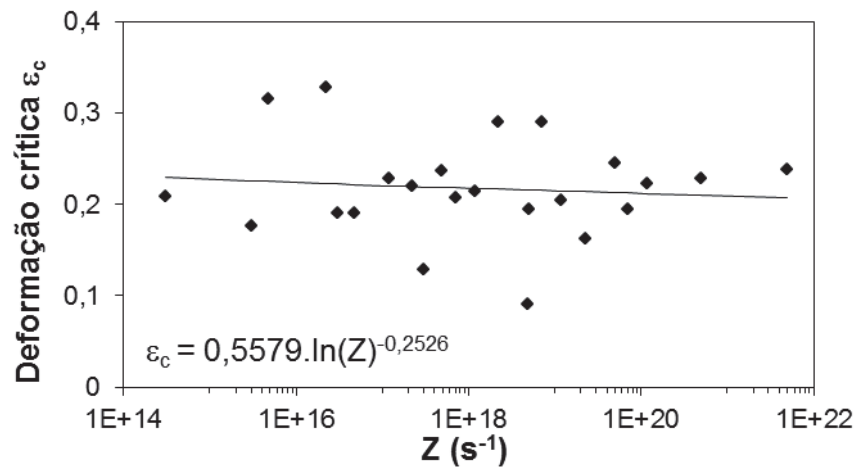
Na Figura 4.22 (a – c) estão relacionadas as deformações típicas das curvas de escoamento plástico com o parâmetro Z , que representa as condições de deformação aplicadas nos ensaios. A exemplo do ocorrido nas tensões, uma nova equação que melhor ajustasse as curvas foi necessária em detrimento da lei de potência $y = a.X^b$, resultando novamente numa equação do tipo $y = a.(\ln X)^b$.

Nota-se no gráfico da Figura 4.22-(a) que ocorre uma grande dispersão nos pontos experimentais da deformação crítica, causando um decréscimo na tensão com o aumento de Z , indicando que o amaciamento inicia-se mais rapidamente em altos valores de Z , comportamento este, contrário ao encontrado por outros autores [83, 84]. Nas Figuras 22-(b,c), a deformação aumenta com o aumento de Z e os pontos experimentais apresentam grande variação no pico, enquanto que no estado estacionário estão ajustados. As equações 4.11 a 4.13 são as que melhor definem as relações entre os pontos experimentais e o parâmetro Z e também serão utilizadas na modelagem matemática das curvas de escoamento plástico. Os expoentes encontrados nas equações 4.12 e 4.13 estão bem próximos $b \sim 1,5$ indicando um ajuste viável, como ocorre quando feitos com a lei de potência, quando estes coeficientes apresentam-se em torno de $b \sim 0,1$ [83, 84].

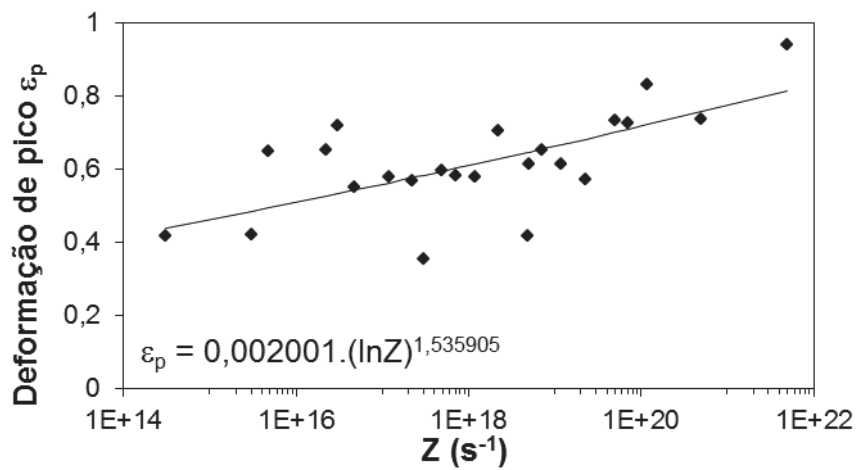
$$\varepsilon_c = 0,5579.(\ln Z)^{-0,2526} \quad (4.11)$$

$$\varepsilon_p = 0,002001.(\ln Z)^{1,535905} \quad (4.12)$$

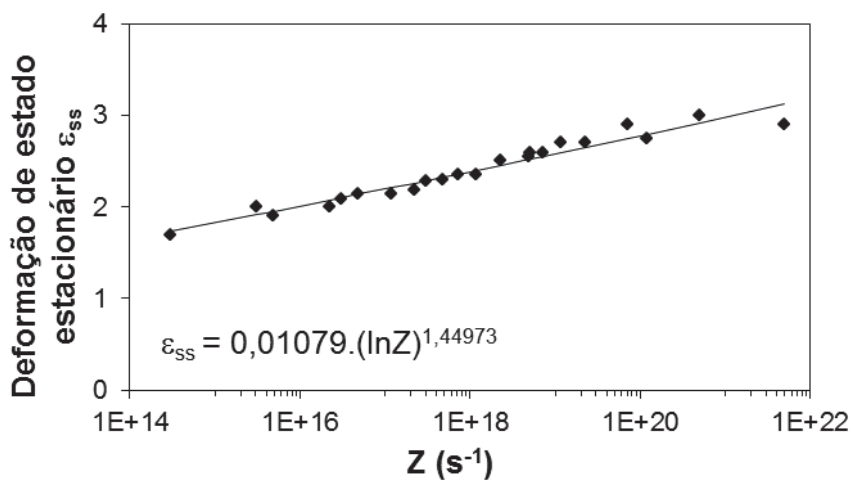
$$\varepsilon_{ss} = 0,01079.(\ln Z)^{1,44973} \quad (4.13)$$



(a)



(b)



(c)

Figura 4.22: Relações matemáticas entre as deformações (a) crítica (σ_c), (b) de pico (σ_p) e (c) de estado estacionário (σ_{ss}) com o parâmetro Z .

4.3 MODELAGEM DAS CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO

A modelagem matemática das curvas de escoamento plástico é feita em duas etapas. Inicialmente constroem-se as curvas considerando que o material amacia somente por recuperação dinâmica, de acordo com a equação 2.9. Em seguida, constroem-se as curvas considerando que o material amacia também por recristalização dinâmica, de acordo com a equação 2.22. Ao final, a junção das duas curvas ocorre na tensão crítica, onde a curva de recuperação dá lugar à curva de recristalização. Estas equações representam a evolução da tensão em função da deformação, considerando os parâmetros obtidos através das curvas de escoamento plástico experimentais e representados graficamente em função do parâmetro Z, como mostrado nos itens 4.2.4.1 e 4.2.4.2. Esta metodologia foi aplicada neste trabalho excluindo-se a condição de ensaio 950/10, pois o material falhou precocemente.

4.3.1 MODELAGEM CONSIDERANDO QUE O MATERIAL AMACIA SOMENTE POR RECUPERAÇÃO DINÂMICA

4.3.1.1 CÁLCULO DO PARÂMETRO DE RECUPERAÇÃO (r)

O parâmetro r representa a inflexão da curva de escoamento plástico na etapa do encruamento. O parâmetro r pode ser determinado através da curva $\theta \cdot \sigma$ vs. σ^2 e, conforme indicado na equação 2.13, o coeficiente linear da porção anterior ao início da recristalização dinâmica (σ_c) será $m = -0,5 \cdot r$, como mostra a Figura 4.23.

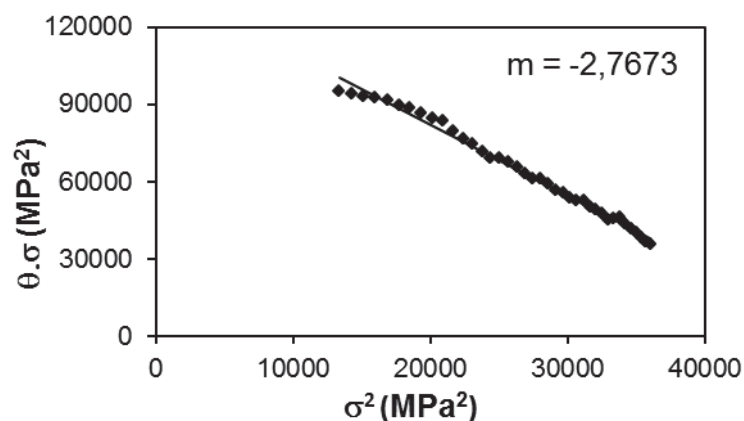


Figura 4.23: Gráfico de $\theta \cdot \sigma$ vs. σ^2 para o cálculo do parâmetro r, em 900/0,1.

Os valores de r obtidos para o aço F 138 nas condições de ensaio estão agrupados na Tabela 4.3 e variam entre $3,7 < r < 12,5$ de acordo com as condições de deformação, com valor médio de 7,08. Este material tem um valor ligeiramente maior de r quando comparado a outros metais, como reportado por alguns autores que identificaram uma variação entre $2 < r < 10$ para o aço inoxidável austenítico 304 [19, 84] e entre $2 < r < 9$ para alguns aços-carbono e baixa liga [26].

Tabela 4.3: Parâmetros de recuperação dinâmica (r) obtidos analiticamente para o aço ASTM F 138 em todas as condições de ensaio.

$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	T ($^{\circ}C$)	r (DRV)	Z (s^{-1})
0,01	900	8,09	$4,98 \times 10^{18}$
	950	8,38	$7,09 \times 10^{17}$
	1000	4,50	$1,18 \times 10^{17}$
	1050	6,79	$2,24 \times 10^{16}$
	1100	5,37	$4,81 \times 10^{15}$
	1200	9,69	$3,03 \times 10^{14}$
0,1	900	5,53	$4,98 \times 10^{19}$
	950	8,04	$7,09 \times 10^{18}$
	1000	5,56	$1,18 \times 10^{18}$
	1050	8,51	$2,24 \times 10^{17}$
	1100	7,20	$4,81 \times 10^{16}$
	1200	4,46	$3,03 \times 10^{15}$
1	900	4,67	$4,98 \times 10^{20}$
	950	5,76	$7,09 \times 10^{19}$
	1000	7,02	$1,18 \times 10^{19}$
	1050	6,40	$2,24 \times 10^{18}$
	1100	7,64	$4,81 \times 10^{17}$
	1200	7,78	$3,03 \times 10^{16}$
10	900	3,72	$4,98 \times 10^{21}$
	950	-	$7,09 \times 10^{20}$
	1000	4,94	$1,18 \times 10^{20}$
	1050	8,51	$2,24 \times 10^{19}$
	1100	12,49	$4,81 \times 10^{18}$
	1200	11,80	$3,03 \times 10^{17}$

A Figura 4.24 apresenta a relação entre os resultados obtidos para r em função do parâmetro Z expressos novamente pela equação do tipo $y = a.(\ln X)^b$, resultando na equação 4.14 que melhor se ajusta aos pontos experimentais. Nota-se através do ajuste obtido neste gráfico que o valor de r diminui com o aumento de Z , assim como encontrado por outros autores [59, 83, 84] e há uma grande dispersão nos pontos experimentais devido à ação do encruamento nas diferentes condições de deformação.

$$r = 85,919.(\ln Z)^{-0,6708} \quad (4.14)$$

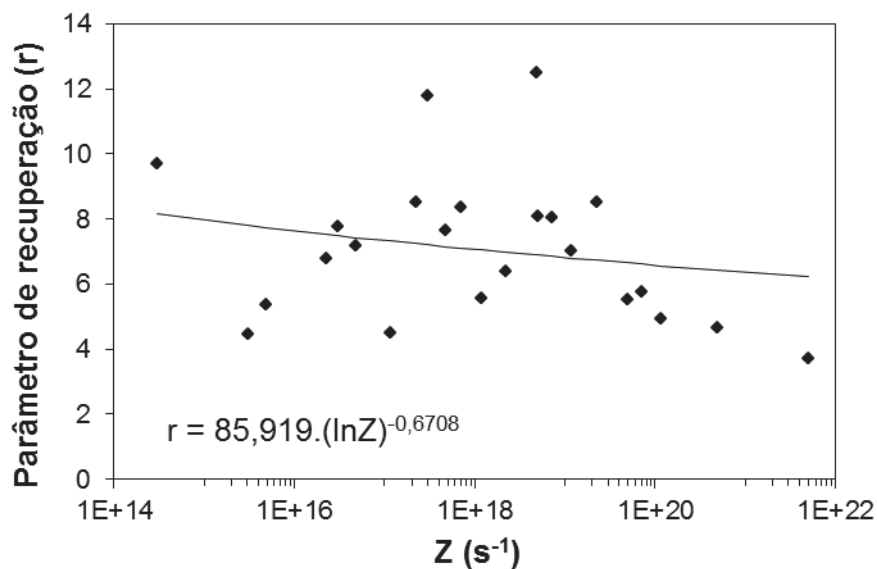


Figura 4.24: Relação entre o parâmetro de recuperação r e Z .

4.3.1.2 CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO MODELADAS PARA RECUPERAÇÃO DINÂMICA

A Figura 4.25 mostra as curvas de escoamento plástico experimentais (linhas contínuas) e modeladas matematicamente (linha pontilhada) considerando que o material amacia somente por recuperação dinâmica. Os gráficos foram construídos utilizando-se a equação 2.9, que descreve o comportamento do material submetido a um esforço mecânico, encruando e recuperando dinamicamente até um estado supersaturado de discordâncias,

considerando que a energia armazenada neste caso não é suficiente para dar início à recristalização dinâmica.

$$\sigma = [\sigma_{sat}^2 - (\sigma_{sat}^2 - \sigma_0^2) \exp(-r\varepsilon)]^{1/2} \quad (2.9)$$

Esta equação descreve a evolução da tensão em função da deformação e tem como parâmetros do material a tensão inicial (σ_0), tensão de saturação (σ_{sat}) e o parâmetro de recuperação r , que por sua vez estão expressos na equação através de suas relações empíricas com o parâmetro de Zener-Hollomon – Z (Equações 4.6, 4.10 e 4.14, respectivamente).

Nota-se nas curvas modeladas da Figura 4.25 que o nível de tensão aumenta com a diminuição da temperatura e com o aumento da taxa de deformação. Percebe-se também que as curvas partem aparentemente de um mesmo ponto e que a distância entre elas aumenta com a diminuição da temperatura para uma mesma taxa. Sabendo que a modelagem nestas condições depende das tensões iniciais e de saturação e também do parâmetro r , percebe-se na Figura 4.25 que, apesar do ajuste ter se mostrado satisfatório, existem algumas diferenças entre as curvas modeladas e experimentais que se apresentam deslocadas entre si em alguns casos.

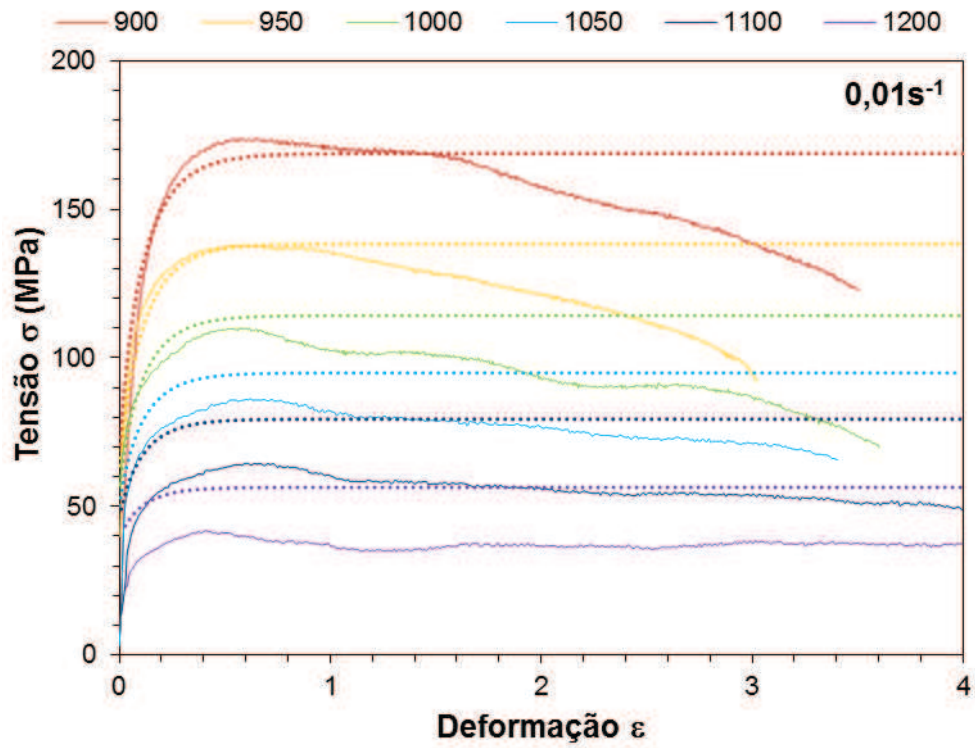
A Figura 4.25 – (a), na condição de $\dot{\varepsilon} = 0,01s^{-1}$, apresenta um bom ajuste nas temperaturas mais baixas, enquanto que nas temperaturas mais elevadas as curvas modeladas estão deslocadas para cima. Nas curvas com baixas temperaturas, tanto o início das curvas modeladas (determinados por σ_0), quanto o patamar de tensão, determinado pela tensão de saturação, estão de acordo com as curvas experimentais, assim como suas curvaturas definidas pelo parâmetro r . Este fato não ocorre nas temperaturas elevadas, pois nota-se claramente que tanto o início das curvas quanto seus patamares estão superestimados. Entretanto, as curvaturas das porções iniciais das curvas modeladas, apresentam-se semelhantes às curvas experimentais.

Na Figura 4.25 – (b), que representa a condição $\dot{\varepsilon} = 0,1s^{-1}$, a tensão inicial e a curvatura das curvas modeladas apresentam-se bem ajustadas. Nas temperaturas intermediárias desta figura, as curvas modeladas apresentam

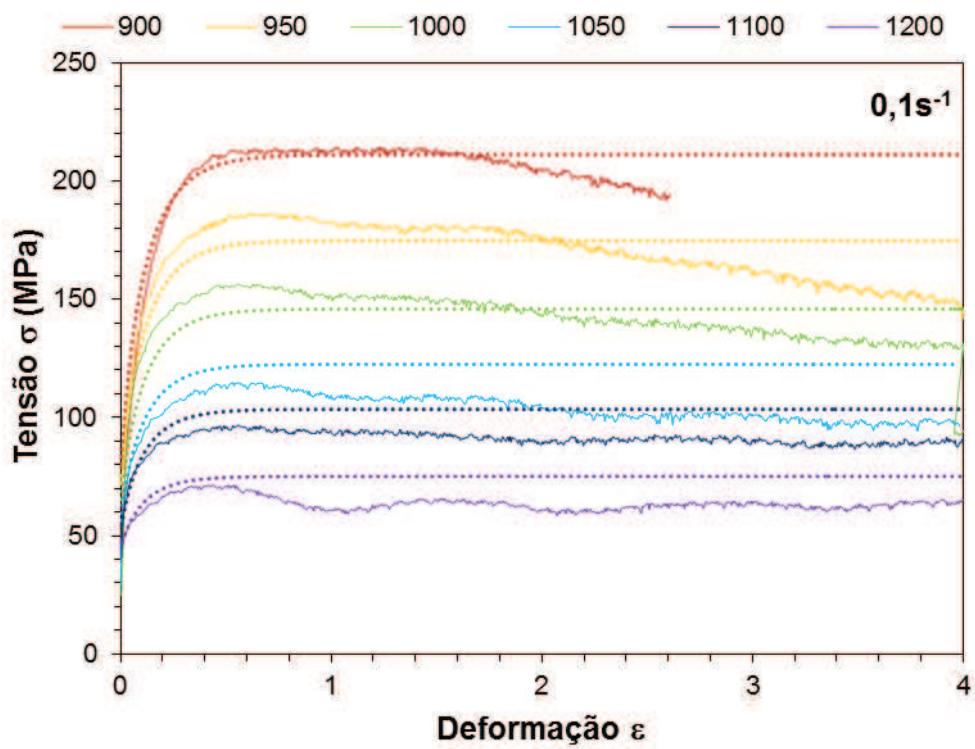
uma pequena variação nos patamares quando comparadas às curvas experimentais. As curvas apresentadas na Figura 4.25 – (c), na condição $\dot{\varepsilon} = 1s^{-1}$, são as que apresentam melhor ajuste entre as curvas modeladas e experimentais. À exceção da condição 900/1 que está acima da curva experimental, as tensões iniciais e os patamares definidos pela tensão de saturação estão de acordo com as experimentais, assim como as curvaturas na região do encruamento.

Nas curvas modeladas na condição $\dot{\varepsilon} = 10s^{-1}$ apresentadas na Figura 4.25 – (d) nota-se que as tensões iniciais estão de acordo com as curvas experimentais e que os patamares definidos pela tensão de saturação mostram um ajuste satisfatório, à exceção das condições 950/10 que rompeu precocemente e da condição 900/10 que tem seu patamar deslocado para cima. Nota-se também nesta figura que o valor de r está superestimado em baixas temperaturas e subestimado em altas temperaturas.

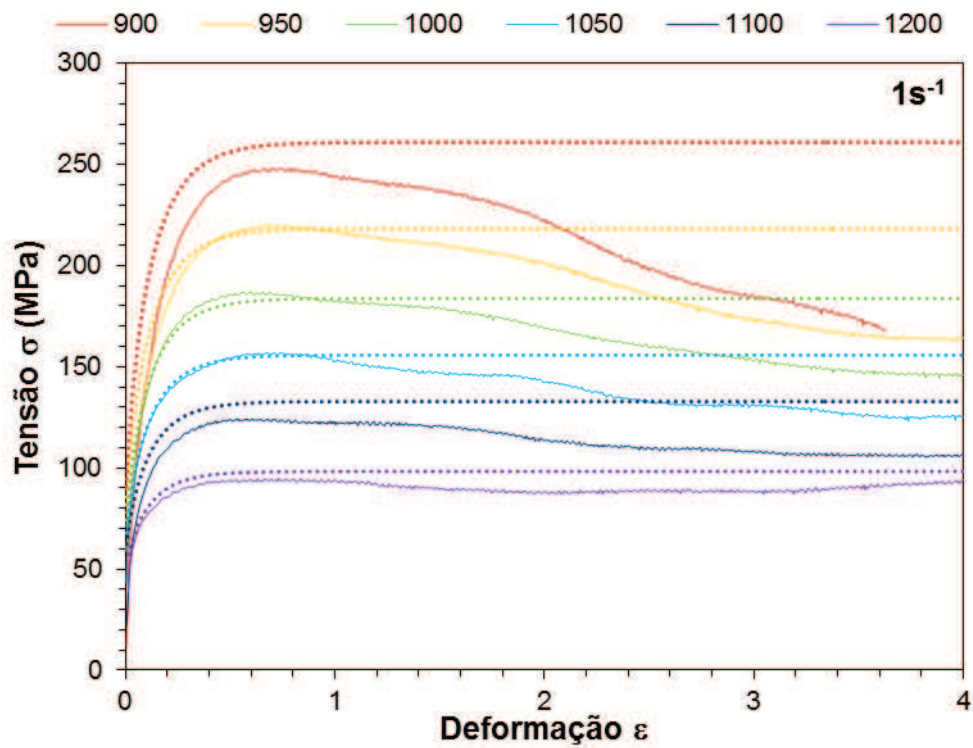
Analisando-se a Figura 4.25, é importante observar que as diferenças existentes entre as curvas modeladas e experimentais são compatíveis com as encontradas nas Figuras 4.21-(a, e) e 4.24, que ajustam, respectivamente, a tensão inicial, a tensão de saturação e o parâmetro r em função de Z .



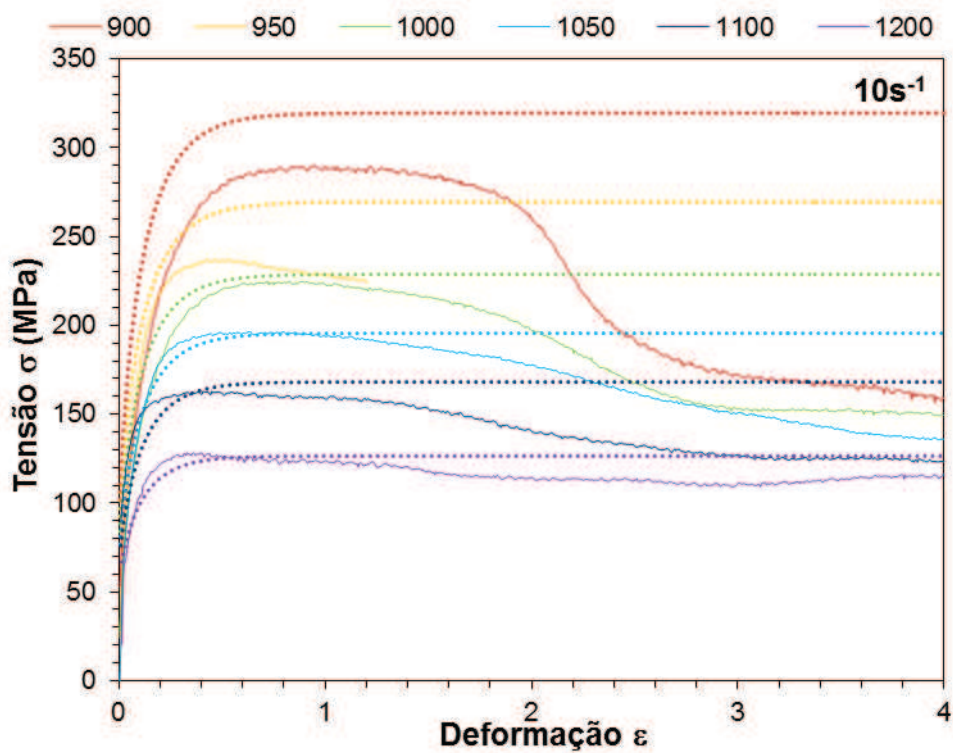
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.25: Curvas de escoamento plástico experimentais e modeladas do aço F 138 nas condições: (a) $\dot{\epsilon} = 0,01\text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon} = 0,1\text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ e (d) $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$.

4.3.2 MODELAGEM DAS CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO CONSIDERANDO QUE O MATERIAL AMACIA TAMBÉM POR RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA

4.3.2.1 CÁLCULO DA FRAÇÃO AMACIADA

Para descrever a fração amaciada (X_s) em um determinado instante do processo de recristalização dinâmica (σ_i), utiliza-se a razão entre a diferença das curvas de recuperação e recristalização dinâmicas, de acordo com a equação 2.15, representada graficamente na Figura 2.7.

$$X_s = \frac{\Delta_i}{\Delta_{ss}} = \frac{\sigma_{DRV} - \sigma_i}{\sigma_{sat} - \sigma_{ss}} \quad (2.15)$$

Onde σ_i representa uma tensão arbitrária, σ_{DRV} é o valor equivalente desta tensão na curva de recuperação, σ_{sat} é a tensão de saturação, representando a recuperação e σ_{ss} é a tensão de estado estacionário, que representa a recristalização. Através desta equação foi calculada a evolução da fração amaciada (X_s) em função do tempo de deformação para os experimentos mostrados nas Figuras 4.1 – 4, que não sofreram ruptura precoce e atingiram o estado estacionário. A Figura 4.26 revela os resultados obtidos com esta metodologia.

Percebe-se nesta figura que o aumento da temperatura atua de forma a acelerar o início do amaciamento, principalmente em baixas taxas de deformação, que por sua vez aumenta o tempo necessário para início do amaciamento, devido à diminuição da velocidade de deformação. Além disso, é evidente na figura que algumas curvas têm um comportamento distinto em torno de t_{50} , onde notam-se inflexões nas curvas com temperaturas medianas e baixas taxas de deformação, decorrentes de flutuações em suas respectivas curvas de escoamento plástico.

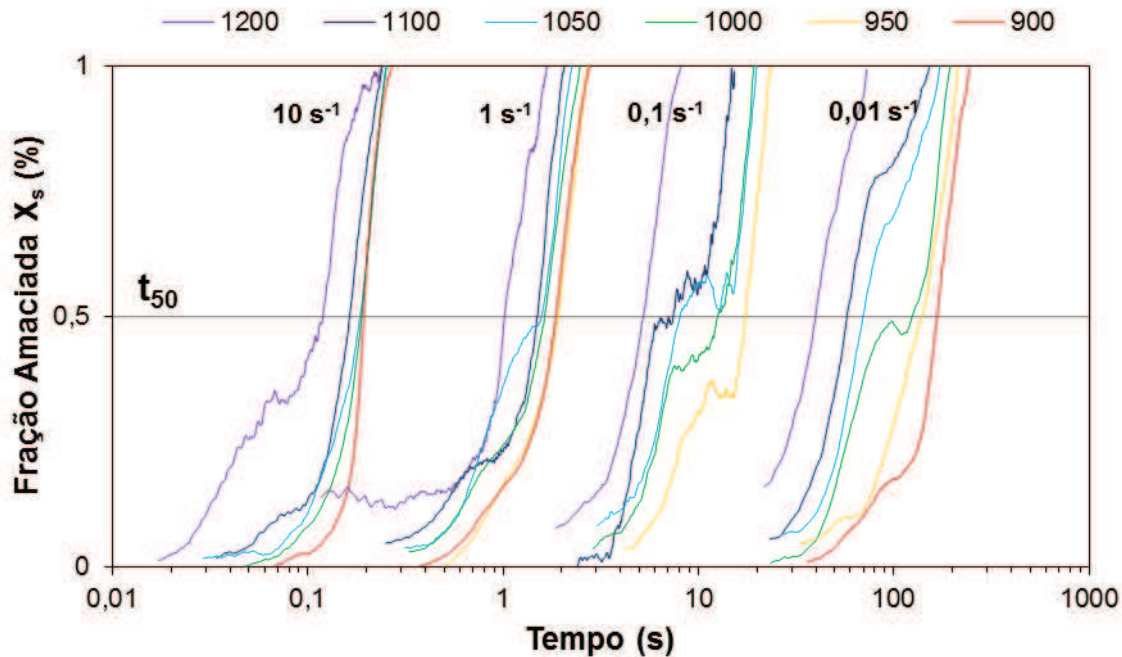


Figura 4.26: Evolução da fração amaciada em função do tempo para todas as condições de ensaio que atingiram o estado estacionário.

4.3.2.2 CÁLCULO DO EXPOENTE DE AVRAMI (n)

O cálculo do expoente de Avrami (n) é feito graficamente. Rearranjando-se a equação 2.18, obtém-se que $\log[\ln(1/(1-X_s))]$ é proporcional a $\log t$ e o valor do expoente de Avrami será o coeficiente linear do ajuste das curvas exibidas na Figura 4.27. Na modelagem realizada neste trabalho, os amaciamentos representados nestas curvas correspondem ao intervalo da fração amaciada entre 10% e 90% e o valor de t foi calculado de acordo com a Equação 4.15. Os valores de n obtidos nestas condições estão agrupados na Tabela 4.4.

$$t = \frac{(\varepsilon - \varepsilon_c)}{\dot{\varepsilon}} \quad (4.15)$$

De acordo com as curvas exibidas na Figura 4.27, nota-se que o aumento da temperatura causa um aumento na cinética de amaciamento, principalmente em baixas taxas de deformação. Percebe-se também que o

aumento da taxa de deformação em uma mesma temperatura acarreta num grande aumento na cinética de amaciamento.

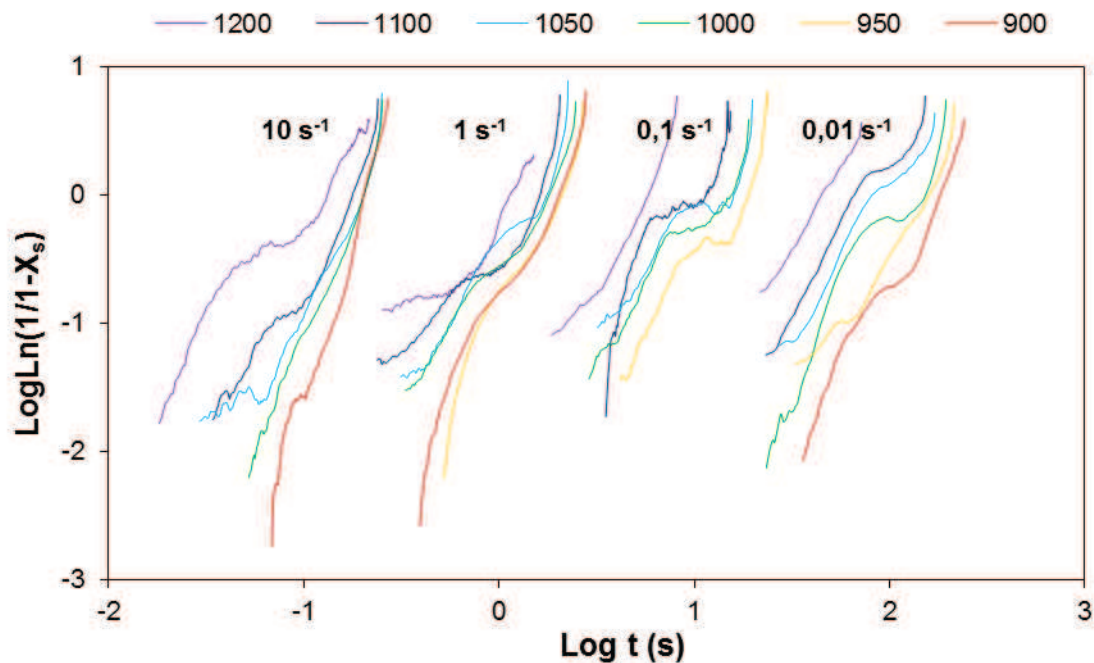


Figura 4.27: Curvas utilizadas para o cálculo do expoente de Avrami (n) nas condições que atingiram o estado estacionário.

Com os dados da Tabela 4.4, construiu-se o gráfico da Figura 4.28 e obteve-se a relação entre o expoente de Avrami (n) e o parâmetro Z linearizado resultando na equação 4.16, necessária para a modelagem das curvas. Nesta figura, os pontos estão muito dispersos e o valor de n aumenta com o aumento de Z , o que implica que a cinética de amaciamento será mais elevada quanto menor a temperatura e maior a taxa de deformação, comportamento contrário ao encontrado por outros autores [26, 85], onde a cinética é acelerada pela diminuição de Z . Este fato deve-se à ocorrência de fluxo localizado nas condições de alto Z , acarretando num amaciamento constante da tensão nestes casos. O valor médio de $n = 2,04$, encontrado para o aço F 138 nas condições experimentais deste trabalho, está em acordo com os dados da literatura para os aços inoxidáveis onde $1 < n < 3$ [22, 86].

$$n = 0,03018.(\ln Z)^{1,1312} \quad (4.16)$$

Tabela 4.4: Expoente de Avrami (n) obtidos para o aço ASTM F 138 em todas as condições de ensaio.

$\dot{\varepsilon}$ (s ⁻¹)	T (°C)	n	Z (s ⁻¹)
0,01	900	2,67	4,98x10 ¹⁸
	950	2,24	7,09x10 ¹⁷
	1000	1,28	1,18x10 ¹⁷
	1050	1,93	2,24x10 ¹⁶
	1100	1,96	4,81x10 ¹⁵
	1200	2,15	3,03x10 ¹⁴
0,1	900	-	4,98x10 ¹⁹
	950	1,62	7,09x10 ¹⁸
	1000	1,15	1,18x10 ¹⁸
	1050	1,26	2,24x10 ¹⁷
	1100	1,23	4,81x10 ¹⁶
	1200	2,85	3,03x10 ¹⁵
1	900	1,73	4,98x10 ²⁰
	950	2,38	7,09x10 ¹⁹
	1000	2,00	1,18x10 ¹⁹
	1050	1,78	2,24x10 ¹⁸
	1100	1,76	4,81x10 ¹⁷
	1200	1,79	3,03x10 ¹⁶
10	900	2,91	4,98x10 ²¹
	950	-	7,09x10 ²⁰
	1000	2,89	1,18x10 ²⁰
	1050	3,05	2,24x10 ¹⁹
	1100	3,07	4,81x10 ¹⁸
	1200	1,23	3,03x10 ¹⁷

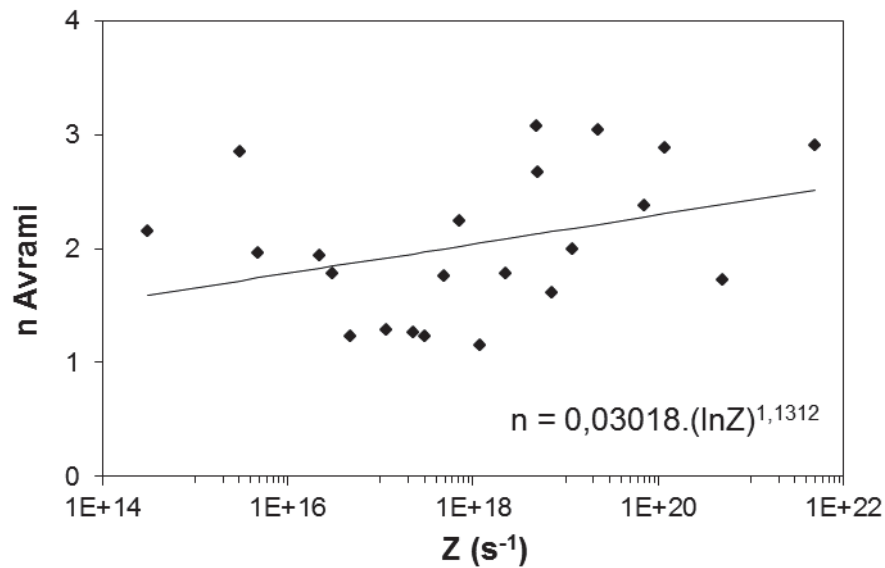


Figura 4.28: Relação entre o expoente de Avrami (n) e o parâmetro de Zener-Hollomon (Z).

4.3.2.3 CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO MODELADAS PARA RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA

A Figura 4.29 apresenta as curvas de escoamento plástico experimentais (linhas contínuas), juntamente com as curvas modeladas matematicamente, considerando que o amaciamento dinâmico ocorre também através da recristalização dinâmica (linhas pontilhadas). Esta modelagem é feita de acordo com a equação 2.22, que descreve a evolução da tensão em função da deformação e tem como parâmetros do material os valores das tensões de estado estacionário (σ_{ss}) e de saturação (σ_{sat}), além do parâmetro n , da deformação crítica (ϵ_c) e da deformação relativa à 50% de amaciamento (ϵ_{50}). Todos estes parâmetros são aplicados na equação 2.22 considerando seus ajustes feitos em função de Z , de acordo com as Equações 4.9, 4.10, 4.11 e 4.16.

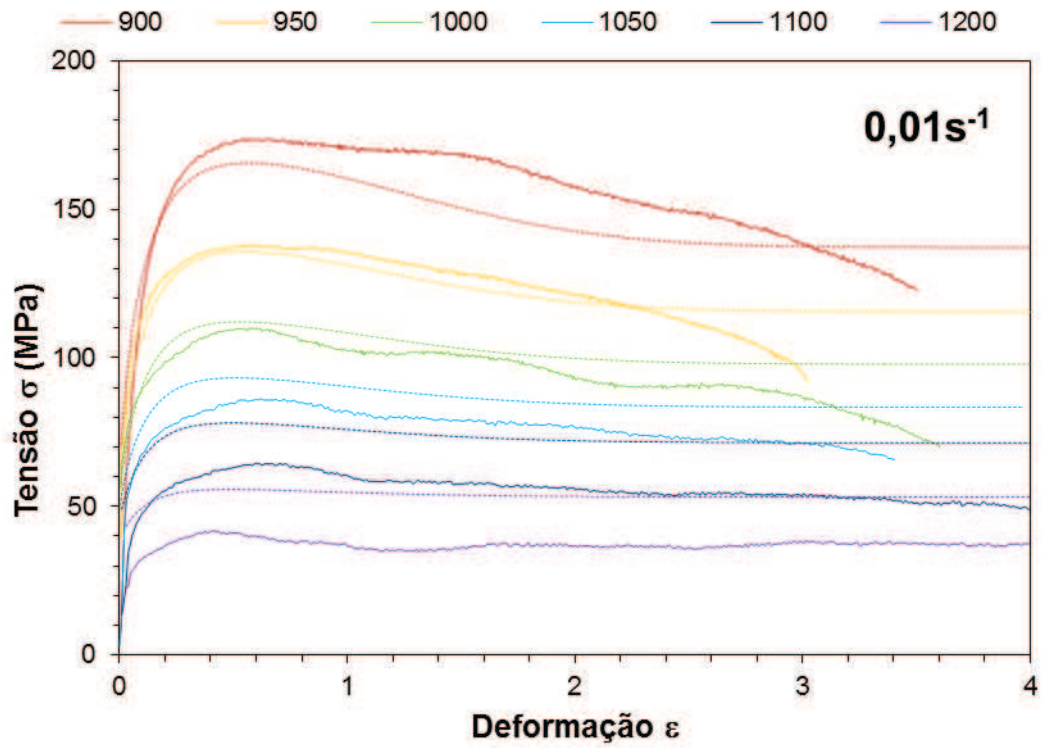
$$\sigma = \sigma_{DRV} - [\sigma_{sat} - \sigma_{ss}] \left(1 - \exp \left(-0,693 \left(\frac{(\epsilon - \epsilon_c)^n}{(\epsilon_{50} - \epsilon_c)^n} \right) \right) \right) \quad (2.22)$$

Nota-se nas curvas modeladas da Figura 4.29 que o nível de tensão aumenta com a diminuição da temperatura e com o aumento da taxa de deformação e que o amaciamento da tensão é maior nos casos de menor temperatura em decorrência da ação do fluxo localizado. Percebe-se também que nas temperaturas intermediárias e altas o amaciamento da tensão é relativamente baixo devido à ação prolongada da recuperação dinâmica, decorrente do valor intermediário da energia de falha de empilhamento deste material, que por sua vez, dificulta a ação dos mecanismos de recristalização dinâmica.

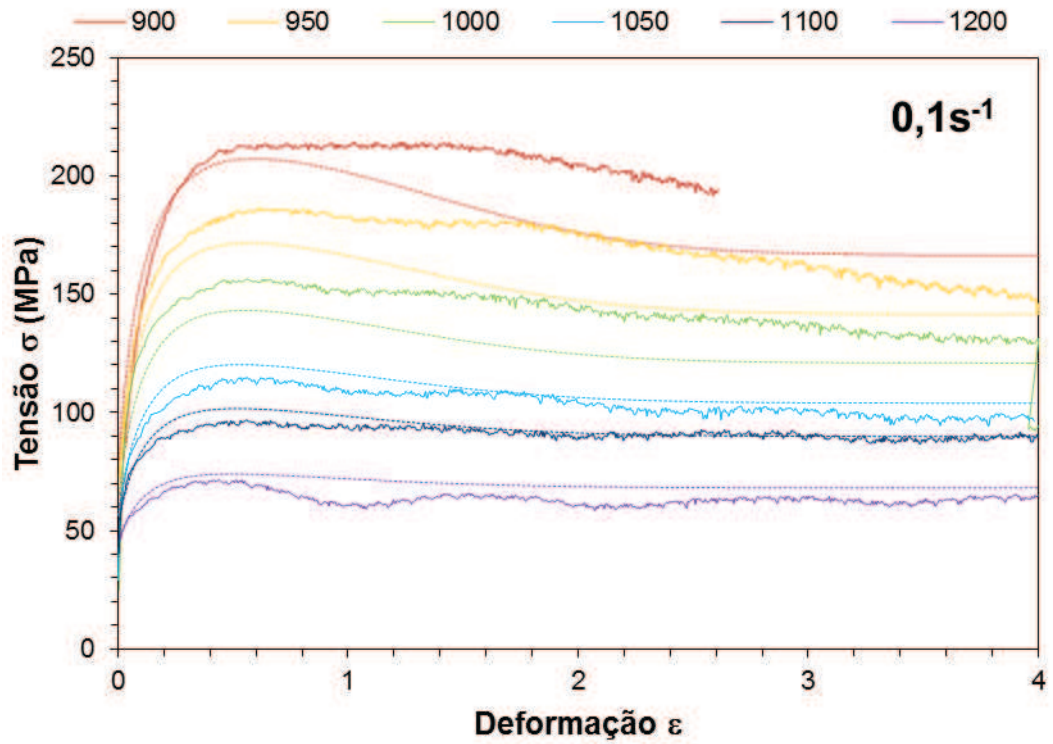
Na Figura 4.29-(a) para a condição de $\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$, as curvas modeladas estão bem ajustadas nas temperaturas intermediárias, enquanto que nas temperaturas mais elevadas, as curvas estão deslocadas para cima e na temperatura de $T = 900^{\circ}C$ a curva está deslocada para baixo. A Figura 4.29-(b) representa a condição de $\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$ e exibe um ajuste satisfatório nas condições de temperaturas mais elevadas, enquanto que há um pequeno deslocamento em temperaturas mais baixas.

Na condição de $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$, representada na Figura 4.29 – (c), o ajuste mostra-se muito bom na maioria das temperaturas, tendo somente a curva para $T = 900^{\circ}C$ uma variação na porção inicial, reflexo da ação do encruamento. No caso da Figura 4.29-(d), a modelagem ocorre de maneira satisfatória em temperaturas elevadas, enquanto que nas temperaturas mais baixas há uma diferença significativa entre as curvas modeladas e as curvas experimentais.

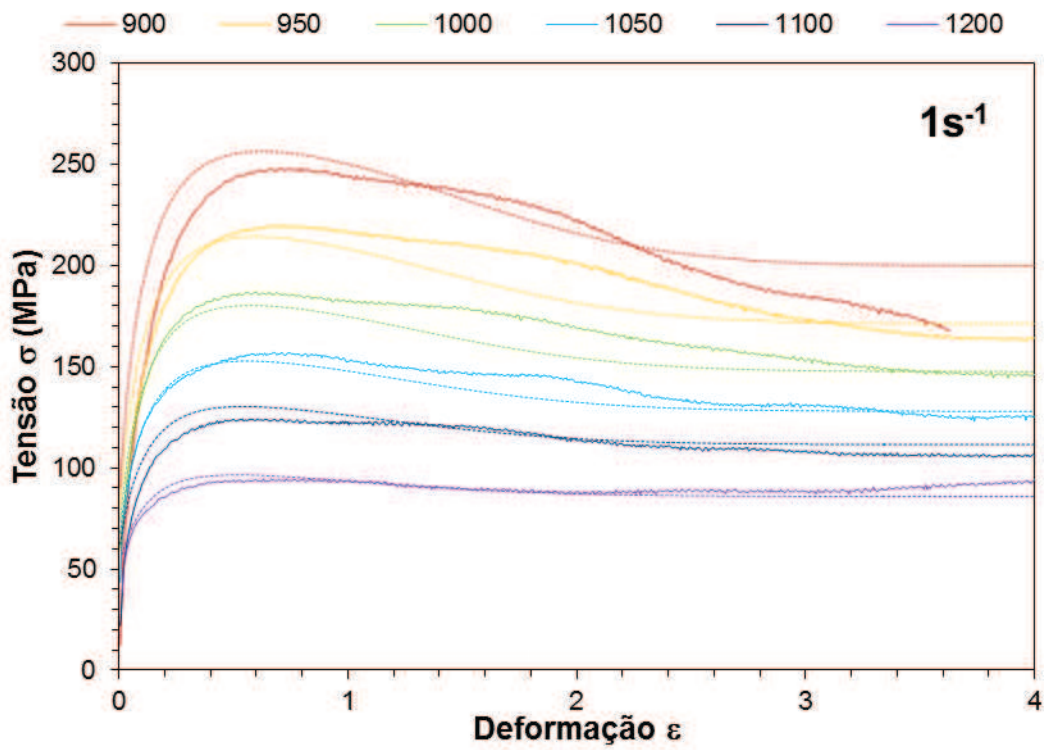
Finalmente, de uma forma geral, as curvas modeladas matematicamente revelam um ajuste satisfatório, havendo algumas discrepâncias nas condições extremas de baixo Z e de alto Z , assim como foi visto nas curvas de ajuste matemático das tensões e deformações mostrados respectivamente nos itens 4.2.4.1 e 4.2.4.2 em função do parâmetro de Zener – Hollomon (Z).



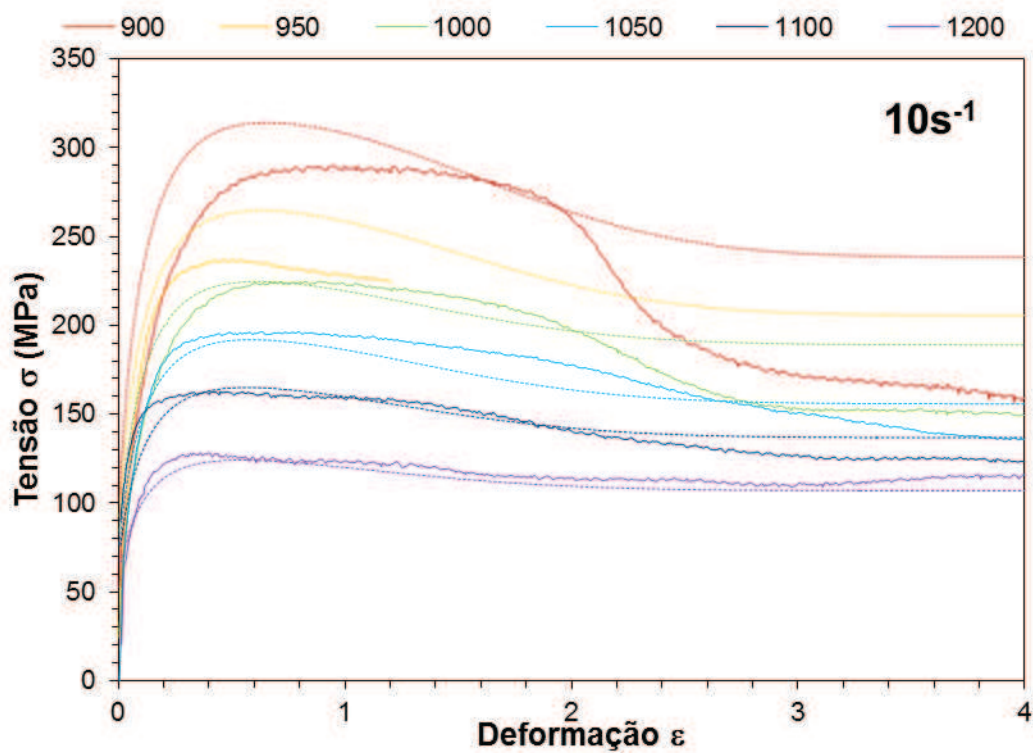
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.29: Curvas de escoamento plástico experimentais e modeladas na condições: (a) $\dot{\epsilon} = 0,01\text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon} = 0,1\text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ e (d) $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$.

4.4 MAPAS DE PROCESSAMENTO

A construção dos mapas de processamento depende da determinação da sensibilidade da tensão à taxa de deformação (m), de acordo com a equação 2.25. Para isso, foram identificados nas curvas de escoamento plástico os valores das tensões em suas correspondentes deformações para as condições de ensaios aplicados. Neste trabalho, os mapas foram construídos em três diferentes deformações, representando o regime de aumento de tensão ($\epsilon = 0,25$, crítica), a tensão de pico ($\epsilon = 0,6$) e o regime de amaciamento ($\epsilon = 2,0$, deformação de estado estacionário). Os valores das tensões de escoamento, de acordo com as condições de deformação estão agrupados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5: Tensões de escoamento plástico e suas respectivas deformações.

Deformação (ϵ)	Taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$, s^{-1})	Temperatura (T, °C)					
		900	950	1000	1050	1100	1200
0,25	0,01	158,1	130,2	101,4	78,1	57,8	39,7
	0,1	192,3	170,1	145,4	106,0	91,2	67,9
	1	212,3	192,4	171,3	142,2	113,9	88,8
	10	234,9	212,7	194,3	186,4	159,8	125,9
0,6	0,01	173,1	137,5	109,7	86,1	64,52	39,9
	0,1	212,2	185,9	155,6	112,8	94,8	69,4
	1	247,1	218,7	187,1	156,1	124,2	93,6
	10	282,9	249,9	223,6	195,5	161,2	124,2
2,0	0,01	157,7	121,4	92,5	76,9	55,6	36,6
	0,1	204,9	174,4	143,3	104,1	89,7	60,5
	1	221,9	201,4	168,7	142,2	113,5	87,6
	10	259,9	224,5	196,7	177,9	140,6	113,2

Com os dados da Tabela 4.5 foram feitos os gráficos da evolução da tensão em função da taxa de deformação para cada deformação utilizada na construção dos mapas do aço F 138, como mostra a Figura 4.30. O cálculo de m foi feito através da interpolação destes pontos com um polinômio de segunda

ordem e derivando-se as curvas. Nota-se nas curvas desta figura que a inclinação é maior quanto mais elevada a temperatura, indicando que a sensibilidade da tensão à taxa de deformação diminui com o decréscimo da temperatura e o aumento da taxa de deformação. Como pode ser visto na Tabela 4.6, o parâmetro m , calculado para o aço F 138, varia de 0,03 até 0,25 e encontra-se bem próximo aos reportados na literatura para os aços inoxidáveis, que estão na faixa de 0,05 a 0,23 [87]. Como esperado, o valor de m é baixo em baixas temperaturas ($m \sim 0,02$) e aumenta com a temperatura, podendo alcançar valores de até $m = 0,25$.

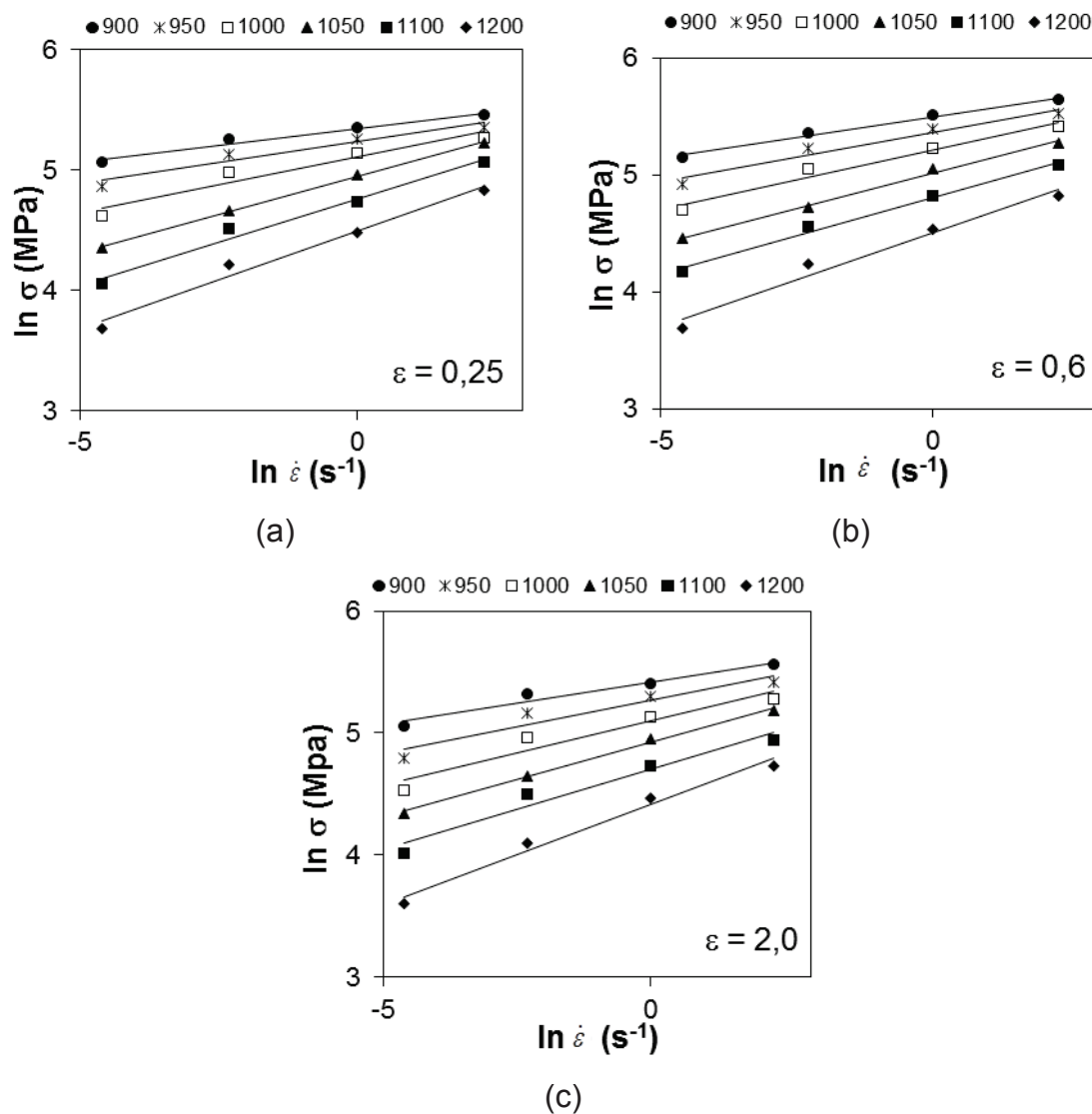


Figura 4.30: Evolução da tensão de escoamento plástico em função da taxa de deformação para as deformações de (a) $\epsilon = 0,25$ (b) $\epsilon = 0,6$ e (c) $\epsilon = 2,0$.

Tabela 4.6: Valores obtidos para a constante m.

Deformação (ϵ)	Taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$, s ⁻¹)	Temperatura (T, °C)					
		900	950	1000	1050	1100	1200
0,25	0,01	0,09	0,13	0,17	0,14	0,18	0,22
	0,1	0,07	0,09	0,12	0,13	0,16	0,18
	1	0,05	0,05	0,07	0,12	0,13	0,14
	10	0,03	0,02	0,02	0,12	0,1	0,1
0,6	0,01	0,09	0,14	0,16	0,14	0,17	0,25
	0,1	0,08	0,1	0,12	0,13	0,14	0,19
	1	0,06	0,07	0,08	0,12	0,12	0,13
	10	0,05	0,03	0,04	0,11	0,09	0,07
2,0	0,01	0,1	0,17	0,20	0,15	0,22	0,24
	0,1	0,08	0,12	0,14	0,13	0,16	0,19
	1	0,06	0,06	0,08	0,11	0,1	0,14
	10	0,04	0,004	0,01	0,1	0,05	0,08

Os mapas de processamento consistem na sobreposição dos mapas de dissipação de energia (η) e dos mapas de instabilidades plásticas (ζ), definidos, respectivamente, pelas equações 2.26 e 2.27 em função dos valores de m calculados. As Figuras 4.31, 4.32 e 4.33 apresentam os mapas construídos para o aço F 138 nas deformações de $\epsilon = 0,25$ em regime de encruamento, próximo à tensão crítica, $\epsilon = 0,6$, próximo à tensão de pico e $\epsilon = 2,0$, no regime de amaciamento de tensão. Nestas figuras, as linhas representam as curvas de iso-eficiência e indicam os domínios de dissipação de energia, enquanto que as áreas achuradas indicam os domínios de instabilidade plástica no processamento deste material.

Percebe-se nestas figuras que a dissipação de energia aumenta com o aumento da temperatura, para cada taxa de deformação aplicada, e atinge o valor máximo com altas temperaturas e baixas taxas (alto Z) e o valor mínimo com baixas temperaturas e altas taxas (alto Z). Além disso, percebe-se também que o avanço da deformação promove um aumento na dissipação de energia numa mesma condição de processamento.

Nota-se também que a região de instabilidade plástica fica evidente em baixas temperaturas e altas taxas e avança com o aumento da deformação, caracterizando forte ação do encruamento e fluxo localizado. Além disso, a partir da deformação de pico, uma nova região de instabilidade plástica surge em altas temperaturas e taxas de deformação e avançam juntamente com a deformação.

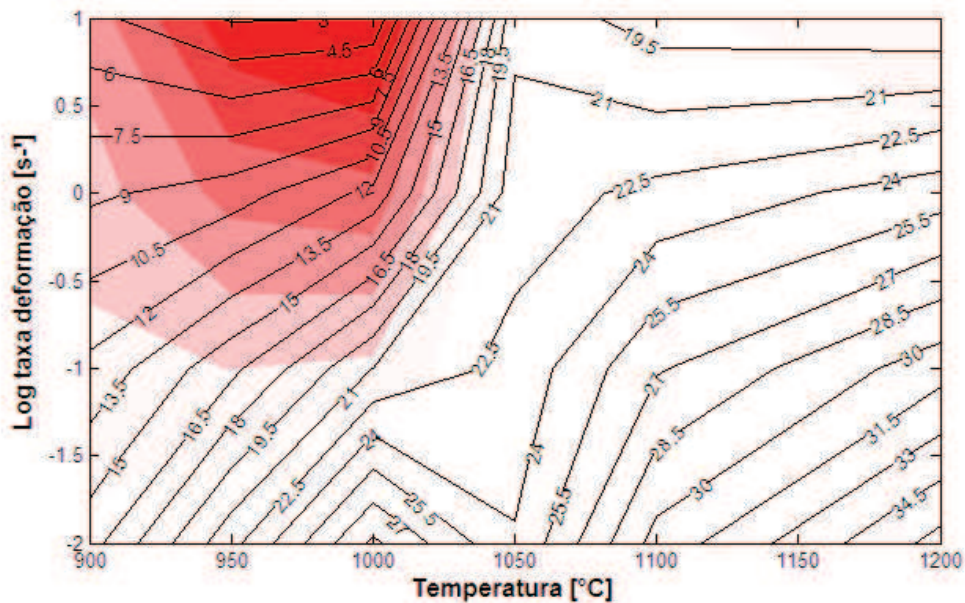


Figura 4.31: Mapa de processamento na deformação $\epsilon = 0,25$ (crítica).

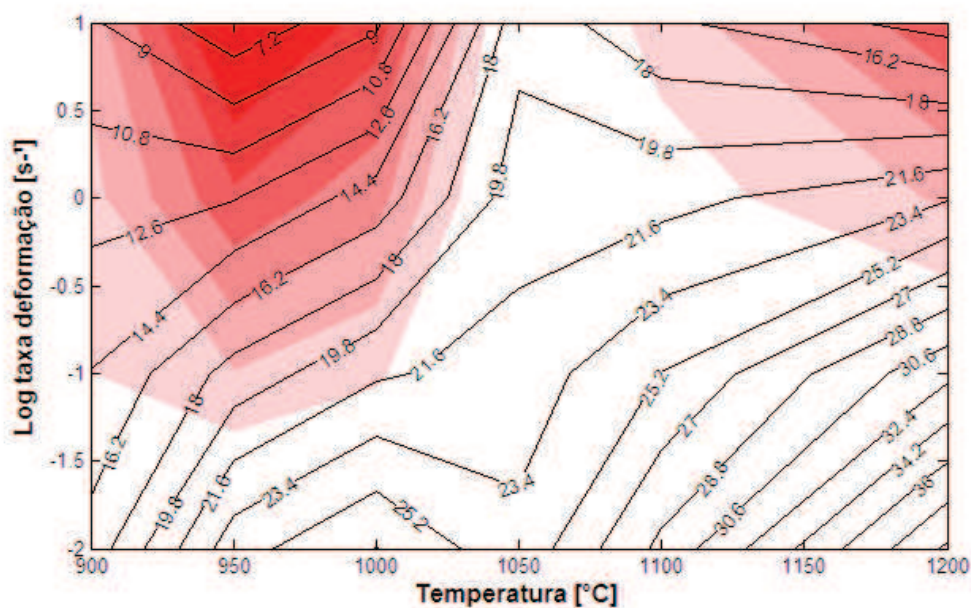


Figura 4.32: Mapa de processamento na deformação $\epsilon = 0,60$ (pico).

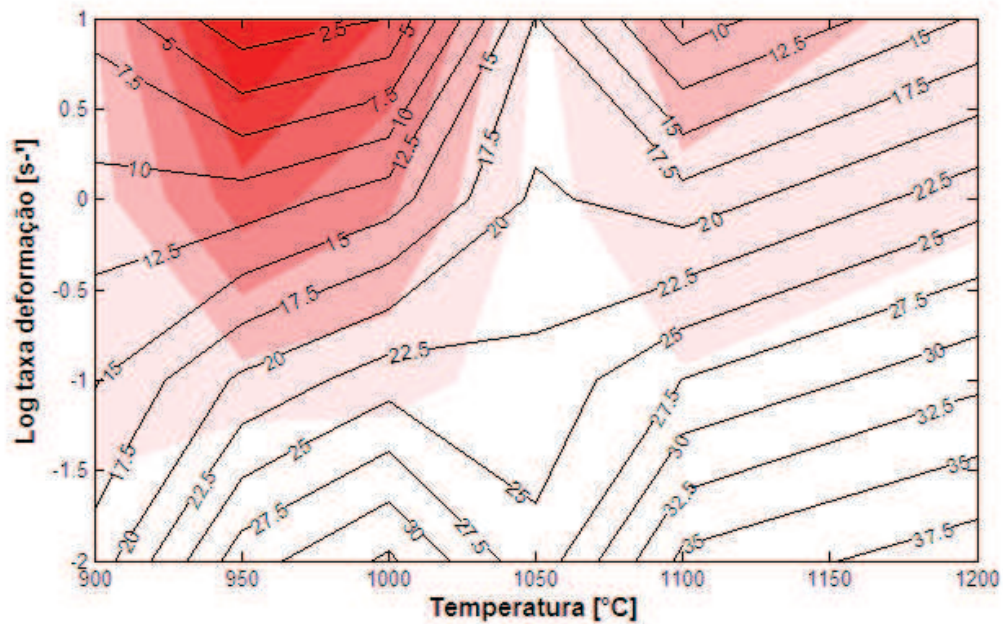


Figura 4.33: Mapa de processamento na deformação $\varepsilon = 2.0$ (estado estacionário).

Os mapas de processamento desenvolvidos para o aço F 138 apresentam comportamento semelhante ao encontrado por outros autores [88] para o aço AISI 316L e indicam que, para evitar as regiões onde a recristalização é retardada pela recuperação e as regiões onde ocorrem instabilidades plásticas, a janela de processamento ideal deste material deve ocorrer em temperaturas acima de 1050°C , com taxas de deformação de até $\dot{\varepsilon} = 1\text{s}^{-1}$.

4.5 METALOGRAFIA

Os resultados apresentados a seguir foram obtidos através da análise metalográfica dos corpos de prova submetidos aos ensaios isotérmicos contínuos nas diversas condições de processamento deste trabalho. Serão mostradas as microestruturas iniciais e finais avaliadas com microscopia óptica e também a evolução microestrutural em algumas condições de deformação, avaliadas através de microscopia óptica e eletrônica via EBSD. Além disso, serão mostrados também os valores calculados dos tamanhos médios de grãos amaciados nas condições finais de deformação e suas relações com o parâmetro Z, além da fração recristalizada do material.

4.5.1 MICROESTRUTURA INICIAL

A Figura 4.34 apresenta a microestrutura inicial dos corpos de prova obtidos ao final da temperatura de encharque e o tamanho de grão inicial medido foi de $D_0 = 85,1\mu\text{m}$. Percebe-se nestas fotos que os grãos apresentam morfologia equiaxial e que existem alguns grãos maiores rodeados por grãos menores, indicando que houve crescimento de grão neste período. Estudos anteriores no aço inoxidável 304 e 316 [1, 45] mostraram que o aumento do tamanho médio de grão inicial diminui a cinética de recristalização dinâmica, provocando um adiamento no seu início, pois quanto maior o grão inicial, menor será a densidade de contornos de grãos que servirão como sítios preferenciais para a nucleação de novos grãos isentos de deformação.

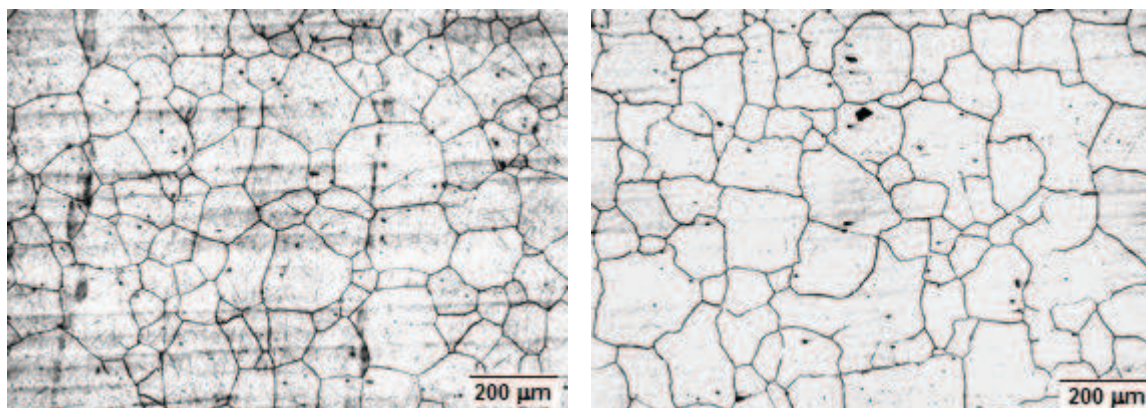


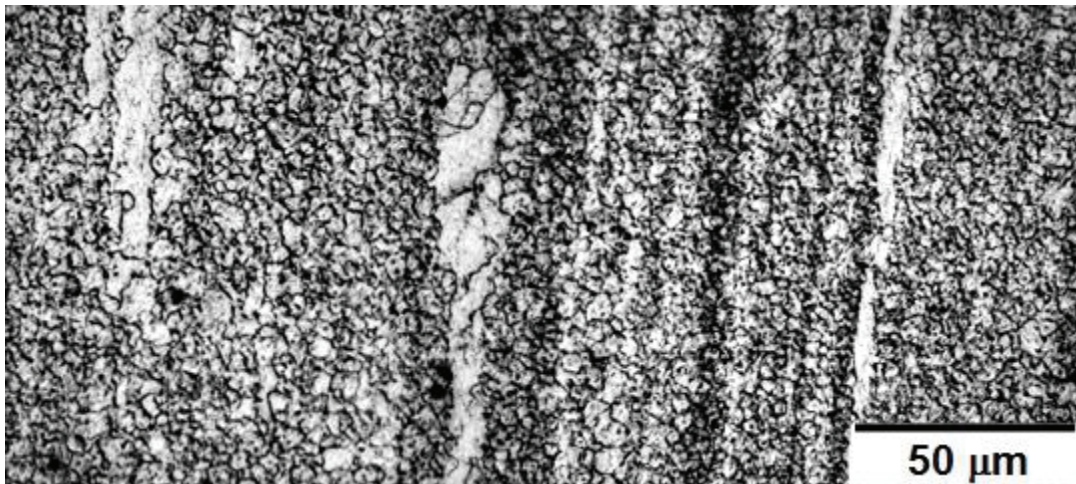
Figura 4.34: microestrutura inicial das amostras, com $D_0 = 85,1\mu\text{m}$.

4.5.2 MICROESTRUTURAS FINAIS

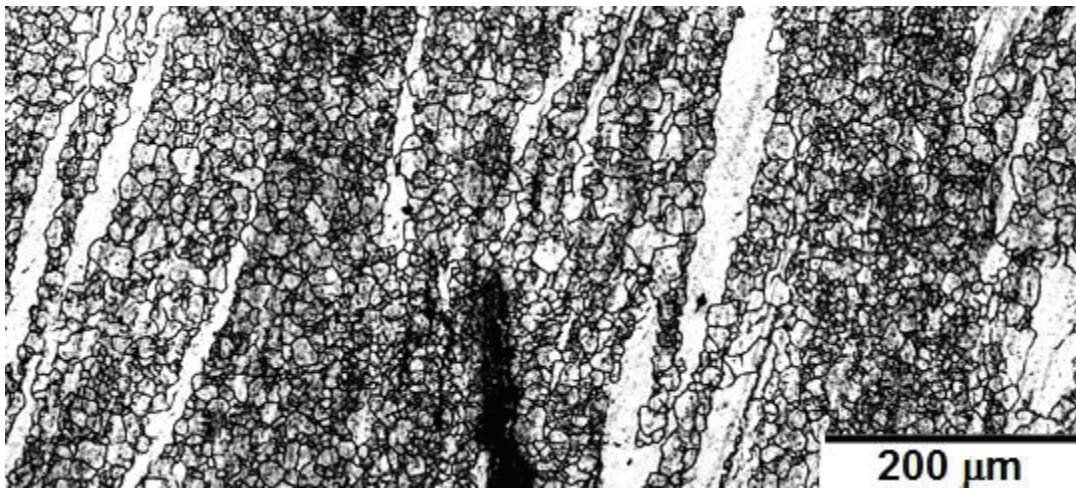
As Figuras 4.35 a 4.39 apresentam as metalografias resultantes dos ensaios de torção a quente deste trabalho. As figuras estão divididas em grupos, de acordo com a taxa de deformação imposta e cada grupo contém as microestruturas das diferentes temperaturas aplicadas. Algumas amostras romperam precocemente e não atingiram a deformação de $\epsilon = 4,0$, como foi visto nas curvas das Figuras 4.1 a 4.4 e, nestes casos, as deformações atingidas estão indicadas nas figuras. O tamanho médio de grão foi medido considerando somente os grãos recristalizados. Assim, nas condições de recristalização parcial, as medidas foram feitas em regiões onde somente haviam grãos recristalizados.

Percebe-se em todas as situações que o tamanho médio de grão recristalizado aumenta com o aumento da temperatura para uma mesma taxa de deformação. Outra observação importante é a presença de fluxo localizado, principalmente nas condições de baixas e médias temperaturas (alto Z), como nas condições 900/0,01, 950/0,01, 900/0,1, 950/0,1, 1000/0,1, 900/1, 950/1, 1000/1, 900/10 e 950/10. Nota-se também que a recristalização foi parcial nas temperaturas mais baixas e intermediárias (alto e médio Z), como nas condições 900/0,01, 950/0,01, 900/0,1, 950/0,1, 950/1, 1000/1 e 1050/1. Nestes casos as microestruturas apresentam-se ainda com grãos alongados remanescentes do encruamento, avizinados por grãos menores de morfologia arredondada nucleados na forma de colar. Entretanto, é notória a presença de grãos arredondados de tamanhos maiores em meio aos grãos pequenos, indicando que a energia armazenada durante a deformação foi minimizada pela recuperação, reduzindo a taxa de nucleação de grãos recristalizados.

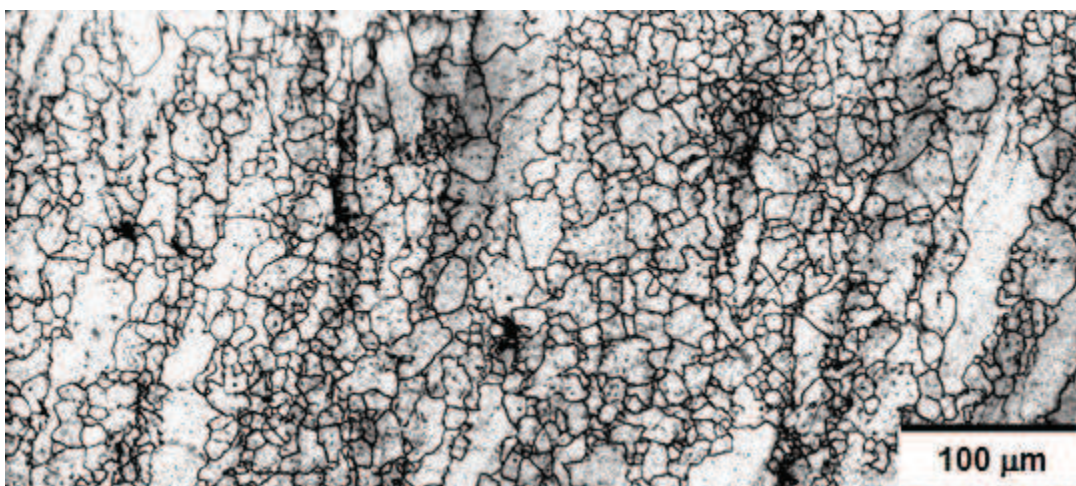
Somente nas temperaturas mais elevadas, como é o caso das condições 1200°C em todas as deformações, 1100/0,1, 1100/1, 1100/10, 1050/10 e 1000/10, a energia é armazenada o suficiente para que a recuperação seja menos efetiva e a microestrutura apresente-se homogênea com grãos resultantes de morfologia arredondada na maioria dos casos, sugerindo que a recristalização se completa.



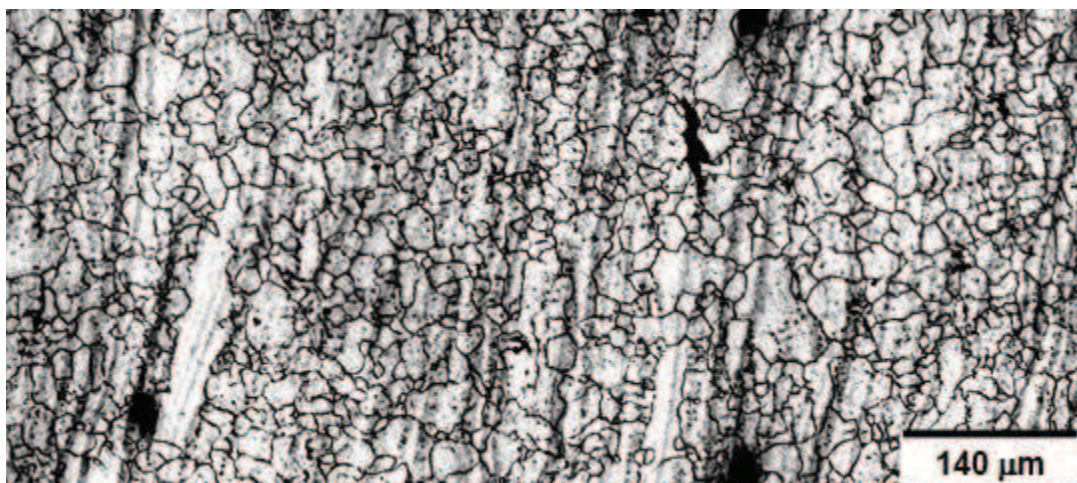
(a) $T = 900^{\circ}\text{C}$, $D = 2,45\mu\text{m}$, $\varepsilon = 3,5$



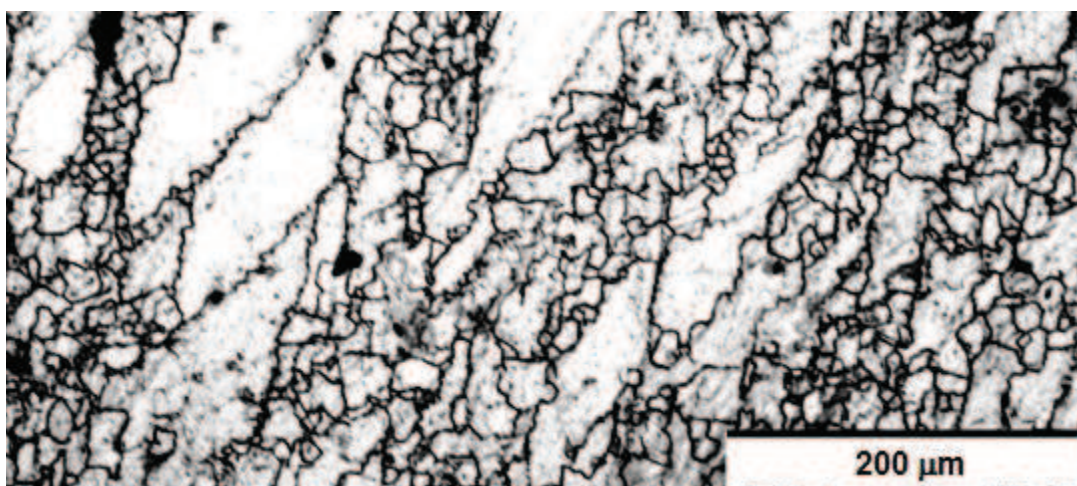
(b) $T = 950^{\circ}\text{C}$, $D = 3,15\mu\text{m}$, $\varepsilon = 3,0$



(c) $T = 1000^{\circ}\text{C}$, $D = 6,2\mu\text{m}$, $\varepsilon = 3,5$



(d) $T = 1050^{\circ}\text{C}$, $D = 9,99\mu\text{m}$, $\varepsilon = 3,4$

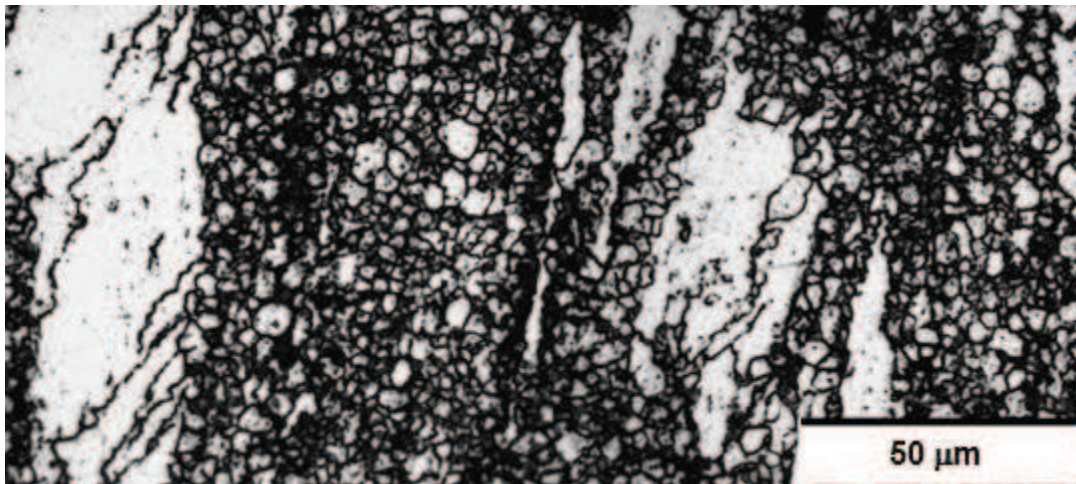


(e) $T = 1100^{\circ}\text{C}$, $D = 12,15\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$

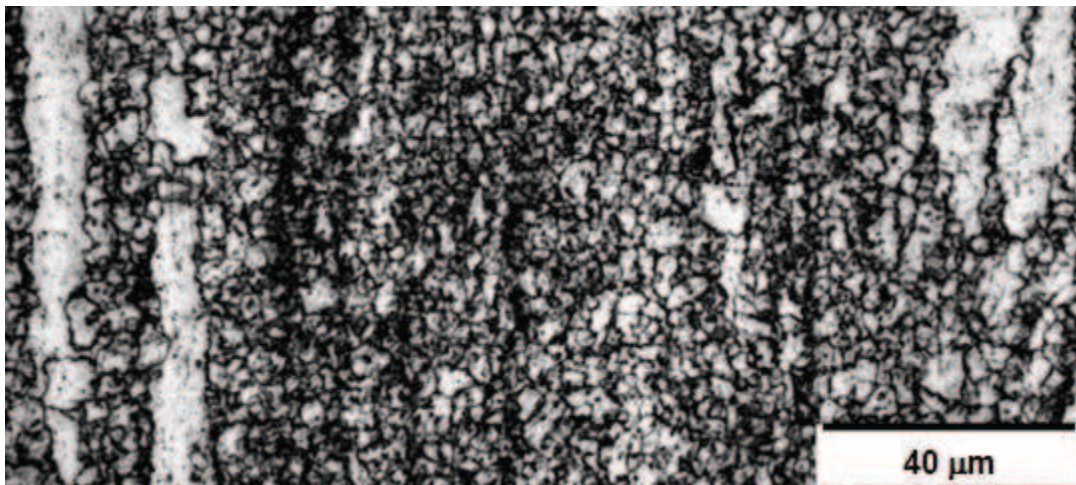


(f) $T = 1200^{\circ}\text{C}$, $D = 17,75\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$

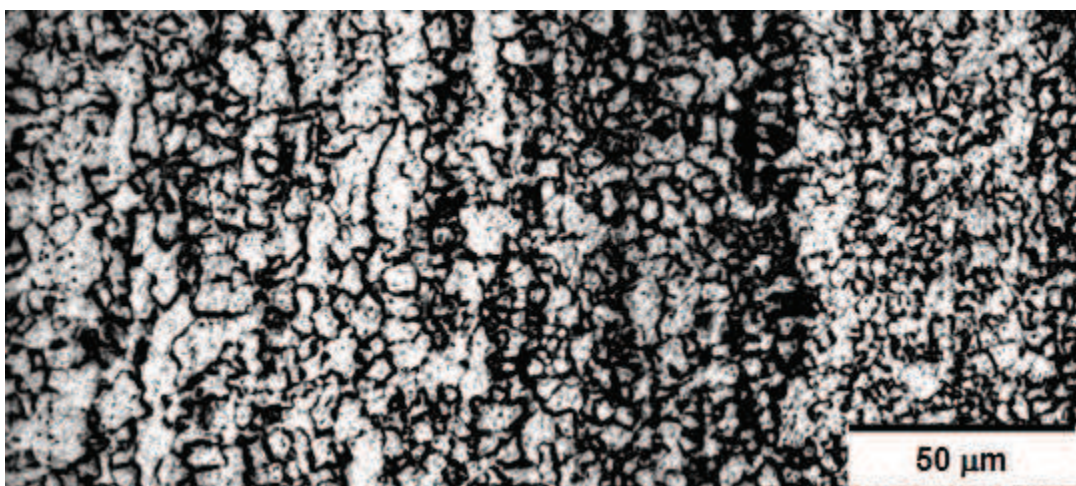
Figura 4.35: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\varepsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$.



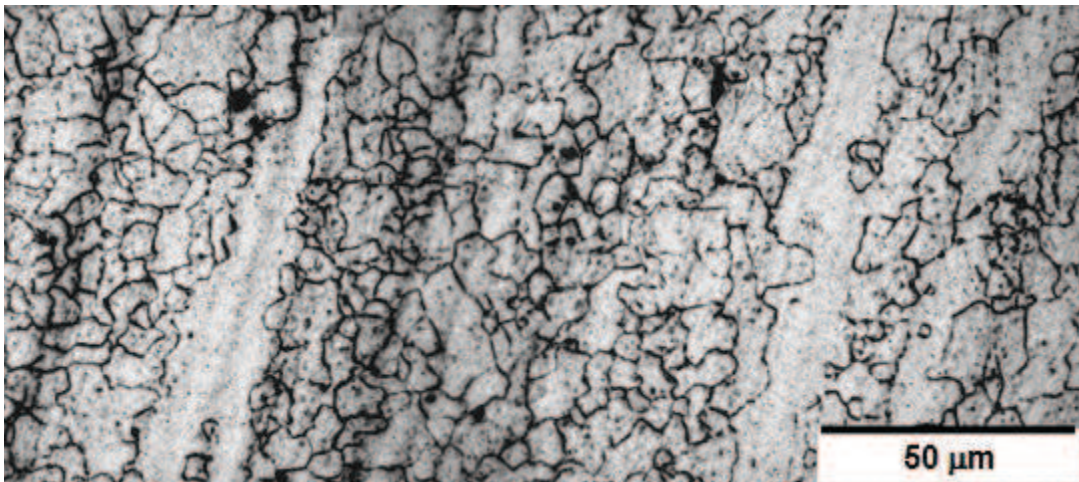
(a) $T = 900^{\circ}\text{C}$, $D = 1,95\mu\text{m}$, $\varepsilon = 2,6$



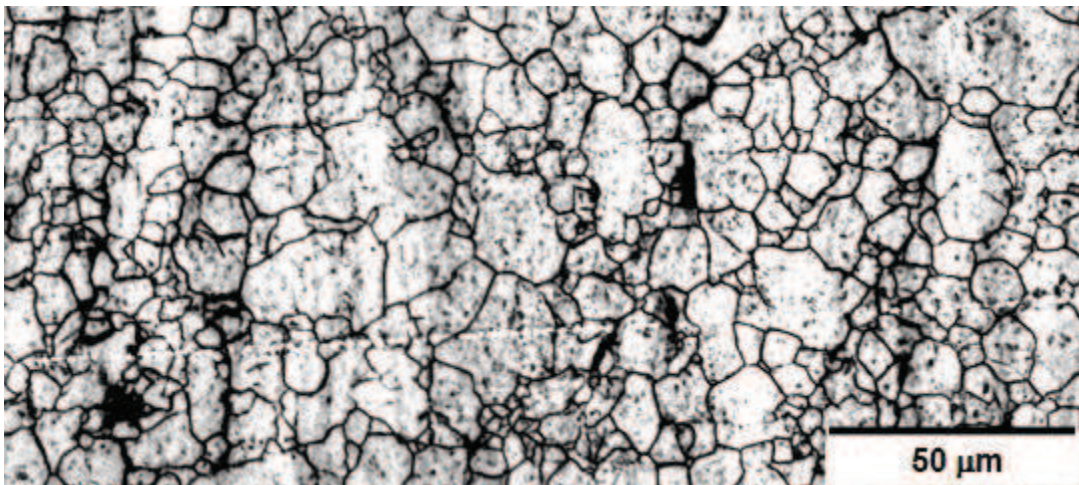
(b) $T = 950^{\circ}\text{C}$, $D = 2,62\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$



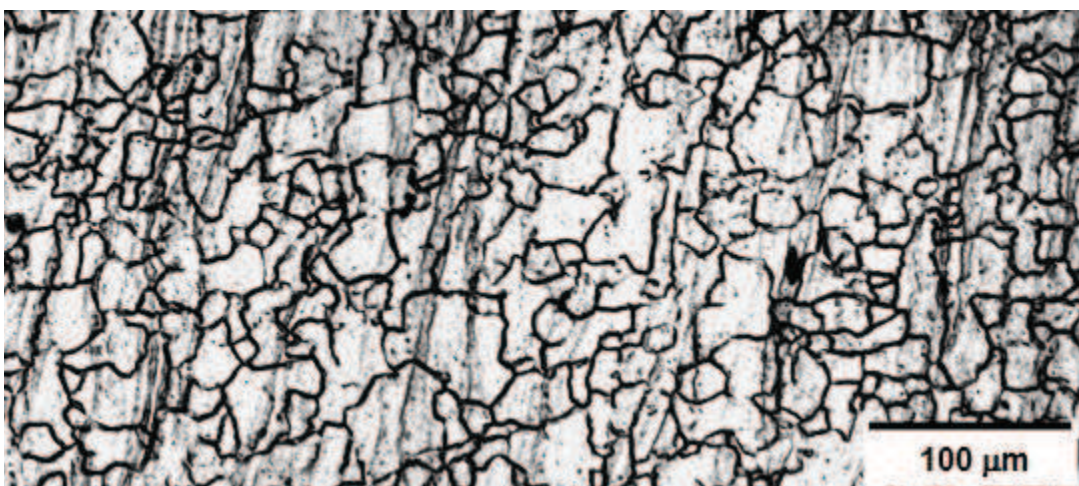
(c) $T = 1000^{\circ}\text{C}$, $D = 3,38\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$



(d) $T = 1050^{\circ}\text{C}$, $D = 4,64\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$

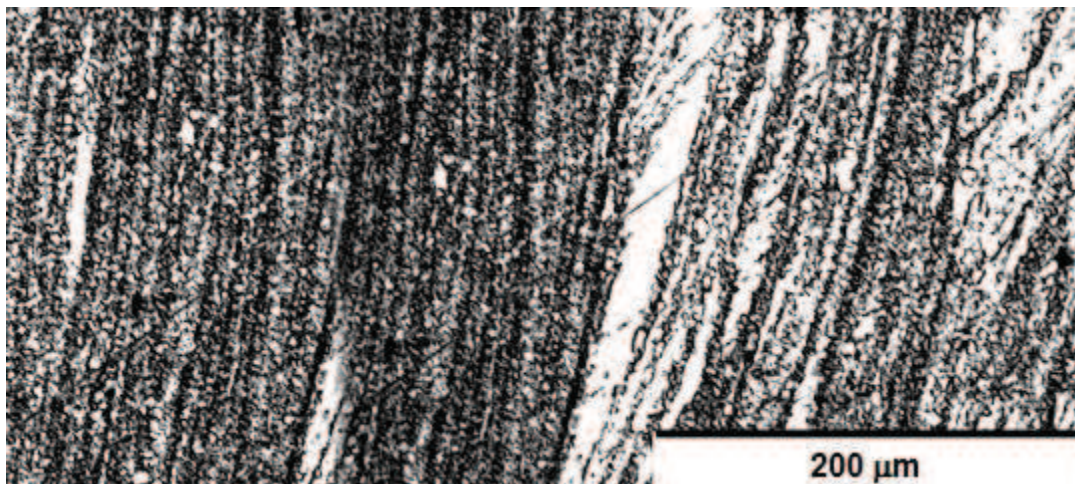


(e) $T = 1100^{\circ}\text{C}$, $D = 6,25\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$

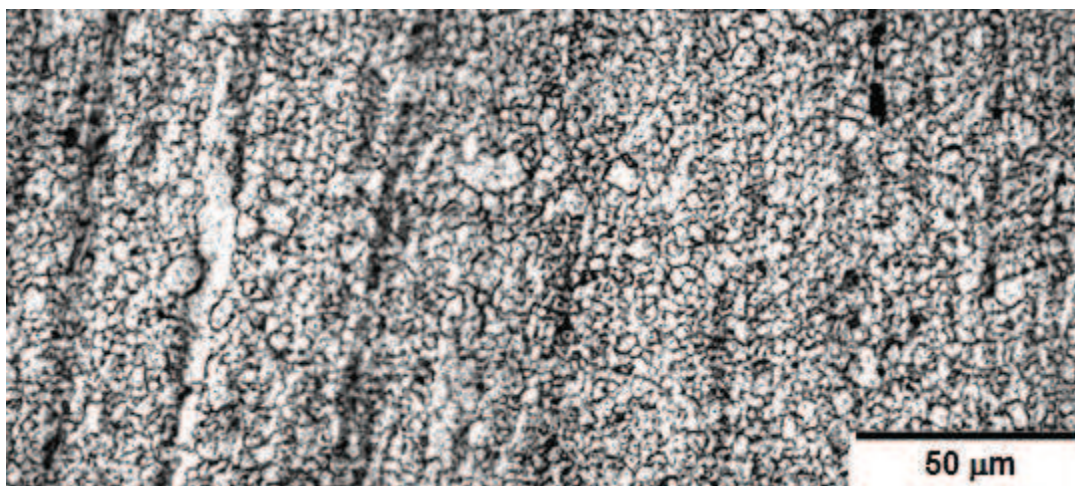


(f) $T = 1200^{\circ}\text{C}$, $D = 10,00\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$

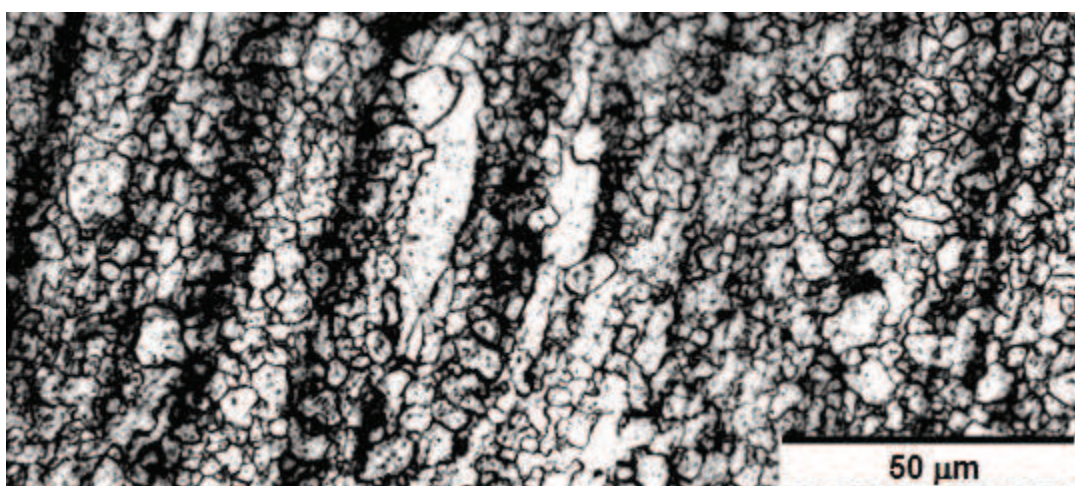
Figura 4.36: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\varepsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$.



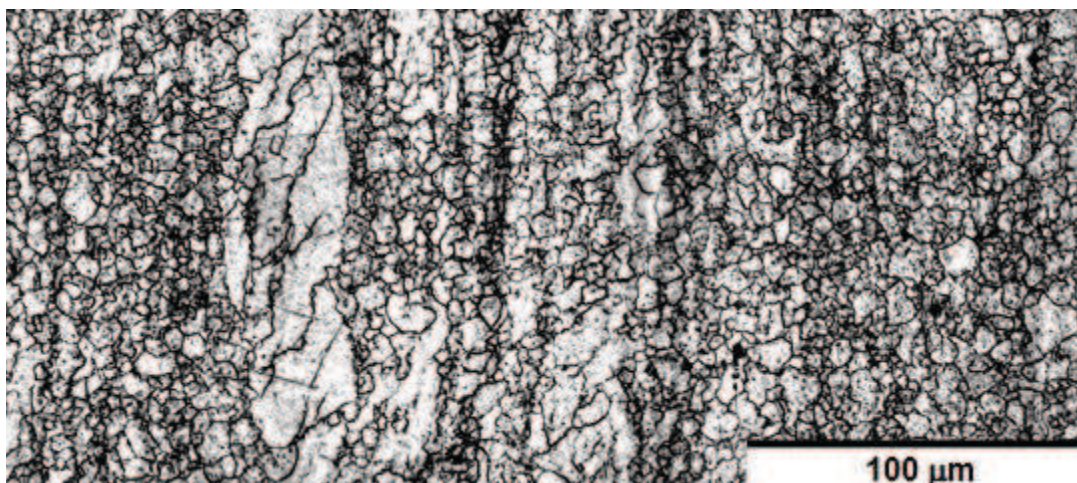
(a) $T = 900^{\circ}\text{C}$, $D = 2,46\mu\text{m}$, $\varepsilon = 3,7$



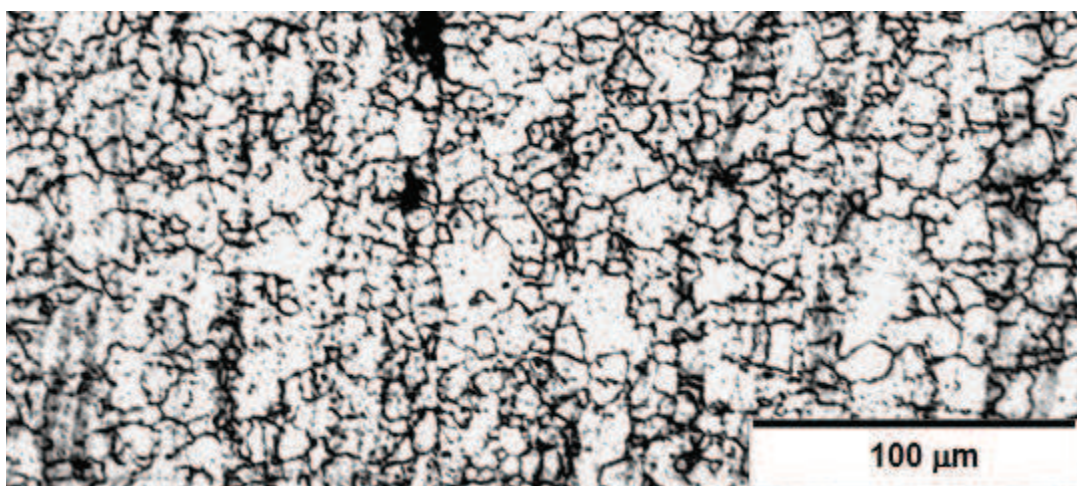
(b) $T = 950^{\circ}\text{C}$, $D = 2,55\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$



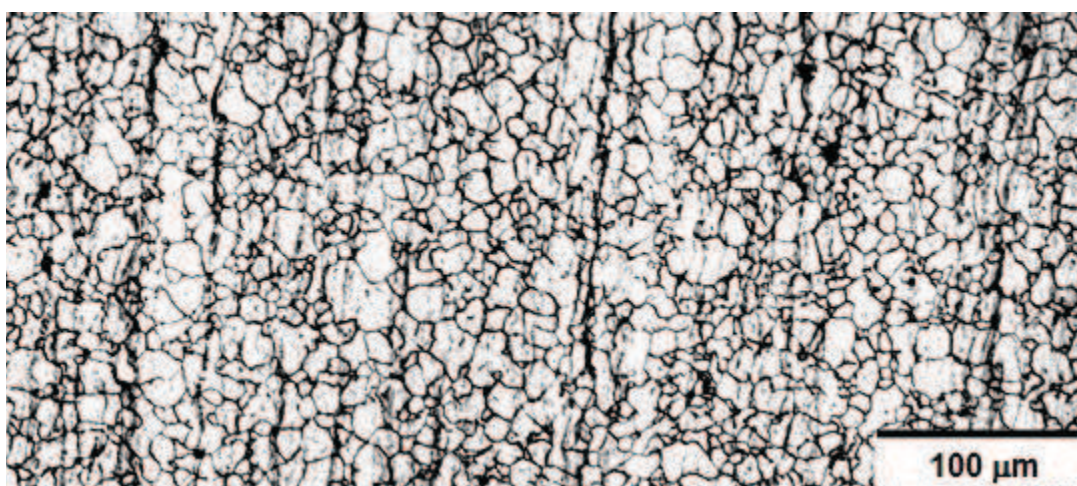
(c) $T = 1000^{\circ}\text{C}$, $D = 3,18\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$



(d) $T = 1050^{\circ}\text{C}$, $D = 4,15\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$

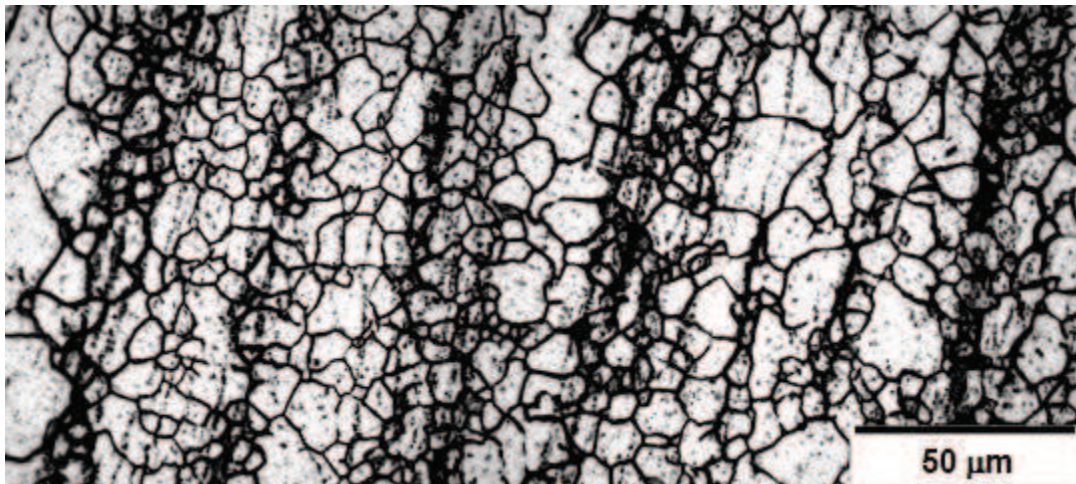


(e) $T = 1100^{\circ}\text{C}$, $D = 8,26\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$

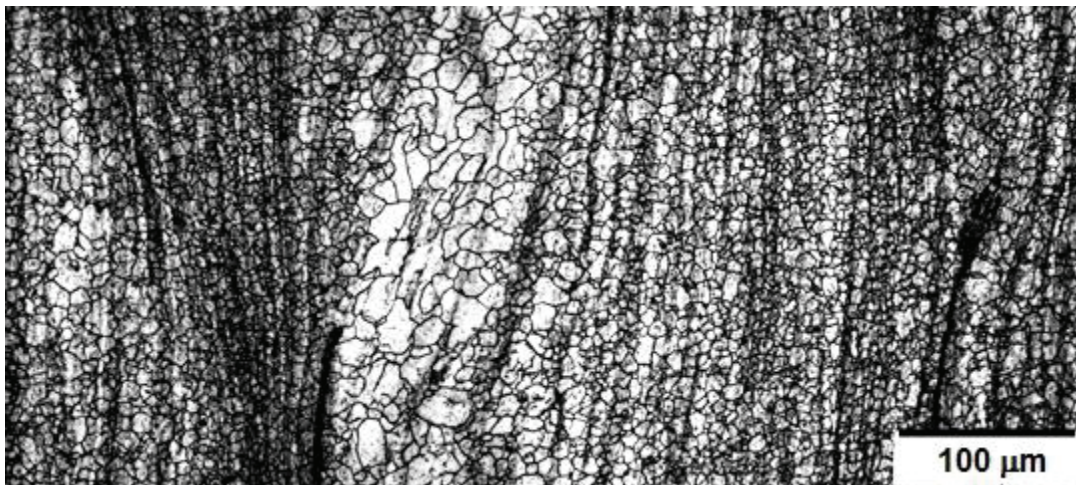


(f) $T = 1200^{\circ}\text{C}$, $D = 11,73\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$

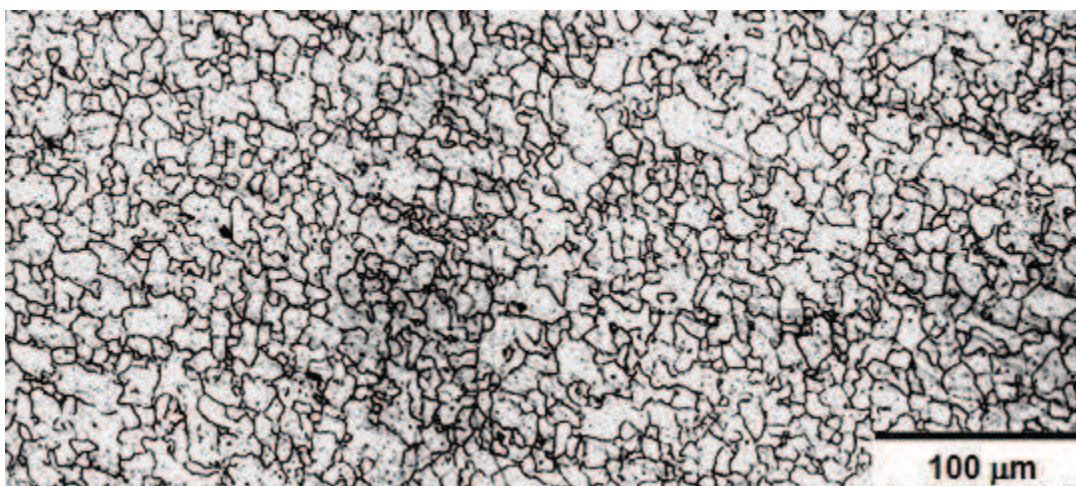
Figura 4.37: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$.



(a) $T = 900^{\circ}\text{C}$, $D = 4,1\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$



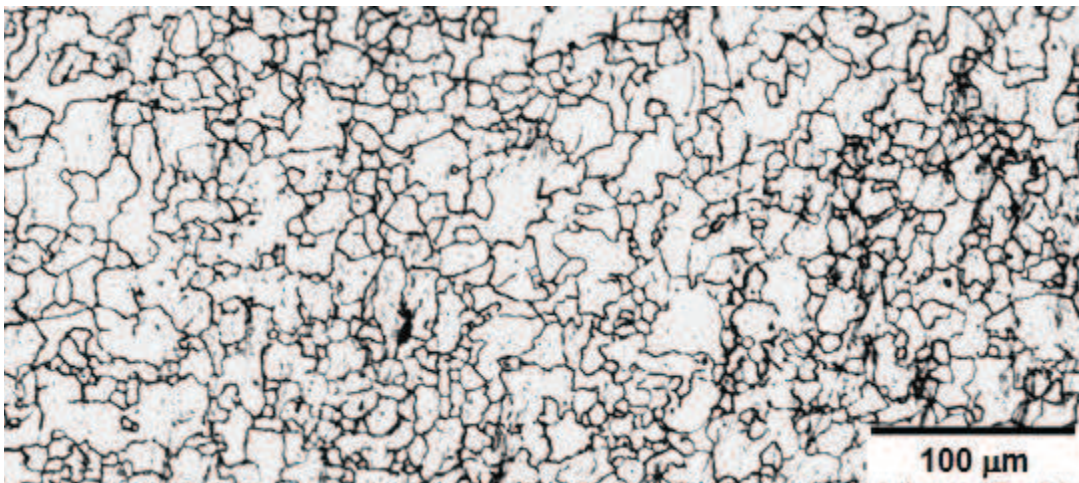
(b) $T = 950^{\circ}\text{C}$, $D = 4,53\mu\text{m}$, $\varepsilon = 1,5$



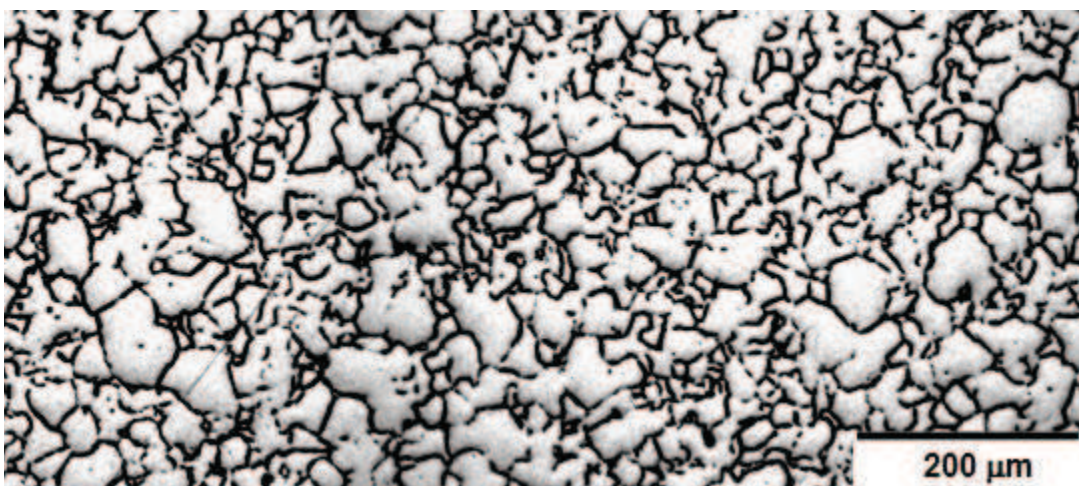
(c) $T = 1000^{\circ}\text{C}$, $D = 7,32\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$



(d) $T = 1050^{\circ}\text{C}$, $D = 7,51\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$



(e) $T = 1100^{\circ}\text{C}$, $D = 7,96\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$



(f) $T = 1200^{\circ}\text{C}$, $D = 11,05\mu\text{m}$, $\varepsilon = 4,0$

Figura 4.38: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$.

A Tabela 4.7 reúne os valores medidos para os tamanhos médios dos grãos recristalizados dinamicamente. De acordo com as observações microestruturais, a tabela está dividida entre as condições que obtiveram recristalização total (área achurada – baixo Z) e as condições que alcançaram recristalização parcial (em branco – médio e alto Z).

Tabela 4.7: Valores dos diâmetros médios de grãos (μm)

$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	T ($^{\circ}\text{C}$)					
	900	950	1000	1050	1100	1200
0,01	2,4	3,1	6,2	10,0	12,1	17,7
0,1	1,9	2,6	3,4	4,6	6,2	10,0
1	2,5	2,5	3,3	4,1	8,3	11,7
10	4,1	4,5	7,3	7,5	8,0	11,0

A Figura 4.39 mostra a relação entre os tamanhos médios de grão recristalizados e as condições de deformação representadas pelo parâmetro Z, expressas pela equação 4.17, cujo expoente está de acordo com os dados da literatura, onde m varia entre -0,09 e -0,17 [21, 64, 79, 89] e, conforme esperado, o tamanho médio de grão recristalizado diminui com o aumento de Z [64, 89].

Considerando que a recristalização não foi total em todos os casos, vale então reavaliar a evolução do diâmetro médio de grão recristalizado com o parâmetro Z para cada situação. Sendo assim, a Figura 4.40 fornece a equação 4.18 para as condições de recristalização total e a equação 4.19 para as condições de recristalização parcial. Percebe-se novamente nestes casos que o tamanho médio de grão recristalizado diminui com o aumento do valor de Z, porém com queda menos acentuada nas condições de recristalização total, como pode ser visto pelos expoentes das equações que se encontra de acordo com a literatura nas condições de recristalização parcial, mas devido à grande dispersão nos dados, encontra-se abaixo na condição de recristalização total.

$$D_{DRX} = 373,51.Z^{-0,101} \quad (4.17)$$

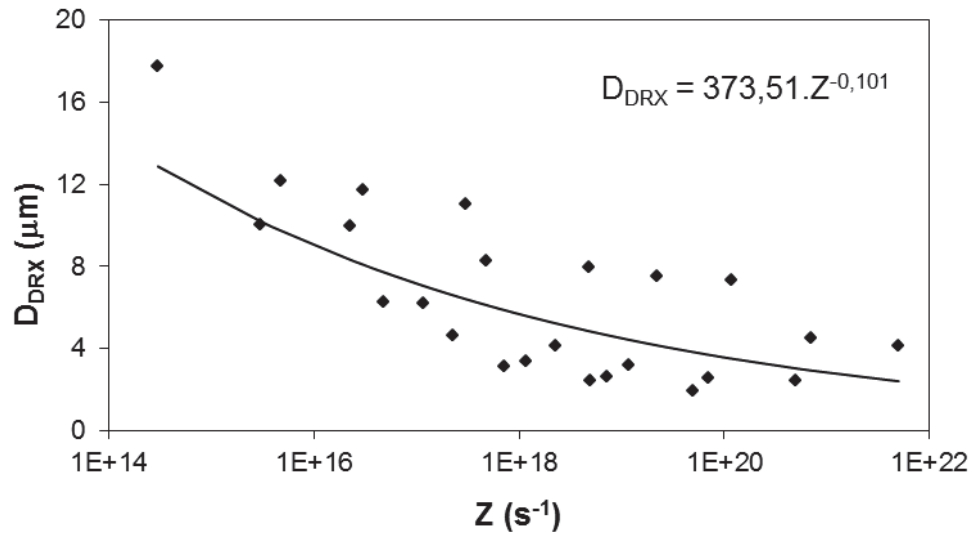


Figura 4.39: Dependência do tamanho de grão recristalizado com as condições de deformação.

$$D_{DRX} = 79,02.Z^{-0,053} \quad (4.18)$$

$$D_{DRX} = 5194,8.Z^{-0,172} \quad (4.19)$$

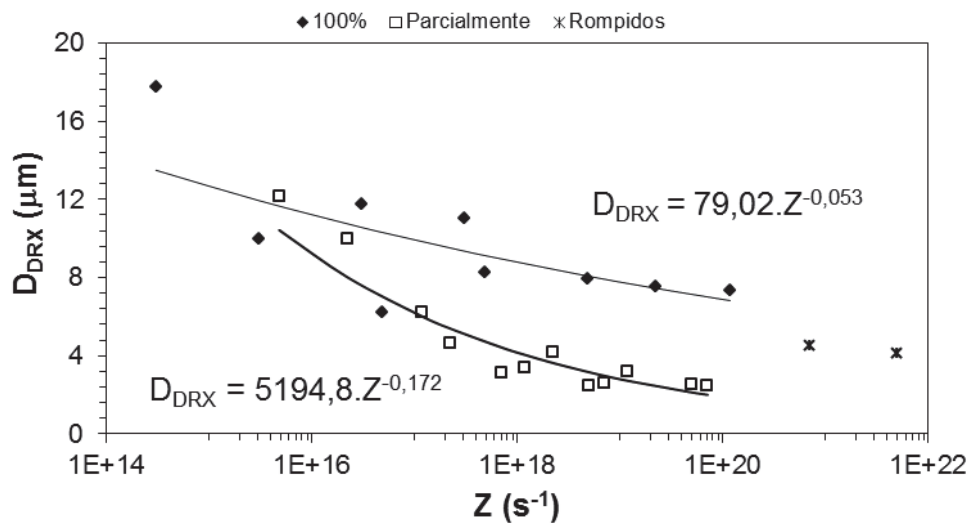


Figura 4.40: Dependência do tamanho de grão com as condições de deformação.

4.5.3 EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL

Os resultados a seguir revelam a evolução microestrutural em algumas condições de deformação feitas neste trabalho através de ensaios isotérmicos contínuos interrompidos em diferentes deformações, como indicados na Figura 3.4. Foram escolhidas as condições 900/1, 1050/1, 1100/0,1, 1100/1 e 1200/1, uma vez que representam diferentes resultados metalográficos decorrentes das condições de deformação. As amostras nas condições finais de deformação e também em algumas condições intermediárias foram submetidas à análise em EBSD a fim de obter sua fração recristalizada e a presença ou não de grãos recristalizados dinamicamente, bem como em quais condições são nucleados.

A Figura 4.41 ilustra a evolução microestrutural da condição 900/1, que tem valor elevado de Z . Percebe-se nesta sequência de fotos que a recuperação dinâmica atua fortemente, atrasando a recristalização, mesmo em deformações elevadas. Na Figura 4.41-(a), que representa a deformação crítica, os grãos apresentam-se deformados, com contornos ainda arredondados e com maclas de deformação em seus interiores. Na Figura 4.41-(b) que representa a deformação de pico, os grãos encontram-se alongados, com maclas e há pouca presença de serrilhamento nos contornos e nas maclas, indicando que a recristalização dinâmica ainda não teve início.

Com o avanço na deformação representado pelas Figuras 4.41-(c, d, e), os grãos iniciais apresentam-se alongados no sentido das bandas de deformação, com seus interiores tomados por novos contornos serrilhados, com regiões onde há uma grande concentração de novos grãos nucleados em contornos antigos, que evoluem no sentido do interior do grão. Este comportamento indica que a deformação está ocorrendo preferencialmente nestes locais devido à instabilidade plástica causada por fluxo localizado, como pode ser visto na Figura 4.41-(f) que apresenta grãos remanescentes alongados rodeados por novos grãos amaciados dinamicamente, onde houve o rompimento precoce da amostra.

Outra observação importante se refere à presença de grãos equiaxiais com diâmetros maiores destacando-se entre os grãos amaciados nas condições intermediárias de deformação. O EBSD na condição 900/1 e

deformação de $\varepsilon = 3,0$ está revelado na Figura 4.42-(a, b) cujas setas apontam para esses grãos isentos de deformação que se formaram nos contornos antigos e que, devido à baixa energia armazenada, tiveram seu crescimento dificultado pela recuperação. A Figura 4.42-(b) mostra que os grãos iniciais alongados têm seu interior repleto de subgrãos (linhas vermelhas), enquanto que os novos grãos recristalizados nucleiam-se em seus contornos deformados.

A Figura 4.43 ilustra a fração recristalizada na condição final de deformação da amostra 900/1. Neste caso, foi feito o EBSD em uma região onde havia somente grãos com a mesma morfologia, indicando visualmente a ação da recristalização dinâmica. Entretanto, devido à presença de grãos com contornos de alto ângulo (azuis, indicando DRX) e grãos com contornos de baixo ângulo (amarelos, indicando DRV), a fração de contornos de alto ângulo obtida neste caso corresponde a 52% e a recristalização dinâmica não se completa.

A evolução microestrutural da condição 1050/1, que possui valor intermediário de Z, está representada na Figura 4.44. Nota-se neste caso que na deformação crítica (Figura 4.44-(a)) a amostra está deformada, com a presença de maclas de deformação nos interiores dos grãos, que por sua vez apresentam contornos serrilhados, condição necessária para início da nucleação de novos grãos recristalizados dinamicamente. Na deformação de pico (figura 4.44-(b)) os grãos iniciais apresentam-se alongados no sentido das bandas de deformação e têm em seus contornos novos grãos nucleados na forma de colar. O avanço da deformação leva também ao avanço da nucleação de novos grãos isentos de deformação no sentido do interior do grão remanescente, como pode ser visto nas Figuras 4.44-(c, d, e). Percebe-se também que estes novos grãos formados nos interiores dos grãos após alta deformação são maiores que os grãos formados no *necklace*. Mesmo assim, a presença de grãos alongados na condição final de deformação indica que a recristalização não se completou como pode ser visto na Figura 4.44-(f).

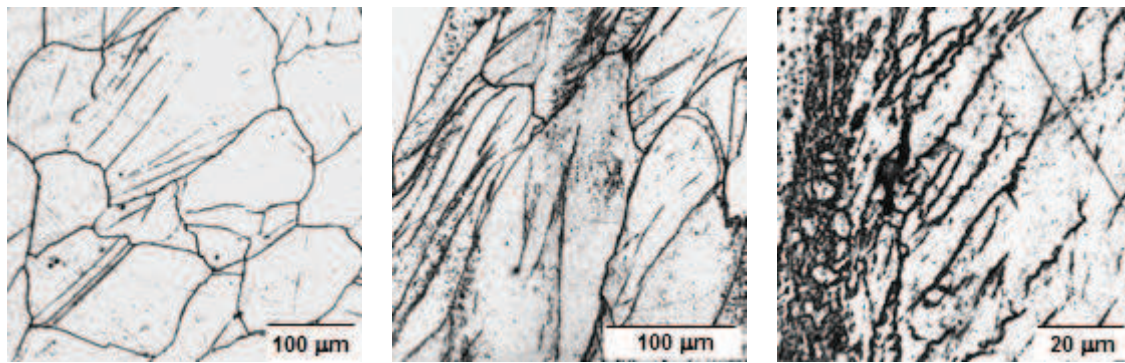
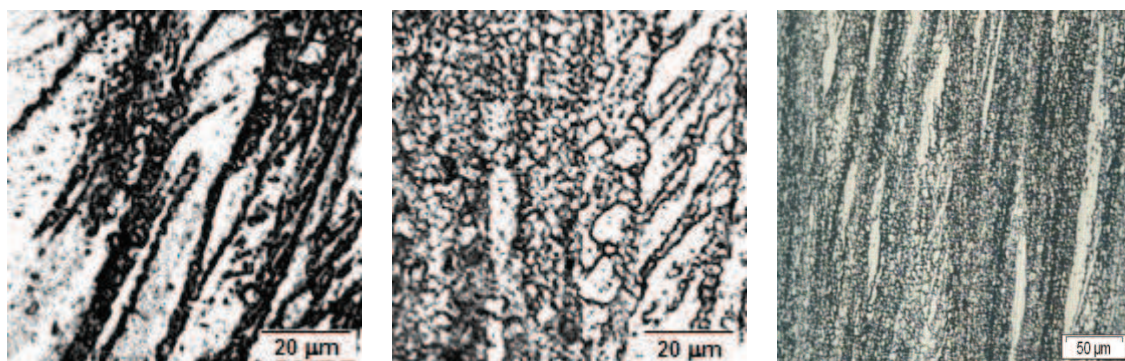
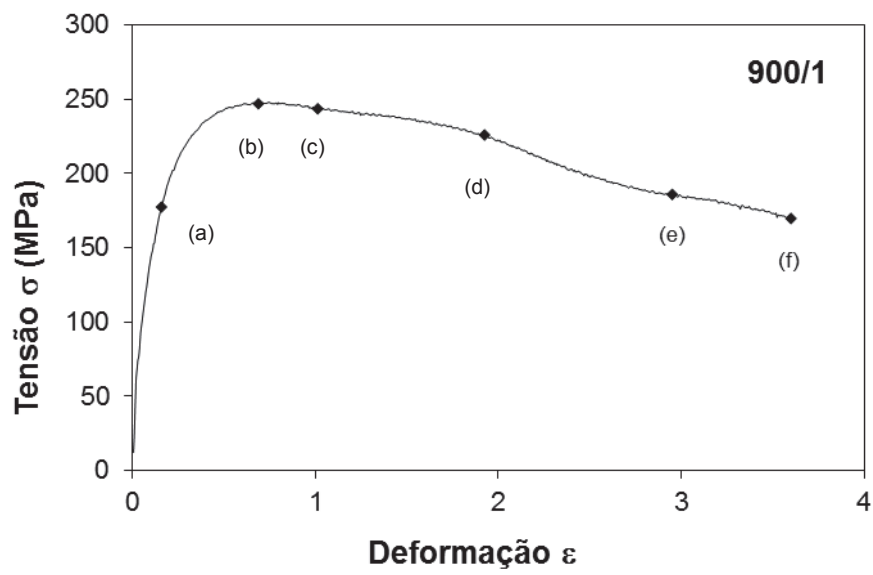
(a) $\varepsilon_c = 0,23s^{-1}$ (b) $\varepsilon_p = 0,74s^{-1}$ (c) $\varepsilon = 1,0s^{-1}$ (d) $\varepsilon = 2,0s^{-1}$ (e) $\varepsilon = 3,0s^{-1}$ (f) $\varepsilon = 3,6s^{-1}$

Figura 4.41: Evolução microestrutural na condição 900/1.

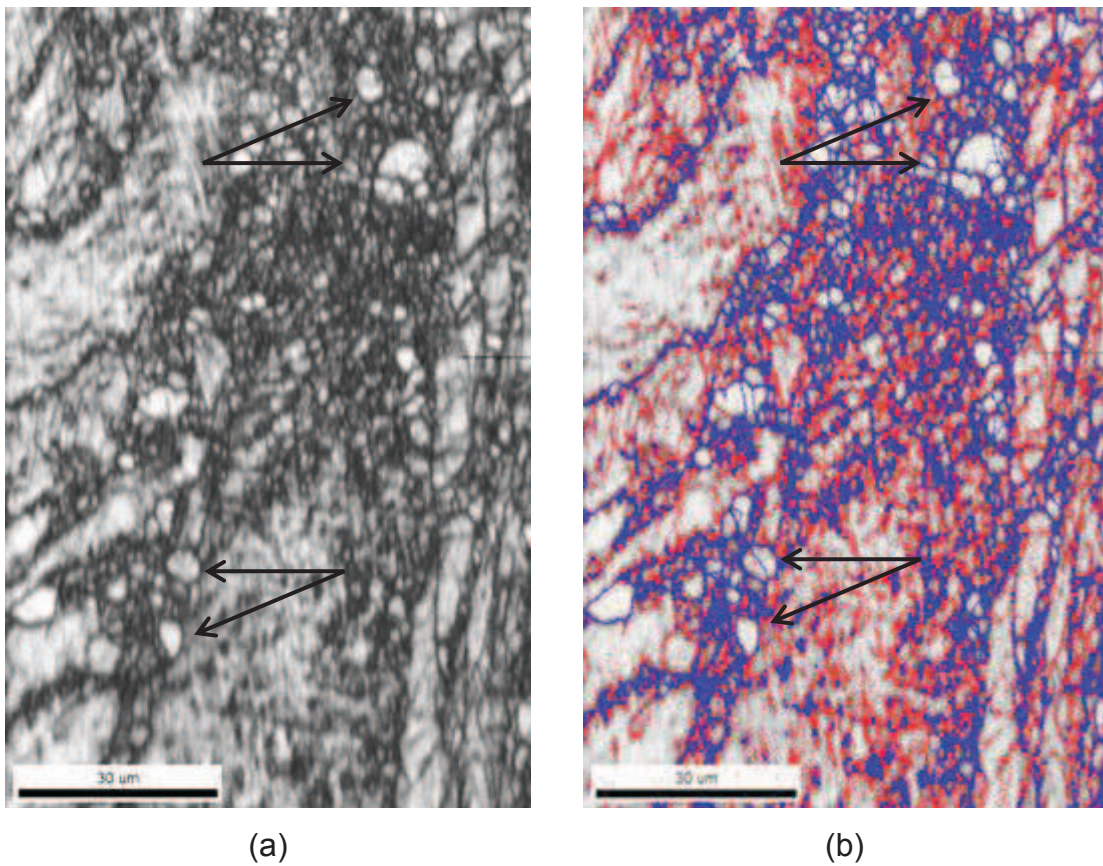


Figura 4.42: EBSD da amostra 900/1 na condição $\epsilon = 3.0$ onde (a) representa a microestrutura e (b) os contornos, sendo as linhas azuis contornos de alto ângulo (DRX) e as linhas vermelhas os contornos de baixo ângulo (DRV).

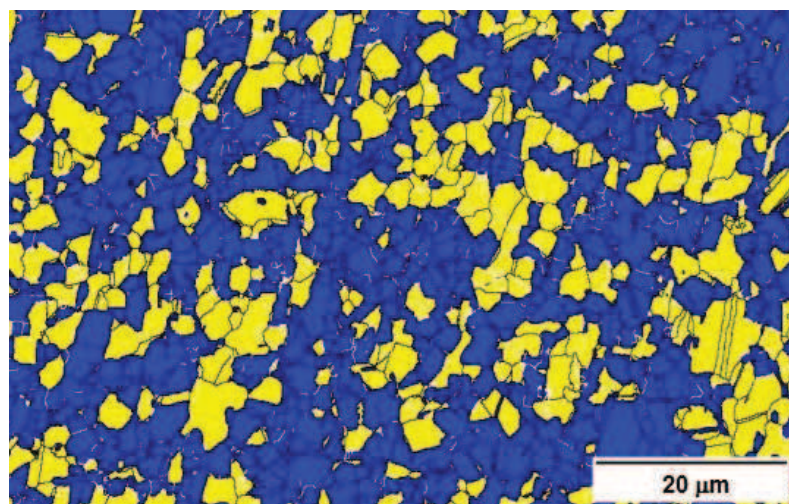


Figura 4.43: EBSD da amostra 900/1 ao final da deformação, onde os grãos azuis representam a fração recristalizada e os grãos amarelos, a recuperação.

A Figura 4.45 mostra a análise feita via EBSD na condição intermediária de deformação $\varepsilon = 2,0$. É possível identificar através das setas na Figura 4.45-(a-b) a presença de grãos com contornos de alto ângulo (linhas azuis), de morfologia arredondada e isentos de deformação, indicando que foram formados através da recristalização dinâmica nos contornos de grão pré-existentes. Identifica-se também a presença de grãos alongados preenchidos por contornos de baixo ângulo (linhas vermelhas), indicando a presença de subgrãos e evidenciando que o encruamento e a recuperação dinâmica ainda atuam nesta deformação, dissipando a energia armazenada e retardando a recristalização dinâmica. A análise em EBSD na condição final de deformação está ilustrada na Figura 4.46 e foi feita em uma região da amostra onde os grãos apresentam-se refinados, com morfologia equiaxial. Neste caso, os contornos de baixo ângulo estão representados pelas linhas pretas e os contornos de alto ângulo pelas linhas brancas e, de acordo com esta metodologia, a fração de contornos de alto ângulo é igual a 59%.

As micrografias da Figura 4.47 mostram o avanço do amaciamento em função da deformação na condição 1100/1, que representa um valor intermediário de Z. No ponto crítico (Figura 4.47-(a)) os grãos iniciais apresentam-se maclados, serrilhados e é possível verificar a presença de pequenos grãos nucleados em seus contornos. A Figura 4.47-(b) revela a microestrutura na deformação de pico onde nota-se que a primeira camada do *necklace* está se formando nos contornos de grão e de maclas deformados. O avanço da deformação promove o avanço da frente de recristalização no sentido do interior do grão pré-existente, consumindo-o lentamente até atingir a deformação final onde a morfologia do grão apresenta-se homogênea.

O EBSD revelado pela Figura 4.48, feito na deformação de $\varepsilon = 2,0$ para esta condição de processamento indica que a recristalização assume papel prioritário, uma vez que há grande presença de grãos equiaxiais, isentos de deformação e com contornos de alto ângulo (linhas azuis) nucleados ao redor dos grãos deformados e alongados cujos centros estão dominados por subgrãos indicados pelos contornos de baixo ângulo (linhas vermelhas).

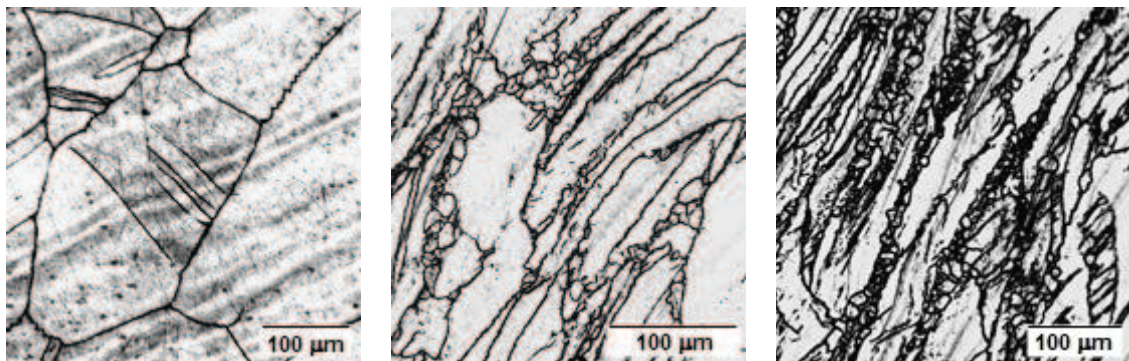
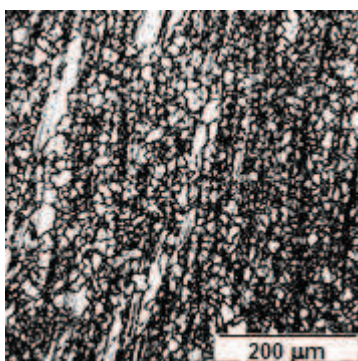
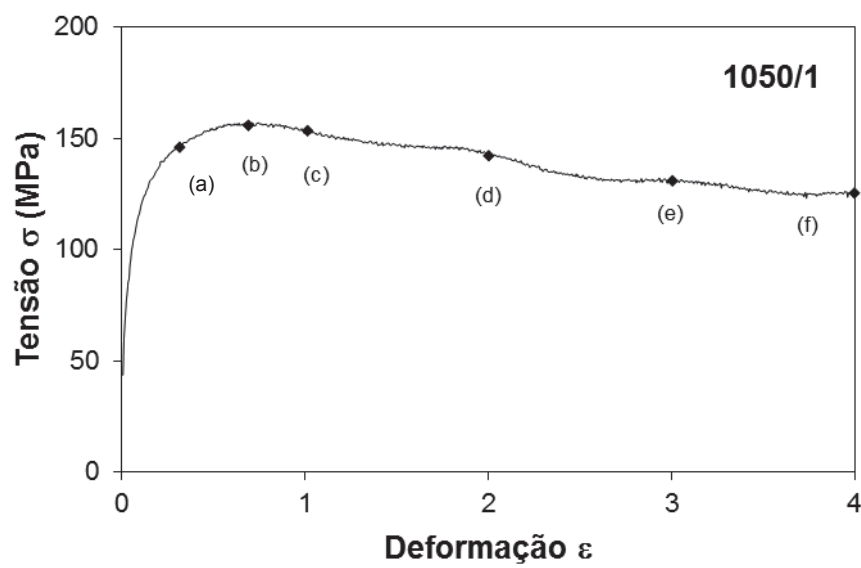
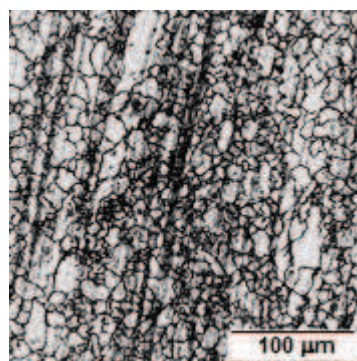
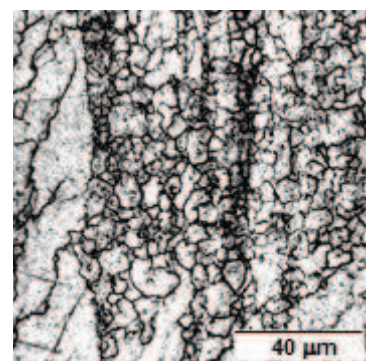
(a) $\dot{\epsilon}_c = 0,29s^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon}_p = 0,70s^{-1}$ (c) $\dot{\epsilon} = 1,0s^{-1}$ (d) $\dot{\epsilon} = 2,0s^{-1}$ (e) $\dot{\epsilon} = 3,0s^{-1}$ (f) $\dot{\epsilon} = 4,0s^{-1}$

Figura 4.44: Evolução microestrutural na condição 1050/1.

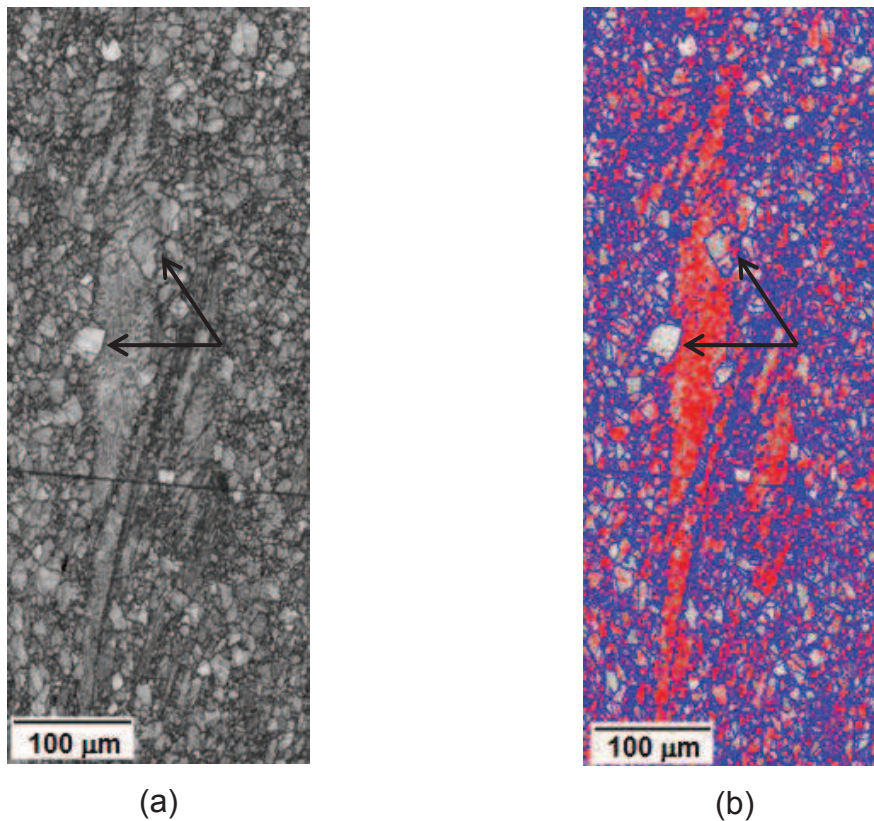


Figura 4.45: EBSD da amostra 1050/1 na condição $\epsilon = 2.0$ onde (a) representa a microestrutura e (b) os contornos, sendo as linhas azuis os contornos de alto ângulo (DRX) e as linhas vermelhas os de baixo ângulo (DRV).

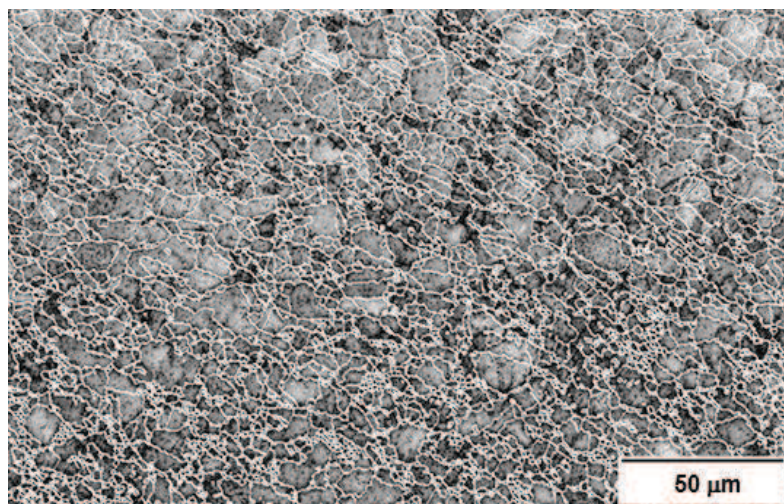


Figura 4.46: EBSD da amostra 1050/1 ao final da deformação, onde as linhas brancas representam os contornos de alto ângulo (recristalização) e as linhas pretas os de baixo ângulo (recuperação).

A figura 4.49 revela o EBSD feito na condição final de deformação, onde é possível perceber que, apesar da presença de 59% de contornos de alto ângulo (linhas brancas), os subgrãos ainda estão presentes (linhas pretas), indicando que a recristalização é protagonista, mas que a recuperação ainda atua fortemente nesta condição de processamento, dissipando a energia armazenada e diminuindo a taxa de recristalização, resultando em grãos recristalizados com diâmetros maiores nos centros dos grãos antigos, após as primeiras camadas do *necklace*.

A evolução microestrutural da condição 1100/0,1, que apresenta valor baixo de Z, está ilustrada na figura 4.50. Na deformação crítica, representada na Figura 4.50-(a), os grãos estão deformados e nota-se a presença de maclas e de poucos contornos serrilhados. Na deformação de pico, representada na Figura 4.50-(b) é possível identificar que os grãos estão alongados na direção da deformação e seus contornos estão serrilhados. Entretanto, a presença de grãos recristalizados nucleados nos contornos antigos só é notada a partir da deformação de $\epsilon = 1,0$, onde os grãos remanescentes estão alongados, cobertos por novos grãos em seus contornos, indicando a formação do *necklace*. O aumento da deformação promove um avanço no volume recristalizado até que o interior do grão seja consumido e a recristalização aparentemente se completa na deformação final (Figura 4.50-(f)), apresentando novamente grãos maiores formados no interior dos grãos originais, rodeados por grãos recristalizados menores, formados de acordo com o mecanismo de *necklace*.

A Figura 4.51 revela o resultado obtido com a análise feita em EBSD na deformação final da condição 1100/0,1. Neste caso, as linhas brancas representam os contornos de alto ângulo e as linhas pretas os de baixo ângulo. A microestrutura mostra-se homogênea, com boa quantidade de grãos recristalizados dinamicamente e uma fração de contornos de alto ângulo igual a 69%, indicando que a recuperação perdeu força nesta condição e que a recristalização tornou-se o mecanismo principal de amaciamento, porém só alcançada em altas deformações e, ainda assim, nota-se que há grãos recristalizados com diâmetros maiores rodeados por grãos menores.

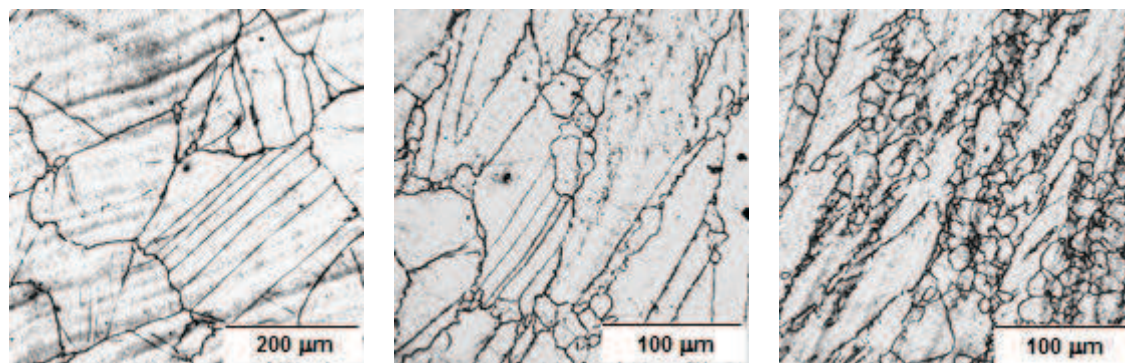
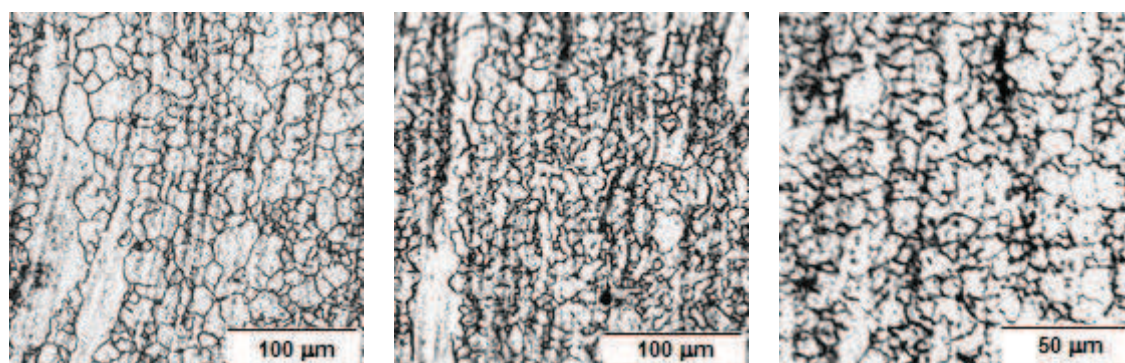
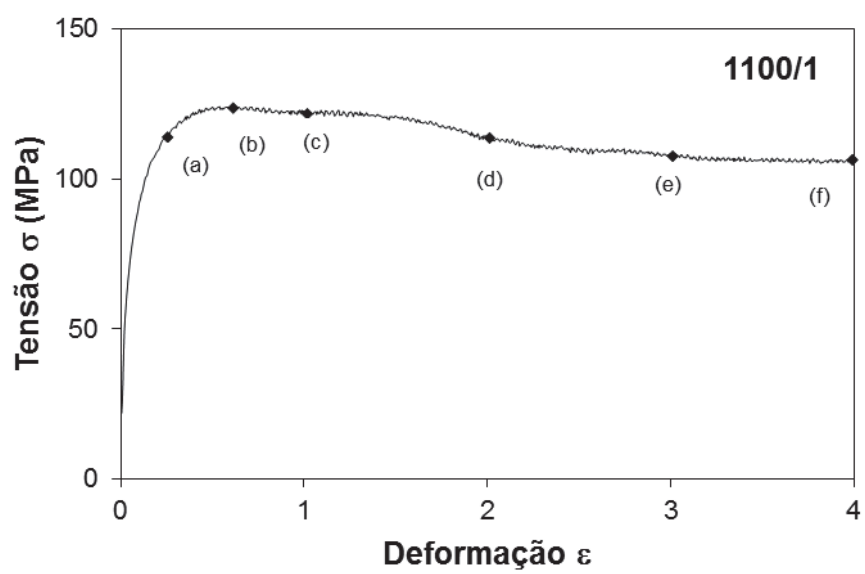
(a) $\epsilon_c = 0,24s^{-1}$ (b) $\epsilon_p = 0,59s^{-1}$ (c) $\epsilon = 1,0s^{-1}$ (d) $\epsilon = 2,0s^{-1}$ (e) $\epsilon = 3,0s^{-1}$ (f) $\epsilon = 4,0s^{-1}$

Figura 4.47: Evolução microestrutural na condição 1100/1.

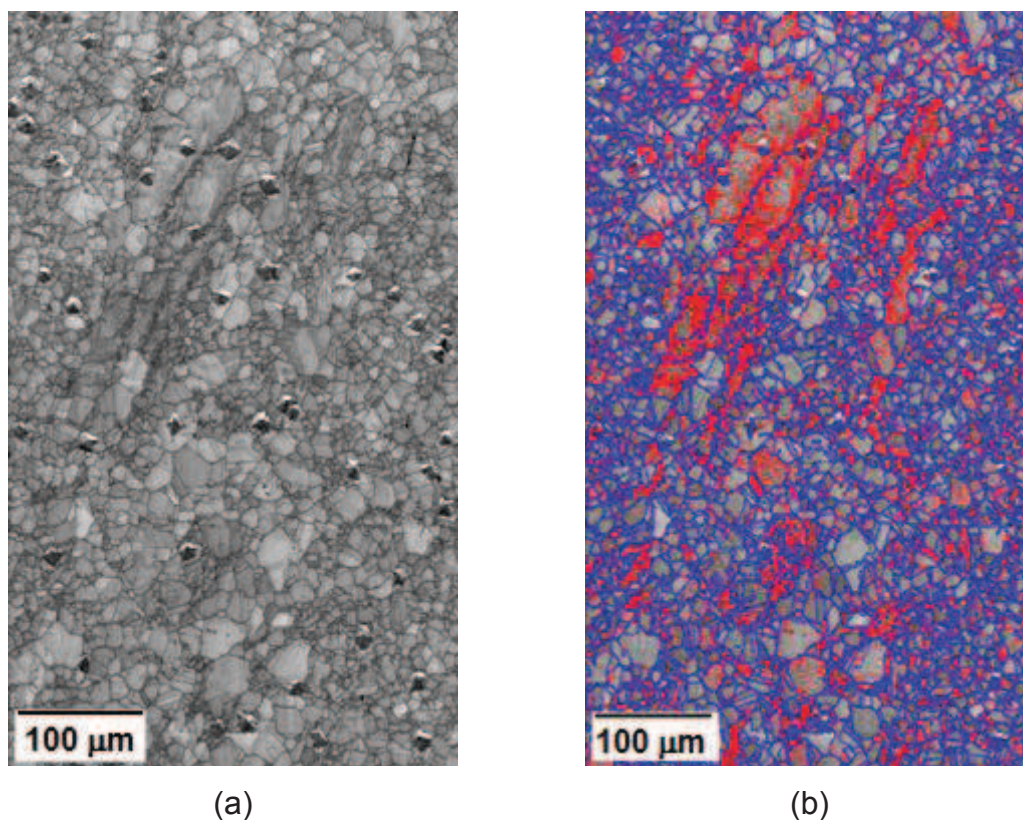


Figura 4.48: EBSD da amostra 1100/1 na condição $\epsilon = 2.0$ onde (a) representa a microestrutura e (b) os contornos, sendo as linhas azuis os contornos de alto ângulo (DRX) e as linhas vermelhas os de baixo ângulo (DRV).

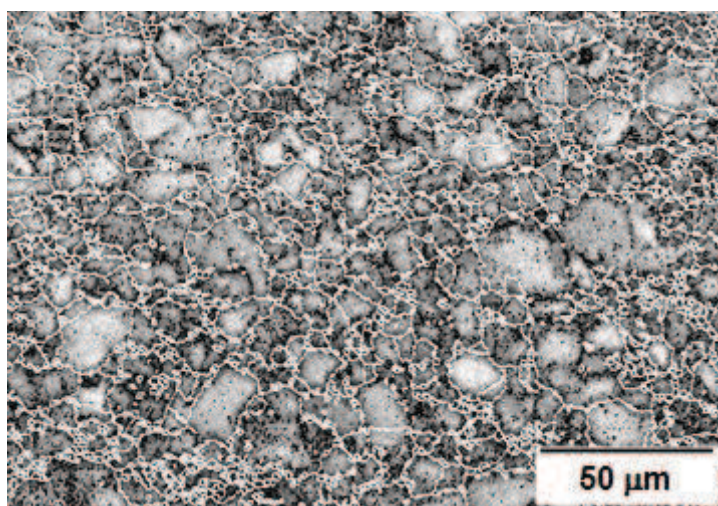
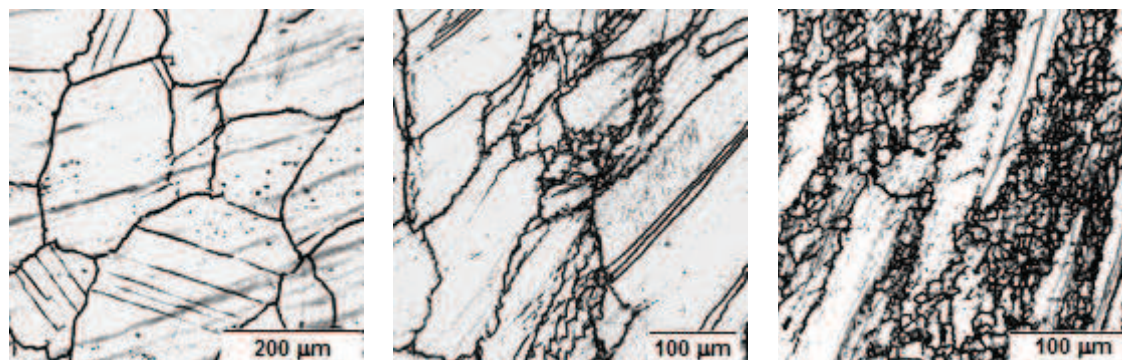


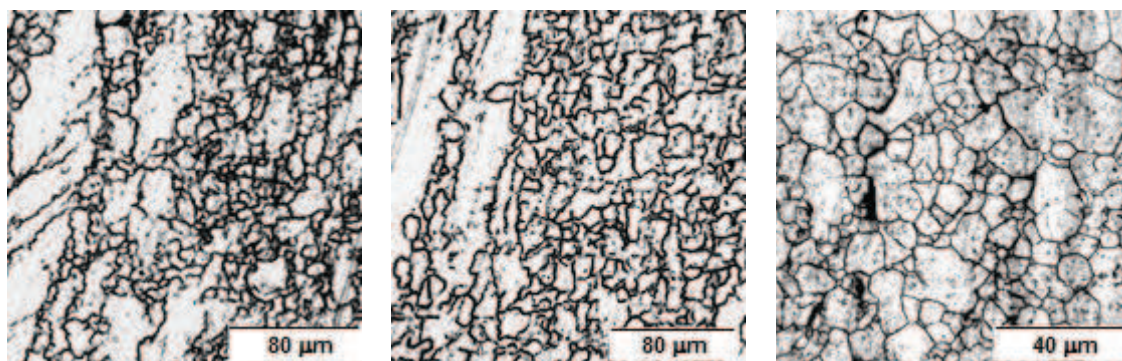
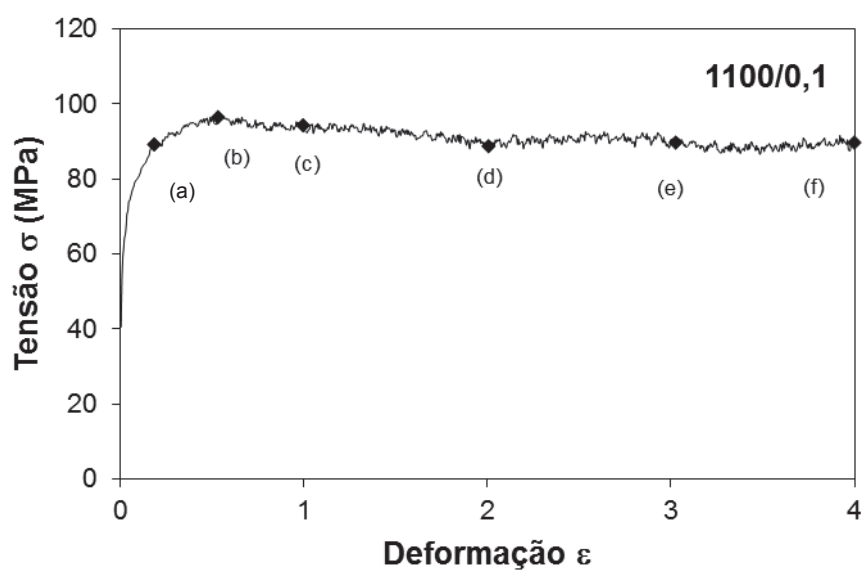
Figura 4.49: EBSD da amostra 1100/1 ao final da deformação, onde as linhas brancas representam os contornos de alto ângulo (recristalização) e as linhas pretas os de baixo ângulo (recuperação).



(a) $\varepsilon_c = 0,19s^{-1}$

(b) $\varepsilon_p = 0,55s^{-1}$

(c) $\varepsilon = 1,0s^{-1}$



(d) $\varepsilon = 2,0s^{-1}$

(e) $\varepsilon = 3,0s^{-1}$

(f) $\varepsilon = 4,0s^{-1}$

Figura 4.50: Evolução microestrutural na condição 1100/0,1.

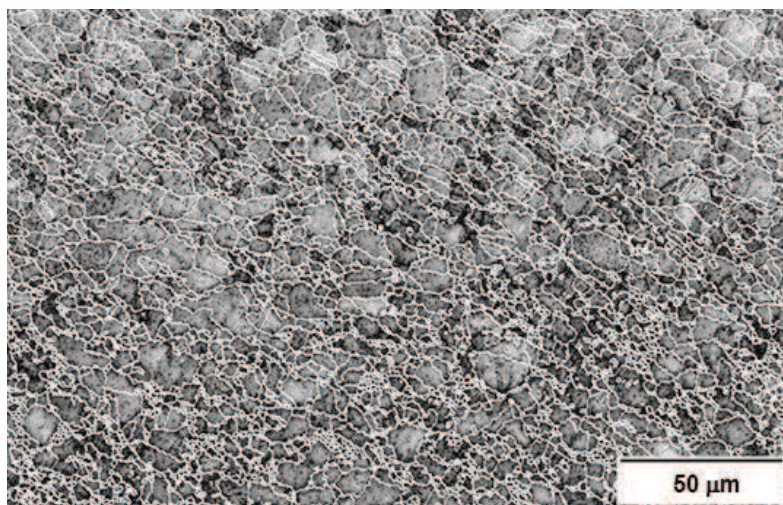
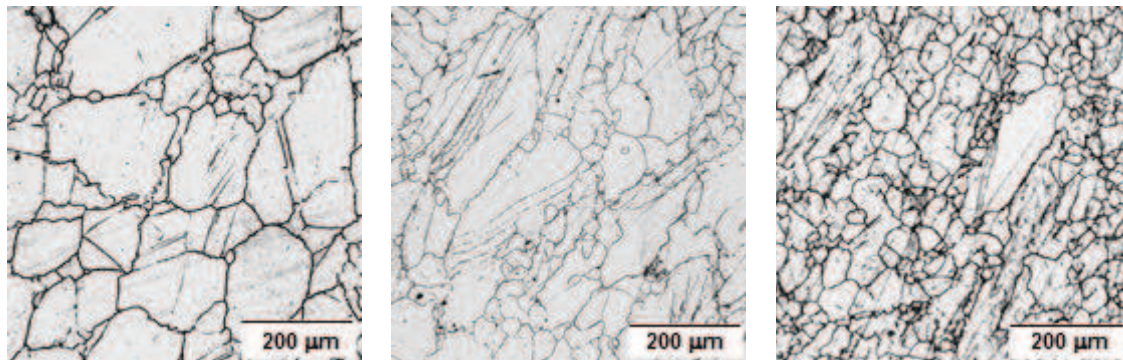


Figura 4.51: EBSD da amostra 1100/0,1 ao final da deformação, onde as linhas brancas representam os contornos de alto ângulo (recristalização) e as linhas pretas os de baixo ângulo (recuperação).

A Figura 4.52 apresenta a evolução microestrutural da condição 1200/1, que apresenta baixo valor de Z . Já na deformação crítica (Figura 4.52-(a)) há novos grãos nucleados nos contornos dos grãos deformados, indicando o início da recristalização dinâmica. Na deformação de pico (Figura 4.52-(b)), percebe-se que os grãos estão alongados no sentido da deformação, com maclas no seu interior e que os grãos são nucleação em seus contornos. No decorrer da deformação, é notório que a recristalização dinâmica avança rapidamente e que os grãos recristalizados dinamicamente nesta condição têm maior crescimento, pois, com a recuperação reduzida, a energia armazenada é mais alta favorecendo a recristalização. Nesta condição, a microestrutura apresenta-se homogênea, com morfologia arredondada a partir da deformação de $\varepsilon = 2,0$.

Nota-se no EBSD feito na deformação de $\varepsilon = 1,0$ a presença de grãos recristalizados arredondados com diâmetro maior que nas condições anteriores, como aponta as setas na Figura 4.53. Nota-se também que há grãos alongados, com contornos serrilhados, cujo interior é formado por contornos de baixo ângulo (linhas vermelhas), decorrentes da recuperação dinâmica. A Figura 4.54 revela o EBSD feito na condição final de deformação, indicando que o material apresenta-se recristalizado dinamicamente quase em sua totalidade, uma vez que os grãos azuis representam os contornos de alto

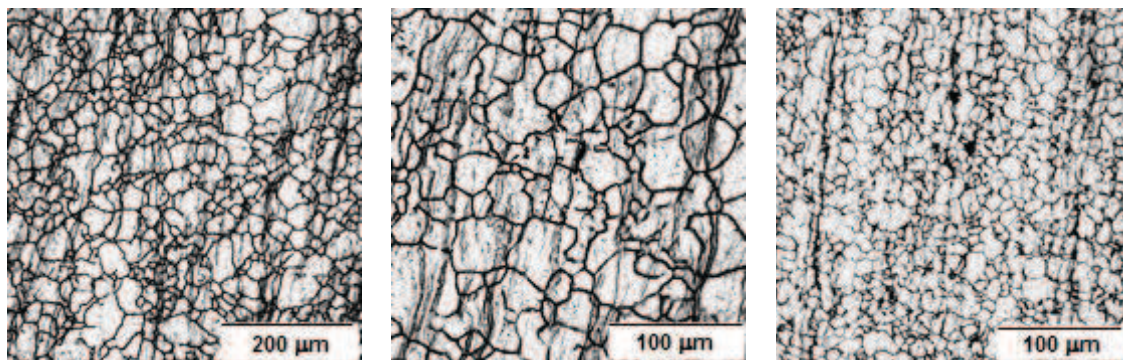
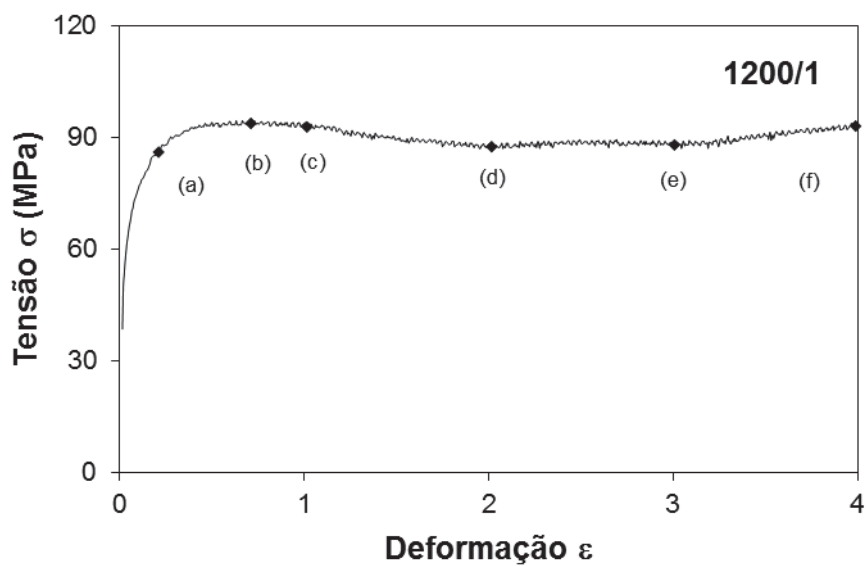
ângulo (DRX) e os grãos amarelos os contornos de baixo ângulo (DRV). A fração de contornos de alto ângulo obtida nesta condição foi de $X_{DRX} = 84\%$.



(a) $\epsilon_c = 0,19s^{-1}$

(b) $\epsilon_p = 0,72s^{-1}$

(c) $\epsilon = 1,0s^{-1}$



(d) $\epsilon = 2,0s^{-1}$

(e) $\epsilon = 3,0s^{-1}$

(f) $\epsilon = 4,0s^{-1}$

Figura 4.52: Evolução microestrutural na condição 1200/1.

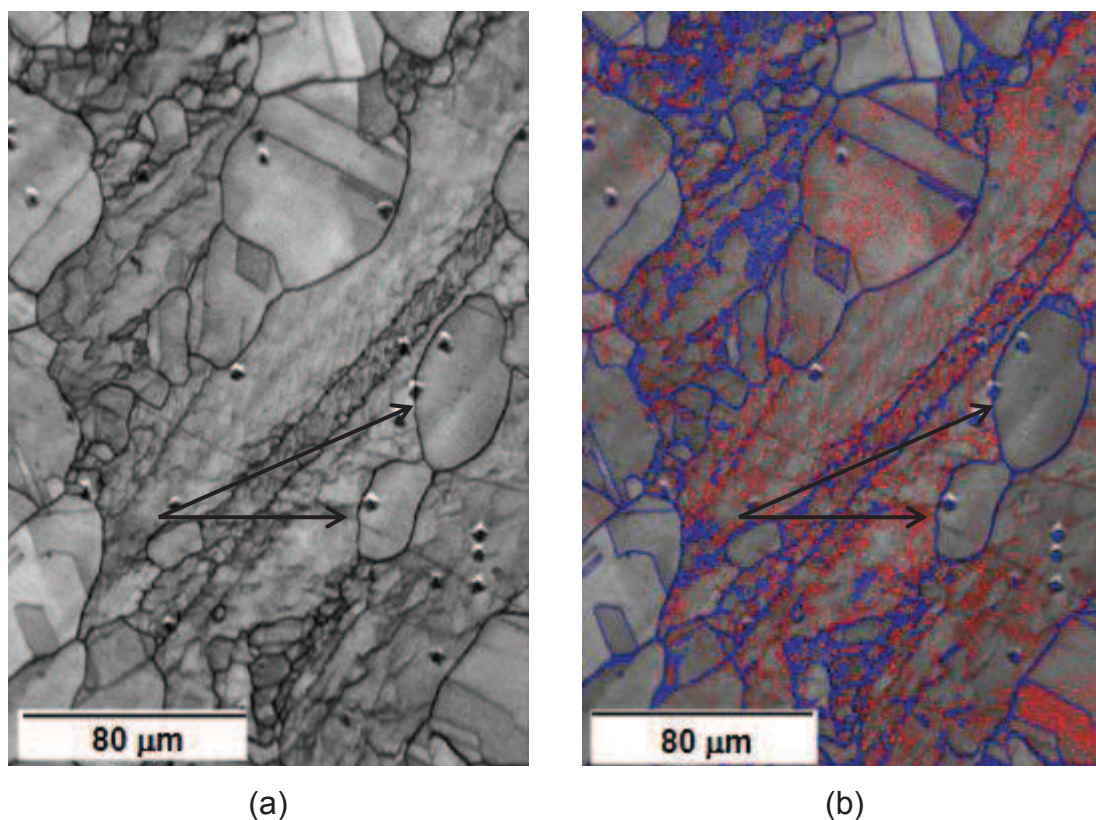


Figura 4.53: EBSD da amostra 1200/1 na condição $\varepsilon = 1.0$ onde (a) representa a microestrutura e (b) a fração recristalizada, sendo as linhas azuis os contornos de alto ângulo (DRX) e as linhas vermelhas os de baixo ângulo (DRV).

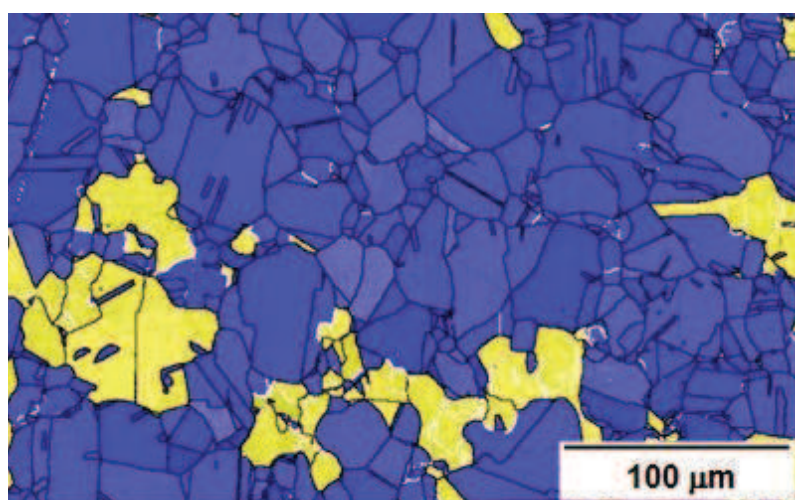


Figura 4.54: EBSD da amostra 1200/1 ao final da deformação, onde os grãos azuis representam a fração recristalizada e os grãos amarelos representam a recuperação.

5 DISCUSSÃO

Os resultados apresentados neste trabalho foram divididos entre: (i) os decorrentes das curvas de escoamento plástico, que representam a resposta mecânica à deformação aplicada e forneceram os dados necessários para a determinação da equação constitutiva, para a modelagem matemática das curvas de escoamento plástico e para a construção dos mapas de processamento do aço F 138 e (ii) os decorrentes das análises metalográficas, que representam a resposta microestrutural às condições de processamento impostas nos ensaios de torção a quente.

As curvas de escoamento plástico obtidas neste trabalho (Figuras 4.1 a 4.4) foram avaliadas quanto a sua forma e ficou evidente que apresentaram uma transição de comportamento em relação ao amaciamento de tensão de acordo com as condições de processamento aplicadas. Foi visto que em temperaturas mais baixas e taxas de deformação mais altas devido à ação do fluxo localizado o amaciamento de tensão ocorre gradativamente, comprovado pelas microestruturas resultantes nestas condições apresentadas nas Figuras 4.35 a 4.38, causando o rompimento precoce das amostras em alguns casos.

O aumento da temperatura ou redução na taxa de deformação permite que as curvas alcancem o estado estacionário, ainda assim, necessitando de grande quantidade de deformação. Em alguns casos, o estado estacionário é alcançado mediante uma pequena diminuição de tensão em relação ao pico, sugerindo a ação da recuperação dinâmica. Mesmo assim, apesar da forma de algumas curvas não apresentarem claramente o pico de tensão característico da recristalização dinâmica, todas as curvas correspondentes da taxa de encruamento vs. tensão equivalente revelaram um ponto de inflexão, indicando que a recristalização ocorre, mesmo que parcialmente em alguns casos.

A Figura 4.19 mostrou que com o aumento de Z , a tensão crítica aumenta de forma menos intensa que a tensão de pico e que a relação entre a tensão de pico e de estado estacionário evolui da mesma forma resultando na relação $\sigma_{ss} = 0,85 \cdot \sigma_p$, indicando que o amaciamento de tensão é reduzido. Na Figura 4.20 que relaciona as respectivas deformações, com a diminuição de Z , a diferença entre a tensão crítica e de pico diminui, indicando que a ativação

térmica permite que a recristalização seja favorecida nestes casos e a relação entre a deformação de pico e de estado estacionário ($\epsilon_{ss} = 4,10 \cdot \epsilon_p$), mostra que a quantidade de deformação necessária para alcançar o estado estacionário é elevada, indicando que a recuperação avança com a deformação.

A equação constitutiva é comumente utilizada para prever os níveis de tensão em um determinado conjunto de condições de processamento. O valor da energia de ativação aparente ($Q_{def} = 465\text{KJ/mol}$), calculado para este material, encontra-se na faixa dos aços inoxidáveis austeníticos (entre 400 e 500KJ/mol), indicando que o material tem uma resistência mecânica alta e que, devido à EFE intermediária, a tensão necessária para a deformação é elevada, favorecendo novamente a ação da recuperação dinâmica.

Os mapas de processamento, construídos em função da sensibilidade da tensão à taxa de deformação (m), corroboram as afirmações anteriores que, por sua vez, coincidem com os domínios apresentados. Em baixas deformações, o mapa da Figura 4.31 sugere forte ação do encruamento nas condições de alto Z , necessitando de maiores quantidades de esforços para deformar o material. Nestas condições, o baixo valor de m e o baixo nível de dissipação de energia (η) indicam baixa produção de entropia interna durante a deformação resultando em uma região no mapa onde há evidências de instabilidade plástica, confirmadas pelas microestruturas das Figuras 4.37-(a, b, c) e 4.38-(a, b) e por suas respectivas curvas de escoamento plástico representadas nas Figuras 4.3 e 4.4, que apresentam amaciamento contínuo sem atingir o estado estacionário. Esta região de instabilidade plástica progride com o aumento da deformação, de acordo com as Figuras 4.32 e 4.33 e apresenta os valores mais reduzidos na taxa de dissipação de energia, indicando que esta região deve ser evitada durante o processamento a quente do aço F 138.

O mapa construído na região de amaciamento apresenta um valor elevado de m nas condições de alta temperatura e baixa taxa de deformação ($m \sim 0,2$) e não há indícios de instabilidade plástica, sendo que, nestas condições, as curvas de escoamento plástico sofrem uma redução na tensão e alcançam o estado estacionário, mesmo que necessitando de altas

deformações para isso. Nestas condições, a eficiência de dissipação de energia é mais alta, com η variando entre 25% e chegando até 37% nos casos mais extremos. Este valor é mais alto que o do aço inoxidável austeníticos ISO 5832-9 ($\eta = 32\%$) [83], está próximo ao encontrado para o aço AISI 316L ($\eta = 32\%$) [88] e encontra-se mais baixo do que o aço inoxidável AISI 304 ($\eta = 43\%$) [85], indicando que é necessário maior tensão para deformar este material e que a recristalização dinâmica inicia-se mais tardiamente que no aço 304.

Outra ferramenta importante para identificar os desvios de comportamento resultantes dos fenômenos metalúrgicos que atuam durante a deformação plástica dos metais é a comparação entre as curvas experimentais e suas correspondentes curvas modeladas matematicamente. A modelagem é feita em duas etapas através de equações constitutivas, considerando as condições hipotéticas de recuperação e recristalização dinâmicas. No primeiro caso, que corresponde à porção inicial das curvas, o avanço da tensão em função da deformação é descrito pelo parâmetro r , enquanto que no segundo caso o expoente n da equação de Avrami representa a cinética de amaciamento.

Na janela de processamento a quente avaliada neste trabalho, os valores resultantes de r para o aço F 138 variam entre 3,7 e 12,5 e são ligeiramente mais elevados que alguns materiais com EFE mais baixa, como o 304 ($2 < r < 10$) e alguns aços-carbono e baixa liga ($2 < r < 9$) [19, 26, 64, 84], favorecendo a ação da recuperação dinâmica. A Figura 4.24 mostra que o parâmetro r diminui em função do aumento de Z , indicando que, apesar da dispersão apresentada nesta curva, a recuperação dinâmica ocorre com maior velocidade em baixos valores de Z , necessitando de menor quantidade de deformação para iniciar a recristalização dinâmica. Além disso, altos valores de r implicam que a tensão de saturação é alcançada mais rapidamente.

Em relação ao expoente de Avrami (n), a Figura 4.28 mostra que o aumento de Z (aumento da taxa de deformação e diminuição da temperatura) causa um aumento na cinética de amaciamento. Este comportamento é oposto ao encontrado em outros metais [26, 83, 85] e explica-se pela ocorrência de instabilidades plásticas durante a deformação em baixas temperaturas, levando

ao amaciamento contínuo das curvas nestas condições. O valor médio $n \sim 2$ fornece uma referência sobre a quantidade de sítios preferenciais de nucleação da recristalização dinâmica e está dentro da faixa esperada para os aços inoxidáveis austeníticos, porém um pouco acima do encontrado para o aço AISI 304 ($n = 1,9$) e AISI 316 (1,6) [22, 84]. As curvas modeladas apresentadas na Figura 4.29 refletem o comportamento dos parâmetros r e n , pois reproduzem fielmente o comportamento das curvas de escoamento plástico experimentais, apresentando um comportamento de amaciamento contínuo em alto Z e mostrando que o estado estacionário é alcançado em altas deformações em condições de Z mais baixos.

O comportamento microestrutural deste material pode ser avaliado em função do parâmetro de Zener-Hollomon (Z), que engloba a temperatura e a taxa de deformação aplicada. Quando trabalhado em alto Z (baixas temperaturas e altas taxas de deformação) este material exibe um comportamento típico de recuperação dinâmica, com forte ação do encruamento e acompanhado por instabilidades plásticas, como pode ser visto na Figura 4.41, que revela a evolução microestrutural na condição 900/1. Nesta condição, a microestrutura apresenta-se deformada com grãos alongados no sentido das bandas de deformação desde a deformação crítica até o término do ensaio e o surgimento de sítios favoráveis à nucleação de novos grãos ocorre somente com o avanço da deformação, a partir de $\varepsilon = 1,0$ (Figura 4.41-(c)).

Como consequência da baixa temperatura, a deformação plástica concentra-se localmente em faixas preferenciais, gerando fluxo localizado. Assim, estas serão as regiões onde ocorrerá a nucleação de novos grãos recristalizados, como revelou o EBSD na deformação de $\varepsilon = 3,0$ (Figura 4.42-(b)), intercaladas com regiões onde os grãos originais ainda encontram-se deformados e internamente encruados. Este comportamento segue até o final da deformação, causando um amaciamento gradativo e o rompimento precoce da amostra, como mostra sua curva de escoamento plástico. O resultado é uma microestrutura heterogênea de grãos remanescentes alongados, rodeados por pequenos grãos nucleados em seus contornos de grãos e de maclas,

indicando que a recuperação atua fortemente até altas deformações e a recristalização dinâmica não se completa, como mostra o EBSD na condição final (Figura 4.43), que exhibe grãos recristalizados e subgrãos formados pela recuperação.

A deformação em níveis intermediários de Z (temperatura e taxa de deformação medianas) promove uma mudança de comportamento quanto ao mecanismo de amaciamento atuante, como mostrado na evolução microestrutural da amostra na condição 1050/1, representada pela Figura 4.44 e 1100/1, representada pela Figura 4.47. Nestes casos o aumento da temperatura diminui drasticamente o surgimento de instabilidades plásticas e o material amacia em função da competição entre recuperação e recristalização dinâmicas, com a recristalização iniciando-se mais rapidamente com o aumento da temperatura. Nesta condição, nota-se a formação de maclas no interior dos grãos originais, que se encontram deformados e alinhados com as bandas de deformação e apresentam contornos serrilhados já na deformação crítica. Ao atingir o pico de tensão, fica clara a nucleação de novos grãos isentos de deformação na forma de colar nos contornos antigos.

O avanço da deformação promove um aumento na nucleação destes novos grãos, como revelado pelos EBSD's na deformação de $\varepsilon = 2,0$ e mostra também que a recuperação ainda atua fortemente, pois ainda nota-se a presença de grãos alongados cujos interiores são formados por contornos de baixo ângulo, característicos de subgrãos. O efeito do aumento na temperatura fica evidente quando comparadas as microestruturas nas condições finais de deformação. Em 1050°C a microestrutura final heterogênea e parcialmente recristalizada é formada tanto por grãos alongados remanescentes com seu interior repletos de subgrãos, quanto por grãos recristalizados com morfologia arredondada, enquanto que em 1100°C a microestrutura apresenta-se homogênea, formada por grãos equiaxiais e com maior fração recristalizada.

Condições mais baixas de Z, como na amostra 1100/0,1, favorecem ainda mais a recristalização, como mostrado na Figura 4.50. Nesta condição, não há fluxo localizado e a curva de escoamento plástico apresenta um pico de tensão que, por ser discreto, revela um comportamento que aponta para o

amaciamento via recuperação dinâmica, uma vez que o estado estacionário é alcançado com uma pequena variação de tensão. Entretanto, as observações microestruturais indicam que a recristalização avança com a nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação na forma de colares formados nos sítios preferenciais, como os contornos de grão antigos (Figuras 4.50-(b, c)), com o avanço da deformação promovendo também um avanço na fração recristalizada dinamicamente. Mesmo assim, é notória a presença de grãos alongados em deformações elevadas (Figura 4.50-(d, e)), indicando que a recuperação é estendida e que a recristalização necessita de grande quantidade de deformação para que se torne o mecanismo de amaciamento predominante. Sendo assim, ao final da deformação a microestrutura apresenta-se homogênea, formada por grãos equiaxiais recristalizados dinamicamente, com uma pequena fração de subgrãos em seus interiores, como mostra o EBSD da Figura 4.51.

A condição 1200/1 que apresenta baixo Z oferece condições mais favoráveis para que a recristalização dinâmica se torne o mecanismo predominante de amaciamento para o aço F 138 (Figura 4.52). Neste caso, durante o encruamento as discordâncias geradas acumulam-se nos arredores dos contornos serrilhados aumentando a energia armazenada até que os mecanismos de recristalização sejam ativados. Devido às condições favoráveis, já na deformação crítica os contornos de grão serrilhados estão decorados com grãos recristalizados dinamicamente na forma de colar. O EBSD feito em $\varepsilon = 1,0$ revela a presença de grãos arredondados isentos de deformação, nucleados nos contornos de grãos antigos e com tamanho médio maior que as condições de deformação apresentadas anteriormente (Figura 4.53), indicando que a recuperação não tem tanta força para retardar a recristalização nesta condição de processamento. O aumento da deformação promove o aumento da fração recristalizada do material e a microestrutura apresenta-se recristalizada dinamicamente a partir da deformação de $\varepsilon = 2,0$, mesmo com a curva de escoamento plástico atingindo o estado estacionário com pouca redução na tensão.

Os resultados apresentados neste trabalho indicam que o mecanismo predominante durante o amaciamento dinâmico do aço ASTM F 138 depende das condições de processamento aplicadas e são muitas as evidências experimentais que apontam que a recuperação dinâmica atua fortemente no material, avançando até níveis elevados de deformação e retardando a ação da recristalização dinâmica.

De acordo com a Figura 4.24, o valor de r neste material é mais elevado que o observado em outros aços, como o AISI 304. Assim, deduz-se que o amaciamento promovido pela recuperação dinâmica no aço ASTM F 138 é mais efetivo. Além disso, ao comparar a sensibilidade da tensão à taxa de deformação do F 138 em relação ao AISI 304, percebe-se que em níveis mais baixos de m ($\sim 0,03$) a recuperação dinâmica é lenta e, conseqüentemente, a recristalização dinâmica é retardada. O adiamento no início da DRX nos aços ocorre em diferentes faixas de temperaturas para cada material. No aço AISI 304 esta mudança de comportamento ocorre entre 700 e 800°C, enquanto que no aço ASTM F 138 esta temperatura eleva-se até a faixa de 1000 – 1100°C.

Com o atraso da DRX, a restauração da microestrutura pela recuperação dinâmica avança junto com a deformação minimizando a energia armazenada. Como observado na evolução microestrutural (Figuras 4.41, 4.44, 4.47, 4.50 e 4.52) e também nos resultados obtidos com a técnica de EBSD nas deformações intermediárias (Figuras 4.42, 4.45, 4.48 e 4.53), os novos grãos formados dentro dos grãos antigos (indicados pelas setas nestas figuras) são maiores que os formados no *necklace*, sugerindo uma baixa taxa de nucleação de grãos recristalizados dinamicamente. Nas microestruturas parcialmente recristalizadas, é possível ver grãos grandes dentro de grãos antigos e pequenos grãos nucleados nos contornos deformados. Sendo assim, pode-se deduzir que, após a formação de algumas camadas de *necklace*, a recristalização dinâmica continua dentro das regiões de intensa recuperação, mas com uma taxa menor que a observada no *necklace*, resultando em heterogeneidades no tamanho médio de grão.

6. CONCLUSÕES

O comportamento mecânico a quente do aço inoxidável austenítico ASTM F 138 foi definido neste trabalho em função das curvas de escoamento plástico obtidas em ensaios de torção a quente e das análises metalográficas. As curvas foram modeladas matematicamente e os mapas de processamento foram gerados. A microestrutura resultante dos ensaios e a evolução microestrutural em algumas condições de processamento foram avaliadas em microscopia ótica e eletrônica via EBSD.

De acordo com os resultados apresentados é possível concluir que:

- As curvas de escoamento plástico obtidas neste trabalho apresentaram um formato característico de amaciamento dinâmico promovido inicialmente pela recuperação, seguido da recristalização dinâmica, porém com níveis altos de recuperação. As curvas apresentam um aumento de tensão inicial até atingir um pico e em seguida a tensão diminui de acordo com as condições de processamento impostas, resultando em três comportamentos distintos na etapa de amaciamento de tensão: (i) Em alto Z, a queda de tensão ocorre gradativamente, devido à instabilidade plástica causada por localização de fluxo, (ii) em valores médios de Z, o estado estacionário é alcançado em altas deformações, (iii) com alto Z, as curvas são do tipo plano, com a tensão variando pouco após o pico.

- Para todas as condições de deformação, as curvas da taxa de encruamento vs. tensão equivalente apresentaram um ponto de inflexão, caracterizando um ponto crítico de início de recristalização dinâmica.

- Os dados experimentais obtidos para o aço ASTM F 138 ajustaram-se na função do seno hiperbólico, com os coeficientes n , α , A e Q_{def} definidos de acordo com a equação:

$$\dot{\varepsilon} = 9,23 \times 10^{15} \left[\sinh(0,0117 \sigma_p) \right]^{4,868} \exp\left(\frac{-465000}{R.T} \right)$$

- A modelagem matemática das curvas de escoamento plástico em função do parâmetro r para recuperação e da cinética de Avrami (n) para recristalização refletem a competição entre a ação do encruamento e do amaciamento dinâmico do aço ASTM F 138, representando papel fundamental na forma final das curvas conforme as condições de processamento aplicadas. O valor relativamente alto de r está associado com o valor moderado de EFE que facilita a ação dos mecanismos termicamente ativados, tornando a recuperação dinâmica mais efetiva e atrasando a cinética de recristalização dinâmica.

- Os mapas de processamento definiram os domínios preferenciais para conformação a quente deste material. Devem ser evitadas as condições de baixa temperatura ou altas taxas de deformação, pois o material apresenta baixa dissipação de energia e instabilidades plásticas que, além de dificultarem a ação da recristalização dinâmica, podem levar o material à fratura. O aumento da temperatura ou diminuição da taxa de deformação promove um aumento na dissipação de energia e evita a ação do fluxo localizado, fornecendo condições adequadas para que a recristalização dinâmica atue preferencialmente, resultando em uma microestrutura homogênea e refinada.

- As observações microestruturais indicaram que o amaciamento dinâmico deste material ocorre através da competição entre os mecanismos de recuperação e recristalização, com forte influência da instabilidade plástica em baixas temperaturas, e que a efetividade destes mecanismos e do refino de grãos dependem das condições de processamento aplicadas.

- Em altos valores de Z (baixas temperaturas e altas taxas de deformação), o encruamento e a recuperação dinâmica são os mecanismos predominantes, com ação reduzida da recristalização. A microestrutura caracteriza-se por grãos alongados contornados por pequenos grãos nucleados em seus contornos na forma de *necklace* e também pela presença de regiões de instabilidade plástica onde ocorreu

fluxo localizado, resultando em uma microestrutura parcialmente recristalizada.

- Nas condições intermediárias de Z, as microestruturas são consequência de uma ação conjunta entre os mecanismos de amaciamento, com a recuperação avançando com a deformação e atrasando a recristalização dinâmica, que pode completar-se ou não, dependendo da temperatura. A microestrutura resultante consiste de extensas regiões recuperadas no interior dos grãos antigos ou grãos recristalizados grandes juntamente com pequenos grãos formados através do *necklace*.

- Nos ensaios com baixo valor de Z (altas temperaturas e baixas taxas de deformação) as condições de processamento favorecem a nucleação e crescimento de grãos recristalizados dinamicamente e a microestrutura resulta em grãos homogêneos com alta fração recristalizada, porém alcançada somente em altas deformações.

- O atraso na recristalização deste material é uma consequência do seu nível intermediário da energia de falha de empilhamento e a presença de grãos recristalizados no interior do *necklace* formado por grãos pequenos está associada com regiões de extensa recuperação.

- Há uma faixa de temperatura entre 1000 e 1100°C no aço ASTM F 138 em que ocorre a transição de comportamento em relação ao mecanismo de amaciamento predominante, acima da qual evita-se as instabilidades plásticas e a recuperação dinâmica perde força favorecendo a recristalização dinâmica.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Algumas sugestões para novas investigações a respeito do aço inoxidável ASTM F 138 estão listadas a seguir.

- Utilizar as equações constitutivas obtidas neste trabalho para realizar simulações numéricas do processamento a quente das próteses deste material por método de elementos finitos em *softwares* adequados, como o Deform 3D, Superforge, etc.;
- Utilizar os métodos de análise feitos neste trabalho em conjunto para definir novas rotas de processamento de diferentes materiais metálicos em escala industrial.

8 BIBLIOGRAFIA

1. McQUEEN, H. J., YUE, S., RYAN, N. D., FRY, E.; "Hot Working Characteristics of Steels in Austenitic States"; Materials Processing Technology, vol. 53, pp. 293, (1995).
2. IMBERT, C. A. C. e McQUEEN, H. J.; "Dynamic recrystallization of A2 and M2 tool steels"; Materials Science and Engineering A313, pp. 104 – 116, (2001).
3. McQUEEN, H. J., IMBERT, C. A. C.; "Dynamic Recrystallization: Plasticity Enhancing Structural Development". Journal of alloys and Compounds, v. 378, pp. 35 – 43, (2004).
4. McQUEEN, H. J. e JONAS, J. J.; "Recovery and Recrystallization During High Temperature Deformation"; In: R. J. Arsenault, ed. Treatise on Materials Science and Technology. New York, Academic Press, v. 6, pp. 393-493, (1976).
5. AHLBLOM, B. e SANDSTROM, R.; "Hot Workability of Stainless Steel: Influence of Deformation Parameters, Microstructural Components and Restoration Process; Met Rev, v. 1, pp. 1-27, (1982).
6. BACZYNSKI, J. e JONAS, J. J.; " Texture Development During the Torsion testing of α -iron and Two IF alloys"; Acta Materialia, vol. 44, n. 11, pp. 4273 – 4288, (1996).
7. SELLARS, C. M., TEGART, W. J.; Mem. Sci. Rev. Metall., Vol. 63, pp. 731-740, (1966).
8. SCHRAMM, R. E., REED, R. P.; "Stacking fault energy of seven commercial austenitic stainless steels." Metallurgical Transactions 6A, pp. 1345, (1975).
9. DIETER, E. G.; 'Mechanical Metallurgy', ed. 2^a, Mc Graw-Hill, (1976).
10. ZHAO, Y. H., HORITA, Z., LANGDON, T. G., ZHU, Y. T.; "Evolution of defect structures during cold rolling of ultrafine-grained Cu and Cu–Zn alloys: Influence of stacking fault energy". Materials Science and Engineering A, vol. 474, pp. 342-347, (2008).
11. GONG, Y. L., WEN, C. E., WU, X. X., REN, S. Y., CHENG, L. P., ZHU, X. K.; "The influence of strain rate, deformation temperature and stacking

- fault energy on the mechanical properties of Cu alloys”. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 583, pp. 199 – 204, (2013).
12. SOUZA, R. C., SILVA, E. S., JORGE Jr, A. M., CABRERA, J. M., BALANCIN, O.; “Dynamic Recovery and Dynamic recrystallization Competition on a Nb- and N-bearing Austenitic Stainless Steel Biomaterial: Influence of Strain Rate and Temperature”. *Materials Science and Engineering A*, v. 582, pp. 96 – 107, (2013).
 13. TAYLOR, G. L.; “Mechanism of plastic deformation of crystals”, *Proc. Roy. Soc. A*145, 362, (1934).
 14. KOCKS, U. F.; “Dislocations and properties of real materials”; London. *Proceedings*. London: The Institute of Metals, p. 125, (1985).
 15. NABARRO, F. R. N.; “Work Hardening and Dynamical Recovery of FCC Metals in Multiple Glide”; *Acta Metallurgica*, v. 37, p.1521-1546, (1989).
 16. HULL, D. e BACON, D. J.; “Introduction to Dislocations”; Copyrighted Material, ed. 4^a, pp. 224, (2001).
 17. RYAN, N. D. e McQUEEN, H. J.; “Flow stress, dynamic restoration, strain hardening and ductility in hot work of 316 steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 8, pp. 177, (1990).
 18. RYAN, N. D. e McQUEEN, H. J.; “Dynamic Softening Mechanisms in 304 Austenitic Stainless Steel”. *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 29, No.2, pp.147-162, (1990).
 19. JORGE Jr., A. M., BALANCIN. O.; “Prediction of Steel Flow Stresses Under Hot Working Conditions”; *Materials Research*, Vol. 8, No. 3, 309-315, (2005).
 20. ELWAZRI, A. M., WANJARA, P., YUE, S.; “Critical condition for dynamic recrystallization of high carbon steels”. *Materials Science and Technology*, Vol. 20, 1469-1473, November (2004).
 21. DEHGHAN-MANSHADI, A., BARNETT, M. R., HODGSON, P. D.; “Recrystallization in AISI 304 Austenitic Stainless Steel During and After Hot Deformation”; *Materials Science and Engineering A* 485 664–672, (2008).

22. McQUEEN, H. J., RYAN, N. D.; "Constitutive Analysis in Hot Working"; Materials Science and Engineering, A 322, pp. 43-63, (2002).
23. JORGE Jr., A. M., REGONE, W., BALANCIN, O.; "Effect of Competing Hardening and Softening Mechanisms on the Flow Stress Curve Modeling of Ultra-Low Carbon Steel at High Temperatures"; Journal of Materials Processing Technology, 142, pp. 415-421, (2003).
24. BERNSHTEIN, M. L., KAPUTIKINA, L. M., PROKOSHKIN, S. D. e DOBATKIN, S. V.; Acta Metall.; "Structural changes during hot deformation of austenite in alloy steels", Acta Metallurgica, v. 33, pp. 247-254, (1985).
25. POLIAK, E. I. e JONAS, J. J.; "A One Parameter Approach to Determining the Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization"; Acta Materialia, v. 44, No. 1, pp. 127-136, (1996).
26. JONAS, J.J., QUELENNEC, X., JIANG, L., MARTIN, E.; "The Avrami Kinetics of Dynamic Recrystallization". Acta Materialia 57, pp. 2748–2756, (2009).
27. McQUEEN, H. J.; "The Production and Utility of Recovered Dislocation Substructure"; Metallurgical Transactions, v. 8, pp. 807-824, (1977).
28. CHO, S. H., KANG, K. B., JONAS, J. J.; "The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystallization of a Nb-microalloyed Steel"; ISIJ International, v. 41, No. 1, pp. 63-69, (2001).
29. McQUEEN, H. J., YUE, S., RYAN, N. D., FRY, E.; "Hot Working Characteristics of Steels in Austenitic States"; Materials Processing Technology, vol. 53, pp. 293, (1995).
30. PETROVIC, R. A.; LUTON, M. J., JONAS, J. J.; "Recovery and Recrystallization of Polycrystalline Copper After Hot Working", Acta Metallurgica, Vol. 27, pp.1633-1648, (1979).
31. MONTHEILLET, F., JONAS, J. J.; "Recrystallization Dynamics", Encyclopedia of Applied Physics, vol. 16, VCH Publishers, Inc., 3-527-28138-X, pp. 205-225, (1996).

32. NAJAFIZADEH, A., JONAS, J. J.; "Predicting the Critical Stress for Initiation of Dynamic Recrystallization"; *ISIJ International*, v. 46, No. 11, pp. 1679-1684, (2006).
33. RYAN, N. D., McQUEEN, H. J., JONAS, J. J.; "The Deformation Behavior of Types 304, 316 and 317 Austenitic Stainless Steels During Hot Torsion". *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 22, n. 3, pp. 369 – 378, (1983).
34. TAYLOR, A. S, HODGSON, P. D., "Dynamic Behaviour of 304 Stainless Steel During High Z Deformation". *Materials Science and Engineering A*, V. 528, pp. 3310–3320, (2011).
35. SAMANTARAY, D., MANDAL, S., PHANIRAJ, C., BHADURI, A. K., "Flow Behavior and Microstructural Evolution During Hot Deformation of AISI Type 316 L(N) Austenitic Stainless Steel." *Materials Science and Engineering A*, V. 528, pp. 8565– 8572 (2011).
36. SAKAI, T., JONAS, J. J.; "Overview no. 35 Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations", *Acta Metallurgica*, Vol. 32, pp. 189-209, (1984).
37. SAKAI, T., JONAS, J. J.; "Dynamic Recrystallization: Mechanical and Microstructural Consideration". *Acta Metallurgica*. v. 32, pp. 198-209, (1984).
38. SAKAI, T.; "Dynamic Recrystallization Microstructure Under Hot Working Conditions". *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 53, pp. 349-36, (1995).
39. PONGE, D., GOTTSTEIN, G.; "Necklace Formation During Dynamic Recrystallization: Mechanisms and Impact on Flow Behavior". *Acta materialia*, Vol. 46, No. 1, pp. 69 - 80, (1997).
40. BUSSO, E. P.; "A continuum theory for dynamic recrystallization with microstructure-related length scales", *Int. J. Plast.*, v. 14, pp. 319-353, (1998).
41. DING, R., GUO, Z. X.; "Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization", *Acta Mater.*, v. 49, pp. 3163-3175 (2001).

42. POLIAK, E. I., JONAS, J. J.; "Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation"; *ISIJ International*, Vol. 43, No. 5, pp. 684–691, (2003).
43. SAKAI, T., BELYAKOV, A., KAIBYSHEV, R, MIURA, H, JONAS, J. J.; "Dynamic and Post-Dynamic Recrystallization under Hot, Cold and Severe Plastic Deformation Conditions". *Progress in Materials Science*, v. 60, pp. 130 – 207, (2014).
44. GOTTSTEIN, G., GRUNGER, E., LOCHTE, L., BUHNER, F., PONGE, D.; "Dynamics Recrystallization in Metals and Intermetallics". *Proceedings of the 16th International Symposium on Materials Science*, p. 37, (1995).
45. WAHABI, M. E., GAVARD L., MONTHEILLET, F., CABRERA, J. M., PRADO, J. M.; "Effect of initial grain size on dynamic recrystallization in high purity austenitic stainless steels". *Acta Materialia*, v.53, pp. 4605–4612, (2005).
46. ROBERTS, W., AHLBLOM, B.; "A Nucleation criterion for Dynamic Recrystallization During Hot Working". *Acta Metallurgica*, vol. 26, pp. 801 – 813, (1977).
47. SELLARS, C. M.; in *Proc. 7th Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Science*, Roskilde Denmark, pp. 167, (1986).
48. MIURA, H., AOYAMA, H., SAKAI, T.; "Mechanisms of Dynamic Recrystallization in Cu-Sn-P Alloy" *Japan Institute of Metals*, v. 58, pp. 267–275, (1994).
49. GIORDANI, E. J., JORGE Jr., A. M., BALANCIN, O.; "Proportion of recovery and Recrystallization During Interpass Times at high Temperatures on a Nb- and N-bearing Austenitic Stainless Steel Material". *Scripta Materialia*, vol. 55, pp. 743 – 746, (2006).
50. DAVENPORT, S. B., SILK, N. J., SPARKS, C. N., SELLARS, C. M.; "Development of Constitutive Equations for Modeling of Hot Rolling". *Materials Science and Technology*, vol. 16, pp. 539–546, (2000).
51. DIETER, G., KUHN, H. A., SEMIATIN, S. L.; "Handbook of Workability and Process Design" In: *ASM International* (2003).

52. WALLEY, S. M.; "Shear Localization: a Historical Overview". *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 38A, pp. 2007 – 2629, (2007).
53. WANG, B., ZHAOLIN, L., WANG, B., ZHAO, S., SUN, J.; "Microstructural Evolution in adiabatic Shear Band in the Ultrafine-Grained Austenitic Stainless Steel Processed by Multi-axial Compression". *Materials Science and Engineering A*, v. 611, pp. 100 – 107, (2014).
54. CAHN, R. W., HAASEN, P.; "Physical Metallurgy", v.3, Elsevier Science B. V., The Netherlands, (1996).
55. SEMIATIN, S. L., HOLBROOK, J. H.; "Failure behavior of 304L Stainless Steel in Torsion". *Metallurgical Transactions A*, v. 14A, pp. 2091 – 2099, (1983).
56. LAASRAOUI, A.; JONAS, J. J.; "Prediction of temperature distribution, flow stress and microstructure during the multipass hot rolling of steel plate and strip". *ISIJ International*, v. 31, p. 95-105, (1991).
57. LAASRAOUI, A., JONAS, J. J. "Prediction of Steel Flow Stresses at high Temperatures and Strain Rates". *Materials Transactions*, v. 22a, p. 1545-1558, (1991).
58. LAASRAOUI, A.; JONAS, J. J. e BARAGAR, D. L. "Computer modelling the efficient tool for the steel industry". *Proceedings international symposium on mathematical modeling of hot rolling of steel*. p. 86, (1990).
59. CABRERA, J. M.; AL OMAR, A.; JONAS, J. J. e PRADO, J. M.; "Modeling the Flow Behavior of a Medium Carbon Microalloyed Steel under Hot Working Conditions". *Metallurgical and materials transactions A*, v. 28A, 2233, (1997).
60. BERGSTROM, Y. "Dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline alpha-iron with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations". *Materials Science & Engineering* 5, p. 193–200, (1969).
61. BERGSTROM, Y., "A dislocation model for the strain-ageing behaviour of steel". *Materials Science & Engineering* 97, p. 101–110, (1972).

62. BERGSTROM, Y., "The plastic deformation of metals – a dislocation model and its applicability". *Reviews on Powder Metallurgy and Physical Ceramics*, p. 79–265, (1983).
63. ESTRIN, Y., MECKING, H.; "A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models". *Acta Metall.* 32, p. 57, (1984).
64. JAFARI, M., NAJAFIZADEH, A.; "Correlation Between Zener–Hollomon Parameter and Necklace DRX During Hot Deformation of 316 Stainless Steel"; *Materials Science and Engineering A*, vol. 501, pp. 16–25, (2009).
65. WANG, L., LIU, F., ZUO, Q., CHEN, C. F.; "Prediction of Flow stress for N08028 Alloy Under Hot Working Conditions". *Materials and Design*, vol. 47, pp. 737 – 745, (2013).
66. PRASAD, Y. V. R. K., SESHACHARYULU, T.; "Modelling of Hot Deformation for Microstructural Control". *International Materials Reviews*, v. 43, pp. 243– 258, (1998).
67. PRASAD, Y. V. R. K., SASIDHARA, S.; "Hot working guide: A compendium of processing maps", OH: ASM International, Materials Park; Ohio, (1997).
68. PRASAD, Y. V. R. K., GEGEL, H. L., DORAIVELU, S. M., MALAS, J. C., MORGAN, J. T., LARK, K. A., BARKER, D. R.; "Modeling of Dynamic Material Behavior in Hot Deformation: Forging of Ti-6242". *Metallurgical Transactions*, v. 15A, pp. 1833 – 1891, (1984).
69. ASTM – Designation F – 138, Standard Specification for Wrought Chromium-14 Nickel-2.5 Molybdenum Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants.
70. NBR ISO 5832-1, Implantes para cirurgia – Materiais metálicos, parte 1: Aço Inoxidável Conformado.
71. ORNHAGEN, C., NILSSON, J. O., VANNEVIK, H.; "Characterization of a nitrogen-rich austenitic stainless steel used for osteosynthesis devices". *Journal of Biomedical Materials Research*. v. 31, pp. 97-103, (1996).

72. PADILHA, A. F.; "Aços inoxidáveis: Histórico e Desenvolvimento". Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica – USP.
73. GIORDANI, E. J.; "Estudo da conformação a quente de um aço inoxidável austenítico ISO 5832-9, utilizado na fabricação de implantes ortopédicos, e avaliação de suas propriedades mecânicas e físico-químicas". Tese de Pós-Doutoramento, Departamento de engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos – UFSCar (2004).
74. MEDINA, S. F., HERNANDEZ, C. A.; "General Expression of the Zener-Hollomon Parameter as a Function of the Chemical Composition of Low Alloy and Microalloyed Steels". *Acta Metallurgica*, vol. 44, n. 1, pp. 137 – 148, (1996).
75. STEWART, G. R., JONAS, J. J., MONTHEILLET, F.; "Kinetics and Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization in 304 Stainless Steel". *ISIJ International*, vol. 44, n. 9, pp. 1581 – 1589, (2004).
76. FIELDS, D. S. e BACKOFEN, W. A.; "Determination of Strain Hardening Characteristics by Torsion Testing"; In: *Amer. Soc. Test. Mater. Proc.*, v. 57, pp. 1259-1272, (1957).
77. UVIRA, J.J.; JONAS, J.J.; "Hot Compression of Armco Iron and Silicon Steel". *Trans. Metall. Soc. AIME*. v 242. pp. 1619 – 1626, (1968).
78. RYAN, N. D.; "Work hardening, strength, restorative mechanisms, and ductility in the hot working of 300 series stainless steel". A thesis in the Department of Mechanical Engineering, Concordia University, Montréal, Québec, Canadá, (1989).
79. KIM, S., LEE, Y., JANG, B., "Modeling of recrystallization and austenite grain size for AISI 316 stainless steel and its application to hot bar rolling", *Materials Science and Engineering*, vol. A357, pp. 235-239, (2003).
80. JORGE Jr. A, M; "Análise do Comportamento de Aços Inoxidáveis em Altas temperaturas e Altas Taxas de deformação"; Tese de Doutorado – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, (1997).

81. CHO, S. H.; KANG, K. B. e JONAS, J. J.; “Mathematical Modeling of the Recrystallization Kinetics of Nb Microalloyed Steels”. *ISIJ International*, v. 41, No. 7, p. 766–773, (2001).
82. NAJAFIZADEH, A. e JONAS, J. J.; “Predicting the Critical Stress for initiation of Dynamic Recrystallization”. *ISIJ International*, v. 46, No. 11, p. 1679–1684, (2006).
83. SILVA, E. S., SOUSA, R. C., JORGE Jr., A. M., BALANCIN, O.; “Hot Deformation Behavior of a Nb- and N-bearing Austenitic Stainless Steel Biomaterial”. *Materials Science and Engineering A*, V. 543, pp. 69 – 75, (2012).
84. WAHABI, M. E.; CABRERA, J. M. e PRADO, J. M.; “Hot working of two AISI 304 steels: a comparative study”. *Materials Science and Engineering A*, v. 343, pp. 116-125, (2003).
85. SILVA, E. S.; “Caracterização e modelagem do comportamento plástico a quente do aço inoxidável austeníticos ISSO 5832-9, utilizado em implantes ortopédicos”. Tese de Doutorado – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, (2011).
86. MEDINA, S. F. e HERNANDEZ, C. A.; “Modelling of the dynamic recrystallization of austenite in low alloy and microalloyed steels”. *Acta mater.*, v. 44, n. 1, pp. 165-171, (1996).
87. WENHUI, Z., SHUHUA, S., DELI, Z., BOAZHONG, W., ZHENHUA, W., WANTANG, F.; “Hot deformation behavior of a Nb-containing 316LN stainless steel”. *Materials and Design*, v. 32, pp. 4173 – 4179, (2011).
88. VENUGOPAL, S., MANNAN, S. L., PRASAD, Y. V. R. K.; “Processing Map for Hot Working of Stainless Steel Type AISI 316L”. *Materials Science and Technology*, v. 9, pp. 899 – 906, (1993).
89. DERBY B., “The Dependence of Grain Size on Stress During Dynamic Recrystallization”, *Acta metall.* Vol.39, No. 5, pp. 955-962, (1991).