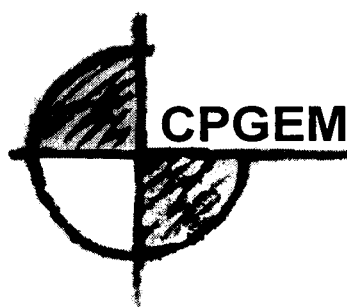


COF. N. 902

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

ESCOLA DE ENGENHARIA



**CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MINAS**

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Tese de Doutorado

**"Modelamento de Curvas de Fluxo para
Aços Livres de Intersticiais"**

Aluno: Jefferson José Vilela

Orientador: Prof. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa

1999

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Jefferson José Vilela

**"Modelamento de Curvas de Fluxo para
Aços Livres de Intersticiais"**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas
Gerais

Área de concentração: Transformação Mecânica dos Materiais

Orientador: Prof. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

1999

MODELAMENTO DE CURVAS DE FLUXO PARA AÇOS LIVRES INTERSTICIAIS

Jefferson José Vilela

Tese submetida à Comissão Examinadora designada pelo Colegiado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas.

Aprovada em 5 de Março de 1999

Por:



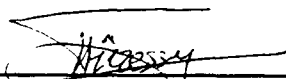
Prof. Ronaldo A. N. M. Barbosa, Ph.D. (UFMG)
Orientador



Prof. Paulo Roberto Cetlin, Dr. (UFMG)



Prof. Dagoberto Brandão Santos, Dr. (UFMG)




Túlio F. Magno de Melo, Dr. Ing. (Usiminas)



Júlio Márcio Silveira e Silva, Dr. (Mannesmann)

Aprovada pelo Colegiado do CPGEM



Prof. Dagoberto Brandão Santos
Coordenador do CPGEM/UFMG

Versão final aprovada por



Professor/Orientador

A preparação para o trabalho tem a mesma importância que a execução deste.

Ao meu pai, que sempre foi um exemplo a ser seguido.

Agradecimentos

Ao professor Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa, pelo apoio e orientação deste trabalho.

Ao engenheiro e amigo José Rubens Carneiro, pelo companheirismo, amizade e, em especial, pelo apoio e auxílio em momentos cruciais deste trabalho.

Ao Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN/CNEN), principalmente à Supervisão de Ensaios e Metrologia, pela autorização de execução desta tese durante o exercício de minhas funções no órgão e por investir na minha formação profissional.

Um agradecimento especial ao engenheiro e amigo Júlio Márcio Silveira e Silva pelo apoio ao longo deste trabalho.

Pelo apoio e auxílio: Antônio Pereira Santiago, Clayson Charles de Souza, Clayton Eduardo Oliveira Santos, Daniel Martins Braga, Dagoberto Santos Brandão, Eduardo Gomes da Silva, Fábio Adriano da Silva, Fernando Pereira Salazar, Geraldo de Paula Martins, Haroldo Béria Campos, Henrique Costa Braga, Jadir Antônio Moreira Lopes, José Gomes Soares Filho, José Aparecido de Almeida, Josué Ferreira Silva, Judy Hardacre de Cerqueira, Márcia Valéria Lima Sandinha Fagundes, Maura Regina Silva da Páscoa, Marco Antônio Dutra Quinan, Newton Urias Pinto, Nilton da Silva Maia, Nirlando Antônio Rocha, Paulo Roberto Cetlin, Pedrino Ambrósio Ramos Villela, Robson Lage Silva, Salomão Filho Fernando Meyge, Tanius Rodrigues Mansur, Túlio Magno Füzessy Melo, Vanderley de Vasconcelos, Wagner Reis da Costa Campos e Wellington Antônio Soares.

Aos colegas do Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN/CNEN) pelo apoio.

Aos professores, funcionários e colegas do CPGEM pelo apoio.

Ao Conselho Nacional de Pesquisa (CNPq) por me manter financeiramente durante um período deste trabalho.

À Fundação de Amparo à Pesquisa de Minas Gerais (FAPEMIG) e à Fundação Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo apoio financeiro ao projeto.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais pela infra-estrutura.

À AÇOMINAS, pela doação do material que foi pesquisado.

À minha família, à minha namorada e aos meus amigos, peço desculpas pela ausência imposta durante este período, e agradeço pelo apoio e pela compreensão.

SUMÁRIO

Agradecimentos.....	iii
Sumário	v
Lista de figuras.....	viii
Lista de tabelas.....	xxii
Convenção de símbolos	xxix
Resumo	xxxv
Abstract	xxxvii
1 Introdução	39
2 Objetivos.....	44
3 Revisão Bibliográfica.....	45
3.1 Modelos Mecanicistas	49
Modelo de Estrin-Mecking	49
Modelo de Bergström-Laasraoui.....	50
3.2 Modelos Empíricos.....	52
Modelo de Sellars.....	52
Modelo de Hernandez-Medina.....	55
Modelo de Rao	56
Modelo de Baragar	57

Modelo de Cingara	58
4 Metodologia experimental.....	59
Composição Química.....	59
Ensaio de torção	59
Cálculo da curva tensão-deformação a partir de dados experimentais	67
Obtenção da tensão inicial para o cálculo da curva de fluxo.....	69
Tratamento dos dados experimentais para obtenção da curva de fluxo.....	71
Correção devido às variações geométricas do corpo-de-prova durante o ensaio ...	77
Cálculo da Energia de Ativação	83
Correção devido às variações de temperatura no corpo-de-prova durante o ensaio de torção	87
5 Resultados.....	90
Curvas de fluxo.....	90
6 Discussão e análise de resultados	99
<i>6.1 Modelo de Sellars modificado para curva de fluxo completa para o aço LI na fase austenítica.....</i>	<i>100</i>
Modelo de Sellars para recuperação de dinâmica do aço LI na austenita.....	108
Modelos de recristalização dinâmica para o aço LI na austenita.....	108
Cálculo de fração amaciada dinamicamente	112
Modelo de Roucoules para recristalização dinâmica	113
Modelo de Sellars para recristalização dinâmica	118
Modelo proposto para recristalização dinâmica	124
Modelo da curva de fluxo completa para o aço LI na austenita usando o modelo de Sellars modificado.....	130
<i>6.2 Modelo de Laasraoui modificado para curva de fluxo completa para o aço LI na fase austenítica.....</i>	<i>134</i>
<i>6.3 Modelo de Rao modificado para curva de fluxo completa para o aço LI na fase austenítica.....</i>	<i>154</i>

6.4	<i>Modelo de Sellars modificado para curva de fluxo completa para o ferro ARMCO na fase austenítica</i>	171
6.5	<i>Modelo de Sellars modificado para curva de fluxo completa para o aço LI na fase ferrítica</i>	183
6.6	<i>Modelo de Sellars modificado para curva de fluxo completa para o ferro ARMCO na fase ferrítica</i>	198
6.7	<i>Simulação de torção sob deformação constante</i>	213
6.8	<i>Discussão geral sobre os métodos de modelamento</i>	220
	Obtenção das curvas de fluxo.....	220
	Características da curva de fluxo	224
	Equações Constitutivas.....	234
7	Conclusões	236
8	Contribuição deste trabalho	238
9	Referências Bibliográficas	239

LISTA DE FIGURAS

- Figura 1 Representação esquemática da curva tensão-deformação a alta temperatura, mostrando-se vários pontos característicos desta curva. 46
- Figura 2 Representação esquemática da derivada primeira da tensão em relação a deformação (θ), em função da tensão, mostrando a técnica para definir vários pontos característicos da curva de fluxo (Ryan90). 46
- Figura 3 - Curva tensão-deformação do aço LI - 0.029% Nb, submetido a aquecimento direto e a ensaio de compressão à temperaturas na faixa de 935-1100 °C, à taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, adaptado de Pan (Pan94). 48
- Figura 4 Curva tensão-deformação de aço LI - 0,029% Nb, submetido a aquecimento direto e a ensaio de compressão à temperaturas na faixa de 800-935 °C, à taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, adaptado de Pan (Pan94). 48
- Figura 5 Curva da célula de torque com carregamento e descarregamento do momento torçor (a) positivo e (b) negativo. 62
- Figura 6 Efeito da inércia do atuador no início do ensaio à taxa de deformação a 10 s^{-1} . ..
..... 63
- Figura 7 Unidade de torção do departamento de Engenharia Metalúrgica de UFMG, utilizada neste trabalho. 63
- Figura 8 Técnica de soldagem do termopar, no raio de curvatura do corpo-de-prova, utilizada neste trabalho. 65
- Figura 9 Principais dimensões dos corpos-de-prova utilizados nesta pesquisa. 65

- Figura 10 Um exemplo de aquisição de dados através da interface, sendo o ensaio realizado à taxa de deformação de 10 s^{-1} 66
- Figura 11 Curva típica de tensão equivalente média em função do inverso da temperatura absoluta para o aço LI pesquisado. 66
- Figura 12 Esquema de deformação e de temperatura utilizado neste trabalho..... 68
- Figura 13 Exemplo de obtenção da tensão inicial segundo a norma ASTM E-8, em um aço LI à temperatura de $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ e à taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$ 70
- Figura 14 Um exemplo do método de obtenção da curva de fluxo através de polinômios para um ferro ARMCO, à temperatura de $950 \text{ }^\circ\text{C}$ e à taxa de deformação de 1 s^{-1} 73
- Figura 15 Um exemplo para o ferro ARMCO, à temperatura de $950 \text{ }^\circ\text{C}$ e à taxa de deformação 1 s^{-1} apresentando a modificação do início da curva devido ao tipo de suavização 75
- Figura 16 Um exemplo para o ferro ARMCO, à temperatura $950 \text{ }^\circ\text{C}$ e à taxa de deformação 1 s^{-1} , apresentando a modificação ao longo de toda a curva devido ao tipo de suavização..... 75
- Figura 17 Comparando a influência do tratamento dos dados de experimentos originais sobre curva $\theta \times \sigma$ para o ferro ARMCO, à temperatura de $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ e à taxa de deformação de 3 s^{-1} 76
- Figura 18 Exemplo de correção do diâmetro em um ensaio à temperatura de $650 \text{ }^\circ\text{C}$, à taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$ e deformação equivalente de 18 no ferro ARMCO, sendo $\Delta\phi = 0,65^\circ\text{mm}$ 82
- Figura 19 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação para o aço LI na austenita..... 84

- Figura 20 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para o aço LI na austenita. 85
- Figura 21 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita. 86
- Figura 22 Exemplo de correção de temperatura em um ensaio à temperatura de 950 °C e à taxa de deformação de 10 s⁻¹, sendo o $\Delta T = 36$ °C. 88
- Figura 23 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI na austenita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação em grandes deformações: (a) 0,1 e (b) 1 s⁻¹. 91
- Figura 24 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI na austenita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação em grandes deformações: (a) 3 e (b) 10 s⁻¹. 92
- Figura 25 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO na austenita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação até a deformação 7: (a) 0,1 e (b) 1 s⁻¹. 93
- Figura 26 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO na austenita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s⁻¹. 94
- Figura 27 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI na ferrita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação em grandes deformações: (a) 0,1 e (b) 1 s⁻¹. 95
- Figura 28 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI na ferrita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação em grandes deformações: (a) 3 e (b) 10 s⁻¹. 96

- Figura 29 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO na ferrita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação até a deformação 7: (a) 0,1 e (b) 1 s^{-1} 97
- Figura 30 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO na ferrita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s^{-1} 98
- Figura 31 Um exemplo de obtenção das tensões de pico, crítica e estacionária para recuperação dinâmica através do gráfico de $\theta \times \sigma$ para a liga LI à temperatura de $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ e à taxa de deformação 10 s^{-1} 101
- Figura 32 Relação linear entre a deformação de pico e a crítica para a liga LI na austenita. 103
- Figura 33 Evolução da deformação de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita. 103
- Figura 34 Evolução da deformação crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita..... 105
- Figura 35 Evolução da tensão inicial com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita. 105
- Figura 36 Relação seno-hiperbólica da tensão para a deformação de 0,05 com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita..... 106
- Figura 37 Evolução da tensão de saturação para recuperação dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita..... 106
- Figura 38 Evolução da tensão de saturação para recristalização dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita..... 107
- Figura 39 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars até a deformação crítica (Sel86): (a) 0,1 e (b) 1 s^{-1} 109

- Figura 40 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars até a deformação crítica (Sel86): (a) 3 e (b) 10 s^{-1} 110
- Figura 41 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Sellars (Sel86), para a liga LI, para diferentes deformações (0 a ϵ_c), em diferentes temperaturas (950 a $1100 \text{ }^\circ\text{C}$) e em diferentes taxas de deformação ($0,1$ a 10 s^{-1}). 111
- Figura 42 Um exemplo de obtenção do parâmetro k_{din} a partir dos dados experimentais, à temperatura de $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ e à taxa de deformação de 10 s^{-1} para a liga LI na austenita. 114
- Figura 43 Variação de k_{din} com a taxa de deformação a partir do modelo de recuperação de Sellars. 116
- Figura 44 Variação da k_{din} com a temperatura a partir do modelo de recuperação de Sellars (Equação 48). 117
- Figura 45 Modelo de Roucoules (Equação 13) (Roucoules92) para o expoente k_{din} 119
- Figura 46 Variação de β_{din} com a taxa de deformação, a partir do modelo de recuperação de Sellars. 120
- Figura 47 Variação da β_{din} com a temperatura para obter a cinética de recristalização dinâmica da Equação 25, com o σ_e da fração recristalizada, obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars. 121
- Figura 48 Modelo de Roucoules (Equação 12) (Roucoules92) para o expoente β_{din} 122
- Figura 49 Relação do tempo para 50% de recristalização dinâmica da Tabela 10 com o parâmetro Zener-Hollomon à temperatura constante. 125

Figura 50	Relação do tempo para 50% de recristalização dinâmica da Tabela 10 com a temperatura, permanecendo o parâmetro Zener-Hollomon constante.....	126
Figura 51	Modelo de Sellars para o tempo de 50% de recristalização dinâmica, segundo a Equação 25.	127
Figura 52	Variação de t_{50} com a taxa de deformação, segundo o modelo proposto (Equação 49).	128
Figura 53	Variação do tempo para 50% de recristalização dinâmica com a temperatura segundo o modelo proposto (Equação 49).	129
Figura 54	Modelo proposto (Equação 49) para t_{50} em função da temperatura e da taxa de deformação.	131
Figura 55	Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7: (a) 0,1 e (b) 1 s^{-1}	132
Figura 56	Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s^{-1}	133
Figura 57	Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado para a liga LI, para diferentes deformações (0 a 7), em diferentes temperaturas (950 a $1100 \text{ }^\circ\text{C}$) e em diferentes taxas de deformação ($0,1$ a 10 s^{-1}).	135
Figura 58	Um exemplo de obtenção das constantes do modelo de Laasraoui utilizando o método numérico de Levenberg-Marquardt, em aço LI, à temperatura de $950 \text{ }^\circ\text{C}$ e à taxa de deformação de 10 s^{-1}	135
Figura 59	Comparação entre o σ_{ss}^* obtido pelo método de Ryan (Ryan90) e de Laasraoui (Laasraoui90) para aço LI na austenita.	136

Figura 60	Relação entre o parâmetro Ω e a taxa de deformação para aço LI na austenita.	139
Figura 61	Relação entre o parâmetro Ω e a temperatura para aço LI na austenita. ...	140
Figura 62	Modelo para Ω proposto por Laasraoui (Laasraoui90), em função da temperatura e da taxa de deformação para aço LI na austenita.	141
Figura 63	Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Laasraoui até a deformação crítica (Laasraoui90): (a) 0,1 e (b) 1 s ⁻¹	142
Figura 64	Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Laasraoui até a deformação crítica (Laasraoui90): (a) 3 e (b) 10 s ⁻¹	143
Figura 65	Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Laasraoui (Laasraoui90), para a liga LI, para diferentes deformações (0 a ϵ_c), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s ⁻¹).	144
Figura 66	Relação entre a tensão de saturação obtida pela Equação 51, do modelo de Laasraoui, e parâmetro de Zener-Hollomon.	146
Figura 67	Varição de t_{50} com a taxa de deformação, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Laasraoui.	148
Figura 68	Varição da t_{50} com a temperatura, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Laasraoui.	149
Figura 69	Modelo para t_{50} em função da temperatura e da taxa de deformação, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Laasraoui.	150

- Figura 70 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Laasraoui modificado até a deformação 7: (a) 0,1 e (b) 1 s^{-1} 151
- Figura 71 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Laasraoui modificado até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s^{-1} 152
- Figura 72 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Laasraoui modificado para a liga LI para diferentes deformações (0 a 7), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s^{-1})..... 153
- Figura 73 Variação da energia de ativação com a deformação, segundo modelo Rao (Rao92), para o aço LI na austenita. 156
- Figura 74 Variação do expoente n com a deformação, segundo o modelo de Rao (Rao92), para o aço LI na austenita. 156
- Figura 75 Variação do logaritmo da constante A com a deformação, segundo o modelo Rao (Rao92), para o aço LI na austenita..... 157
- Figura 76 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Rao até a deformação crítica (Rao92): (a) 0,1 e (b) 1 s^{-1} 158
- Figura 77 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Rao até a deformação crítica (Rao92): (a) 3 e (b) 10 s^{-1} 159
- Figura 78 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Rao (Rao92), para a liga LI, para diferentes deformações (0 a ϵ_c), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s^{-1})..... 160

Figura 79	Tensão de saturação para recuperação dinâmica para o modelo de Rao, considerada na menor deformação para o estado estacionário devido a recristalização dinâmica (ϵ_{ss}).	163
Figura 80	Variação de t_{50} com a taxa de deformação, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Rao.	165
Figura 81	Variação da t_{50} com a temperatura, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Rao.	166
Figura 82	Modelo para t_{50} (Equação 49) em função da temperatura e da taxa de deformação, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Rao.	167
Figura 83	Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Rao modificado até a deformação 7: (a) 0,1 e (b) 1 s ⁻¹ .	168
Figura 84	Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Rao modificado até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s ⁻¹ .	169
Figura 85	Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Rao (Rao92) para a liga LI para deformações diferentes (0 a 7), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s ⁻¹).	170
Figura 86	Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação para o ferro ARMCO na austenita.	173
Figura 87	Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para o ferro ARMCO na austenita.	174
Figura 88	Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita.	175

- Figura 89 Evolução da tensão inicial com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita. 175
- Figura 90 Relação seno-hiperbólica da tensão para a deformação de 0,05, com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita. 176
- Figura 91 Evolução da deformação crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita. 176
- Figura 92 Evolução da tensão de saturação para recuperação dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita. 177
- Figura 93 Evolução da tensão de saturação para recristalização dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita. 177
- Figura 94 Variação de t_{50} com a taxa de deformação segundo o modelo proposto, (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars, para o ARMCO na austenita. 180
- Figura 95 Variação de t_{50} com a temperatura segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars, para o ferro ARMCO na austenita. 181
- Figura 96 Modelo proposto (Equação 49) para t_{50} em função da temperatura e da taxa de deformação, com o σ_e calculado a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na austenita. 182
- Figura 97 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7: (a) 0,1 e (b) 1 s^{-1} 184
- Figura 98 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s^{-1} 185
- Figura 99 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado para o ferro ARMCO em

diferentes deformações (0 a 7), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s ⁻¹).	186
Figura 100 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação para a liga LI na ferrita.	188
Figura 101 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para a liga LI na ferrita.	189
Figura 102 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.	190
Figura 103 Evolução da tensão inicial com o parâmetro de Zener-Hollomon para o aço LI na ferrita.	190
Figura 104 Relação seno-hiperbólica da tensão para a deformação de 0,05 com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.	192
Figura 105 Evolução da deformação crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.	192
Figura 106 Relação seno-hiperbólica da tensão de saturação para recuperação dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.	193
Figura 107 Relação seno-hiperbólica da tensão de saturação para recristalização dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.	193
Figura 108 Variação de t ₅₀ com a taxa de deformação segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars, para a liga na ferrita.	195
Figura 109 Variação de t ₅₀ com a temperatura segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars, para a liga LI na ferrita.	196
Figura 110 Modelo proposto (Equação 49) para t ₅₀ em função da temperatura e da taxa de deformação para o modelo de recuperação de Sellars para a liga LI na ferrita.	197

- Figura 111 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7 (Sel86): (a) 0,1 e (b) 1 s^{-1} 199
- Figura 112 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7 (Sel86): (a) 3 e (b) 10 s^{-1} 200
- Figura 113 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado (Sel86) para a liga LI para diferentes deformações (0 a 7), em diferentes temperaturas (650 a $800 \text{ }^\circ\text{C}$) e em diferentes taxas de deformação ($0,1$ a 10 s^{-1}). 201
- Figura 114 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação para o ferro ARMCO na ferrita 203
- Figura 115 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para o ferro ARMCO na ferrita. 204
- Figura 116 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita 206
- Figura 117 Evolução da tensão inicial com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita 207
- Figura 118 Relação seno-hiperbólica da tensão para a deformação de 0,05, com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita. 207
- Figura 119 Evolução da deformação crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita 208
- Figura 120 Relação seno-hiperbólica da tensão de saturação para recuperação dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita 208
- Figura 121 Relação seno-hiperbólica da tensão de saturação para recristalização dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita. 209

- Figura 122 Variação de t_{50} com a taxa de deformação segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars para o ferro ARMCO na ferrita.211
- Figura 123 Variação de t_{50} com a temperatura segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars para o ferro ARMCO na ferrita.212
- Figura 124 Modelo proposto (Equação 49) para t_{50} em função da temperatura e da taxa de deformação para o modelo de recuperação de Sellars para o ferro ARMCO na ferrita.214
- Figura 125 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7 (Sel86): (a) 0,1 e (b) 1 s^{-1} 215
- Figura 126 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7 (Sel86): (a) 3 e (b) 10 s^{-1} 216
- Figura 127 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado (Sel86) para o ferro ARMCO para deformações diferentes (0 a 7), em diferentes temperaturas (650 a 800 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s^{-1}). 217
- Figura 128 Simulação de um ensaio de torção sob deformação constante, na região da austenita, na liga LI.....217
- Figura 129 Comparação entre os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado (Sel86) e os valores obtidos em vários passes de torção na liga LI para deformações entre 0 e 0,3, e diferentes temperaturas (917 a 1070 °C) e em taxa de deformação $2,23 \text{ s}^{-1}$ 218
- Figura 130 Simulação de um ensaio de torção sob deformação constante, na região da ferrita, na liga LI.....218

- Figura 131 Comparação entre os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado (Sel86) com os obtidos em vários passes de torção na liga LI para deformações entre 0 e 0,3, e diferentes temperaturas (764 a 612 °C) e em taxa de deformação $2,23 \text{ s}^{-1}$ 219
- Figura 132 Uma variação de cerca de 10% na tensão inicial modifica a constante p do modelo de Sellars de aproximadamente 40%.221
- Figura 133 Uma variação de aproximadamente 10% na deformação crítica não modifica significativamente a constante p do modelo de Sellars.222
- Figura 134 Uma variação de aproximadamente 10% na tensão do estado estacionário da recuperação dinâmica modifica a constante p do modelo de Sellars de aproximadamente 30%.223

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composições químicas das ligas utilizadas nos experimentos, % em peso.	60
Tabela 2	Constante p da Equação 21 do modelo de Sellars, para diferentes métodos de suavização da curva de fluxo do aço LI na austenita.....	74
Tabela 3	Os gradientes de temperatura lidos diretamente no indicador, ao final do ensaio, e as variações de diâmetro e comprimento do corpo-de-prova na deformação final do aço LI na austenita.	78
Tabela 4	Os gradientes de temperatura lidos diretamente no indicador, ao final do ensaio, e as variações de diâmetro e comprimento do corpo-de-prova na deformação final do ferro ARMCO na austenita.....	79
Tabela 5	Os gradientes de temperatura lidos diretamente no indicador, ao final do ensaio, e as variações de diâmetro e comprimento do corpo-de-prova na deformação final do aço LI na ferrita.....	80
Tabela 6	Os gradientes de temperatura lidos diretamente no indicador, ao final do ensaio, e as variações de diâmetro e comprimento do corpo-de-prova na deformação final do ferro ARMCO na ferrita.	81
Tabela 7	Coefficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação, para a Figura 19, com a temperatura constante.....	84
Tabela 8	Coefficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para a Figura 20, para a taxa de deformação constante.....	85
Tabela 9	Tensões e deformações obtidas do gráfico $\theta \times \sigma$ e tensão inicial obtida conforme descrito na metodologia, para a liga LI na austenita.	102

Tabela 10	Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através de ajuste dos pontos experimentais a equações não lineares para fração amaciada calculada com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars.	115
Tabela 11	Coefficientes das regressões lineares de k_{din} com a taxa, obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, com a temperatura constante, para a Figura 43, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars.	116
Tabela 12	Coefficientes de ajuste das regressões lineares de k_{din} com a temperatura, obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, para a taxa de deformação constante, para a Figura 44, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars.	117
Tabela 13	Coefficientes das regressões lineares de β_{din} com a taxa de deformação, obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, com a temperatura constante, para a Figura 43, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars. ..	120
Tabela 14	Coefficientes de ajuste das regressões lineares de β_{din} com a temperatura, obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, para a taxa de deformação constante, para a Figura 47.....	121
Tabela 15	Logaritmos do parâmetro Z usados no desenvolvimento do modelo de recristalização dinâmica de Sellars (Equação 25).....	123
Tabela 16	Coefficientes das regressões lineares de t_{50} com o parâmetro de Zener-Hollomon obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, com a temperatura constante, para a Figura 49.	125
Tabela 17	Coefficientes das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, para o parâmetro de Zener-Hollomon constante, para a Figura 50.....	126

Tabela 18	Coeficientes das regressões lineares do tempo para 50% de recristalização dinâmica em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, com a temperatura constante, para a Figura 52.....	128
Tabela 19	Coeficientes de ajuste das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, para a taxa de deformação constante, para a Figura 53.....	129
Tabela 20	Os valores de σ_0 , σ_{ss}^* e Ω obtidos do ajuste utilizando-se o algoritmo de Levenberg-Marquardt (Press92).	137
Tabela 21	Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação logarítmica do parâmetro Ω com a taxa de deformação à temperatura constante da Figura 60.....	139
Tabela 22	Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação logarítmica do parâmetro Ω com a temperatura para a taxa de deformação constante da Figura 61.....	140
Tabela 23	Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através do ajuste dos pontos experimentais de equações não lineares para fração amaciada, calculada com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Laasraoui.....	147
Tabela 24	Coeficientes das regressões lineares do tempo para 50% de recristalização dinâmica em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 67.....	148
Tabela 25	Coeficientes das regressões lineares de t_{50} em função da temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 68.	149
Tabela 26	Os parâmetros Q_{def} (energia de ativação), expoente n e $\ln(A)$ ao longo da deformação, utilizados no modelo de Rao (Rao92).	155

Tabela 27	A tensão de saturação, para recuperação dinâmica para o modelo de Rao modificado foi considerada quando a deformação atinge ϵ_{ss}	162
Tabela 28	Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através do ajuste dos pontos experimentais de equações não lineares, para fração amaciada, calculada com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Rao.	164
Tabela 29	Coefficientes das regressões lineares de t_{50} em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, considerando a temperatura constante, para a Figura 80.....	165
Tabela 30	Coefficientes das regressões lineares de t_{50} em função da temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 81.	166
Tabela 31	Tensões e deformações obtidas do gráfico $\theta \times \sigma$ e tensão inicial obtida conforme descrito na metodologia, para o ferro ARMCO na austenita.	172
Tabela 32	Coefficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação, com a temperatura constante, para a Figura 86.....	173
Tabela 33	Coefficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura, para a taxa de deformação constante, para a Figura 87.	174
Tabela 34	Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através de ajuste dos pontos experimentais de fração amaciada dinamicamente a equações não lineares, com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na austenita, e também, a variação da constante p da Equação 21.....	179
Tabela 35	Coefficientes das regressões lineares de t_{50} em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante para a	

Figura 94 para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na austenita.	180
Tabela 36 Coeficientes de ajuste das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados para taxa de deformação constante da Figura 95, usando a fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO.....	181
Tabela 37 Tensões e deformações obtidas do gráfico $\theta \times \sigma$ e tensão inicial obtida conforme descrito na metodologia, para a liga LI na ferrita.	187
Tabela 38 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação, com a temperatura constante, para a Figura 100.....	188
Tabela 39 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura, para a taxa de deformação constante, para a Figura 101.	189
Tabela 40 Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através de ajuste dos pontos experimentais de fração amaciada dinamicamente a equações não lineares, com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars, para a liga LI na ferrita, e também, a variação da constante p da Equação 21.....	194
Tabela 41 Coeficientes das regressões lineares de t_{50} em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 108, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars, para a liga LI na ferrita.....	195
Tabela 42 Coeficientes de ajuste das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados para taxa de deformação, constante para a Figura 109, usando a fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars para o aço LI na austenita.	196

Tabela 43	Tensões e deformações características obtidas do gráfico $\theta \times \sigma$ e tensão inicial obtida conforme descrito na metodologia, para o ferro ARMCO na ferrita.	202
Tabela 44	Coefficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação, com a temperatura constante, para a Figura 114.	203
Tabela 45	Coefficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura, para a taxa de deformação constante, para a Figura 115.	204
Tabela 46	Energias de ativação para a deformação a quente, para o aço LI e ferro ARMCO nas fases ferrítica e austenítica.	206
Tabela 47	Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através de ajuste dos pontos experimentais de fração amaciada dinamicamente a equações não lineares, com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na ferrita, e também, a variação da constante p da Equação 21.	210
Tabela 48	Coefficientes das regressões lineares de t_{50} em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 122, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na ferrita.	211
Tabela 49	Coefficientes de ajuste das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados para a taxa de deformação constante, para a Figura 123, usando a fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars para o ferro ARMCO.	212
Tabela 50	Energias de ativação para a recristalização dinâmica para o aço LI e ferro ARMCO nas fases ferrítica e austenítica.	214

Tabela 51	Comparações e relações entre tensões e deformações características da curva de fluxo para a liga LI na austenita.	225
Tabela 52	Comparações e relações entre tensões e deformações características da curva de fluxo para o ferro ARMCO na austenita.....	226
Tabela 53	Comparações e relações entre tensões e deformações características da curva de fluxo para a liga LI na ferrita.....	227
Tabela 54	Comparações e relações entre tensões e deformações características da curva de fluxo para o ferro ARMCO na ferrita.	229
Tabela 55	Comparações e relações entre tensões características da curva de fluxo para a liga LI na austenita, com σ_{ss}^* obtido a partir do ajuste da Equação 8 de Laasraoui.	232
Tabela 56	Comparações e relações entre tensões características da curva de fluxo para a liga LI na austenita, com σ_{ss}^* para o modelo de Rao, que foi considerado quando a deformação atinge ϵ_{ss}	233

CONVENÇÃO DE SÍMBOLOS

A	constante
A'	constante da Equação 16
A''	constante da Equação 17
A_c	constante da equação para a deformação crítica (Equação 43)
A_i	constante da Equação 28
A_k	constante da Equação 13
A_L	constante da Equação 51
A_m	constante do modelo proposto (Equação 49)
A_p	constante da Equação 23
A_z	constante do modelo de Sellars para recristalização dinâmica (Equação 25)
A_β	constante da Equação 12
A_θ	constante da Equação 6
A_Ω	constante da Equação 9
b	módulo do vetor de Burgers
B	constante
B_θ	constante da Equação 6
B_i	constante da Equação 28
B_H	constante do modelo de Hernandez (Equação 26)

B_L	constante da Equação 51
C	constante
c	constante da Equação 21
C_L	constante da Equação 51
C'	constante do modelo de Hernandez (Equação 26)
c_e	expoente do modelo de Cingara (Equação 31)
C_i	constante da Equação 28
D	diferença entre as tensões inicial e de saturação para a recuperação dinâmica, constante da Equação 21
D'	diferença entre as tensões de saturação para recuperação dinâmica e recristalização dinâmica
D_0	tamanho inicial de grão
\dot{i}	número do pontos medidos
k	constante
k_{din}	constante da equação de Avrami para recristalização dinâmica
l	comprimento útil instantâneo do corpo-de-prova
l_i	comprimento útil do corpo-de-prova antes do ensaio
LI	aço livre de intersticiais
M	momento torçor
m	coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação

m'	constante do modelo de Hernandez (Equação 26)
m_m	expoente do modelo proposto (Equação 49)
m_p	expoente da Equação 23
m_Ω	constante da Equação 9
n	expoente
n'	coeficiente da Equação 16
n''	coeficiente da Equação 43
n_p	expoente da Equação 23
n_z	expoente da equação do modelo de Sellars para recristalização dinâmica (Equação 25)
n_Ω	constante da Equação 9
p	constante da Equação 21
p_k	expoente da Equação 13
p_β	expoente da Equação 12
Q_{def}	energia de ativação aparente para a deformação
Q_k	energia de ativação para a constante k_{din}
Q_m	energia de ativação do modelo proposto (Equação 49)
Q_{rex}	energia de ativação para recristalização dinâmica (Equação 25)
Q_β	energia de ativação para a constante β_{din}
Q_Ω	energia de ativação do parâmetro ômega (Equação 9)

r	raio instantâneo do corpo-de-prova
r_i	raio médio do corpo-de-prova antes do ensaio
R^2	coeficiente de determinação
S	parâmetro da estrutura
T	temperatura absoluta
T_{corr}	temperatura corrigida em função do aquecimento adiabático
T_p	parâmetro de sensibilidade à temperatura
T_{p_k}	parâmetro de sensibilidade à temperatura do expoente k_{din} do modelo para recristalização dinâmica de Roucoules
T_{p_Ω}	parâmetro de sensibilidade à temperatura de ômega
t_{50}	tempo para ocorrer 50% de recristalização dinâmica
v	número de voltas
X_{din}	fração amaciada dinamicamente
Y	parâmetro do modelo de Rao (Equação 28)
Z	parâmetro de Zener-Hollomon
α	constante
β	constante da Equação 17
β_{din}	constante da equação de Avrami para recristalização dinâmica
Δl	variação do comprimento útil do corpo-de-prova após o ensaio
Δr	variação do raio corpo-de-prova após o ensaio

ΔT	variação da temperatura devido ao aquecimento adiabático
$\Delta \phi$	variação do diâmetro
$\Delta \sigma$	queda da tensão devido ao amaciamento por recristalização dinâmica
ε	deformação
$\dot{\varepsilon}$	taxa de deformação
$\dot{\varepsilon}_0$	taxa de deformação referencial
ε_c	deformação crítica
ε_f	deformação final do corpo-de-prova
ε_p	deformação de pico
ε_{ss}	menor deformação para o estado estacionário devido recristalização dinâmica
ε_r	deformação de relaxação
ε_x	deformação entre a inicial e crítica, neste trabalho foi 0,05
ϕ	ângulo de giro dividido pelo comprimento útil do corpo-de-prova
$\dot{\phi}$	velocidade angular dividido pelo comprimento útil do corpo-de-prova
γ	deformação angular
$\dot{\gamma}$	taxa de deformação angular
μ	módulo de cisalhamento
θ	coeficiente de encruamento (derivada primeira da curva de fluxo)
θ_0	coeficiente de encruamento antes de iniciar a recuperação dinâmica

σ	tensão
σ_c	tensão crítica
σ_{corr}	tensão corrigida para variação do diâmetro e/ou temperatura
σ_e	tensão sem ocorrer recristalização dinâmica
σ_p	tensão de pico
σ_{ss}	tensão de saturação para recristalização dinâmica
σ_{ss}^*	tensão de saturação para recuperação dinâmica
τ	tensão de cisalhamento
Ω	parâmetro devido a recuperação dinâmica através de rearranjo e aniquilação de deslocamentos

RESUMO

O objetivo desta pesquisa foi analisar as curvas de fluxo durante a deformação a quente de um aço livre de intersticiais (LI) tomando-se como referência um ferro ARMCO. As curvas de fluxo são importantes porque elas fornecem informações sobre os valores das cargas de conformação a quente e também sobre a evolução da microestrutura durante a deformação. A previsão destas curvas em função da temperatura, da taxa de deformação e da deformação torna possível calcular a tensão e estimar a ocorrência de mecanismos de amaciamento, através da forma da curva.

A previsão de curva de fluxo é realizada a partir do modelamento de um conjunto de curvas obtidas de ensaios mecânicos, em geral torção ou compressão, executados em condições ideais de temperatura e taxa de deformação constante. No presente trabalho, as curvas de fluxo foram obtidas através de ensaios de torção com temperaturas na faixa de 950 a 1100 °C, na fase austenítica, e 650 a 800 °C, na fase ferrítica, com taxas de deformação entre 0,1 a 10 s⁻¹. Os resultados experimentais mostraram que as curvas de fluxo da austenita e da ferrita apresentam características similares, tendo ambas um pico seguido por um decréscimo na tensão até um ponto assintótico, sugerindo a ocorrência de recristalização dinâmica.

O modelamento de curvas isotérmicas e com taxa de deformação constante ocorreu em duas etapas. Na primeira, os dados brutos oriundos dos ensaios sofreram três correções, uma com relação ao calor adiabático, outra em relação às variações geométricas do corpo-de-prova, que ocorrem durante a deformação e por último, foi realizado um tratamento de dados que permitisse utilizar a derivada primeira da curva de fluxo. A análise desta curva permitiu a medição de parâmetros tais como: tensão e deformação

críticas para o início de recristalização dinâmica, tensão e deformação de pico e tensão de saturação para recuperação dinâmica. Esses parâmetros são essenciais para definir a curva de fluxo. Na segunda etapa, a curva de fluxo foi modelada para deformações maiores que a crítica, caracterizando a presença da recristalização dinâmica.

Os parâmetros mencionados no parágrafo anterior foram relacionados com o parâmetro de Zener-Hollomon. Vários modelos foram então testados para a parte de recuperação dinâmica (deformações menores que a crítica) da curva do aço LI deformado na região austenítica. Concluiu-se que todos os modelos analisados reproduziram satisfatoriamente as curvas tensão-deformação neste trecho. O modelo de Sellars modificado foi o escolhido como o mais conveniente dentre os analisados, para ser utilizado em deformações maiores que a crítica, para início de recristalização dinâmica. Este modelo também apresentou resultado satisfatório no ferro ARMCO na austenita e na ferrita e na liga LI na ferrita.

ABSTRACT

The purpose of this investigation was analyzing the flow curves during hot deformation of interstitial free steel taking an ARMCO type of steel as reference. Flow curves are important since they give information about the force magnitude of hot forming and on the evolution of microstructure during straining. The prediction of these curves as a function of temperature, strain rate and strain is also important in order to calculate the stress and to estimate the occurrence of softening mechanisms from the appearance of flow curve.

The prediction of flow curves is carried out through the simulation of a number of curves generated by mechanical testing in general torsion or compression, performed in ideal conditions of temperature and at constant strain rate. In the present work, flow curves were obtained from torsion testing in the temperature range of 950 to 1100 C in austenite and 650 to 800°C in the ferrite at constant strain rates of 0,1, 1 and 10 s⁻¹. The experimental results showed curves with similar characteristics both in the austenite and in the ferrite, that is, the stress reached a peak and was followed by a plateau indicating a steady state stress, thereby suggesting the occurrence of dynamic recrystallization.

Modeling the experimental isothermal, iso-strain-rate curves was divided in two parts. First, the rough data generated from testing were corrected to account for adiabatic heating and for changes in geometry of the specimen during straining. Then, the curves were smoothed by polynomial fitting thus obtaining the stress-strain, $\sigma\epsilon$, curves. An analysis of work hardening as function of stress was then carried out to obtain parameters such as the critical stress and strain for the initiation of dynamic recrystallization, the peak stress, the peak strain and the saturation stress, the one that

would be reached if no dynamic recrystallization would have occurred. These parameters are essential to modeling the flow curves. Secondly, the flow curves were modeled supposing that the only softening mechanism present was dynamic recovery then the effect of the occurrence of dynamic recrystallization was superimposed to the theoretical dynamic recovery curve producing, in this way, a full stress-strain curve.

The variables above mentioned were correlated to the Zener-Hollomon parameter. Several models were then tested for the dynamic recovery part of the curves (strains less than the critical for the initiation of dynamic recrystallization) for the IF steel deformed in the austenite. It was concluded that all models tested in this range of straining predicted reasonably well the experimental stress-strain curves. However, when it came to test the part of the curves where dynamic recrystallization also occurred, a model by Sellars modified to account for this dynamic softening gave the best fitting. This model was then used to predict the stress-strain curves of ferrite in the IF steel as well as those for the austenite and ferrite of the ARMCO type steel.

1 INTRODUÇÃO

A redução de teor de carbono nos aços tem gerado uma nova classe de materiais. Eckart (Eckart90) descreve os resultados operacionais em termos de descarburização, desfosforação, dessulfuração e remoção de nitrogênio para diferentes aços. Sung e outros (Sung90) dividem os aços pelo teor de carbono em:

- baixo: 320-650 ppm;
- muito baixo: 50-150 ppm;
- extra-baixo: 30-50 ppm;
- ultra baixo: < 30 ppm.

Os aços livre de intersticiais (LI) foram desenvolvidos nas últimas duas décadas como uma alternativa para se melhorar a conformabilidade de produtos planos. Com a instalação de equipamentos de desgaseificação a vácuo e o desenvolvimento de novos pós fluxantes (Terada91), foi possível alcançar consistentemente teores ultra baixos de carbono e de nitrogênio (< 30 ppm), antes da adição dos elementos estabilizadores destes intersticiais, Ti e/ou Nb (Gupta90). O carbono e o nitrogênio nos aços LI, normalmente, estão na forma de carbonetos e nitretos de Ti, Nb e Al, dependendo do tipo de aço.

A morfologia dos precipitados e a microestrutura do produto laminado a quente são controladas pela condição de processamento a quente, como: as temperaturas de reaquecimento, de acabamento e de bobinamento, a redução e o número de passes, a velocidade de laminação e a velocidade de resfriamento. Essa microestrutura formada,

por sua vez, tem uma forte influência sobre a recristalização do produto laminado a frio e recozido (Park96).

Por exemplo, um aço LI laminado a quente tem o valor do coeficiente de anisotropia planar controlado pela quantidade de redução a frio. Após a conformação a frio, segue-se o recozimento contínuo ou em caixa. O recozimento contínuo reduz o tempo de processamento de 10 dias para 10 minutos, diminui os defeitos superficiais e aumenta a produtividade (Avila95). Apesar dessa diferença de processamento em relação a outros aços estruturais (teor de C > 200 ppm), obtêm-se uma estampabilidade extra-profunda juntamente com propriedades de não envelhecimento, o que tem proporcionado à indústria automobilística, a produção de peças de difícil conformabilidade com mais facilidade e com alta resistência (Itami95).

Com o objetivo de resolver o problema da textura não adequada do produto laminado a quente, uma nova tecnologia em conformação a quente para produção de tiras está sendo desenvolvida, isto é, a laminação no campo ferrítico. Nesse processo de laminação, a transformação austenita/ferrita ocorre após o desbaste e, assim, a laminação de acabamento se faz no campo ferrítico (Sander94). Senuma e outros (Senuma94) estabeleceram as condições para se obter os aços de baixo e extra-baixo carbono laminados a quente com característica de estampabilidade profunda:

- O carbono e o nitrogênio em solução devem ser reduzidos a menos que 10 ppm.
- O tamanho de grão anterior à laminação a morno deve ser menor que 150 μm .
- O coeficiente de atrito entre cilindro e tira na laminação a morno deve ser menor que 0,15.

Saitoh e outros (Saitoh88) e Hashimoto e outros (Hashimoto88) comprovaram os resultados acima e enfatizaram a necessidade de redução no teor de carbono para valores menores que 30 ppm. Além disso, o processamento dos aços ultra-baixo carbono na laminação de tiras a quente permite a obtenção de excelente estampabilidade e requer uma baixa temperatura de reaquecimento (Obara88). A partir dessa tecnologia, esse tipo de aço está competindo com outros substitutos potenciais, que são o alumínio e os polímeros (DeArdo94).

Utilizam-se, também, os LI na produção de fio-máquina. Arames de aço de baixo carbono para a trefilação e para a estampagem a frio devem ter baixa resistência, alta ductilidade e baixa taxa de envelhecimento por deformação (Borato93). Ochiai e outros (Ochiai94) mostraram que o aço LI não sofre envelhecimento quando ocorre a precipitação e o crescimento do carboneto de titânio (TiC). Tal fenômeno é dependente da composição química do aço, das condições de laminação e da velocidade de resfriamento. Portanto, as propriedades finais desses aços estão diretamente relacionadas à história do processamento termomecânico, onde a interação entre os fenômenos de precipitação, recristalização e transformações de fase desempenham um papel fundamental.

Pelo exposto acima, observa-se a necessidade de um melhor conhecimento sobre a metalurgia do processamento a quente destes aços, seja para a produção de planos ou de não-planos. A carga de laminação talvez seja a variável mais importante do processo, pois ela reflete influências não só de variáveis do processo em si (deformação, taxa de deformação e temperatura em um dado passe), mas também do estado do próprio material (tamanho de grão, fração de amaciamento ou de endurecimento entre passes). Por isso, grande atenção é dispensada ao uso de modelamentos para previsões de carga e à medição dessa carga na linha de laminação. Qualquer modelamento de carga deve-se iniciar pela simulação das curvas de fluxo, curvas tensão-deformação (curvas $\sigma \times \epsilon$) de um dado material, a partir de condições idealizadas.

A resistência a quente de um material é determinada por um número de variáveis como: a composição química, a temperatura, a deformação e a taxa de deformação. Durante a deformação a alta temperatura, o encruamento e a restauração dinâmica (recuperação/recristalização) ocorrem simultaneamente e a resistência a quente é controlada pelo balanço entre os processos de encruamento e amaciamento. Esses fenômenos, que têm influência significativa na microestrutura, são refletidos na forma e nos valores das curvas tensão-deformação. Descrições de curvas tensão-deformação em equações matemáticas empíricas, obtidas de valores medidos em testes fundamentais (tração, compressão, torção) são, muitas vezes, usados em simulação de processos de laminação a quente. Nesses casos, a tensão de fluxo é formulada como uma variável dependente dos parâmetros de conformação ($\epsilon, \dot{\epsilon}, T$).

O processo de conformação de metais é complexo. Kopp (Kopp85) divide a simulação do processo em três níveis, de acordo com os parâmetros objetivados:

1. O primeiro nível inclui módulos para a descrição integral da deformação verdadeira, carga, potência, resistência à deformação, tensão média, pressão e temperatura média. Os modelos são baseados na teoria elementar de plasticidade.
2. No segundo nível, módulos com métodos de cálculo baseados no volume de um elemento contínuo são necessários para a descrição das propriedades locais. Elementos finitos e elementos de contorno são os métodos mais poderosos para o cálculo desses valores locais, tais como as tensões, as deformações, a taxa de deformação, a temperatura e o fluxo de material.
3. No terceiro nível, as condições do material são levadas em consideração nos cálculos, como a influência do contorno de grão, a textura, as inclusões não-metálicas, a anisotropia, o início de trinca e a fratura.

A tensão de fluxo, formulada como variável de estado, é dependente dos parâmetros de conformação ($\epsilon, \dot{\epsilon}, T$), mas não fornece resultados satisfatórios na simulação de processos. Isso ocorre devido às mudanças no material durante o esquema de

deformação que não são consideradas na obtenção das curvas tensão-deformação em laboratório (Karhausen92). A tensão de fluxo do material deve ser considerada, então, como uma variável dependente da história termomecânica, e não apenas como parâmetro de conformação. Essa tensão de fluxo é função da estrutura existente e dos parâmetros de conformação.

Nesse contexto, um modelo para cálculo da evolução microestrutural durante a laminação é vantajoso na tentativa de otimizar os esquemas de deformação. Dessa forma, vários modelos matemáticos integrados para a simulação de processos a quente e resfriamento de diferentes produtos foram desenvolvidos, através de pesquisa em laboratório e, posteriormente, validados em plantas industriais (Colas98, Martin93, Martin92, Kaspar93, Anelli92, Beynon92). O modelamento das curvas de fluxo também é de grande importância na previsão de microestruturas que envolvem grandes deformações e fornecem proporções significativas de recristalização dinâmica, os quais produzem grãos austeníticos mais finos (Samuel90, Samuel89, Pussegoda91, Najafi92). Esses modelos incluem, assim, os aspectos termomecânicos e metalúrgicos, que permitem otimizar os esquemas de conformação e melhorar a previsibilidade de microestruturas e, conseqüentemente, de propriedades finais. Os aspectos metalúrgicos como precipitação e recristalização (estática e dinâmica) podem ser avaliados através de medição e interpretação das curvas de fluxo obtidas em laboratório (Anongba93, Anongba93a, Anan92, Sakai90, Kuhlmann89, Sakai88, Akben84, Chandra84, McShane84, Ruibal84, Bacroix83, Siethoff83, Tütto83, Akben81, Michael81, Gottstein79, Weiss79, Sandström77, Bergström72, Bergström71). Isso torna a obtenção de uma curva $\sigma \times \epsilon$ uma etapa importante na validação desses modelos em plantas industriais.

2 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são:

- Levantar as curvas de fluxo para o aço livres intersticiais (LI) nas fases austenítica e ferrítica.
- Modelar as curvas de fluxo obtidas sob torção a quente, nas fases austenítica e ferrítica, para os aços livres de intersticiais (LI).
- Comparar o desempenho de vários modelos relatados na literatura quanto à sua capacidades de previsão de curvas de fluxo.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Um esquema da curva tensão-deformação para altas temperaturas é apresentado na Figura 1. Para deformações menores que a crítica, a recuperação dinâmica é o único mecanismo de restauração. Para um aço com alta energia de falha de empilhamento, a tensão cresce progressivamente até uma tensão estacionária (σ_{ss}^*). O estado estacionário é caracterizado por um tamanho de subgrão que depende da taxa de deformação e da temperatura, permanecendo constante durante a deformação. A recuperação dinâmica mantém a subestrutura uniforme e reduz a tendência à nucleação dinâmica, não ocorrendo as heterogeneidades obtidas na recuperação estática (McQueen90). Em aços com baixa energia de falha de empilhamento e para deformações maiores que a crítica, a densidade de deslocamentos atinge um valor elevado o suficiente para o início da recristalização dinâmica. Esse ponto de mudança de mecanismo de restauração é definido como deformação e tensão críticas (ϵ_c e σ_c). Nesse caso, a curva de fluxo exhibe um ponto de máximo, que corresponde à deformação e à tensão de pico (ϵ_p e σ_p). Esse pico é seguido por um decréscimo na tensão, que é devido à resistência reduzida dos novos grãos formados até o início de um regime de estado estacionário (σ_{ss}). Esse efeito de amaciamento adicional ($\Delta\sigma$) pode ser descrito por uma equação do tipo Avrami, escrita em função da deformação.

As tensões σ_{ss}^* , σ_{ss} , σ_p e σ_c e suas correspondentes deformações, podem ser definidas através da derivada primeira em relação à tensão da curva de fluxo (θ). A técnica é ilustrada na Figura 2. A deformação e a tensão crítica correspondem à mudança de concavidade da curva $\theta \times \sigma$ (Poliak96). A tensão de pico corresponde ao ponto em que a curva corta o eixo das abcissa. Ryan (Ryan89) obteve a tensão de saturação para recuperação dinâmica (σ_{ss}^*) através de extrapolação. Ele considerou que a curva $\theta \times \sigma$ teria um comportamento linear na região próxima da mudança de concavidade e

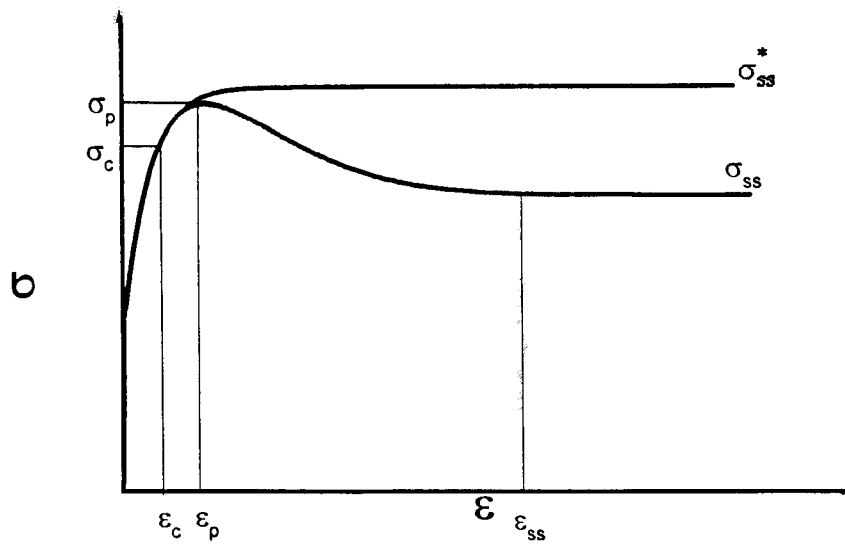


Figura 1 Representação esquemática da curva tensão-deformação a alta temperatura, mostrando-se vários pontos característicos desta curva.

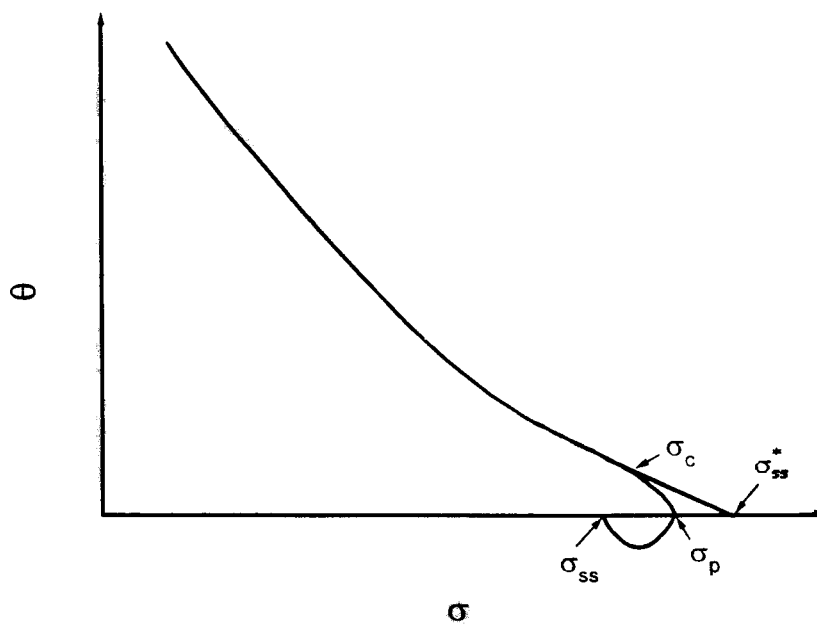


Figura 2 Representação esquemática da derivada primeira da tensão em relação a deformação (θ), em função da tensão, mostrando a técnica para definir vários pontos característicos da curva de fluxo (Ryan90).

extrapolou a tensão de saturação para recuperação dinâmica como o ponto em que a reta corta o eixo das abcissas (σ).

A tensão de fluxo depende da taxa de deformação e da temperatura absoluta para uma dada estrutura, como ilustra a Equação 1, conhecida como equação cinética. Para uma descrição completa do comportamento plástico, a equação cinética deve ser complementada com a equação de evolução. A Equação 2 descreve a evolução de um parâmetro de estrutura (S) com a deformação, em uma determinada temperatura e taxa de deformação. Um exemplo de parâmetro da estrutura é a textura (Mecking81).

Equação 1
$$\sigma = \sigma(S, \dot{\epsilon}, T)$$

Equação 2
$$\frac{dS}{d\epsilon} = f(S, \dot{\epsilon}, T)$$

O encruamento é o fenômeno pelo qual a resistência aumenta durante a deformação plástica (Doherty76, Wulff65). A recuperação, por sua vez, engloba toda alteração da estrutura encruada, onde não ocorre movimentação dos contornos de grão (Yoshie96, Mecking86, Mecking81, Mecking76, Tegart64). Durante a deformação a alta temperatura, a recuperação diminui a taxa de encruamento. A recristalização dinâmica é indicada por um pico na curva de fluxo, seguido pelo amaciamento até o estado estacionário, como mostrado na Figura 3, onde se vê as curvas de fluxo para o aço LI na fase austenítica. As curvas tensão-deformação do aço LI, aquecido da temperatura ambiente até uma temperatura entre 800 e 935 °C e deformado a uma taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, por compressão, são apresentadas na Figura 4 (Pan94). Nessa

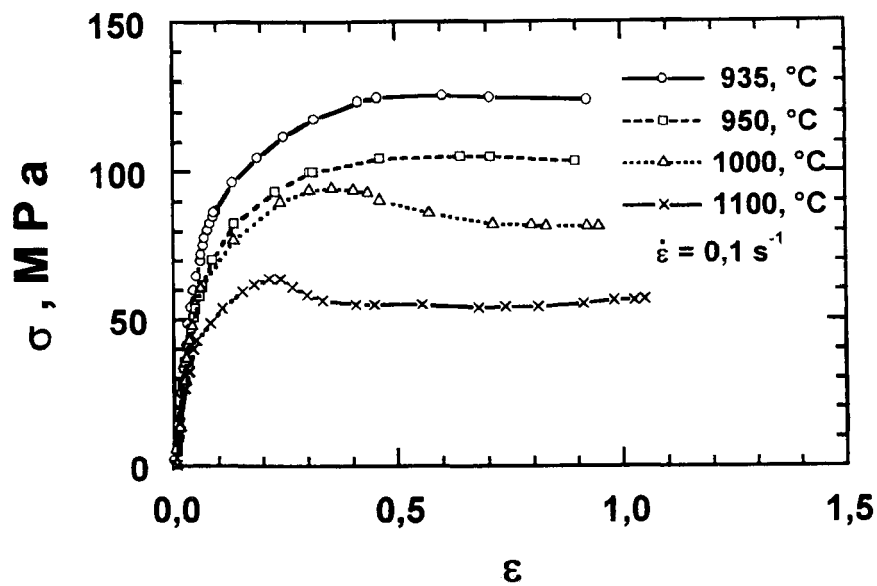


Figura 3 - Curva tensão-deformação do aço LI - 0,029% Nb, submetido a aquecimento direto e a ensaio de compressão à temperaturas na faixa de 935-1100 °C, à taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, adaptado de Pan (Pan94).

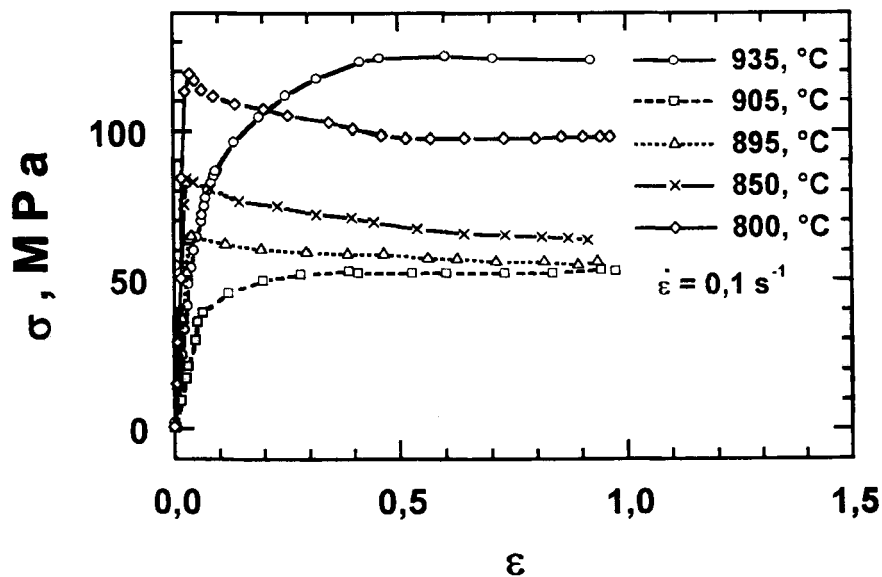


Figura 4 - Curva tensão-deformação de aço LI - 0,029% Nb, submetido a aquecimento direto e a ensaio de compressão à temperaturas na faixa de 800-935 °C, à taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, adaptado de Pan (Pan94).

faixa de temperatura, o aço LI apresenta mudanças na estrutura ferrítica que podem ser citadas:

- A deformação e a tensão de pico para a ferrita são menores que os respectivos valores para a austenita;
- As curvas de fluxo apresentam um aumento rápido e quase linear até o pico, seguido por decréscimo da tensão com um aumento da deformação até o estado estacionário;
- Segundo os autores (Pan94, Lin93, McQueen84), a forma da curva da ferrita implica que o processo de recuperação dinâmica foi atrasado até a tensão de pico, isto é, os mecanismos de amaciamento começam a operar somente além da tensão de pico.

3.1 Modelos Mecanicistas

Os modelos mecanicistas são formulados a partir de equações diferenciais em função da densidade de deslocações, como os modelos de Kocks-Mecking e de Laasraoui. Estes modelos matemáticos têm sido criados para simular curvas de fluxo com o objetivo de prever valores de resistência dos aços, quando deformados a uma dada temperatura e a uma dada taxa de deformação.

Modelo de Estrin-Mecking

Estrin e Mecking (Estrin84) partindo da Equação 3, que é uma equação diferencial correspondente a diferença entre as deslocações geradas e aniquiladas, deduziram a Equação 4, com base na evolução da densidade de deslocações, utilizaram uma deformação de relaxação obtida pela Equação 5. Os mesmos autores propuseram a Equação 6 para o encruamento e estimaram a tensão de saturação para recuperação

dinâmica através dessa fórmula. Outros modelos de encruamento e formas para obtenção de σ_{ss}^* foram propostos por diversos autores (Ferron87, Roberts84, Kocks76, Bergström72a, Bergström72b, Bergström70, Barret65, Johnston59).

$$\text{Equação 3} \quad \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon_{\text{armazenado}}} - \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon_{\text{recuperado}}} = K - K_2 \rho$$

$$\text{Equação 4} \quad \sigma^2 = (\sigma_{ss}^*)^2 - (\sigma_0^2 - (\sigma_{ss}^*)^2) \exp\left(-\frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{\varepsilon_r}\right)$$

$$\text{Equação 5} \quad \varepsilon_r = (k\alpha^2 b^2)^{-1} \left(\frac{\sigma_{ss}^*}{\mu}\right)^2 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{\frac{2}{m}} = \frac{1}{k_2} = \frac{1}{2B}$$

$$\text{Equação 6} \quad \theta = \frac{A_\theta}{\sigma} - B\sigma$$

Modelo de Bergström-Laasraoui

Laasraoui, a partir da Equação 7, deduziu a Equação 8, que é um modelo mecanicista para a curva de fluxo (Laasraoui90). A constante U está relacionada à geração de deslocações e o coeficiente Ω está relacionado ao aniquilamento de deslocações. A Equação 9 representa o parâmetro de contribuição da recuperação dinâmica (aniquilação e rearranjo de deslocações) ao amaciamento dinâmico em função da taxa de deformação e da temperatura (Yoshie87). Quando a recristalização dinâmica contribui para o amaciamento, utiliza-se a Equação 10 (Laasraoui90). O amaciamento dinâmico, representado pela Equação 11, obedece à lei de Avrami. Roucoules propôs que as constantes β_{din} e k_{din} fossem obtidas através da Equação 12 e da Equação 13

respectivamente, relacionando-as com a taxa de deformação e a temperatura absoluta (Roucoules92).

$$\text{Equação 7} \quad \frac{d\rho}{d\varepsilon} = \frac{d\rho}{d\varepsilon}_{\text{armazenado}} - \frac{d\rho}{d\varepsilon}_{\text{recuperado}} = U - \Omega\rho$$

$$\text{Equação 8} \quad \sigma_e = \sigma = \left[\sigma_{ss}^{*2} + \left(\sigma_0^2 - \sigma_{ss}^{*2} \right) e^{-\Omega\varepsilon} \right]^2$$

$$\text{Equação 9} \quad \Omega = A_{\Omega} D_0^{n_{\Omega}} \dot{\varepsilon}^{m_{\Omega}} \exp\left(\frac{Q_{\Omega}}{RT}\right)$$

$$\text{Equação 10} \quad \sigma = \sigma_e + \left(\sigma_{ss}^* - \sigma_{ss} \right) \left\{ 1 - \exp\left(-\beta_{\text{din}} (\varepsilon - \varepsilon_p)^{k_{\text{din}}}\right) \right\}$$

$$\text{Equação 11} \quad X_{\text{din}} = 1 - \exp\left(-\beta_{\text{din}} t^{k_{\text{din}}}\right)$$

$$\text{Equação 12} \quad \beta_{\text{din}} = A_{\beta} \dot{\varepsilon}^{p_{\beta}} \exp\left(\frac{Q_{\beta}}{RT}\right)$$

$$\text{Equação 13} \quad k_{\text{din}} = A_k \dot{\varepsilon}^{p_k} \exp\left(\frac{Q_k}{RT}\right)$$

3.2 Modelos Empíricos

Os modelos empíricos também podem ser usados para descrever uma curva de fluxo. Uma forma para se descrever o comportamento de um material durante a deformação a quente é através da determinação das relações quantitativas entre a temperatura, a deformação e a taxa de deformação (Hoffmann94, Zener44), que são as variáveis independentes que afetam diretamente a tensão. Essas variáveis são consideradas em um modelo através de uma equação constitutiva. A seguir, são descritos alguns modelos empíricos usando essas relações.

Modelo de Sellars

Garofalo (Garofalo63) mostrou uma equação constitutiva em que a taxa de deformação tem uma relação com a tensão, definida pela Equação 14, para o cobre, alumínio e aço inoxidável. Sellars e Tegart (Sellars72), posteriormente, descreveram com sucesso a tensão em função da temperatura e da taxa de deformação utilizando a Equação 15. Ela tem a forma seno-hiperbólica, combinada com a equação de Arrhenius, onde A, α , n são constantes empíricas. A Equação 15 é utilizada para qualquer nível de tensão. Em baixas tensões, pode-se utilizar uma relação de potência como a Equação 16, para $\alpha\sigma < 0,8$, e em altas tensões pode-se utilizar uma relação exponencial, do tipo da Equação 17, para $\alpha\sigma > 1,2$ (Sellars72). As constantes α e n' estão relacionadas por $\beta = \alpha n'$, tal que α e n' podem ser determinados a partir de dados experimentais em altas e baixas tensões (Sellars66).

Equação 14
$$\dot{\epsilon} = A(\sinh(\alpha\sigma))^n$$

Equação 15
$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{\text{def}}}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n$$

Equação 16
$$\dot{\epsilon} = A' \sigma^{n'} \exp\left(\frac{-Q_{def}}{RT}\right)$$

Equação 17
$$\dot{\epsilon} = A'' \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q_{def}}{RT}\right)$$

A Equação 18 é obtida a partir da Equação 15, para uma mesma temperatura e deformação. Através da inclinação de um gráfico $\ln(\sinh(\alpha\sigma)) \times \ln(\dot{\epsilon})$ obtém-se o parâmetro de sensibilidade à taxa de deformação (m), que é o inverso do expoente n . A inclinação do gráfico $\ln(\sinh(\alpha\sigma)) \times 1/T$, por sua vez, para uma dada taxa de deformação, dá origem ao parâmetro de sensibilidade à temperatura (T_p). A energia de ativação para a deformação a quente pode ser calculada através Equação 19 (Rao92).

Equação 18
$$\ln(\dot{\epsilon}) = \ln(A) + n \ln(\sinh(\alpha\sigma)) - \frac{Q_{def}}{RT}$$

Equação 19
$$Q_{def} = T_p \times n \times R$$

Uvira e Jonas (Uvira68) propuseram um outro método para se calcular os valores de α , n e Q a partir do conhecimento da tensão de pico. Através da Equação 20, é possível calcular um valor de α tal que o ajuste $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$ em função do $\ln(\dot{\epsilon})$ forneça um valor médio de n com o menor desvio padrão (Uvira68). Esses valores de α e n foram usados para se calcular a energia de ativação para a deformação a quente para qualquer taxa de deformação. Karhausen e Kopp (Karhausen92) determinaram o valor de α para que as relações entre os desvios padrões dos gradientes em relação aos valores médios da temperatura ou da taxa de deformação constante fossem minimizados.

Equação 20

$$Q = -R \frac{\partial \ln(\dot{\epsilon})}{\partial \ln(\sinh(\alpha \sigma_p))} \frac{\partial \ln(\sinh(\alpha \sigma_p))}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)}$$

Sellars (Sellars85) mostrou que as curvas tensão-deformação podem ser obtidas para qualquer valor do parâmetro Zener-Hollomon e de deformação. A Equação 21 é aplicada somente quando ocorre recuperação dinâmica. As tensões características e a deformação crítica são funções do parâmetro de Zener-Hollomon. Estes pontos característicos são: a tensão inicial (σ_0), uma tensão de referência medida para uma deformação qualquer entre zero e o pico (σ_x), a tensão de pico (σ_p), as tensões de saturação para recuperação dinâmica (σ_{ss}^*) e para recristalização dinâmica (σ_{ss}).

Equação 21

$$\sigma_e = \sigma_0 + D(1 - \exp(-c\varepsilon))^p$$

Onde:

$$\sigma = \sigma_e \text{ se } \varepsilon \leq \varepsilon_c$$

A maioria dos parâmetros do modelo são funções dessas tensões características, exceto o expoente p , que não depende da temperatura, da taxa de deformação e da deformação. A razão entre a deformação crítica e a de pico é aproximadamente 0,80 (Sellars85). Braga e outros (Braga93) propuseram calcular a constante c da Equação 21 através da Equação 22, definindo ε_x como uma deformação entre ε_0 e ε_p , geralmente considerando $\varepsilon_x = 0,05$. Esses mesmos autores consideraram, também, a tensão de saturação para recuperação dinâmica como 5% maior que a tensão de pico. Sellars (Sellars90) propôs a Equação 23 para calcular a deformação de pico. A Equação 24 é utilizada para deformações maiores do que a crítica, onde β_{din} e k_{din} são constantes da equação de Avrami. Sellars (Sellars80) propôs que o expoente k_{din} da equação de Avrami fosse constante e o tempo para 50% de recristalização dinâmica obedecesse à Equação 25.

Com as equações apresentadas acima, Sellars (Sellars90) modelou a curva de fluxo completa.

Equação 22

$$c = \frac{1}{\varepsilon_x} \ln \left[1 - \left[\frac{(\sigma_x - \sigma_0)}{D} \right]^{\frac{1}{p}} \right]$$

Equação 23

$$\varepsilon_p = A_p D_0^{m_p} Z^{n_p}$$

Equação 24

$$\sigma = \sigma_e - \Delta\sigma$$

Onde:

$$\varepsilon \geq \varepsilon_c$$

e

$$\Delta\sigma = D' \left(1 - \exp \left(-\beta_{din} \left(\frac{(\varepsilon - a\varepsilon_p)}{\varepsilon_p} \right)^{k_{din}} \right) \right)$$

Equação 25

$$t_{50} = A_z Z^{n_z} \exp \left(\frac{Q_{rex}}{RT} \right)$$

Modelo de Hernandez-Medina

Hernandez e outros (Hernandez96) descreveram um modelo para prever a curva de fluxo completa para aços de baixo carbono e microligados em qualquer temperatura e em qualquer taxa de deformação, estabelecendo uma relação entre o parâmetro de Zener-Hollomon, a tensão de pico e a deformação de pico com a composição química.

Hernandez e outros (Hernandez96, Medina96a) modelaram as curvas de fluxo completas para uma faixa ampla de composições químicas.

Para deformações menores que a crítica, a curva de fluxo é obtida pela Equação 26. Esta equação é similar a Equação 21 de Sellars, a diferença é que o elemento inicial da soma (σ_0) não é considerado. O expoente m' é função das condições de deformação e da composição química da austenita. Para deformações maiores que a crítica, é usada a Equação 24, que está descrita para o modelo de Sellars, sendo as constantes modeladas em função da composição química, onde a fração amaciada dinamicamente é ajustada à equação de Avrami. Os parâmetros do modelo apresentado na Equação 24, (B_H , C' , m' , D' , k_{din} , β_{din}) se relacionam com um parâmetro adimensional Z/A .

Equação 26
$$\sigma_e = B_H [1 - \exp(-C' \varepsilon)]^{m'}$$

A energia de ativação aparente para deformação depende da natureza do metal e é sensível a pequenas mudanças na composição química (Ueki87, Wray84, Sellars80, Sakui77, Sellars66). O modelamento da energia de ativação como uma função da composição química tornou possível avaliar o potencial endurecedor de cada elemento na austenita. Além disso, forneceu maior dimensão ao parâmetro de Zener-Hollomon, garantindo, assim, maior precisão em suas múltiplas aplicações, dentre elas, o modelamento de precipitação (Dutta87), da cinética de recristalização estática, dinâmica e metadinâmica (Medina94, Roucoules94).

Modelo de Rao

Rao e Hawbolt (Rao92) confirmaram que os dados experimentais da curva de fluxo podem ser bem representados por uma relação seno-hiperbólica, do tipo apresentado pela Equação 27. Os valores de n , Q e $\ln(A)$ podem ser calculados para cada

deformação, utilizando-se gráficos $\ln(\sinh(\alpha\sigma)) \times \ln(\dot{\epsilon})$ e $\ln(\sinh(\alpha\sigma)) \times 1/T$ e, também, a Equação 19. Os autores mostraram, pela primeira vez, que os parâmetros de ativação aparente ($Y = Q, n$ e $\ln(A)$) poderiam ser ajustados como uma função da deformação, utilizando-se a Equação 28 para obter as constantes A_i, B_i e C_i . Com os parâmetros de ativação modelados, a tensão é calculada através da Equação 27. Segundo os mesmos autores, esse modelo pode descrever as regiões com deformações maiores que as de pico para quaisquer condições de taxa de deformação e de temperatura. Rao e outros (Rao93) confirmaram, posteriormente, que a Equação 28 descreve a dependência da deformação com os parâmetros de ativação aparente (Q, n e $\ln(A)$) sob torção, até deformações equivalentes menores, isto é, valores de até, aproximadamente, 0,6.

$$\text{Equação 27} \quad \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{\text{def}}(\epsilon)}{RT}\right) = A(\epsilon) [\sinh(\alpha\sigma)]^{n(\epsilon)}$$

$$\text{Equação 28} \quad Y = \frac{A_i}{\epsilon^{B_i}} + C_i$$

Modelo de Baragar

A Equação 29, de Ludwik-Hollomon, é empregada para se estudar o comportamento plástico de materiais policristalinos. Ela representa adequadamente a curva tensão-deformação em baixas deformações. Baragar (Baragar87) modificou esta equação para a Equação 30 e a utilizou para modelar as curvas de fluxo em altas temperaturas. Esta modificação não representou de modo satisfatório os dados experimentais correspondentes aos aços de alta resistência e de baixa liga (ARBL) em certas faixas de temperaturas.

$$\text{Equação 29} \quad \sigma = \sigma_0 + A\epsilon^n$$

Equação 30
$$\sigma = \sigma_0 + A\varepsilon^{0,4} + B\varepsilon^{0,8} + C\varepsilon^{1,2}$$

Modelo de Cingara

Cingara e outros (Cingara87), usando a Equação 31, modelaram a curva de fluxo tendo como referência a tensão e a deformação de pico, que são relativamente mais simples de serem medidas experimentalmente. Este método é prático, uma vez que σ_p e ε_p são determinados através das equações constitutivas que relacionam os parâmetros de ensaio (ε , $\dot{\varepsilon}$, T). A partir das curvas tensão-deformação, é feito um gráfico $\ln(\sigma/\sigma_p)$ em função do $\ln(\varepsilon/\varepsilon_p)$ até o pico. A inclinação da reta corresponde ao expoente da Equação 31, que geralmente está entre 0 e 1. Este coeficiente é função decrescente do parâmetro de Zener-Hollomon. Este modelo apresenta vantagens em relação aos demais, propostos por outros pesquisadores (Medina96, Rao92, Sellars85), pelo fato de usar somente um parâmetro adicional além de σ_p e ε_p . Também, de ser usado em conjunto com o método dos elementos finitos, onde a tensão de fluxo de cada ponto da malha é função de ε , $\dot{\varepsilon}$, T , ao longo do processamento (Ryan89). Como desvantagem, este modelo não fornece a tensão de inicial ou tensões além da deformação de pico.

Equação 31
$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_p}\right) = \left[\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right) \exp\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_p}\right)\right]^{c_c}$$

4 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Nesta seção são descritos o material estudado e sua composição química, o ensaio de torção, os equipamentos utilizados, o método de conversão do sinal elétrico da interface de aquisição de dados até uma curva $\sigma \times \epsilon$, o método de medida da tensão inicial e o processamento dos dados experimentais. Também, se descreve o processo pelo qual as curvas experimentais sofreram um tratamento de suavização para filtrar os ruídos de alta frequência, com a finalidade de se obter a curva $\theta \times \sigma$ mais bem definida. Além disso, descrevem-se todas as correções necessárias para se obter as curvas de fluxo. Estas curvas são confiáveis para uma análise comparativa dos diferentes modelos.

Composição Química

A composição química das ligas utilizadas nos experimentos está apresentada na Tabela 1. O aço LI e o ferro ARMCO foram produzidos em convertedor LD, desgaseificados a vácuo e lingotados convencionalmente. Os lingotes, após reaquecimento, foram laminados para tarugos de 100 x 100 mm. As amostras para o ensaio mecânico de torção foram retiradas a um quarto (1/4) do lado dos tarugos e usinadas com seu eixo paralelo à direção de laminação.

Ensaio de torção

O ensaio de torção é um dos vários testes utilizados para se determinar curvas de fluxo, apresentando as seguintes vantagens: grandes deformações são alcançadas sem ruptura, a taxa de deformação pode ser considerada constante ao longo do ensaio, ausência de atrito, dentre outras (Tekaya94). Entretanto, a interpretação dos resultados do teste de torção é mais complexa do que a dos ensaios axiais, pois, a deformação e a taxa de

Tabela 1 Composições químicas das ligas utilizadas nos experimentos, % em peso.

LIGA	C(ppm)	Mn	Si	P	S	Al	Ti	N ₂ (ppm)
ARMCO	89	0,13	0,01	0,008	0,010	0,058	-	22
LI	28	0,15	0,01	0,013	0,009	0,058	0,083	38

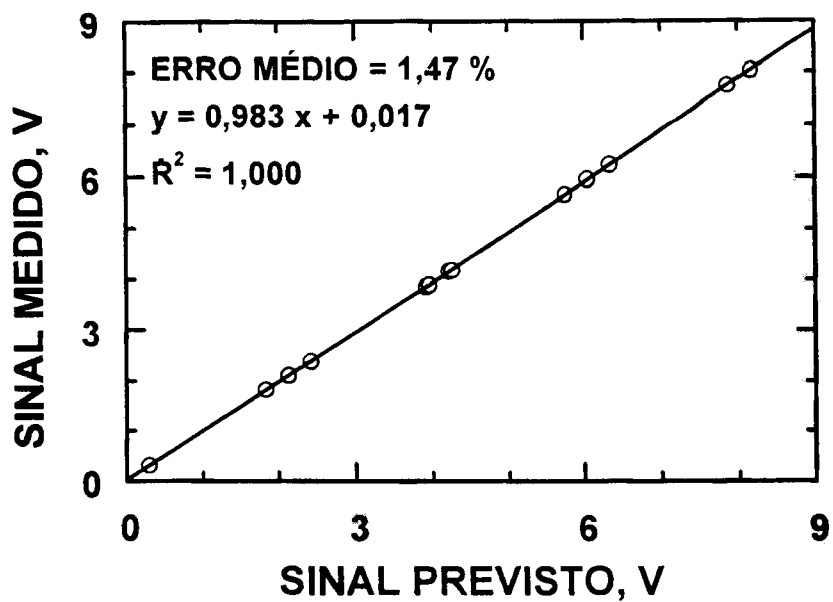
deformação variam ao longo do raio do corpo-de-prova.

Para realizar os ensaios de torção, a máquina deve ter uma estrutura rígida, baixo nível de vibração e os componentes alinhados, evitando flexões induzidas (Choquet88, Luton84). O sistema mecânico não pode absorver momento torçor através de resistências passivas, como por exemplo, a de rolamentos e mancais de deslizamento. Na Figura 5, mostra-se a curva de carregamento positivo e negativo da célula de torque utilizada nos testes deste trabalho.

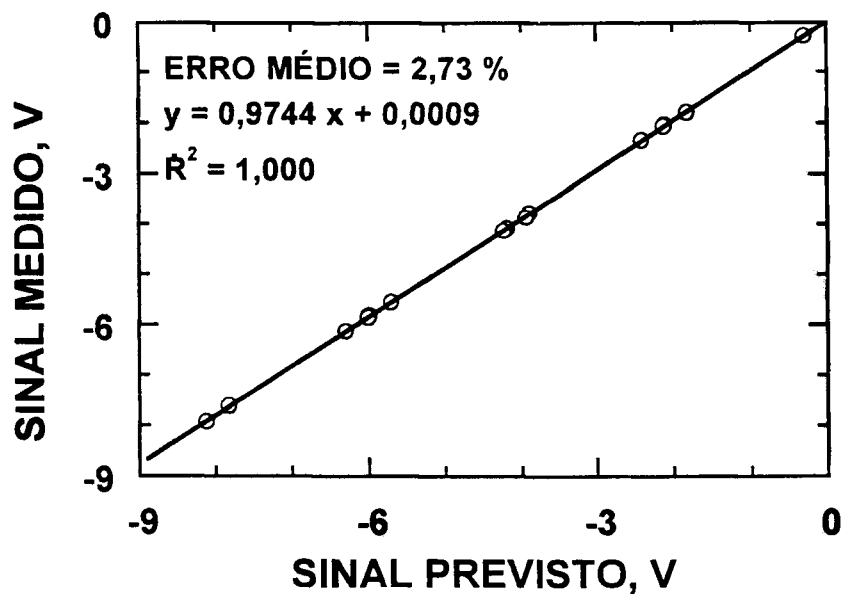
Luton (Luton84) propõe que os ensaios de torção sejam realizados sem o canal de leitura de posição do atuador. A deformação pode ser calculada através da taxa de deformação nominal, considerando-a constante. Nos ensaios com altas rotações, é necessário conhecer a velocidade instantânea do atuador. Neste trabalho foi utilizada sempre a velocidade média medida no ensaio. Na Figura 6, mostra-se que a inércia do sistema mecânico utilizado influencia até a deformação de 0,02, em taxas de deformações de 10 s^{-1} . Esta inércia, que pode ser considerada pequena, foi obtida depois de várias reformas no sistema mecânico de torção, durante este trabalho.

Os ensaios de torção a quente foram realizados no laboratório do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG. Na Figura 7, apresenta-se a unidade de ensaios mecânicos servo-hidráulica (MTS 880-14), equipada com forno radiante e uma interface de aquisição de dados.

A unidade servo-hidráulica de torção consiste de um motor hidráulico controlado por uma servo-válvula e um gerador de funções. Uma das extremidades do corpo-de-prova foi conectada ao atuador hidráulico, e o deslocamento angular foi medido através de um



(a)



(b)

Figura 5 Curva da célula de torque com carregamento e descarregamento do momento torçor (a) positivo e (b) negativo.

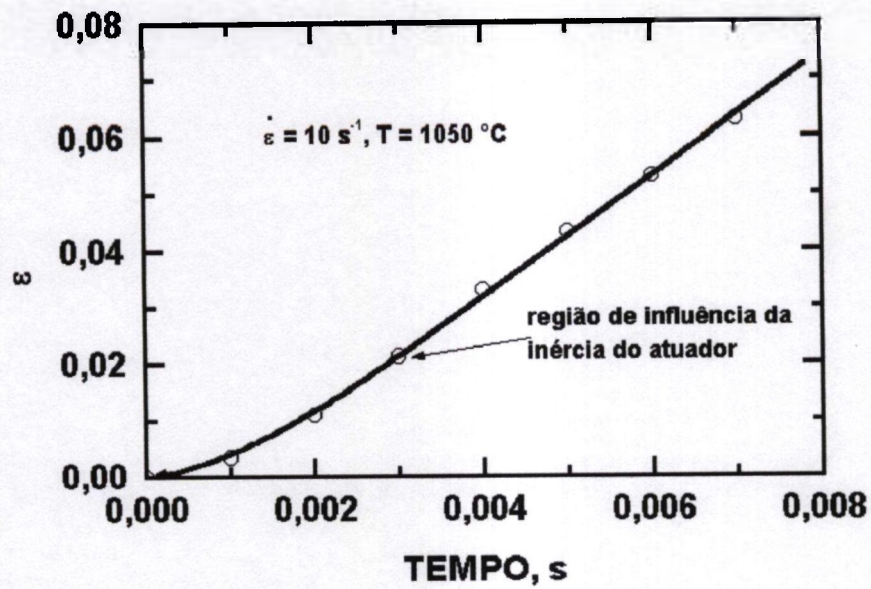


Figura 6 Efeito da inércia do atuador no início do ensaio à taxa de deformação a 10 s^{-1} .



Figura 7 Unidade de torção do departamento de Engenharia Metalúrgica de UFMG, utilizada neste trabalho.

potenciômetro de 30 voltas, com fundos de escala de 10, 20, 50 e 100 %. Neste trabalho, foram utilizados os fundos de escala 50 e 100 %. Na outra extremidade, foi fixada uma célula de torque de 30 Nm, com fundos de escala de 10, 20, 50 e 100 %. Neste trabalho, foi utilizado o fundo de escala 50 %. O acoplamento entre o corpo-de-prova e as garras foi feito através de um conjunto de ferramentas do tipo garfo/rosca. A unidade de aquecimento da amostra é composta de um forno radiante, dotado de quatro lâmpadas halógenas com potência máxima de 2000 W cada e de um controlador de temperatura equipado com um microprocessador digital. Na Figura 8, mostra-se a medição de temperatura feita através de termopares do tipo chromel-alumel soldados no raio de curvatura do corpo-de-prova. Antes de se iniciar os ensaios, foi medido o gradiente de temperatura no forno. A diferença de temperatura entre o centro do comprimento útil e o raio de curvatura do corpo-de-prova foi menor que 1 °C. Na Figura 9, mostra-se o desenho dos corpos-de-prova usados nos experimentos. O controle da atmosfera foi feito através de argônio, com vazão controlada de 40 litros/hora, através de um rotâmetro. O sistema emprega um tubo de quartzo com buchas de latão refrigeradas a água. A aquisição de dados dos ensaios foi feita através de um computador do tipo IBM-PC 486 e uma interface OMEGA WB-ASC CARD com capacidade de frequência de aquisição de dados de 1000 Hz, em dois canais. Um dos canais adquiria a posição do atuador, e o outro, o momento torçor. Na Figura 10, o segmento reto corresponde à posição do atuador em função do tempo e a outra curva corresponde ao torque em função do tempo.

Não foram realizados ensaios na faixa de temperatura em que ocorre a transformação de fase. Na Figura 11, mostra-se $Ar_3 = 875$ °C e $Ar_1 = 820$ °C obtidos para o aço LI, cujos valores estão próximos aos encontrados por outros autores (Cetlin93, Najafi92). Para se obter essas temperaturas críticas, os corpos-de-prova foram aquecidos a 1200 °C durante 15 minutos. Posteriormente, a uma taxa de resfriamento de 1 °C/s e a cada intervalo de 30 s, foi aplicado um passe de torção com deformação equivalente de 0,3 e taxa de deformação de 2 s^{-1} (Silva95). As temperaturas de transformação de fases podem ser determinadas a partir da curva tensão média no passe em função do inverso



Figura 8 Técnica de soldagem do termopar, no raio de curvatura do corpo-de-prova, utilizada neste trabalho.

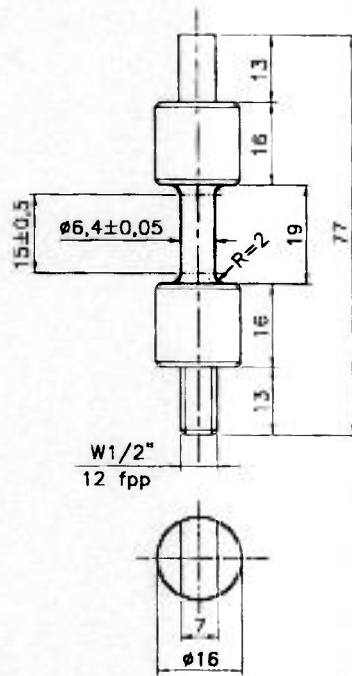


Figura 9 Principais dimensões dos corpos-de-prova utilizados nesta pesquisa.

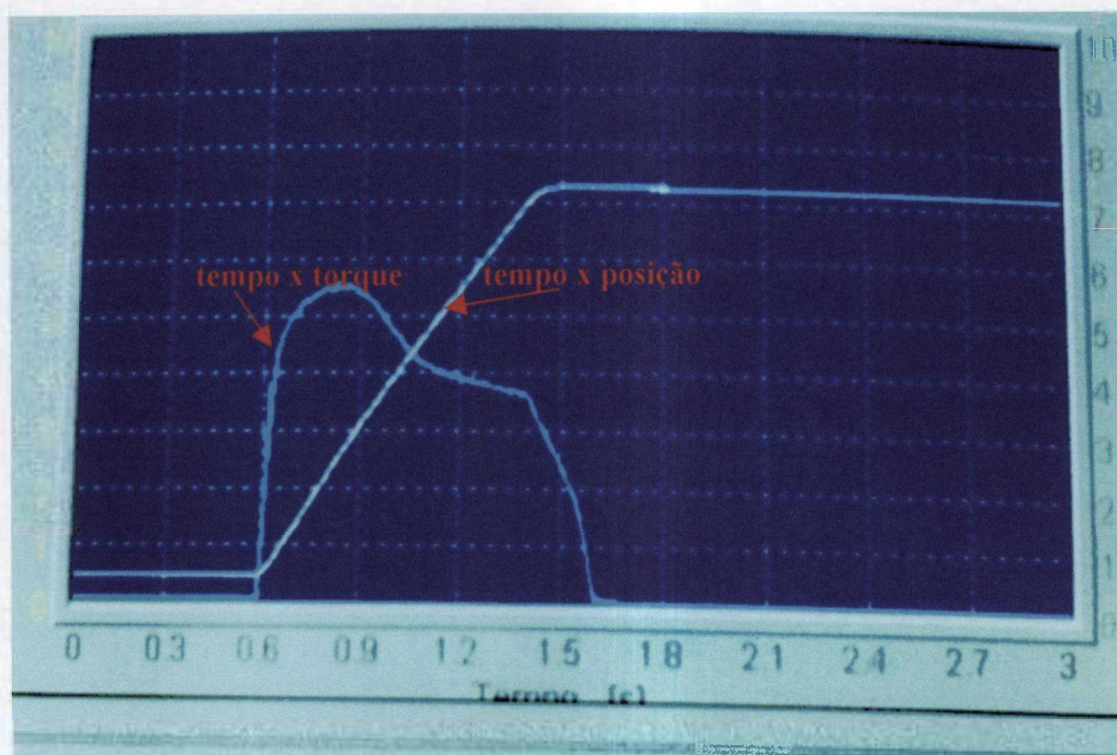


Figura 10 Um exemplo de aquisição de dados através da interface, sendo o ensaio realizado à taxa de deformação de 10 s^{-1} .

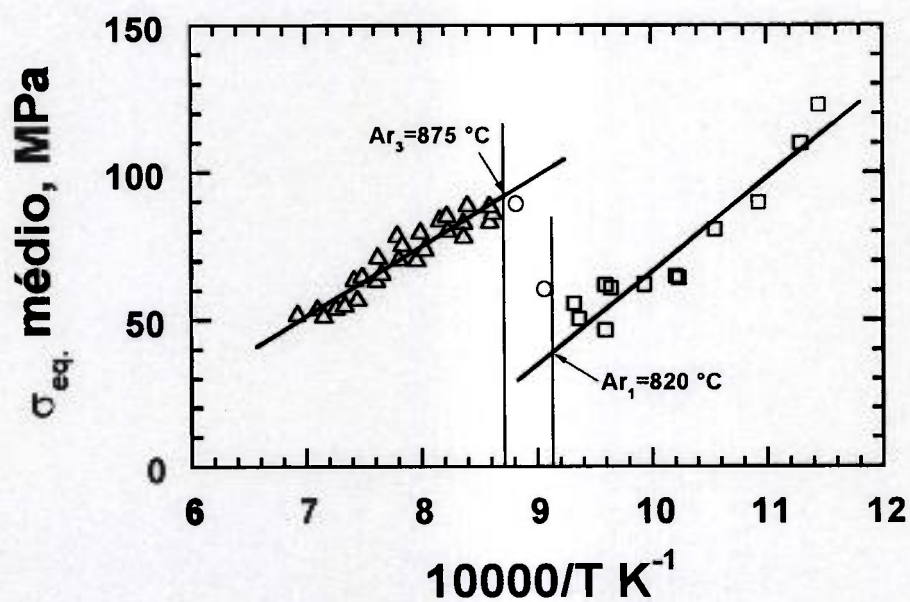


Figura 11 Curva típica de tensão equivalente média em função do inverso da temperatura absoluta para o aço LI pesquisado.

da temperatura do passe. As temperaturas do primeiro passe foram 1130, 1150 e 1200 °C em diferentes ensaios, com o objetivo de se determinar melhor os valores das temperaturas de transformação de fases. Os ensaios de torção foram realizados a temperaturas maiores que 910 °C, para a austenita, e abaixo de 810 °C para a ferrita. O ferro ARMCO tem, em geral, uma transformação α - γ próxima de 910 °C.

Na Figura 12, mostra-se o esquema de deformação e de temperatura utilizado nesta pesquisa. O procedimento de ensaio consistiu em manter-se o corpo-de-prova a uma temperatura de 1200 °C durante 15 minutos e, em seguida, resfriá-lo até a temperatura de ensaio, a uma taxa de 1 °C/s. a amostra permaneceu nessa temperatura durante 3 minutos, com o objetivo de se obter a sua homogeneização térmica. Os principais parâmetros nestes ensaios foram: temperatura (650, 700, 750, 800, 950, 1000, 1050 e 1100 °C) e taxas de deformação (0,1, 1, 3 e 10 s⁻¹).

Cálculo da curva tensão-deformação a partir de dados experimentais

Através da interface de aquisição de dados, foram obtidos os sinais elétricos correspondentes ao momento torçor e ao deslocamento angular. A razão do ângulo de giro pelo comprimento útil do corpo-de-prova, foi calculada através da Equação 32. A conversão do momento torçor em tensão de cisalhamento, foi calculada através da Equação 33, sendo que foram usadas as constantes m e n encontradas no pico da curva $M \times \phi$. Não se utilizou a soma das constantes m e n ao longo da curva porque essa soma varia de 0,14 a 0,55, para o aço LI, a temperatura de 1100 °C e taxa de deformação de 10 s⁻¹, o que induz a um erro menor que 5 % no nível de tensão. Usando o critério plastomecânico de Von Mises, esta tensão foi convertida em tensão efetiva através da Equação 34. Este mesmo critério foi utilizado para obter a deformação efetiva através da Equação 35 (Matuszewski91, Semiatin85, Fields57).

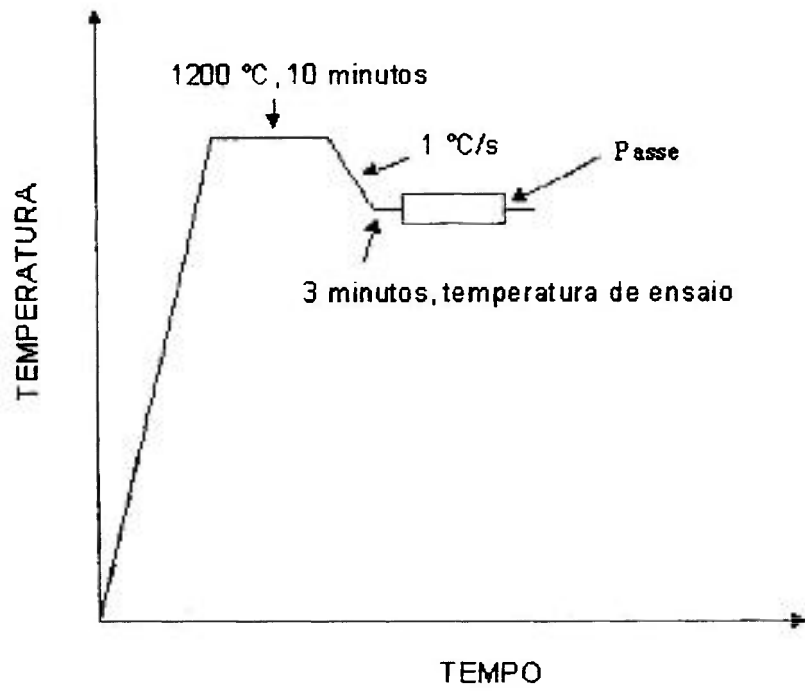


Figura 12 Esquema de deformação e de temperatura utilizado neste trabalho.

Equação 32
$$\phi = \frac{2\pi v}{l}$$

Equação 33
$$\tau = \frac{M}{2\pi r^3} [3 + m + n] = \frac{\sqrt{3}M}{2\pi r^3} \left[3 + \frac{d \ln(M)}{d \ln(\dot{\phi})} \right] \text{ (Luton84)}$$

onde:
$$n = \left(\frac{\partial \ln(M)}{\partial \ln(\dot{\phi})} \right)_{\phi, \tau} \text{ e } m = \left(\frac{\partial \ln(M)}{\partial \ln(\dot{\phi})} \right)_{\phi, \tau}$$

Equação 34
$$\sigma = \sqrt{3}\tau = \frac{\sqrt{3}M}{2\pi r^3} [3 + m + n]$$

Equação 35
$$\varepsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{r\phi}{\sqrt{3}} \text{ (Tekaya94)}$$

Obtenção da tensão inicial para o cálculo da curva de fluxo

As tensões iniciais foram obtidas segundo as normas ASTM E 8 (ASTM96), ASTM E 21 (ASTM96a), DIN 50145 (DIN75) e NBR 6152 (NBR80). Inicialmente, ajusta-se um polinômio de nono grau aos pontos experimentais até a deformação de 0,1. Traça-se, depois uma reta tangente à parte linear, no início da curva, e desloca-se esse segmento reto para a deformação de 0,002. O ponto de encontro desta reta com o polinômio é a tensão inicial. Na Figura 13, ilustra-se esta metodologia. Medina (Medina96a) preferiu adotar a tensão na deformação de 0,1 como a inicial. Mavropoulos e outros (Mavropoulos86, Perttula98) trabalharam com fração amaciada e adotaram uma técnica similar à deste trabalho. No aço deformado a quente, segundo McQueen e outros (McQueen75), não existe região elástica, mas a curva tensão-deformação tem um

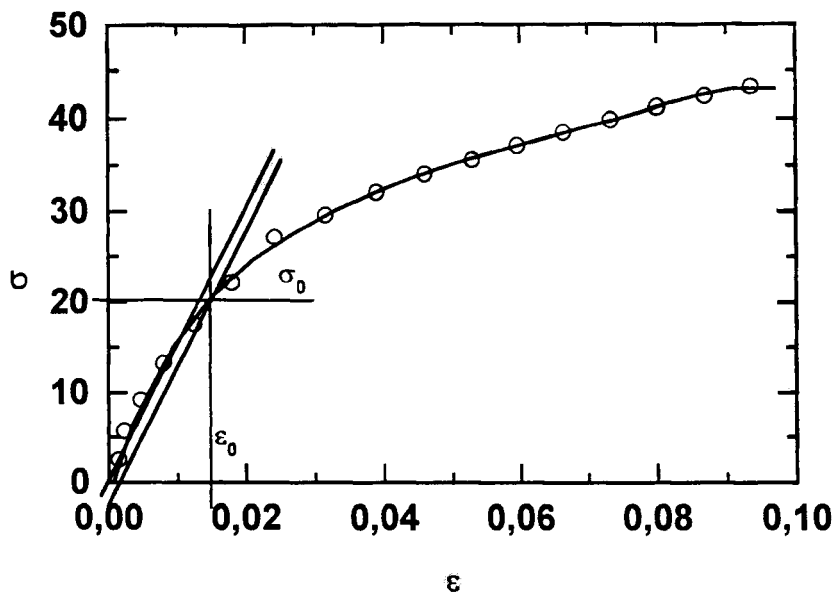


Figura 13 Exemplo de obtenção da tensão inicial segundo a norma ASTM E-8, em um aço LI à temperatura de 1100 °C e à taxa de deformação de 0,1 s⁻¹.

comportamento linear em sua parte inicial. No modelamento usado neste trabalho, foi desprezada a região linear da curva $\sigma \times \epsilon$ e trabalhou-se com a curva de fluxo.

Tratamento dos dados experimentais para obtenção da curva de fluxo

Nos experimentos realizados neste trabalho, os sinais elétricos obtidos da interface de aquisição apresentaram ruídos que não permitiram obter a derivada primeira da curva de fluxo. A suavização da curva experimental foi necessária para reduzir as oscilações de alta frequência presentes nas curvas de fluxo, sem contudo, influenciar na forma destas. A aplicação de técnicas de suavização são discutidas por Luton (Luton84).

A redução dos ruídos, através da utilização de filtros eletrônicos ativos ou passivos, podem acarretar uma modificação significativa no fenômeno em estudo e na forma da curva (Doebelin90). Os algoritmos numéricos de suavização evitam a eliminação precoce de pontos experimentais. Jorge (Jorge97) e Laasraoui (Laasraoui90) utilizaram um polinômio de aproximação de segundo grau. Outros métodos que podem ser utilizados são: a transformada rápida de Fourier e a técnica de Savitzky-Golay (Press92) e a média móvel. A técnica da média móvel, apesar da sua simplicidade, apresenta um desempenho compatível com os métodos anteriormente mencionados. Se o início da curva tensão-deformação apresenta-se indefinido, a técnica da média móvel permite reconstituir esta parte da curva, sem provocar grandes modificações em sua forma, desde que seja utilizado um intervalo adequado de número de pontos.

A curva de fluxo foi suavizada através da técnica dos mínimos quadrados com dois polinômios de nono grau. A curva foi dividida em duas partes, um polinômio foi ajustado à parte da curva compreendida entre a deformação 0 até $1,5 \epsilon_p$ e um outro polinômio foi

ajustado à curva inteira. Os dois polinômios foram unidos no ponto onde a derivada era nula. O polinômio ajustado até $1,5 \epsilon_p$ foi utilizado somente para a região de recuperação dinâmica, ou seja, onde a derivada era positiva. O polinômio ajustado à curva inteira, ficou para o restante da curva de fluxo, onde a derivada era negativa. Na Figura 14, ilustra-se o método. Para confirmar se esse método estava adequado, foi realizada uma comparação entre a constante p do modelo de Sellars obtida da curva de fluxo original e da curva de fluxo processada. Na Tabela 2, mostra-se que a constante p da Equação 21 do modelo de Sellars modifica sensivelmente da curva original para a curva suavizada quando se utiliza somente um polinômio ajustado a todos os pontos experimentais. Na Figura 15, ilustra-se a pequena diferença entre a curvatura no início da curva de fluxo dos dados experimentais e a processada pela técnica de dois polinômios, o que não ocorre com o polinômio ajustado à curva inteira. Na Figura 16, mostra-se como as oscilações de baixa frequência apresentam amplitudes reduzidas após o tratamento dos dados para deformações maiores que ϵ_{ss} .

A taxa de encruamento foi obtida através da derivada primeira da tensão em relação a deformação. A diferenciação tende a amplificar pequenas discrepâncias ou erros presentes nas curvas originais. O objetivo de se realizar a suavização das curvas experimentais foi calcular essas derivadas. Um dos métodos de cálculo numérico da derivada consistiu-se em se utilizar o teorema do valor médio em 3 pontos consecutivos, independentemente da frequência de coleta. Conforme a situação, este processo poderia incorrer em menor erro do que quando se utilizam de polinômios de aproximação (Carnahan69). Essa metodologia foi compatível com as propostas de Jorge (Jorge97), Laasraoui (Laasraoui90) e Hart (Hart73). Com essas derivadas calculadas foi possível obter as curvas $\theta \times \sigma$. Na Figura 2, mostra-se que estas curvas foram utilizadas na definição de parâmetros necessários ao modelamento da curva de fluxo. Na Figura 17, compara-se a curva $\theta \times \sigma$ dos dados experimentais com a dos dados que sofreram tratamento em dois polinômios. Observou-se que a mudança na forma da curva de fluxo foi pequena.

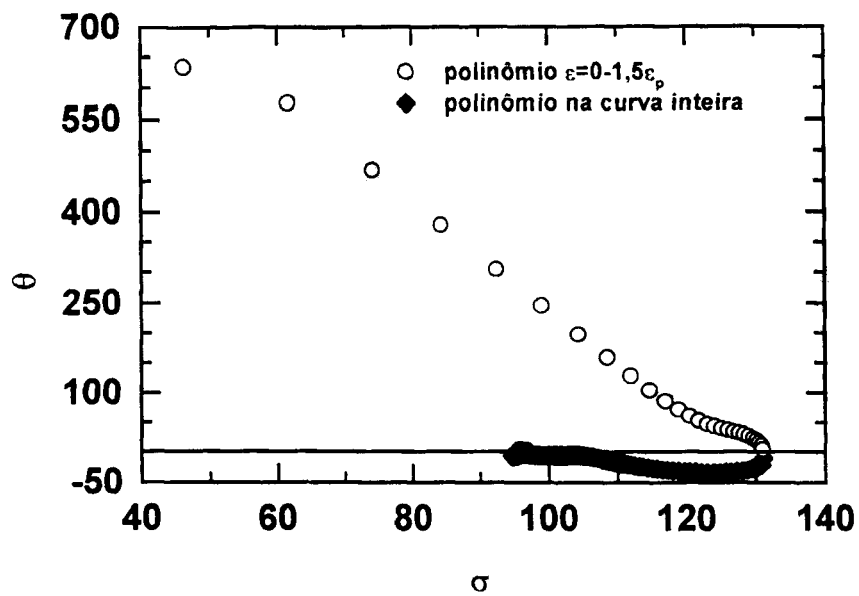


Figura 14 Um exemplo do método de obtenção da curva de fluxo através de polinômios para um ferro ARMCO, à temperatura de 950 °C e à taxa de deformação de 1 s⁻¹.

Tabela 2 Constante p da Equação 21 do modelo de Sellars, para diferentes métodos de suavização da curva de fluxo do aço LI na austenita.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	original	2 polinômios	curva inteira
0,102	1100	0,66	0,71	0,96
0,107	1050	0,69	0,74	0,99
0,106	1000	0,65	0,7	1,15
0,104	950	0,77	0,82	1,37
1,045	1100	0,69	0,74	1,09
1,044	1050	0,64	0,69	1,04
1,042	1000	0,51	0,56	1,04
1,045	950	0,57	0,62	1,17
3,136	1100	0,52	0,57	1,11
3,137	1050	0,64	0,69	1,14
3,136	1000	0,7	0,75	1,2
3,136	950	0,62	0,67	1,12
9,115	1100	0,64	0,69	1,14
8,677	1050	0,65	0,7	1,15
8,608	1000	0,69	0,74	1,29
8,803	950	0,65	0,69	1,15
média:	-	0,64	0,69	1,13
desvio:	-	0,07	0,07	0,10

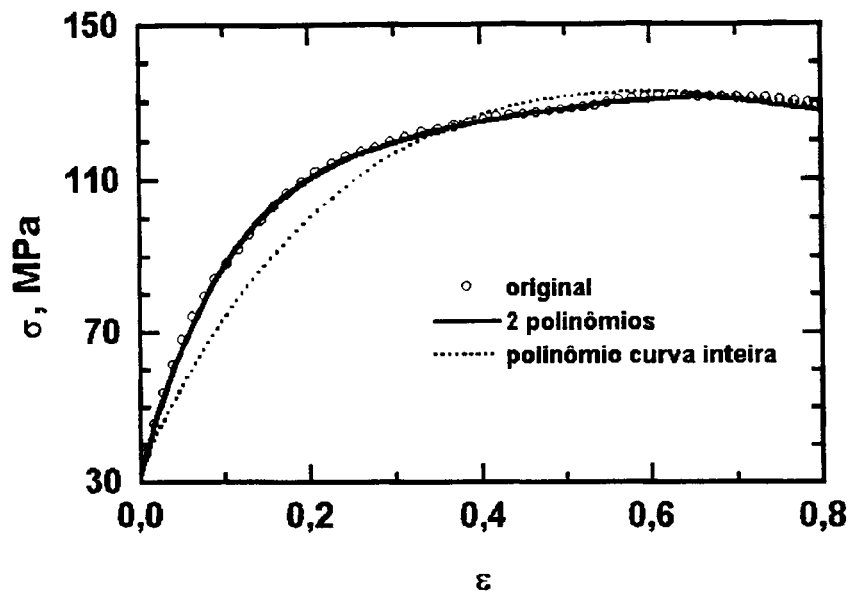


Figura 15 Um exemplo para o ferro ARMCO, à temperatura de 950 °C e à taxa de deformação 1 s^{-1} apresentando a modificação do início da curva devido ao tipo de suavização

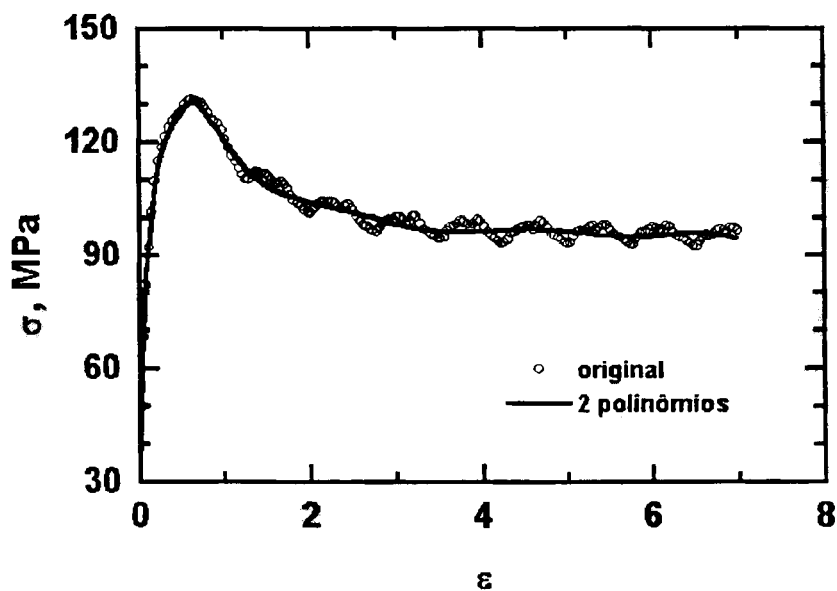


Figura 16 Um exemplo para o ferro ARMCO, à temperatura 950 °C e à taxa de deformação 1 s^{-1} , apresentando a modificação ao longo de toda a curva devido ao tipo de suavização.

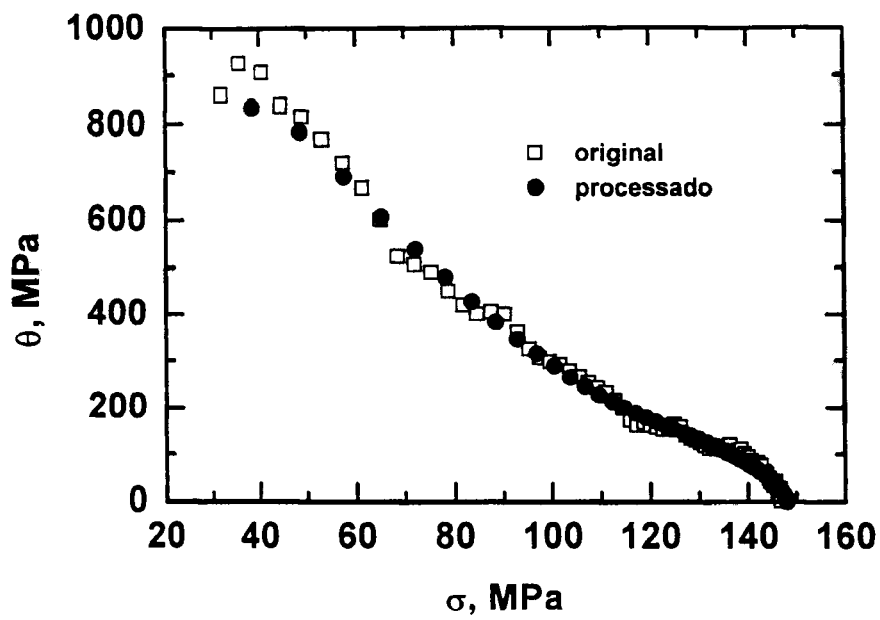


Figura 17 Comparando a influência do tratamento dos dados de experimentos originais sobre curva $\theta \times \sigma$ para o ferro ARMCO, à temperatura de 1000 °C e à taxa de deformação de $3s^{-1}$.

Correção devido às variações geométricas do corpo-de-prova durante o ensaio

Em grandes deformações por torção, os corpos-de-prova têm suas dimensões modificadas. Nos aços utilizados neste trabalho, o diâmetro dos corpos-de-prova aumentou e o comprimento deles diminuiu, como mostrado na Tabela 3 para o aço LI na fase austenítica, na Tabela 4, para o ferro ARMCO na austenita, na Tabela 5, para o aço LI na ferrita e, na Tabela 6, para o ferro ARMCO na ferrita.

Para efetuar a correção da curva de fluxo, essas variações foram distribuídas linearmente com a deformação. O raio instantâneo foi obtido pela Equação 36, e o comprimento instantâneo, pela Equação 37. Com o raio e o comprimento corrigidos, a deformação pôde ser corrigida através da Equação 38. Porém, a razão entre o comprimento e o raio varia muito pouco durante o ensaio, permitindo desprezar-se essa correção. A tensão foi corrigida, devido à variação do diâmetro pela Equação 39. Na Figura 18, compara-se uma curva de fluxo com e sem correção de diâmetro no ferro ARMCO à temperatura de 650 °C, à taxa de deformação 0,1 s⁻¹ e com uma deformação equivalente de 18; a variação no diâmetro foi 0,65 mm.

$$\text{Equação 36} \quad r = r_i + \Delta r \frac{\varepsilon}{\varepsilon_f}$$

$$\text{Equação 37} \quad l = l_i + \Delta l \frac{\varepsilon}{\varepsilon_f}$$

$$\text{Equação 38} \quad \varepsilon_{\text{corr}} = \varepsilon \frac{l_i}{r_i} \frac{r}{l}$$

Tabela 3 Os gradientes de temperatura lidos diretamente no indicador, ao final do ensaio, e as variações de diâmetro e comprimento do corpo-de-prova na deformação final do aço LI na austenita.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	ΔT °C	$\Delta \phi$ mm	Δl mm
0,102	1100	0	0,45	-0,50
0,107	1050	0	0,50	-0,55
0,106	1000	0	0,40	-0,50
0,104	950	2	0,50	-0,60
1,045	1100	5	0,55	-0,55
1,044	1050	5	0,50	-0,50
1,042	1000	7	0,40	-0,60
1,045	950	10	0,45	-0,60
3,136	1100	10	0,40	-0,65
3,137	1050	12	0,35	-0,45
3,136	1000	15	0,50	-0,55
3,136	950	18	0,50	-0,60
9,114	1100	25	0,40	-0,60
8,677	1050	24	0,45	-0,55
8,608	1000	30	0,40	-0,60
8.803	950	36	0,45	-0,45

Tabela 4 Os gradientes de temperatura lidos diretamente no indicador, ao final do ensaio, e as variações de diâmetro e comprimento do corpo-de-prova na deformação final do ferro ARMCO na austenita.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	ΔT °C	$\Delta \phi$ mm	Δl mm
0,104	1100	0	0,40	-0,55
0,106	1050	0	0,45	-0,50
0,103	1000	1	0,40	-0,55
0,105	950	3	0,55	-0,50
1,044	1100	4	0,50	-0,50
1,047	1050	6	0,45	-0,55
1,035	1000	8	0,40	-0,50
1,040	950	12	0,40	-0,55
3,141	1050	13	0,45	-0,60
3,123	1000	15	0,45	-0,45
3,128	950	20	0,45	-0,50
8,645	1100	28	0,40	-0,45
9,064	1050	27	0,50	-0,55
9,168	1000	32	0,40	-0,50
9,574	950	38	0,65	-0,80

Tabela 5 Os gradientes de temperatura lidos diretamente no indicador, ao final do ensaio, e as variações de diâmetro e comprimento do corpo-de-prova na deformação final do aço LI na ferrita.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	ΔT °C	$\Delta \phi$ mm	Δl mm
0,104	800	0	0,40	-0,55
0,104	750	0	0,45	-0,55
0,104	700	1	0,50	-0,60
0,104	650	2	0,45	-0,50
1,042	800	7	0,40	-0,65
1,042	750	8	0,50	-0,60
1,046	700	9	0,50	-0,50
1,043	650	12	0,35	-0,50
3,142	800	13	0,50	-0,55
3,136	750	13	0,55	-0,50
3,136	700	12	0,45	-0,60
3,138	650	15	0,40	-0,55
9,695	800	28	0,45	-0,55
8,898	750	31	0,40	-0,50
10,067	700	32	0,40	-0,50
9,316	650	33	0,40	-0,55

Tabela 6 Os gradientes de temperatura lidos diretamente no indicador, ao final do ensaio, e as variações de diâmetro e comprimento do corpo-de-prova na deformação final do ferro ARMCO na ferrita.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	ΔT °C	$\Delta \phi$ mm	Δl mm
0,104	800	0	0,45	-0,55
0,104	750	0	0,50	-0,60
0,104	700	0	0,45	-0,65
0,103	650	3	0,40	-0,60
1,042	800	8	0,45	-0,60
1,040	750	9	0,45	-0,65
1,039	700	9	0,40	-0,55
1,044	650	10	0,45	-0,55
2,911	800	12	0,40	-0,50
2,964	750	11	0,45	-0,55
3,125	700	13	0,40	-0,50
3,124	650	14	0,45	-0,45
9,502	800	27	0,50	-0,60
8,870	750	28	0,55	-0,50
9,043	700	31	0,40	-0,55
8,135	650	29	0,65	-0,75

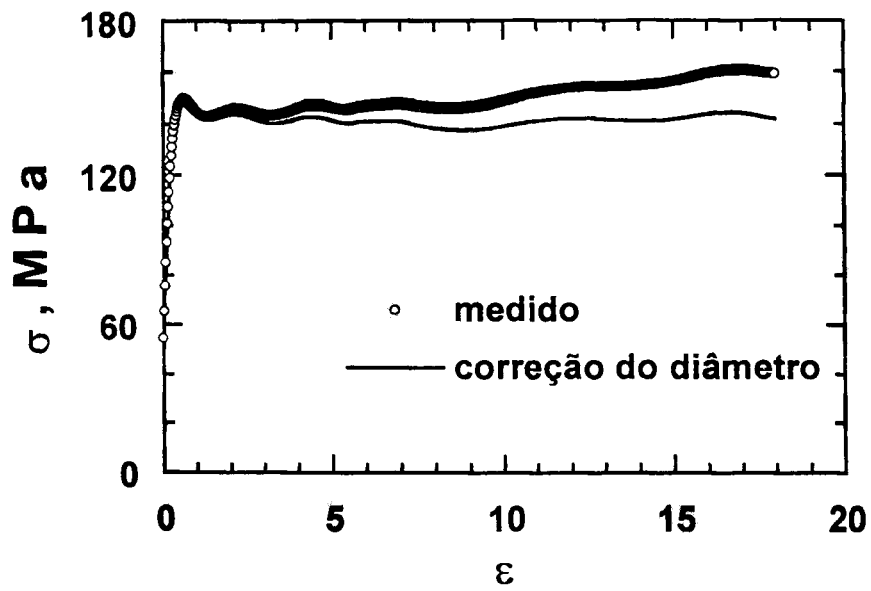


Figura 18 Exemplo de correção do diâmetro em um ensaio à temperatura de 650 °C, à taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$ e deformação equivalente de 18 no ferro ARMCO, sendo $\Delta\phi = 0,65^\circ\text{mm}$.

Equação 39

$$\sigma_{\text{corr}} = \sigma \left(\frac{\Gamma_i}{r} \right)^3$$

Cálculo da Energia de Ativação

Alguns métodos podem ser usados para obter a energia de ativação. Uvira e Jonas (Uvira68) desenvolveram um método para o cálculo dos parâmetros α , A , n e Q_{def} correspondentes à tensão de pico (Uvira68). Outra técnica foi utilizada por Rao (Rao93, Rao92). Neste trabalho foi aplicada a Equação 18, tomando como exemplo os dados experimentais do aço LI na austenita, sendo α considerado constante e igual a 0,012 (Sellars72).

Na Figura 19, apresenta-se a relação $\ln(\dot{\epsilon})$ em função do $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$, com a temperatura constante. Na Tabela 7, mostra-se o valor médio e o desvio padrão dos coeficientes de sensibilidade à taxa de deformação obtido através das inclinações. O expoente n é o inverso do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação. Na Figura 20, apresenta-se a relação $1/T$ em função do $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$. O valor médio e o desvio padrão das inclinações estão apresentados na Tabela 8. A energia aparente para a deformação foi calculada através da Equação 19. Com esta energia de ativação, o parâmetro de Zener-Hollomon foi calculado. Na Figura 21, apresenta-se a relação deste parâmetro com a tensão de pico onde a inclinação corresponde ao expoente n . Com o valor deste coeficiente, foi calculada novamente a energia de ativação, obtendo-se os novos valores do parâmetro de Zener-Hollomon; este processo foi iterativo. A iteração foi realizada até que a variação de n fosse menor que 0,0001, buscando a solução do sistema de equações não lineares apresentado na Equação 40, considerando α constante. A energia de ativação encontrada foi 342 kJ/mol para o aço LI na austenita.

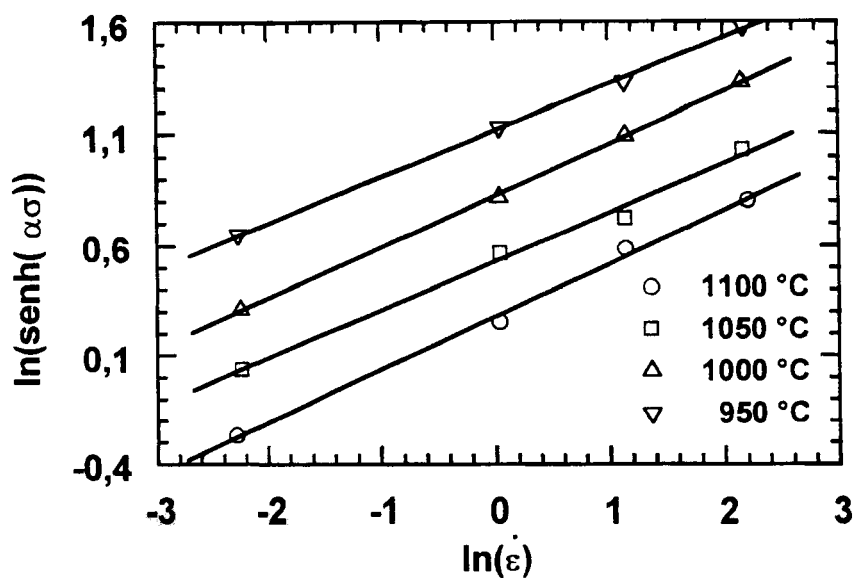


Figura 19 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação para o aço LI na austenita.

Tabela 7 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação, para a Figura 19, com a temperatura constante.

T °C	m	R ²
1100	0,206	0,999
1050	0,232	0,999
1000	0,220	0,991
950	0,242	0,781
média	0,223	-
desvio	0,014	-

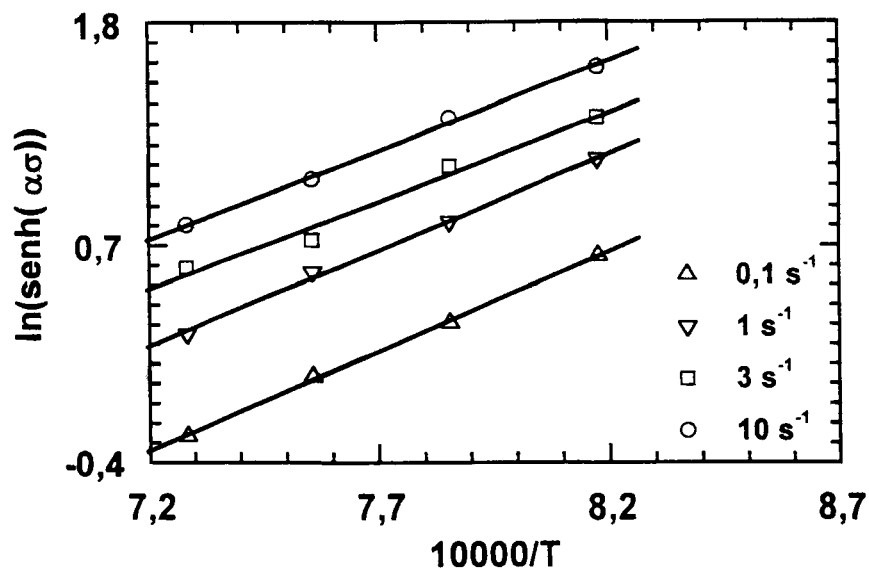


Figura 20 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para o aço LI na austenita.

Tabela 8 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para a Figura 20, para a taxa de deformação constante.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T_p	R^2
0,1	10156	0,999
1	9668	0,997
3	8862	0,979
10	9201	0,998
média	9472	-
desvio	563	-

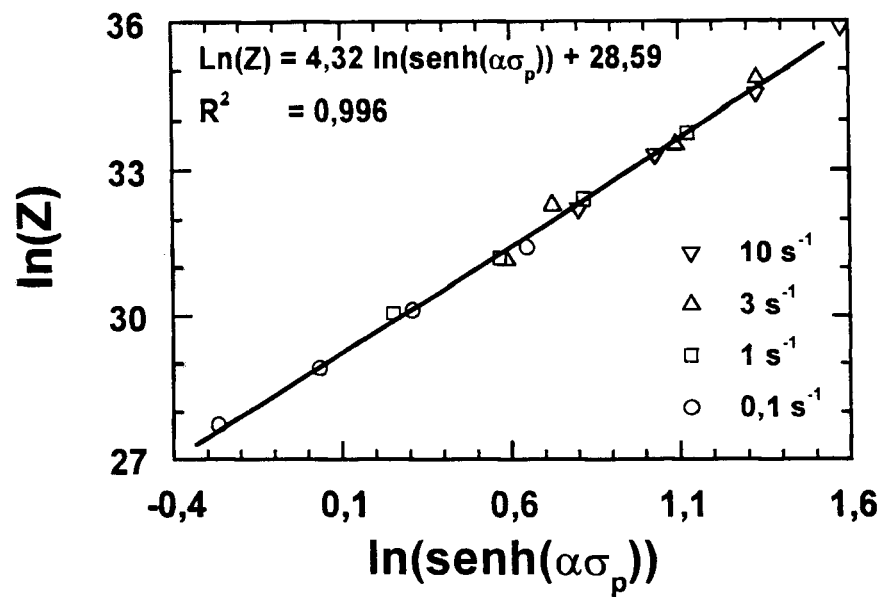


Figura 21 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita.

$$\text{Equação 40} \quad \begin{cases} Q_{\text{def}} = RnT_p \\ Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{\text{def}}}{RT}\right) \\ \ln(\sinh(\alpha\sigma)) = n \ln(Z) + \ln(A) \end{cases}$$

Correção devido às variações de temperatura no corpo-de-prova durante o ensaio de torção

Durante a deformação do material, uma parte da energia utilizada no processo é transformada em calor. Este aquecimento adiabático afeta a curva de fluxo. Laasraoui (Laasraoui90) e Roucoules (Roucoules92) propuseram métodos para corrigir as curvas. Neste trabalho, foi utilizado um método com a relação seno-hiperbólica, similar ao proposto por Almeida (Almeida95). A temperatura no final do ensaio foi lida diretamente no indicador, justamente quando o atuador parava de deformar o corpo-de-prova. O gradiente de temperatura foi distribuído de acordo com a Equação 41, considerando a razão entre as energias mecânicas puntual e total. Conhecendo-se a temperatura puntual e utilizando-se a Equação 42, corrigiu-se a tensão em cada ponto. Na Figura 22, exemplifica-se uma curva após a correção de temperatura. Na Tabela 3, mostram-se os gradientes de temperatura para todos os ensaios do aço LI na região da austenita, na Tabela 4, para os ensaios no ferro ARMCO na região austenítica, na Tabela 5, para os ensaios do aço LI na ferrita, na Tabela 6, para os ensaios do ferro ARMCO na ferrita. A energia de ativação no pico antes e depois da correção apresentou uma variação pequena.

$$\text{Equação 41} \quad T_{\text{corr}} = T + \Delta T \left(\frac{\int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon}{\int_0^{\epsilon_f} \sigma d\epsilon} \right)$$

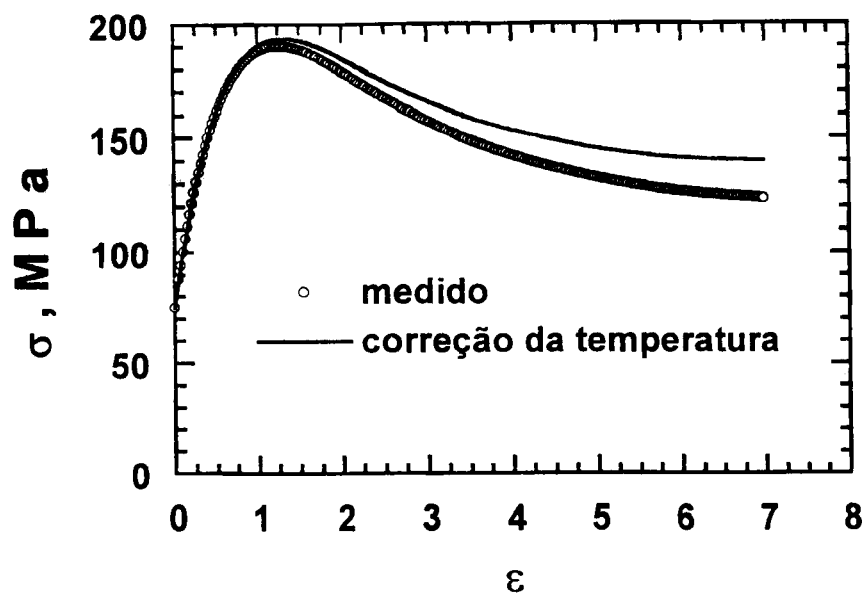


Figura 22 Exemplo de correção de temperatura em um ensaio à temperatura de 950 °C e à taxa de deformação de 10 s^{-1} , sendo o $\Delta T = 36 \text{ °C}$.

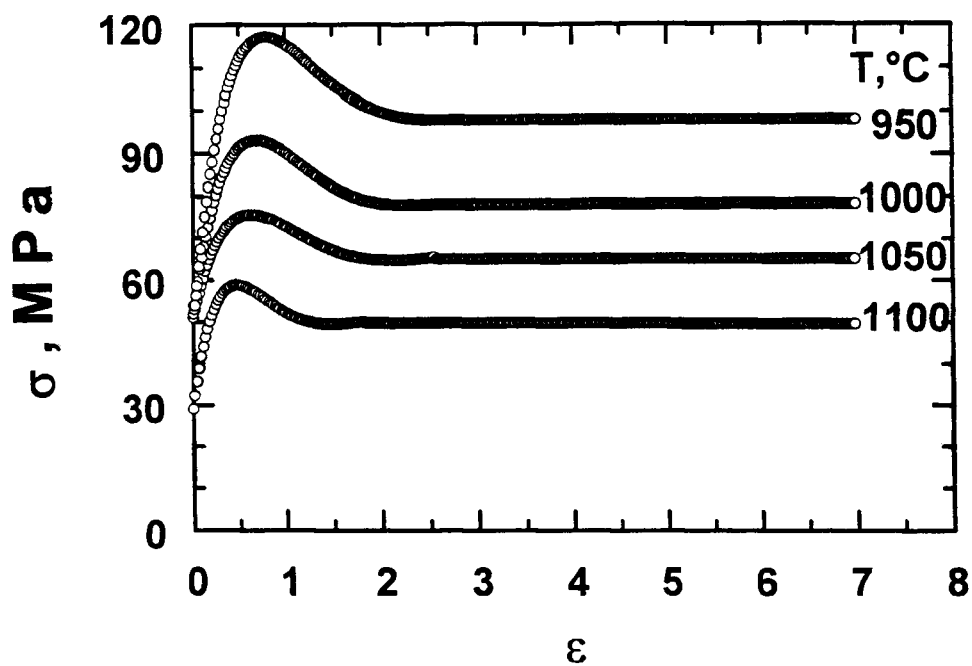
$$\text{Equação 42} \quad \sigma_{\text{corr}} = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left[\sinh(\alpha\sigma) \exp \left(\frac{Q_{\text{def}}}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{\text{corr}}} \right) \right) \right]^{\frac{1}{n}}$$

5 RESULTADOS

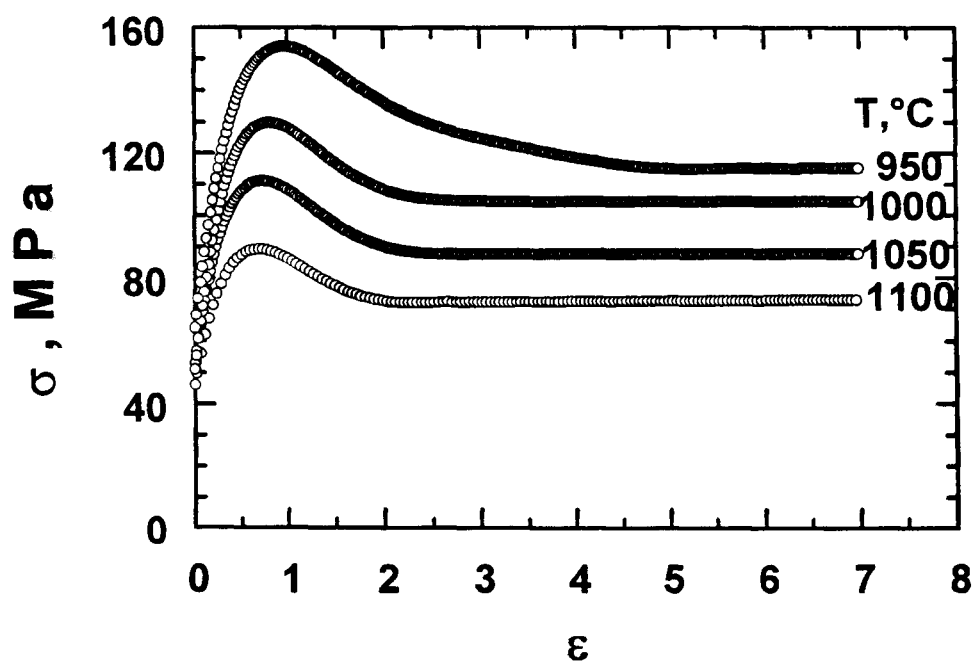
Nesta seção são apresentadas as curvas de fluxo obtidas para as duas ligas (aço LI e ferro ARMCO), nas duas fases (austenita e ferrita), após as correções geométricas e de temperatura.

Curvas de fluxo

Na Figura 23, mostram-se as curvas de fluxo que foram obtidas para o aço LI na austenita com as taxas de deformação de 0,1 e 1 s⁻¹ e, na Figura 24, com as taxas de deformação de 3 e 10 s⁻¹, nas temperaturas de 950, 1000, 1000 e 1050 °C. Na Figura 25, mostram-se as curvas de fluxo que foram obtidas para o ferro ARMCO na austenita, com as taxas de 0,1 e 1 s⁻¹ e, na Figura 26, com as taxas de deformação de 3 e 10 s⁻¹, nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1000 °C. As curvas de fluxo da fase ferrítica do aço LI são apresentadas com as taxas de deformação de 0,1 e 1 s⁻¹ na Figura 27 e com as taxas de deformação de 3 e 10s⁻¹ na Figura 28, nas temperaturas de 650, 700, 750 e 800 °C. Nestas figuras, mostra-se que o aço LI reduz sua ductilidade a temperaturas igual ou inferiores à 700 °C. As curvas de fluxo do ferro ARMCO na ferrita, nas temperaturas de 650, 700, 750 e 800 °C e com as taxas de deformação de 0,1 e 1 s⁻¹ são apresentadas na Figura 29 e, com as taxas de deformação de 3 e 10 s⁻¹, na Figura 30. O ferro ARMCO apresenta uma grande ductilidade mesmo a baixa temperatura: na Figura 18, por exemplo mostra-se que o material atinge uma deformação equivalente de 18 à 650 °C e à taxa de deformação de 0,1 s⁻¹, sem ocorrência de fratura.

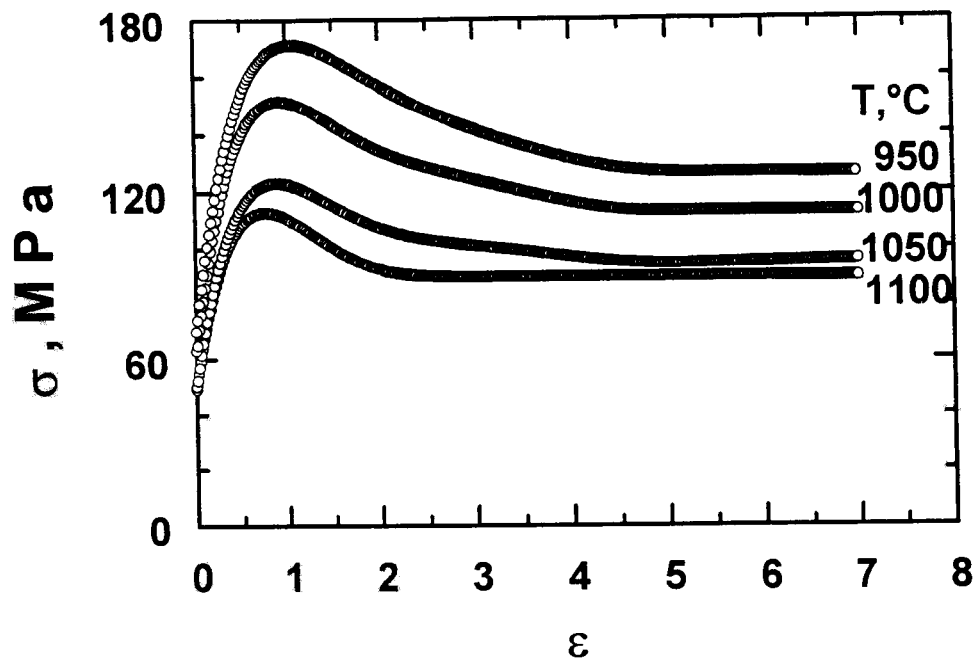


(a)

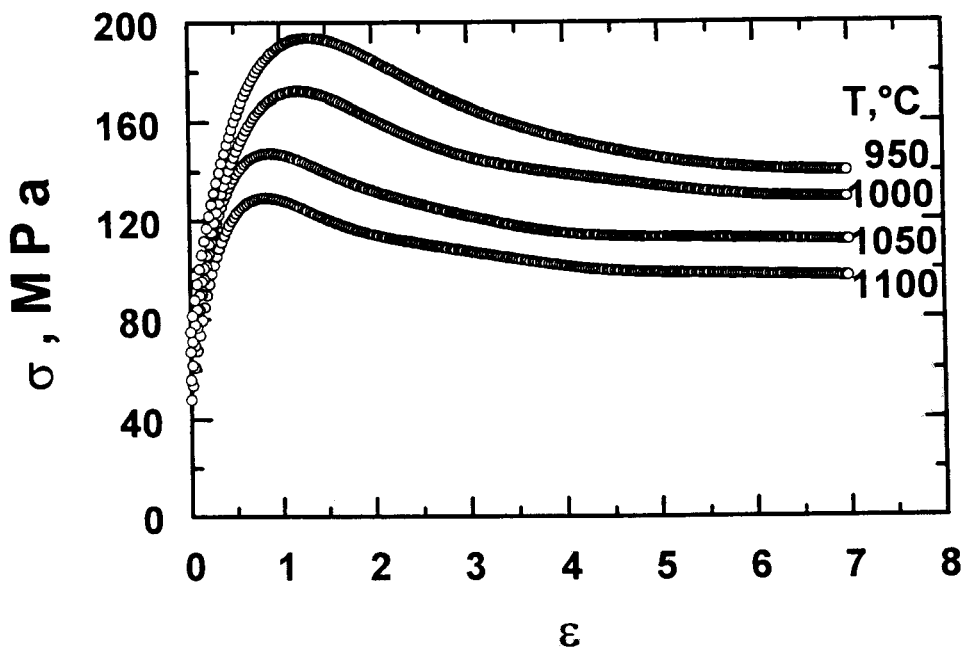


(b)

Figura 23 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI na austenita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação em grandes deformações: (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .



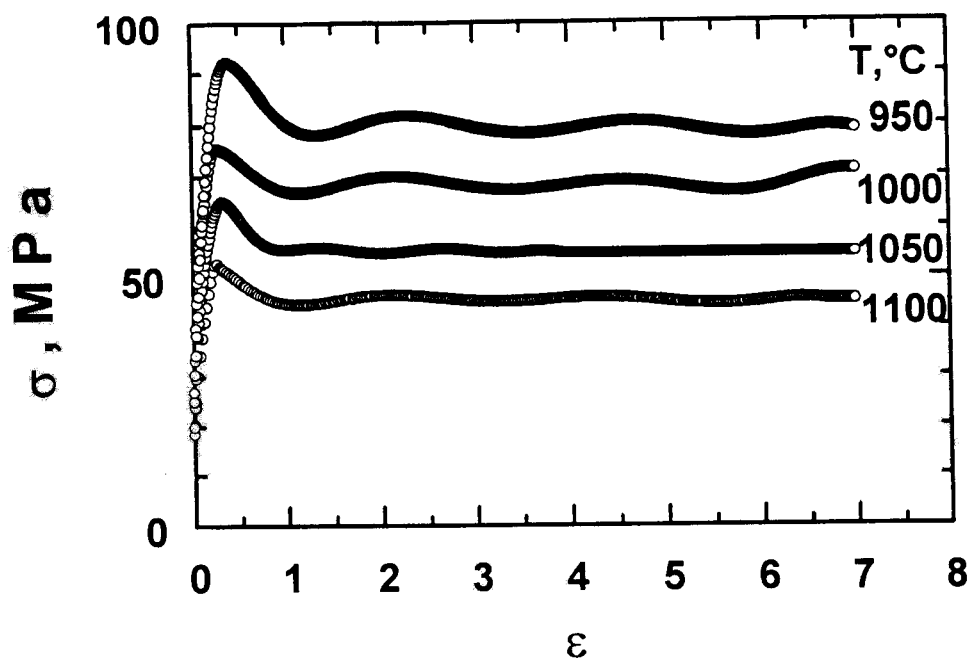
(a)



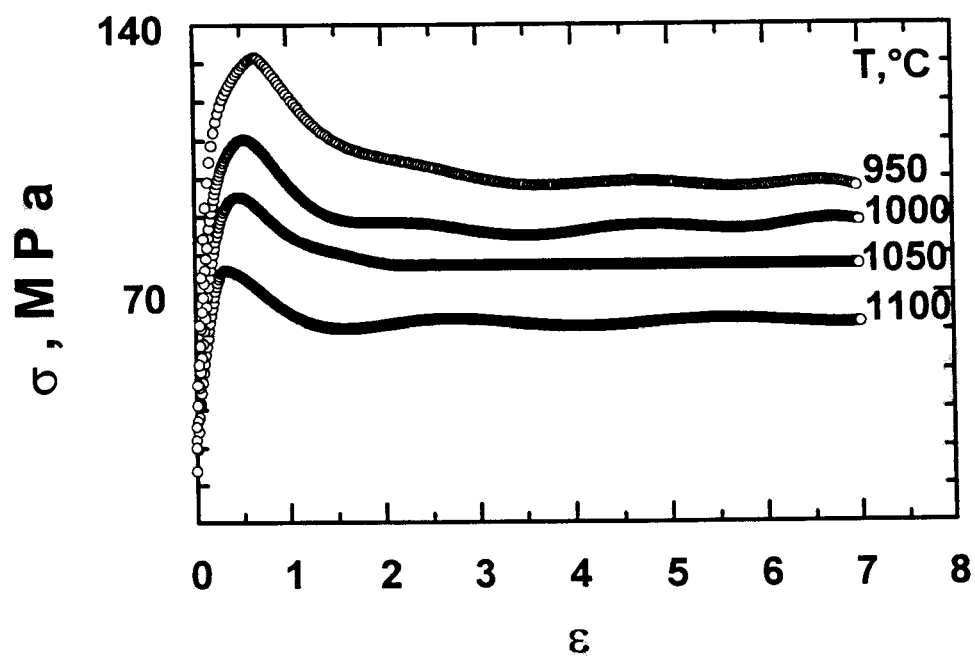
(b)

Figura 24

Curvas de fluxo obtidas para a liga LI na austenita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação em grandes deformações: (a) 3 s^{-1} e (b) 10 s^{-1} .

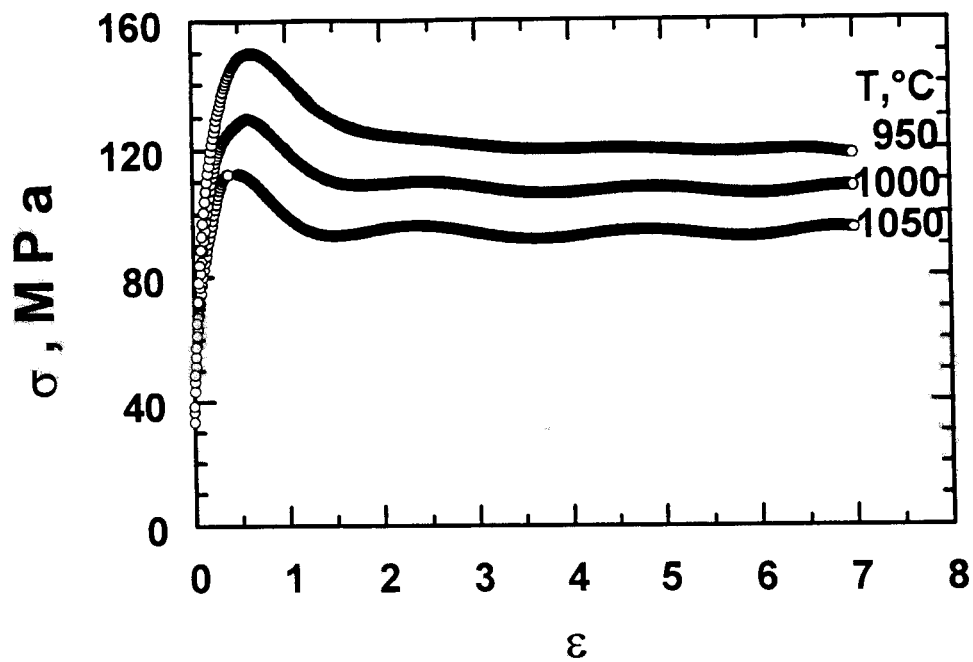


(a)

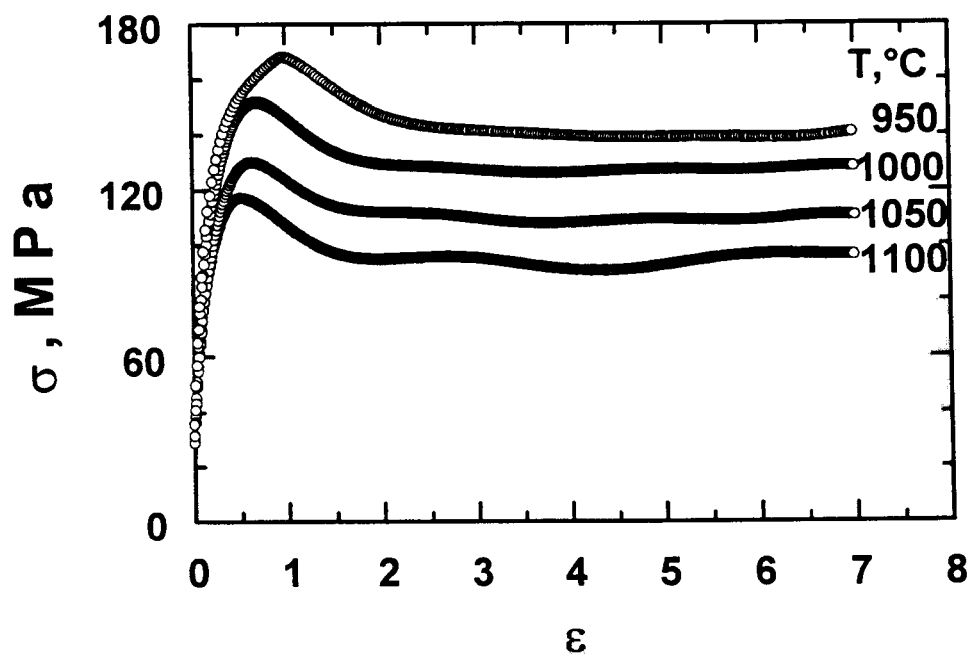


(b)

Figura 25 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO na austenita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação até a deformação 7: (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .

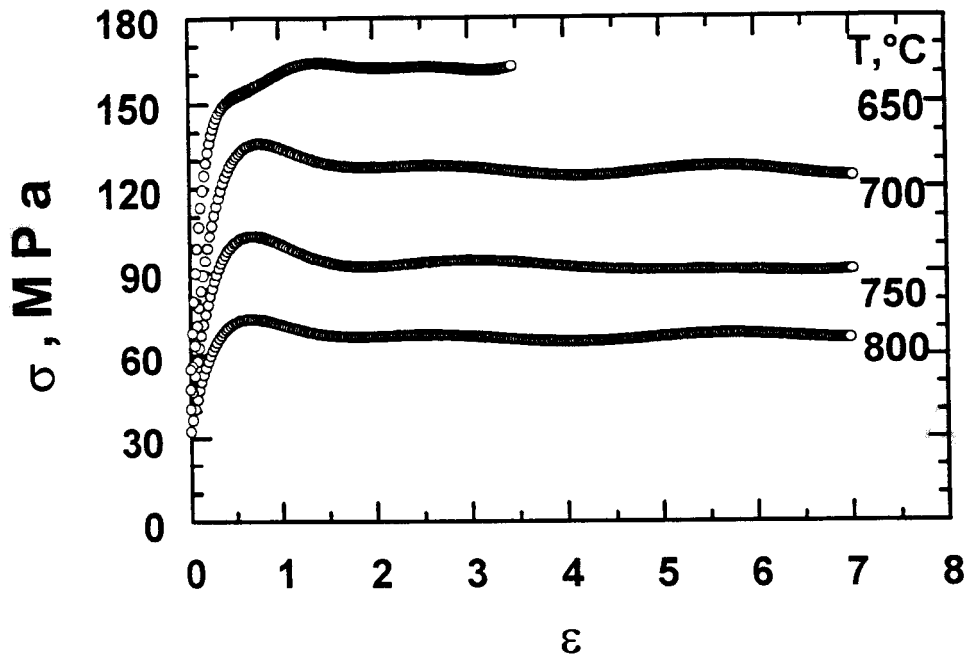


(a)

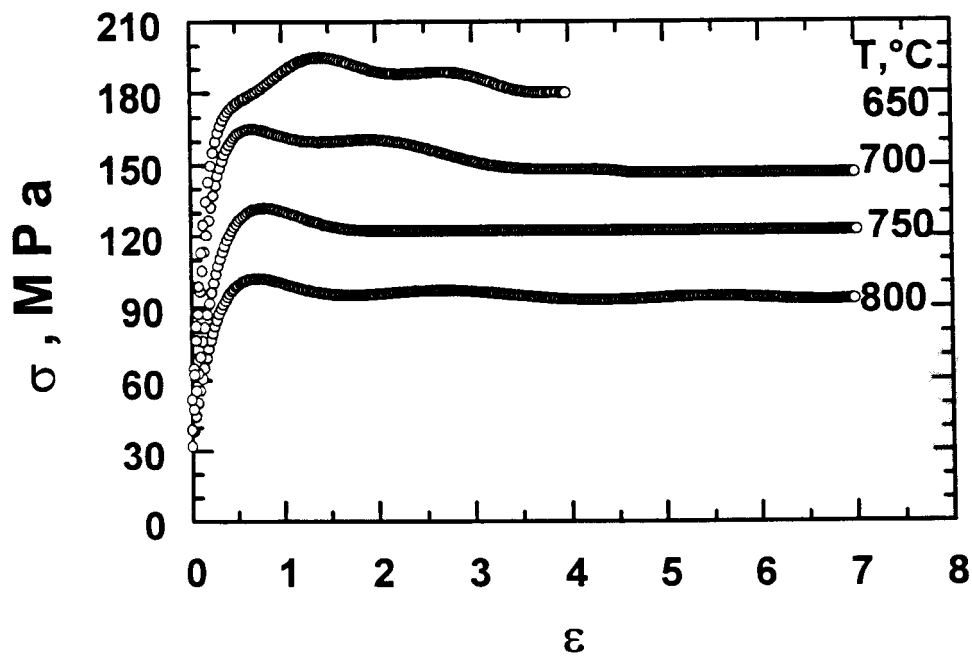


(b)

Figura 26 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO na austenita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s^{-1} .



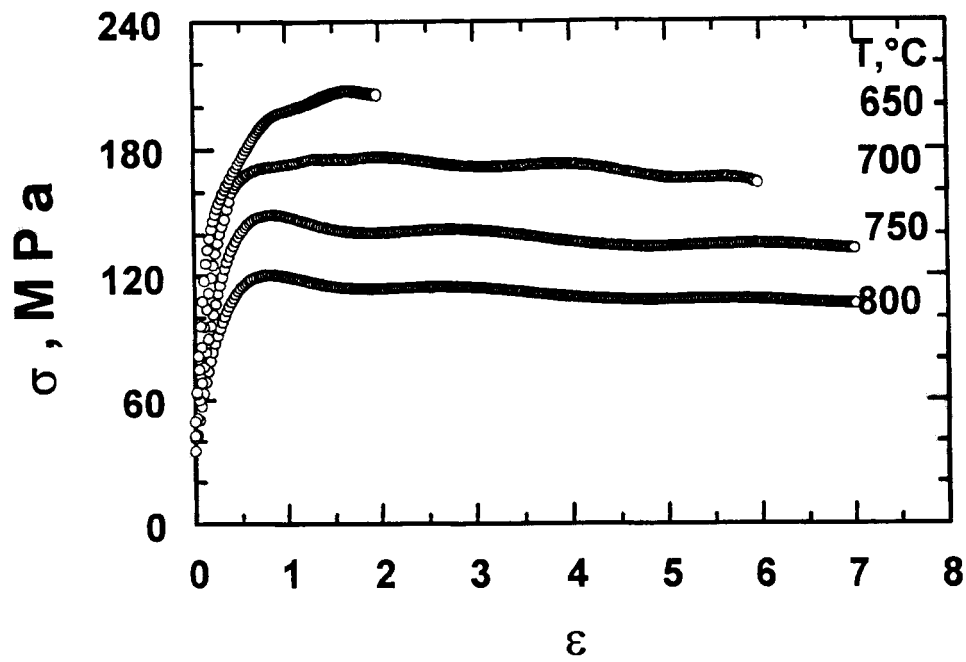
(a)



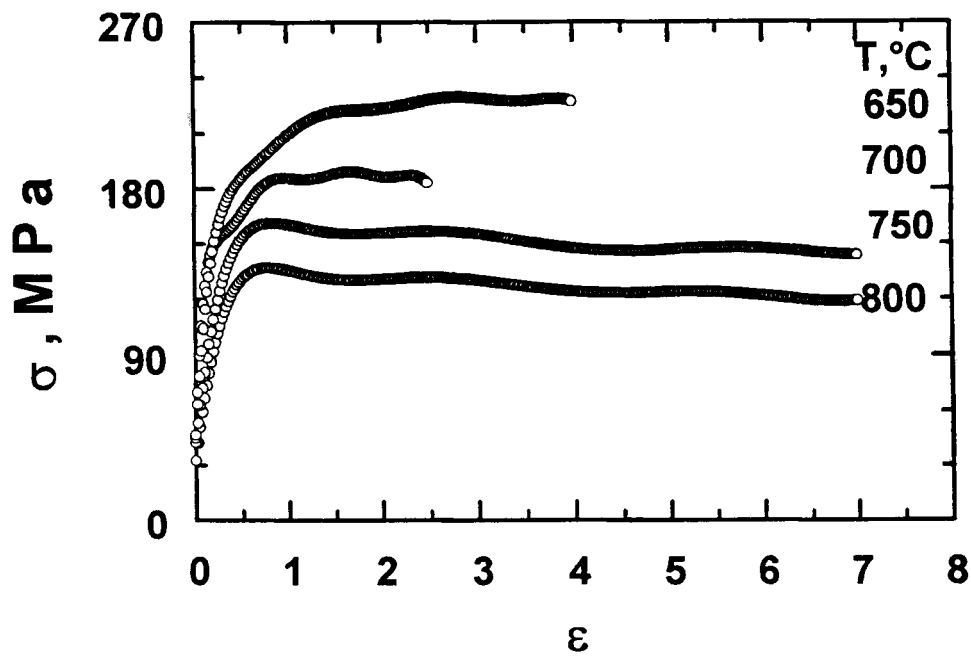
(b)

Figura 27

Curvas de fluxo obtidas para a liga LI na ferrita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação em grandes deformações: (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .

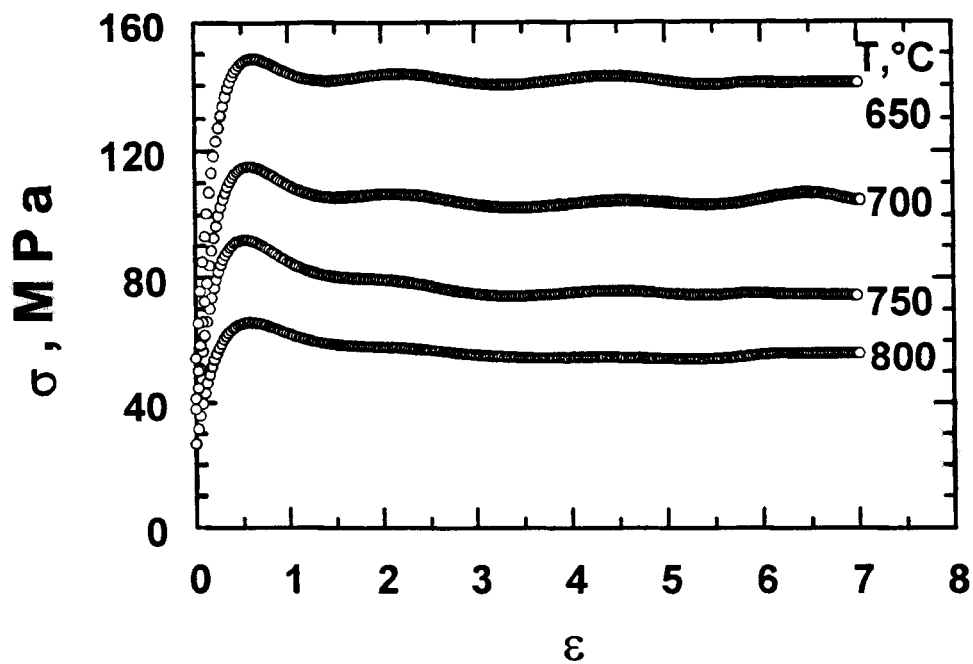


(a)

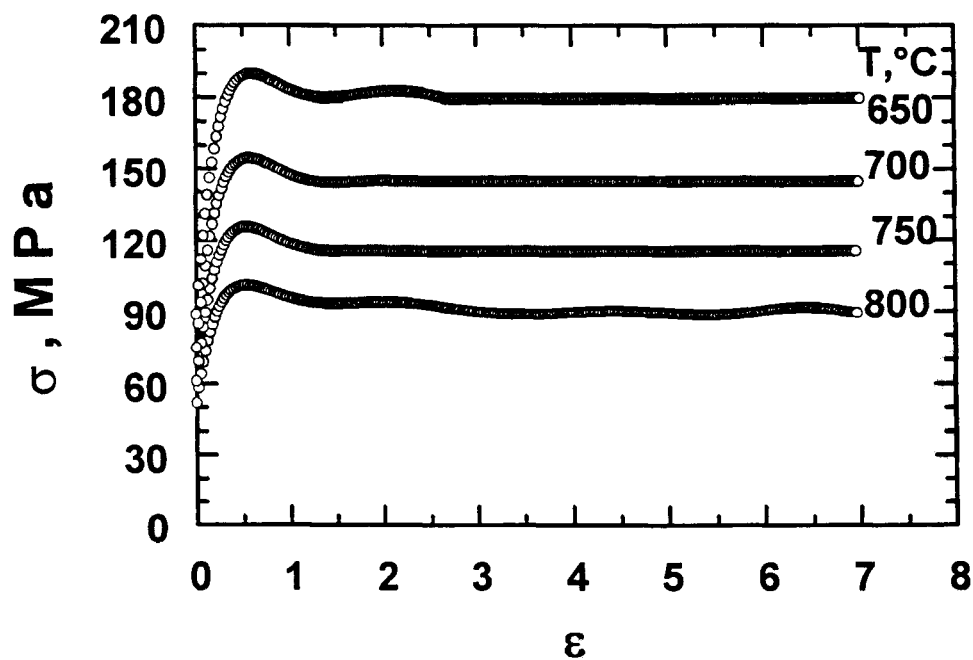


(b)

Figura 28 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI na ferrita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação em grandes deformações: (a) 3 e (b) 10 s⁻¹.



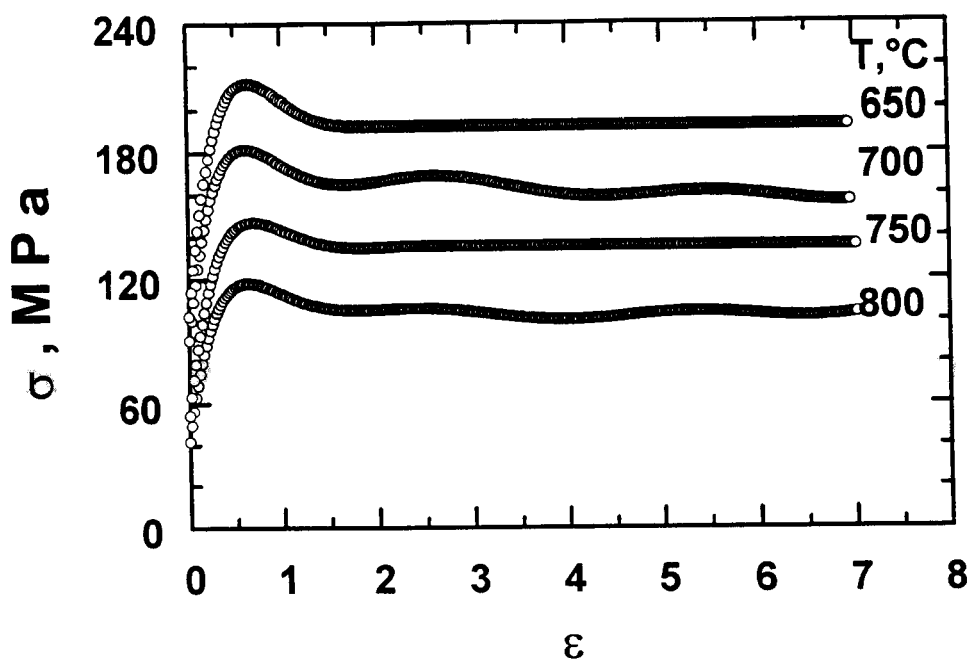
(a)



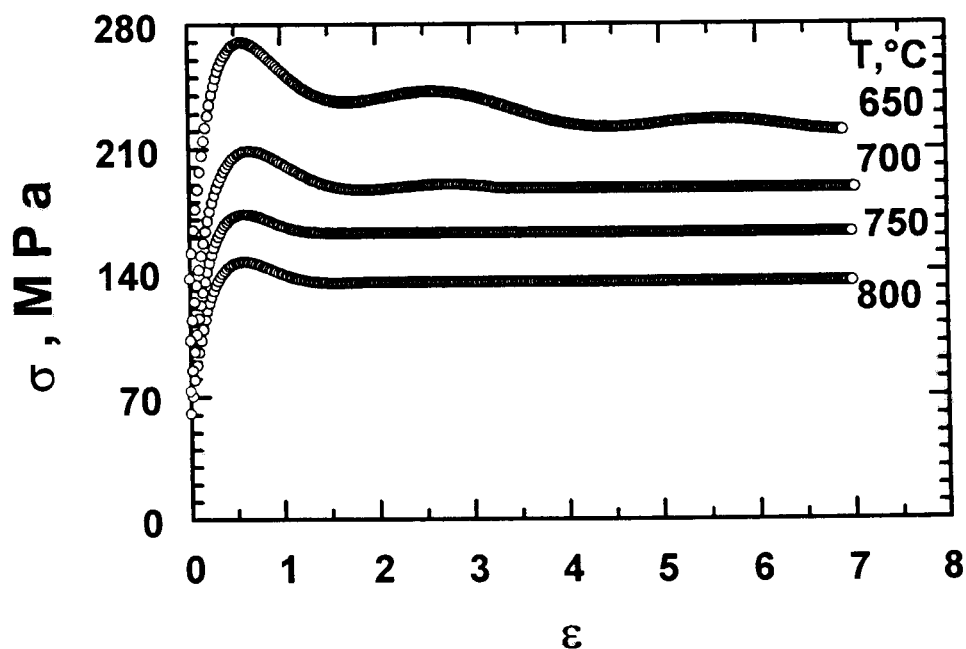
(b)

Figura 29

Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO na ferrita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação até a deformação 7: (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .



(a)



(b)

Figura 30 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO na ferrita sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação até a deformação 7: (a) 3 s^{-1} e (b) 10 s^{-1} .

6 DISCUSSÃO E ANÁLISE DE RESULTADOS

O modelo mecanicista de Laasraoui e o modelo empírico de Sellars são aplicáveis à curva inteira. O modelo de Cingara não pode ser utilizado para deformações maiores que a de pico. O modelo de Hernandez-Medina é aplicável quando existem aços com diferentes composições químicas. Os modelos de Baragar e Rao não apresentam bons resultados quando o material sofre recristalização dinâmica, pois estas são funções crescentes e não apresentam um ponto assintótico. Neste trabalho, foi feita uma adaptação para utilizar o modelo de Rao para a curva inteira.

Na primeira etapa, o modelo de Sellars foi aplicado até a deformação crítica. Na segunda etapa, com este modelo desenvolvido, foi possível obter-se a tensão extrapolada somente para recuperação dinâmica (σ_e) em qualquer deformação, sendo então, a fração amaciada dinamicamente calculada. Nesta fase, são apresentados três modelos para recristalização dinâmica com o σ_e obtido a partir modelo de Sellars. Os modelos de recristalização dinâmica de Roucoules e Sellars não apresentaram ajustes satisfatórios. Neste trabalho, propõe-se um novo modelo para recristalização dinâmica, o qual apresentou um bom resultado. Na terceira etapa, são apresentadas os dois modelos (Laasraoui e Rao) aplicados à curva inteira. O modelo proposto para a recristalização dinâmica foi aplicado à tensão extrapolada somente para recuperação dinâmica (σ_e) obtido a partir dos modelos de Laasraoui e Rao. Na quarta etapa, o modelo de Sellars modificado foi aplicado na região ferrítica do aço LI e nas regiões ferrítica e austenítica do ferro ARMCO. Uma simulação foi realizada em laboratório, com deformação constante menor que a de pico nas regiões austenítica e ferrítica do aço LI, em diferentes temperaturas. Vários aspectos das curvas de fluxo foram analisados em relação às suas características de obtenção. Foram discutidas, também, as curvas de fluxo, bem como as equações constitutivas.

6.1 Modelo de Sellars modificado para curva de fluxo completa para o aço LI na fase austenítica

Inicialmente, foi avaliado o modelo de Sellars, quando ocorre somente recuperação dinâmica. Alguns parâmetros são fundamentais para o modelamento da curva de fluxo até a deformação crítica. Os mais importantes são: a tensão inicial (σ_0), a deformação crítica (ϵ_c), a tensão de pico (σ_p) e a tensão extrapolada do estado estacionário da recuperação (σ_{ss}^*).

Através do gráfico $\theta \times \sigma$, são determinadas as tensões críticas, de pico e de saturação para recuperação dinâmica. A taxa de encruamento foi obtida derivando-se a tensão em relação a deformação, a temperatura e a taxa de deformação constante. A metodologia de derivação da tensão em relação a deformação fluxo foi realizada conforme relatada em Carnahan (Carnahan69). Neste trabalho, foram utilizados três pontos no intervalo de cálculo da derivada, um número ímpar de pontos, por apresentar um menor erro numérico. Na Figura 31, mostra-se um exemplo de gráfico $\theta \times \sigma$ obtido por derivação numérica. A partir deste gráfico, as tensões críticas e de pico foram obtidas segundo o método de Ryan (Ryan89). Na Tabela 9, apresentam-se as correspondentes deformações de pico e críticas. O valor de σ_{ss}^* pode ser obtido, também, através da técnica dos mínimos quadrados ajustando-se o modelo de Estrin-Mecking (Equação 6) aos pontos experimentais da curva $\theta \times \sigma$ (Huang98, Estrin84). Esta tensão é calculada a partir da raiz quadrada da razão entre as constantes A_θ e B_θ da Equação 6.

Na Figura 32, apresenta-se a relação entre as deformações de pico e crítica. Estas deformações apresentam uma relação aproximada de $\epsilon_c=0,8\epsilon_p$, como apresentado na revisão do modelo de Sellars (Sellars72). Para o cálculo de Z , foi utilizada uma energia de ativação aparente de deformação de valor igual a 342 kJ/mol. A deformação de pico pode ser relacionada com o parâmetro Zener-Hollomon através da Equação 23. Na Figura 33, mostra-se a relação da deformação de pico com o parâmetro Z , onde a

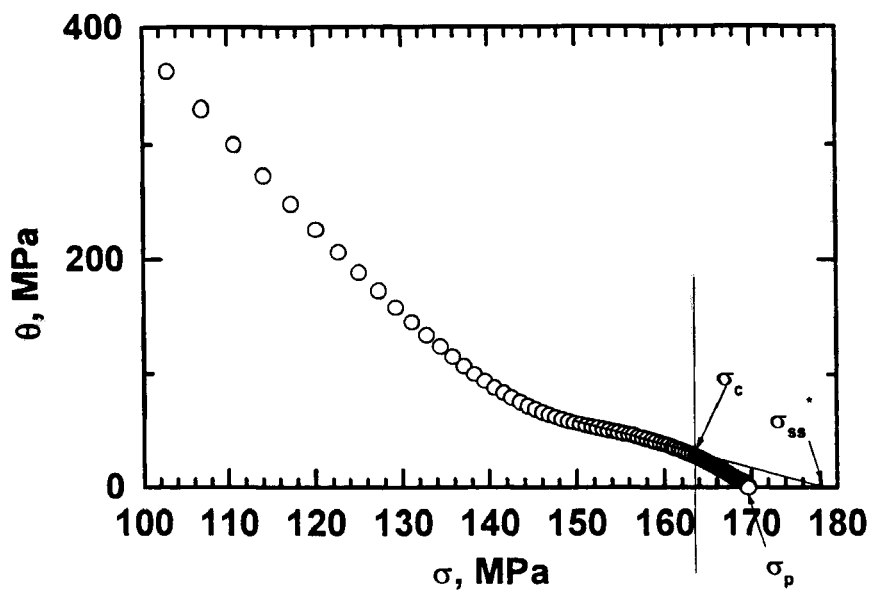


Figura 31 Um exemplo de obtenção das tensões de pico, crítica e estacionária para recuperação dinâmica através do gráfico de $\theta \times \sigma$ para a liga LI à temperatura de 1000 °C e à taxa de deformação 10 s^{-1} .

Tabela 9 Tensões e deformações obtidas do gráfico $\theta \times \sigma$ e tensão inicial obtida conforme descrito na metodologia, para a liga LI na austenita.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	σ_0 , MPa	σ_p , MPa	σ_{ss} , MPa	σ_{ss}^* , MPa	ϵ_c	ϵ_p
0,102	1100	29	58,9	49,7	64	0,35	0,50
0,107	1050	51	75,6	65,0	80	0,38	0,66
0,106	1000	52	93,0	78,0	97	0,46	0,75
0,104	950	53	117,0	98,0	123	0,53	0,82
1,045	1100	46	89,2	72,7	93	0,45	0,70
1,044	1050	49	111,0	87,7	116	0,48	0,76
1,042	1000	51	129,7	103,5	136	0,56	0,86
1,045	950	65	153,8	115,0	161	0,65	1,00
3,136	1100	49	112,5	89,5	117	0,53	0,80
3,137	1050	50	122,6	95,0	129	0,62	0,93
3,136	1000	63	151,0	112,0	158	0,66	1,00
3,136	950	70	170,0	126,0	177	0,76	1,10
9,115	1100	48	128,5	97,0	134	0,56	0,84
8,677	1050	56	146,2	112,0	152	0,63	0,90
8,608	1000	67	169,8	129,0	178	0,85	1,21
8,803	950	75	190,0	139,0	198	0,94	1,30

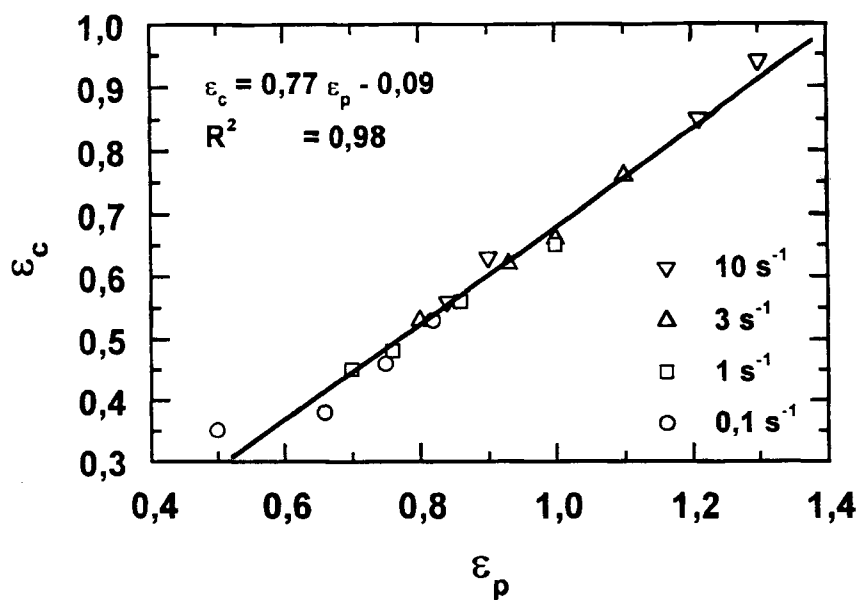


Figura 32 Relação linear entre a deformação de pico e a crítica para a liga LI na austenita.

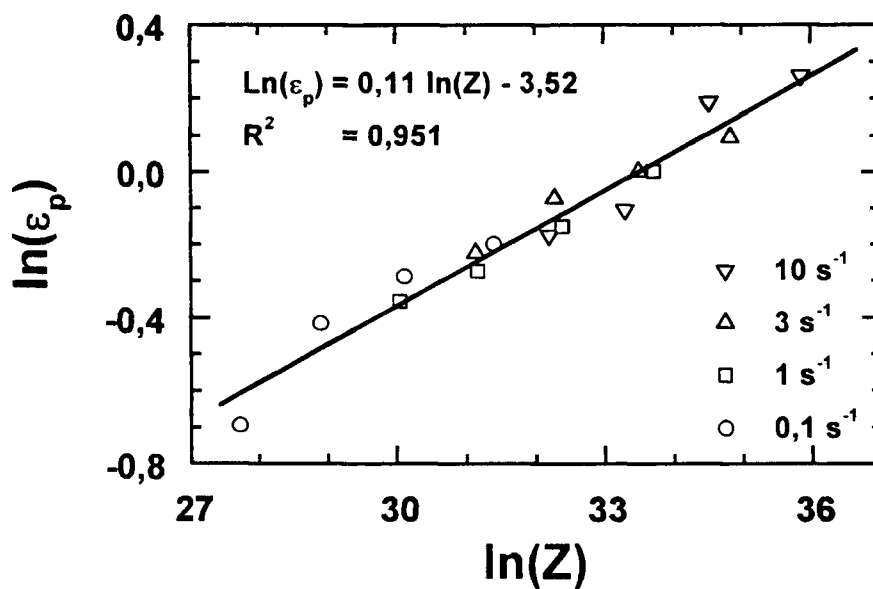


Figura 33 Evolução da deformação de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita.

inclinação da curva é o expoente do parâmetro de Zener-Hollomon; o valor do coeficiente angular obtido ($n' = 0,11$) foi similar ao encontrado por outros autores (Laasraoui91, Ryan90, Sellars90, Sellars80). O valor de -3,52 obtido na Figura 33, corresponde ao termo $\ln(A_p D_0^{m'})$, onde D_0 é o tamanho de grão antes do ensaio. Esse tamanho não foi medido neste trabalho por terem sido utilizados aços de baixo teor de carbono, e portanto de baixa temperabilidade (Perttula98). No desenvolvimento dos modelos foi utilizada uma relação entre o parâmetro de Zener-Hollomon e a deformação crítica, apresentada na Figura 34, de onde foram obtidas as constantes da Equação 43 (Ryan90).

Equação 43

$$\varepsilon_c = A_c Z^{n'}$$

A Figura 35 mostra-se a relação entre o parâmetro Z e os valores medidos de σ_0 , que foram obtidos como descrito na metodologia da obtenção da tensão inicial. A deformação de 0,05 foi escolhida para ser utilizada no modelo de Sellars. Na Figura 36, mostra-se a relação seno-hiperbólica para a tensão correspondente a esta deformação de 0,05. A tensão de saturação para recuperação dinâmica pode ser obtida por três métodos. Na Figura 37, mostra-se a relação seno-hiperbólica σ_{ss}^* obtida por extrapolação, técnica de Ryan (Ryan90), apresentada na revisão bibliográfica. Na Figura 38, apresenta-se a mesma relação seno-hiperbólica da tensão de saturação para a recristalização dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon. Para as relações acima, os valores do coeficiente de determinação (R^2) apresentam maiores que 0,9. Exceto para σ_0 , onde o valor de R^2 reduz, o que já era esperado, pois a medição da tensão inicial apresenta um erro experimental maior.

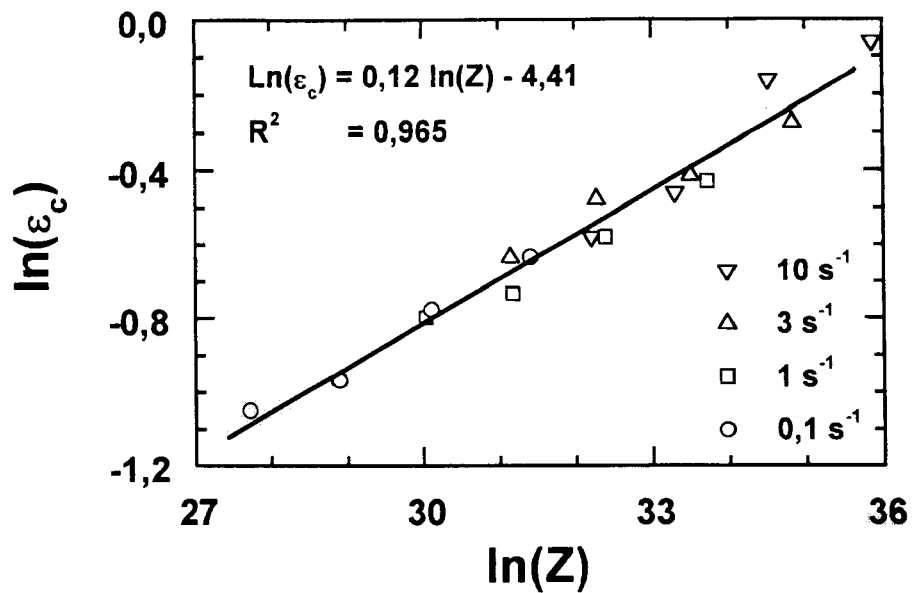


Figura 34 Evolução da deformação crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita.

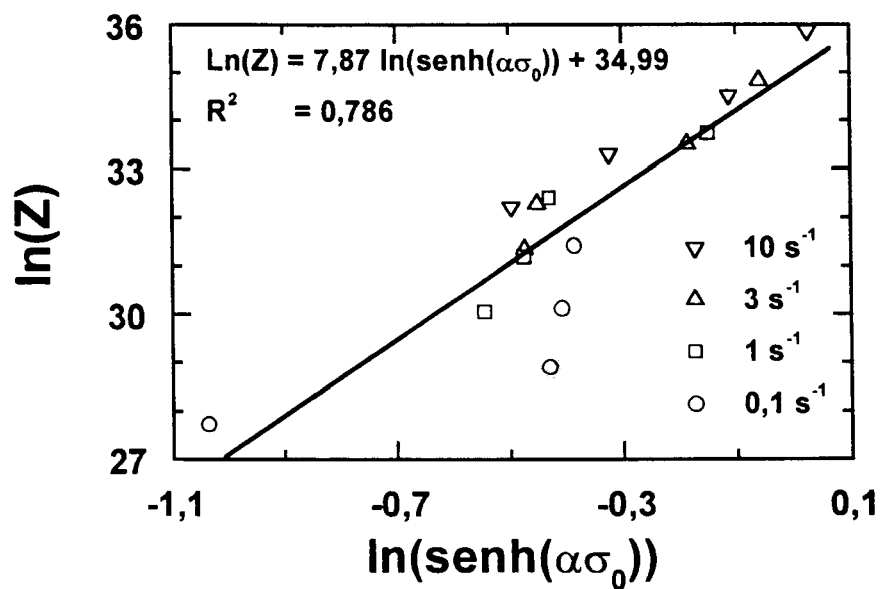


Figura 35 Evolução da tensão inicial com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita.

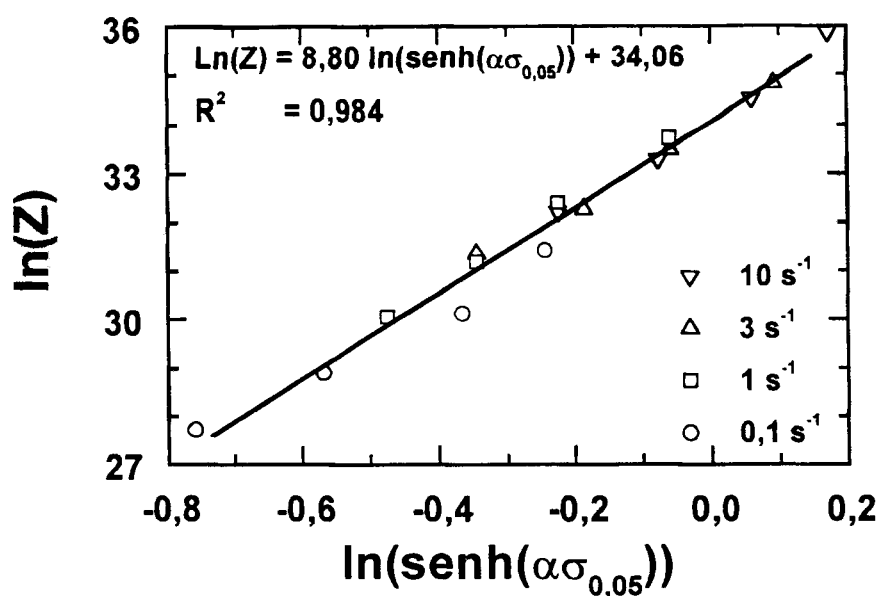


Figura 36 Relação seno-hiperbólica da tensão para a deformação de 0,05 com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita.

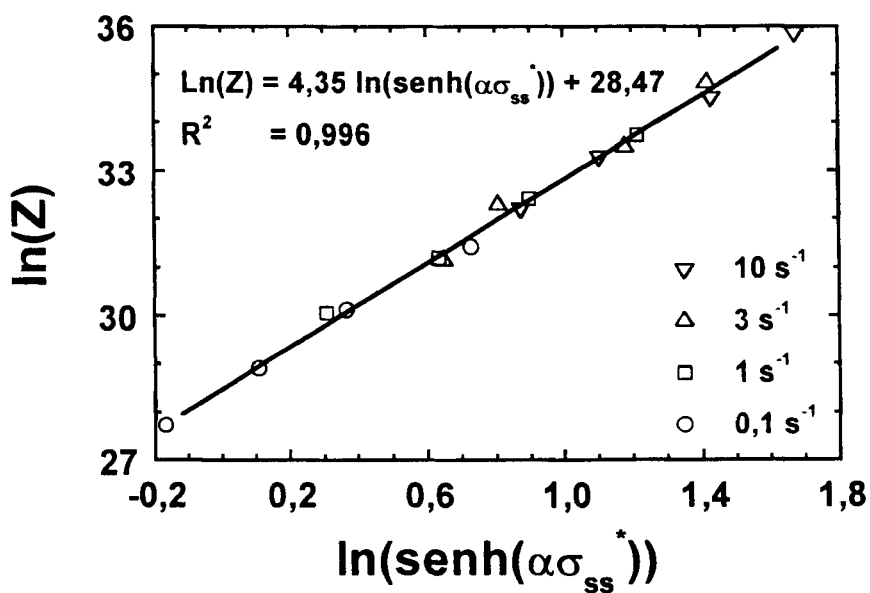


Figura 37 Evolução da tensão de saturação para recuperação dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita.

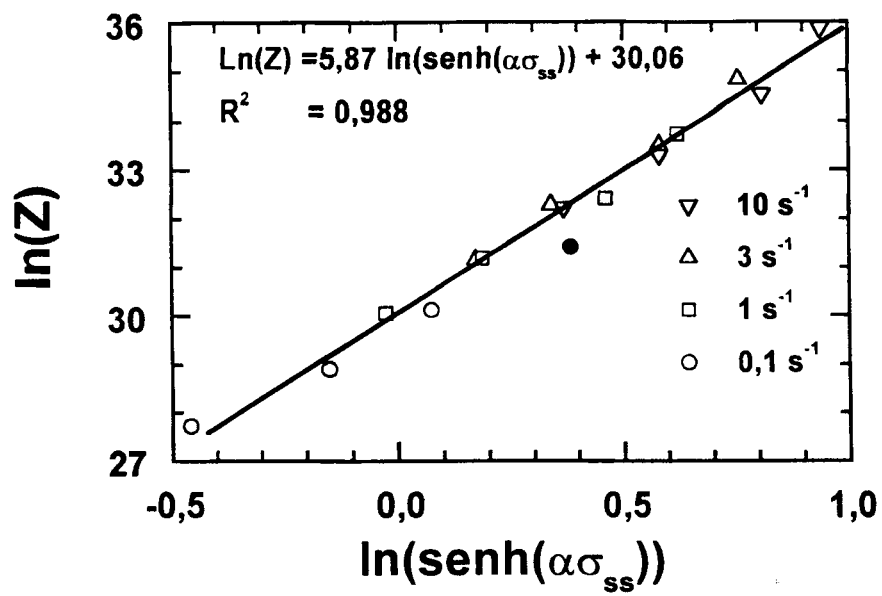


Figura 38 Evolução da tensão de saturação para recristalização dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na austenita.

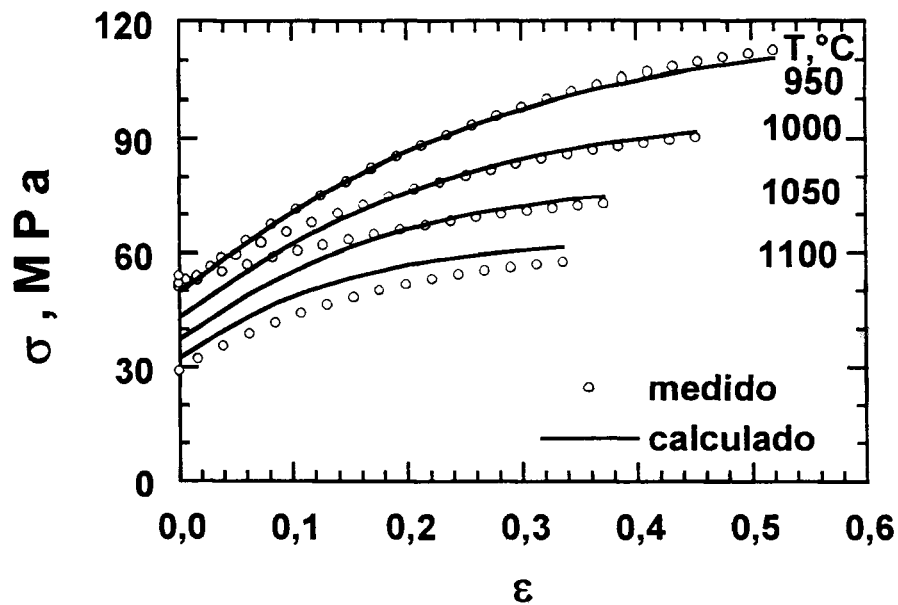
Modelo de Sellars para recuperação de dinâmica do aço LI na austenita

Na avaliação do modelo de Sellars foram utilizadas a Equação 21 e a Equação 23. O modelo foi comparado com as curvas de fluxo obtidas sob torção para a liga LI na austenita. O modelo desenvolvido neste trabalho prevê as tensões até a deformação crítica, e em diferentes temperaturas e taxas de deformações. Na Figura 39, compara-se os dados experimentais com o modelo de Sellars para taxas de 0,1 e 1 s⁻¹ e temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100 °C na austenita, e na Figura 40 compara as tensões medidas com as calculadas pelo modelo de Sellars, nas mesmas temperaturas e para as taxas de 3 e 10 s⁻¹. O modelo forneceu uma boa aproximação entre as curvas experimentais e as calculadas. Em algumas situações, por exemplo, para taxas de deformação mais baixa, este modelo apresentou um erro significativo. Com a Equação 44 o erro médio foi calculado, e na Figura 41 mostra-se a comparação entre as tensões medidas e as correspondentes calculadas.

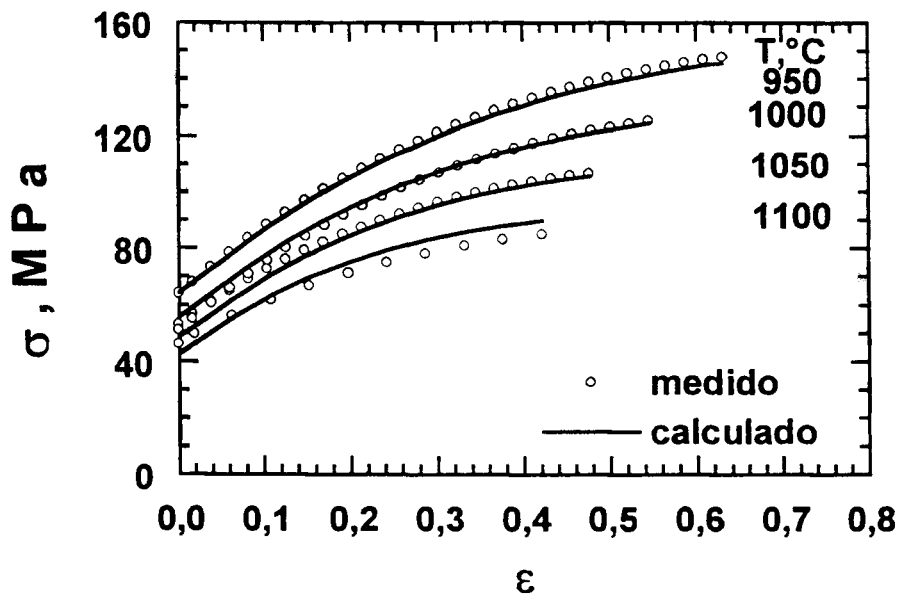
$$\text{Equação 44} \quad \text{Erro (\%)} = \frac{1}{i} \sum_1^i \left(\frac{\text{abs} \left| \sigma_{\text{medido}} - \sigma_{\text{calculado}} \right|}{\sigma_{\text{calculado}}} \right) \times 100$$

Modelos de recristalização dinâmica para o aço LI na austenita

A ocorrência da recristalização dinâmica sob condições de taxa de deformação constante leva ao decréscimo gradual da tensão na curva de fluxo a partir da deformação de pico até que a tensão de estado estacionário seja atingida. Sendo a menor deformação do estado estacionário de tensões para recristalização dinâmica (ϵ_{ss}) considerada o fim da recristalização dinâmica, o tempo consumido para a realização da recristalização dinâmica é aquele disponível entre ϵ_c e ϵ_{ss} . Esse tempo necessário para gerar 100% de recristalização depende da temperatura e da taxa de deformação. A ocorrência de recristalização dinâmica tem um papel importante na determinação do tipo de

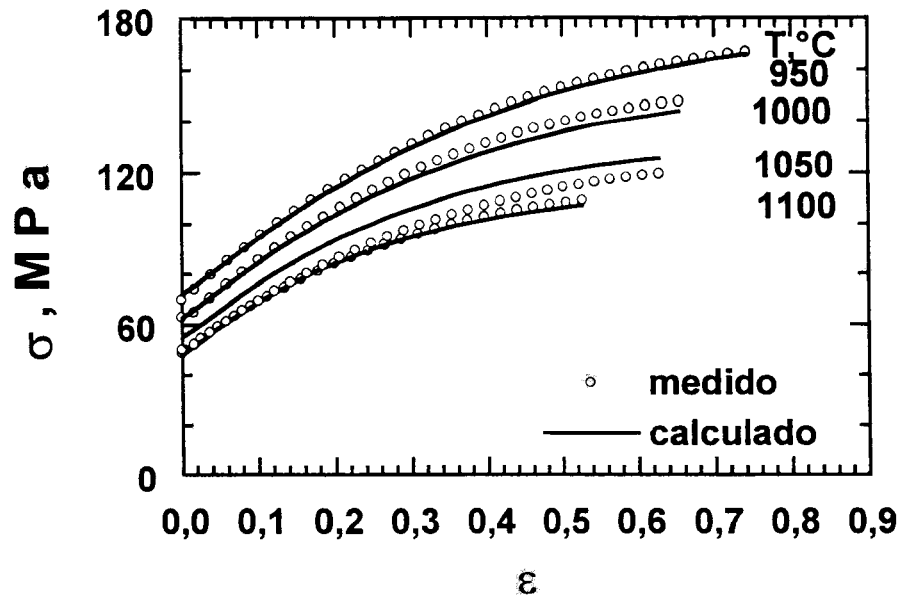


(a)

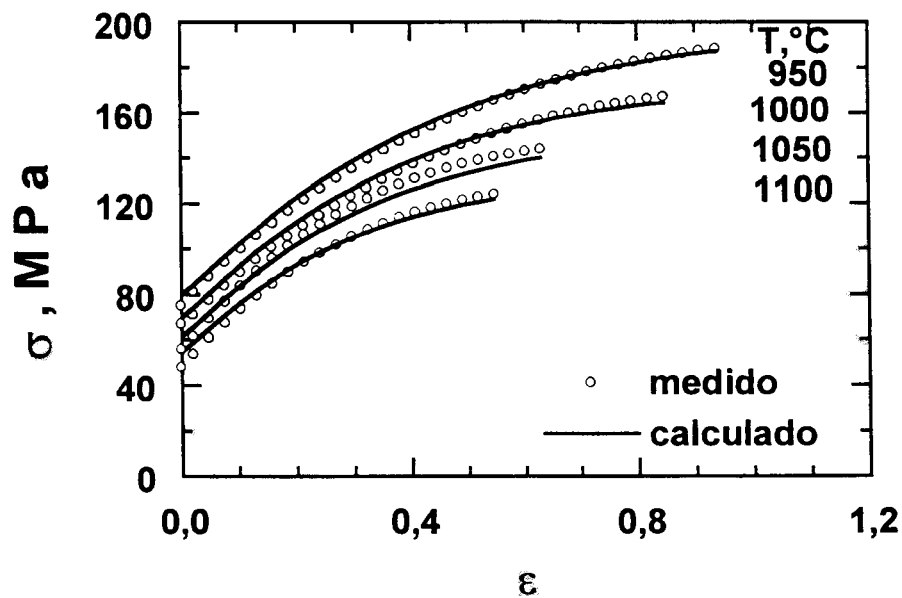


(b)

Figura 39 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars até a deformação crítica (Sel86): (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .



(a)



(b)

Figura 40 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars até a deformação crítica (Sel86): (a) 3 s^{-1} e (b) 10 s^{-1} .

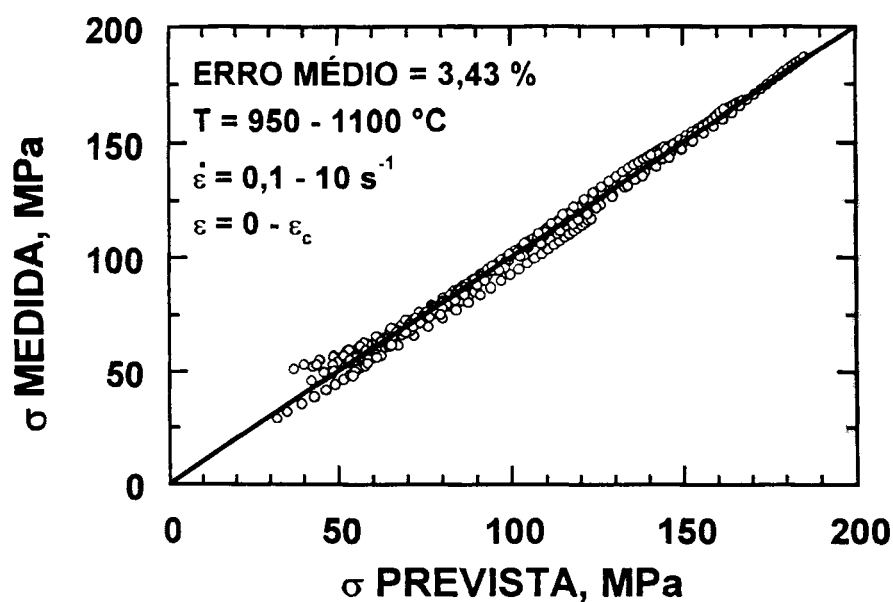


Figura 41 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Sellars (Sel86), para a liga LI, para diferentes deformações (0 a ϵ_c), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s^{-1}).

microestrutura desenvolvida durante a extrusão, o forjamento e a laminação (Cetlin93, Hodgson92, Samuel90).

Cálculo de fração amaciada dinamicamente

A fração amaciada dinamicamente foi calculada com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars. Posteriormente, a Equação 11 foi ajustada aos pontos experimentais, usando o método Levenberg-Marquardt (Press92). Com esses coeficientes de ajuste obtidos, alguns modelos foram desenvolvidos. Os modelos utilizados foram os de Roucoules e de Sellars, descritos na revisão bibliográfica, e um modelo proposto neste trabalho. Como o modelo proposto neste trabalho apresentou um melhor ajuste, este foi aplicado no modelamento da fração amaciada calculada com o σ_e obtido a partir dos modelos de recuperação de Laasraoui e de Rao. O modelo proposto somado ao modelo de recuperação de Sellars para calcular σ_e foi aplicado na região ferrítica do aço LI e nas regiões austenítica e ferrítica do ferro ARMCO.

Para quantificar indiretamente a evolução da recristalização dinâmica com o tempo foi usada a fração amaciada dinamicamente. Esta fração foi calculada através da Equação 45. Os modelos desenvolvidos de recuperação dinâmica são usados para extrapolar a tensão quando ocorre somente recuperação dinâmica (σ_e). O tempo de reação foi obtido pela Equação 46. A cinética de recristalização foi modelada segundo Equação 11 de Avrami (Medina96, Beynon92, Avrami41, Avrami39, Avrami39a).

Equação 45

$$X_{\text{din}} = \frac{\sigma_e - \sigma}{\sigma_{ss}^* - \sigma_{ss}}$$

Equação 46

$$t = \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\dot{\varepsilon}}$$

A fração amaciada dinamicamente foi calculada como descrito anteriormente. Os valores de σ_e foram calculados a partir da Equação 21, do modelo de Sellars. Na Figura 42, mostra-se a evolução da fração amaciada dinamicamente com o tempo obtido pela Equação 46. Os círculos vazios são os valores fração amaciada dinamicamente, e a linha cheia é a Equação 11 ajustada, usando-se o método Levenberg-Marquardt (Press92) e obtendo-se as constantes β_{din} e k_{din} . As equações de ajuste em todos os ensaios tiveram o coeficiente de determinação (R^2) acima de 0,95, o que indica a adequação do modelo Avrami à recristalização dinâmica. Os parâmetros de ajuste dos pontos experimentais estão apresentados na Tabela 10. O tempo para 50% de recristalização dinâmica foi obtido através da Equação 47, esta foi deduzida a partir da Equação 11.

Equação 47

$$t_{50} = k_{din} \sqrt{\frac{0,693}{\beta_{din}}}$$

Modelo de Roucoules para recristalização dinâmica

Na Tabela 10, mostra-se que a constante k_{din} tem valor médio de 1,71 e um desvio padrão de 0,32. Somente o modelo de Roucoules (Equação 13) (Roucoules92) propõe este expoente variando com a taxa de deformação e com a temperatura. Na Figura 43, apresenta-se a relação entre o expoente k_{din} e a taxa de deformação. As linhas de regressão linear não aparecem estar paralelas, sugerindo que k_{din} não apresenta uma relação definida com a taxa de deformação. Os coeficientes da regressão linear são apresentados na Tabela 11. Estes valores estão de acordo com os encontrados por Roucoules (Roucoules92). O valor médio do expoente da Equação 13 para o cálculo de k_{din} tende para zero, o que indica uma pequena influência da taxa de deformação sobre o coeficiente k_{din} . Na Figura 44, apresenta-se a variação do expoente K_{din} com a temperatura. Novamente, as linhas de regressão aparecem de forma desordenada. Na Tabela 12, apresenta-se os coeficientes da regressão linear. A energia de ativação encontrada é muito pequena e apresenta valor negativo como encontrado por Roucoules

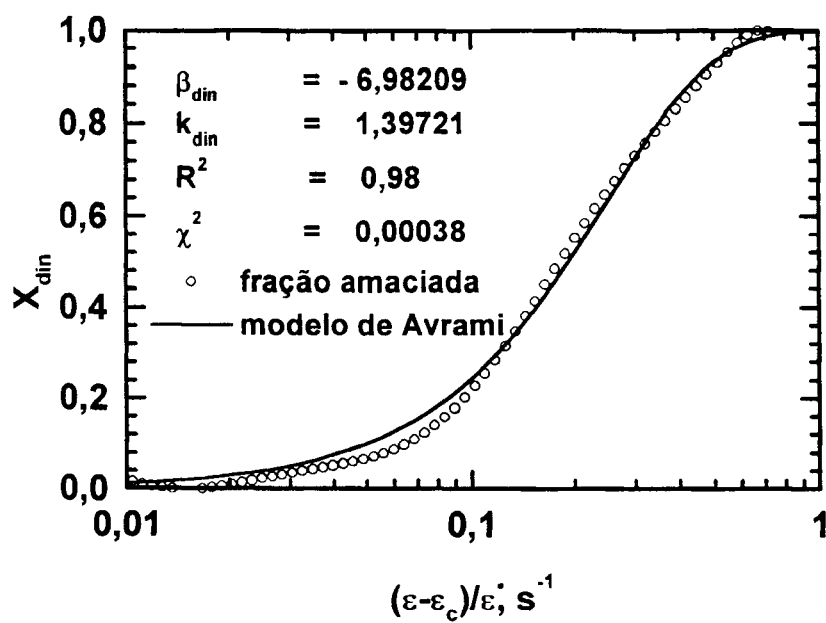


Figura 42 Um exemplo de obtenção do parâmetro k_{din} a partir dos dados experimentais, à temperatura de 1000 °C e à taxa de deformação de $10 s^{-1}$ para a liga LI na austenita.

Tabela 10 Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através de ajuste dos pontos experimentais a equações não lineares para fração amaciada calculada com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars.

T °C	$\dot{\epsilon}$, s^{-1}	k_{din}	β_{din}	t_{50}
1100	0,102	1,70	0,07	3,78
1050	0,107	2,01	0,02	6,33
1000	0,106	2,08	0,01	6,68
950	0,104	1,97	0,01	7,30
1100	1,045	2,21	1,45	0,72
1050	1,0443	2,07	1,13	0,79
1000	1,042	1,91	1,11	0,78
950	1,045	1,45	0,50	1,25
1100	3,136	2,01	10,46	0,26
1050	3,137	1,35	2,86	0,35
1000	3,136	1,36	2,16	0,43
950	3,136	1,61	2,15	0,49
1100	9,114	1,21	7,21	0,14
1050	8,677	1,46	10,01	0,16
1000	8,608	1,40	6,98	0,19
950	8,803	1,63	8,15	0,22
média	-	1,71	-	-
desvio	-	0,32	-	-

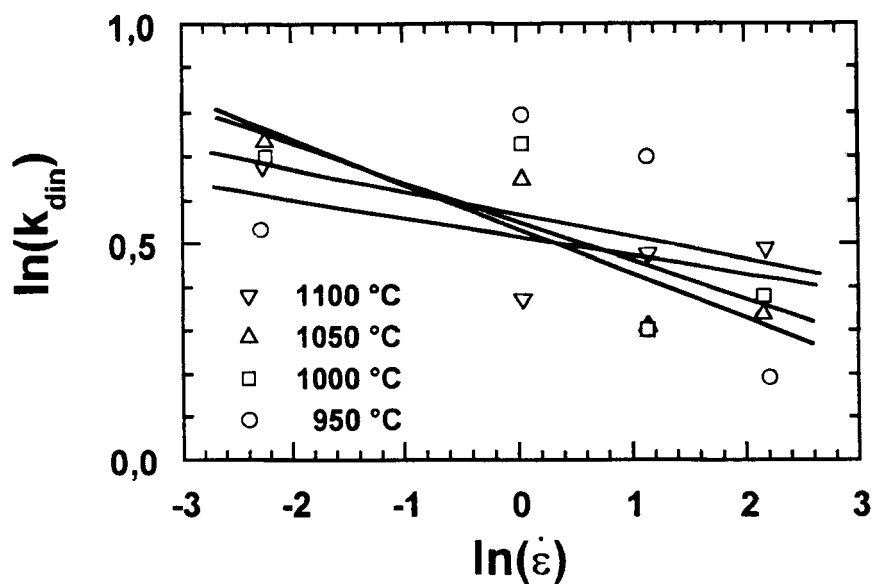


Figura 43 Variação de k_{din} com a taxa de deformação a partir do modelo de recuperação de Sellars.

Tabela 11 Coeficientes das regressões lineares de k_{din} com a taxa, obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, com a temperatura constante, para a Figura 43, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars.

T °C	m_k	R^2
1100	-0,0517	0,1409
1050	-0,0894	0,5956
1000	-0,1024	0,8043
950	-0,0428	0,74074
média	-0,0720	-
desvio	0,0290	-

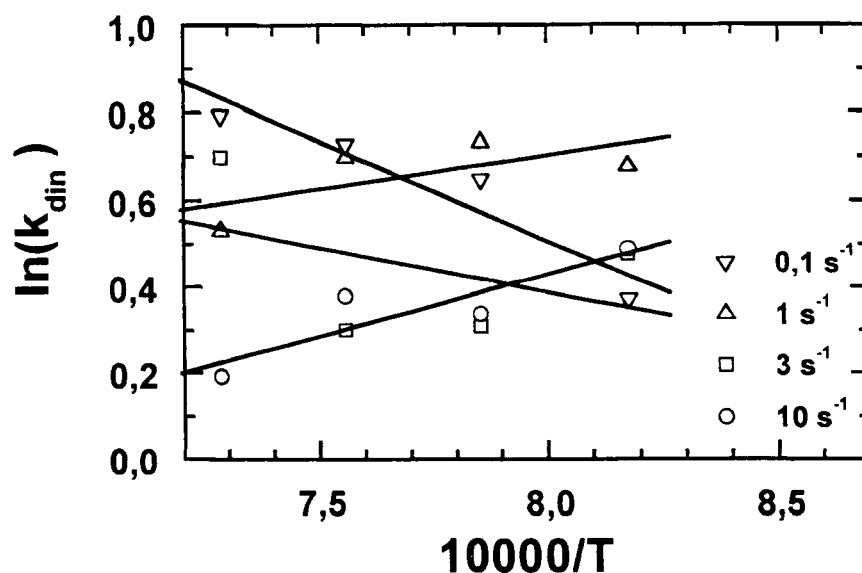


Figura 44 Variação da k_{din} com a temperatura a partir do modelo de recuperação de Sellars (Equação 48).

Tabela 12 Coeficientes de ajuste das regressões lineares de k_{din} com a temperatura, obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, para a taxa de deformação constante, para a Figura 44, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T_{pk}	R^2
0,1	1541,4	0,4437
1	-4567,0	0,8976
3	-2063,0	0,1799
10	2850,5	0,7986
média	-560,0	-
desvio	3384,0	-

(Roucoules92), o que indica que a temperatura tem pequena influência no expoente K_{din} . Na Figura 45, mostra-se o ajuste da Equação 13 proposta por Roucoules (Roucoules92), mas este ajuste não é satisfatório: o coeficiente de determinação deveria ser no mínimo 0,65 (Juran79). Após uma avaliação estatística de média e desvio padrão, o coeficiente k_{din} foi considerado constante, conforme proposto por alguns autores (Anan92, Beynon92, Laasraoui90, Senuma86).

Roucoules propõe, através da Equação 12, o coeficiente β_{din} variando com a taxa de deformação e com a temperatura. Na Figura 46, mostra-se esta constante variando com a taxa de deformação; e as retas apresentam um pouco de paralelismo. Na Tabela 13 mostra-se os coeficientes obtidos das regressões lineares. Os valores dos coeficientes são maiores que os encontrados para a constante K_{din} . O valor médio do expoente da taxa indica que β_{din} é mais sensível à taxa de deformação. Na Figura 47, mostra-se a variação de β_{din} com a temperatura. As retas da regressão linear apresentam um pouco de paralelismo, porém a inclinação é negativa; gerando uma energia de ativação negativa, o que está de acordo com Roucoules (Roucoules92). Na Tabela 14, apresenta-se os coeficientes de regressões lineares obtidos, onde o parâmetro de sensibilidade à taxa de deformação é negativo. A Equação 12 proposta por Roucoules (Roucoules92) é apresentada na Figura 48, podendo-se verificar que o ajuste é pouco satisfatório.

Modelo de Sellars para recristalização dinâmica

Sellars (Sellars85) propôs que o expoente k_{din} seja constante e que o tempo para que ocorra 50% de recristalização dinâmica obedeça a Equação 25. A constante β_{din} foi convertida em tempo para 50% de recristalização dinâmica através da Equação 47. A cinética da recristalização dinâmica pode ser equacionada com a Equação 48, que é deduzida a partir da Equação 11. Na Tabela 15, apresenta-se os logaritmos do parâmetro Z dos ensaios da liga LI na austenita. Esses logaritmos relacionados com o t_{50}

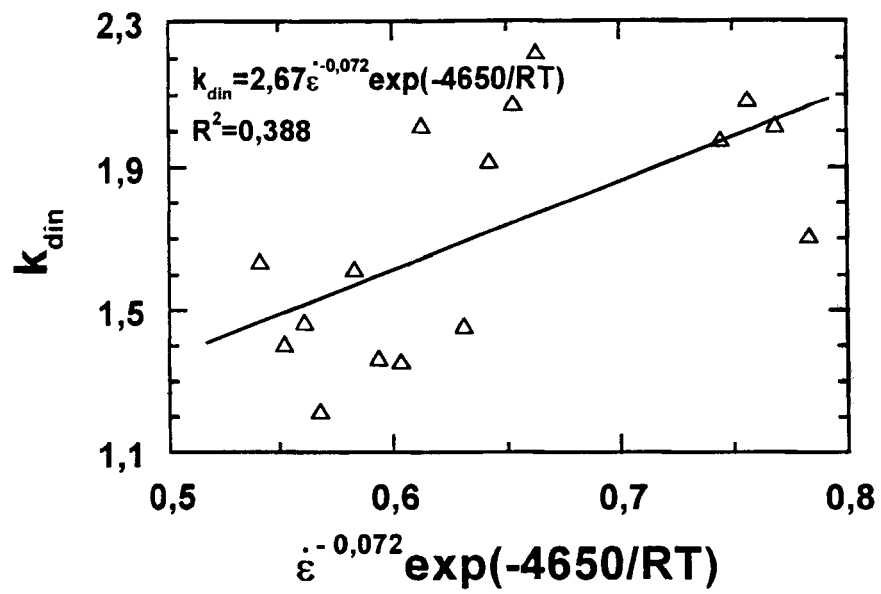


Figura 45 Modelo de Roucoules (Equação 13) (Roucoules92) para o expoente k_{din} .

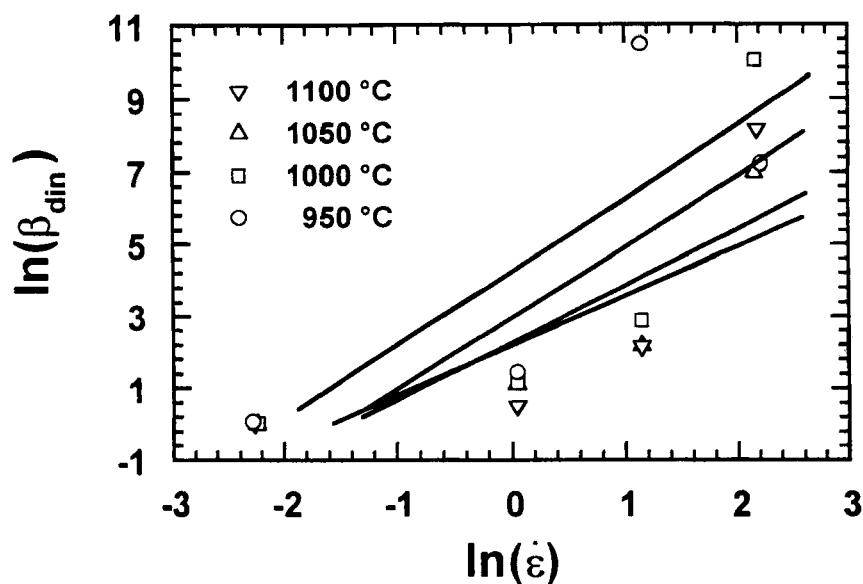


Figura 46 Variação de β_{din} com a taxa de deformação, a partir do modelo de recuperação de Sellars.

Tabela 13 Coeficientes das regressões lineares de β_{din} com a taxa de deformação, obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, com a temperatura constante, para a Figura 43, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars.

T °C	m_{β}	R^2
1100	2,024	0,636
1050	1,970	0,684
1000	1,377	0,716
950	1,582	0,648
média	1,738	-
desvio	0,311	-

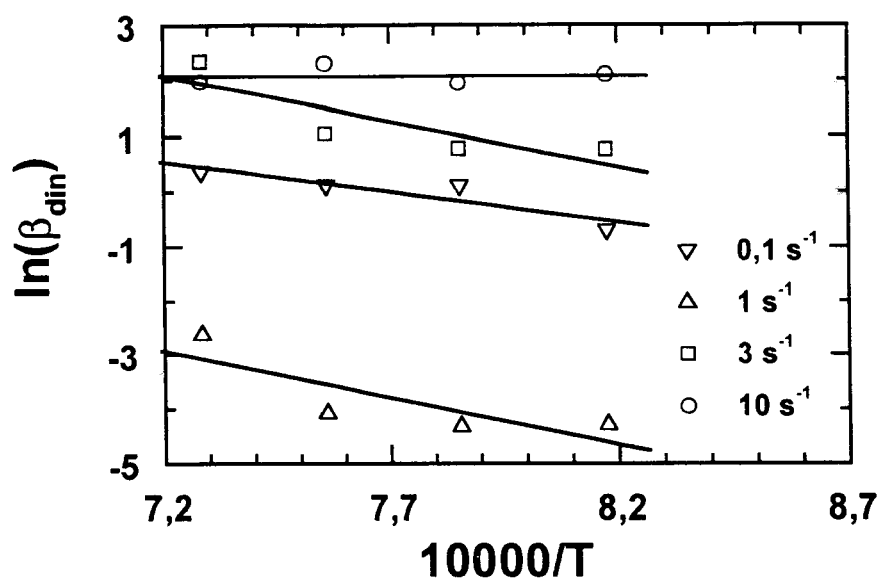


Figura 47 Variação da β_{din} com a temperatura para obter a cinética de recristalização dinâmica da Equação 25, com o σ_e da fração recristalizada, obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars.

Tabela 14 Coeficientes de ajuste das regressões lineares de β_{din} com a temperatura, obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, para a taxa de deformação constante, para a Figura 47.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	$T_{p\beta}$	R^2
0,1	-17120	0,666
1	-10897	0,823
3	-16535	0,710
10	17	10^{-5}
média	-11142	-
desvio	7930	-

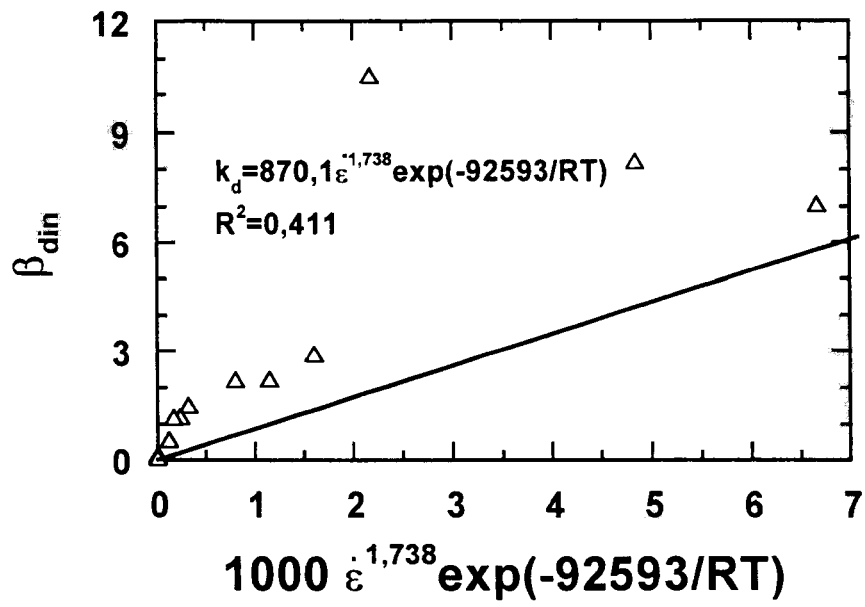


Figura 48 Modelo de Roucoules (Equação 12) (Roucoules92) para o expoente β_{din} .

Tabela 15 Logaritmos do parâmetro Z usados no desenvolvimento do modelo de recristalização dinâmica de Sellars (Equação 25).

T °C	$\dot{\epsilon}$, s ⁻¹	ln(Z)
1100	0,102	27,72
1050	0,107	28,90
1000	0,106	30,12
950	0,104	31,42
1100	1,045	30,05
1050	1,044	31,18
1000	1,042	32,40
950	1,045	33,73
1100	3,136	31,15
1050	3,137	32,28
1000	3,136	33,50
950	3,136	34,83
1100	9,115	32,21
1050	8,677	33,30
1000	8,608	34,51
950	8,803	35,86

da Tabela 10 foram usados para obter a Figura 49, onde várias regressões lineares foram feitas considerando a temperatura constante, e as retas apresentam-se bem paralelas. Na Tabela 16 mostra-se os coeficientes obtidos do ajuste linear. O coeficiente angular médio corresponde ao expoente do parâmetro Z da Equação 25. Os ensaios foram agrupados segundo os parâmetros de Zener-Hollomon, e a Figura 50 foi construída relacionando t_{50} com a temperatura e considerando Z constante. A energia de ativação foi obtida multiplicando-se o parâmetro de sensibilidade à temperatura, apresentado na Tabela 17, pela constante universal dos gases. A energia encontrada foi 283 kJ/mol. Na Figura 51, apresenta-se um ajuste não satisfatório da Equação 25 aos pontos experimentais.

Equação 48

$$X_{\text{din}} = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{50}} \right)^{k_{\text{din}}} \right]$$

Modelo proposto para recristalização dinâmica

O modelo proposto utiliza a Equação 49 para modelar o tempo para 50% de recristalização dinâmica. O expoente da taxa de deformação dessa equação foi obtido de regressões lineares considerando a temperatura constante. Na Figura 52, mostra-se os pontos experimentais e as retas das regressões lineares, estando estas muito próximas entre si, já existindo indicação de que a temperatura tem pequena influência no processo de recristalização dinâmica segundo o modelo proposto. Na Tabela 18, mostra-se os valores dos coeficientes da regressão obtidos, a média e o desvio. Na Figura 53, mostra-se a obtenção do parâmetro de sensibilidade à temperatura a partir de regressões lineares. Na Tabela 19, apresenta-se os valores para este parâmetro, a média e o desvio. A energia de ativação é o valor médio do parâmetro (T_{p_m}) multiplicado pela constante universal dos gases. Esta energia, que foi 49 kJ/mol, aparentemente está muito baixa, pois a autodifusão do ferro na austenita é 265 kJ/mol (Van84). Porém, o processo é assistido por tensão, o que reduz a energia necessária para movimentar contornos de grandes ângulos. Mas esta energia é positiva, ao contrário da energia obtida por Roucoules (Roucoules92). O que pode ser explicado através da Equação 47, que mostra

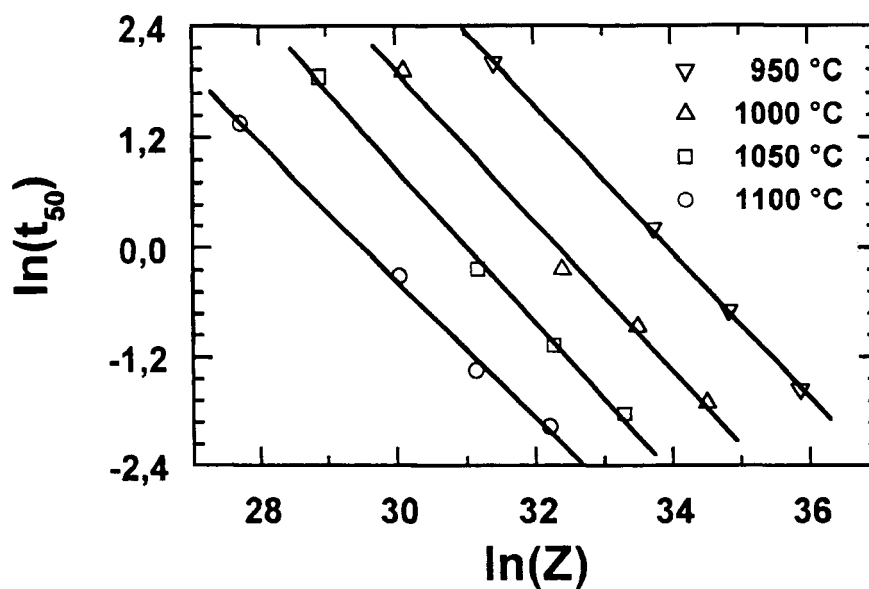


Figura 49 Relação do tempo para 50% de recristalização dinâmica da Tabela 10 com o parâmetro Zener-Hollomon à temperatura constante.

Tabela 16 Coeficientes das regressões lineares de t_{50} com o parâmetro de Zener-Hollomon obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, com a temperatura constante, para a Figura 49.

T °C	m_z	R^2
1100	-0,865	0,887
1050	-1,458	0,856
1000	-1,540	0,852
950	-1,646	0,795
Média	-1,3770	-
Desvio	0,350	-

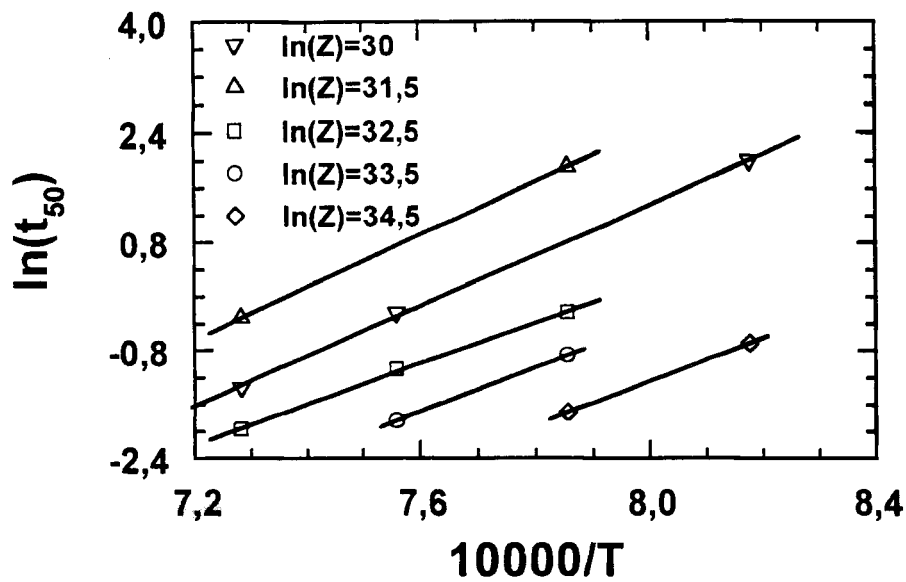


Figura 50 Relação do tempo para 50% de recristalização dinâmica da Tabela 10 com a temperatura, permanecendo o parâmetro Zener-Hollomon constante.

Tabela 17 Coeficientes das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, para o parâmetro de Zener-Hollomon constante, para a Figura 50.

$\ln(Z)$	T_{pz}	R^2
30	38850	-
31,5	37187	0,999
32,5	30220	0,999
33,5	32507	-
34,5	31812	-
média	34115	-
desvio	3705	-

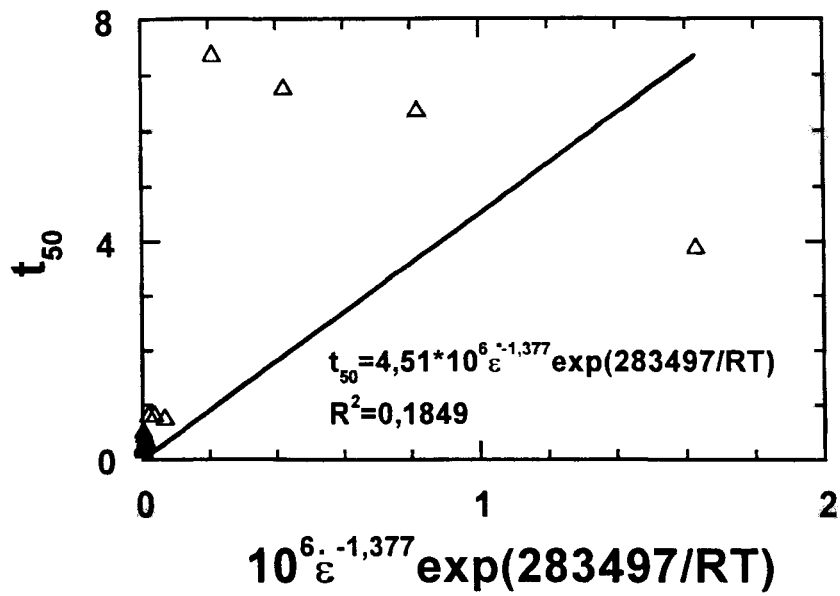


Figura 51 Modelo de Sellars para o tempo de 50% de recristalização dinâmica, segundo a Equação 25.

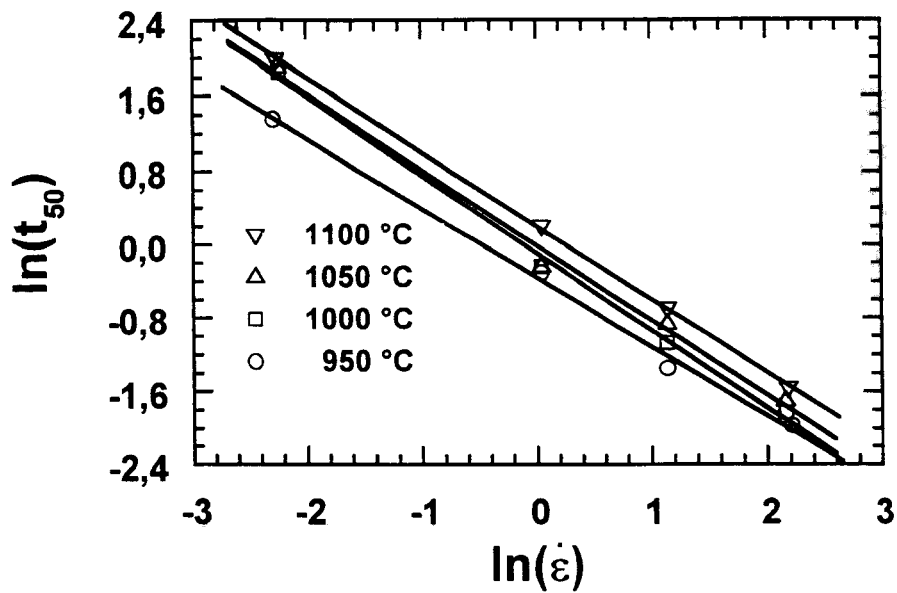


Figura 52 Variação de t_{50} com a taxa de deformação, segundo o modelo proposto (Equação 49).

Tabela 18 Coeficientes das regressões lineares do tempo para 50% de recristalização dinâmica em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, com a temperatura constante, para a Figura 52.

T °C	m_m	R^2
1100	-0,7533	0,9960
1050	-0,8415	0,9971
1000	-0,8170	0,9927
950	-0,7983	0,9996
média	-0,8025	-
desvio	0,0373	-

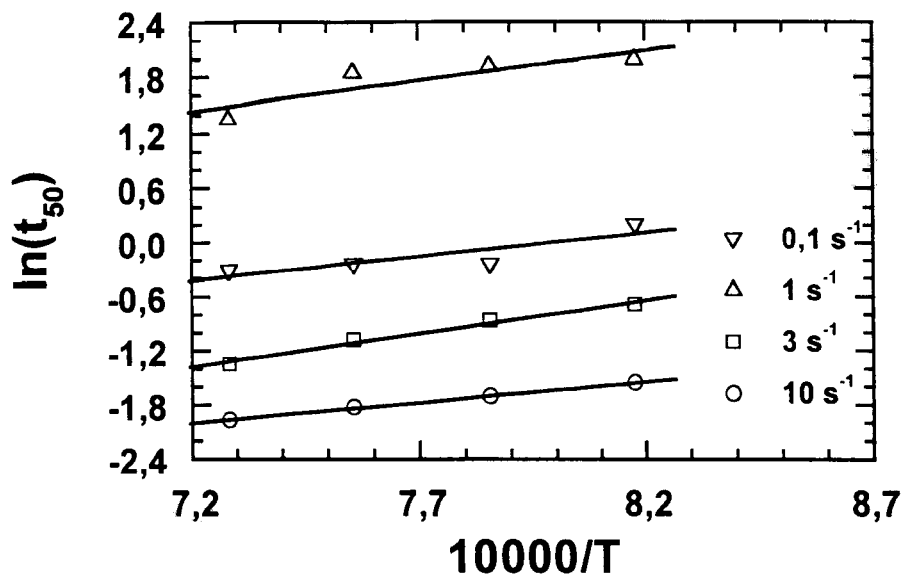


Figura 53 Variação do tempo para 50% de recristalização dinâmica com a temperatura segundo o modelo proposto (Equação 49).

Tabela 19 Coeficientes de ajuste das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, para a taxa de deformação constante, para a Figura 53.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T_{p_m}	R^2
0,1	6552,5	0,7642
1	5347,4	0,7498
3	7267,3	0,9829
10	4482,1	0,9985
média	5912,3	-
desvio	852,1	-

que t_{50} é proporcional ao inverso de β_{din} . Logo, quando β_{din} é relacionado com a temperatura, apresenta uma inclinação inversa e uma energia de ativação negativa. Na Figura 54, apresenta-se o ajuste satisfatório da Equação 49 aos pontos experimentais.

Equação 49

$$t_{50} = A_m \dot{\epsilon}^{m_m} \exp\left(\frac{Q_m}{RT}\right)$$

Modelo da curva de fluxo completa para o aço LI na austenita usando o modelo de Sellars modificado

Com os modelos de recuperação desenvolvidos e suas respectivas frações amaciadas foi possível obter a curva de fluxo completa. O modelo de Sellars para deformações inferiores à crítica já foi desenvolvido. E para deformações superiores à de pico, utiliza-se a Equação 50. Sendo que a tensão extrapolada somente para recuperação dinâmica (σ_e) é o correspondente modelo de recuperação. Desta forma, pode-se modelar a curva de fluxo completa. Fechando o modelamento, é apresentado o modelo de Sellars para a curva de fluxo completa

Equação 50

$$\sigma = \sigma_e - (\sigma_{ss}^* - \sigma_{ss}) X_{\text{din}}$$

O modelo de Sellars modificado prevê as tensões até a deformação sete e para quaisquer condições de temperatura e taxa de deformação. Nesse modelo foi agrupado o modelo desenvolvido para recuperação dinâmica com o modelo para a recristalização dinâmica, conforme Equação 50, considerando o expoente k_{din} da Tabela 10 constante. Na Figura 55 para taxas de 0,1 e 1 s⁻¹ e na Figura 56 para as taxas de 3 e 10 s⁻¹ mostram-se as curvas de fluxo medidas e calculadas às temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100 °C na

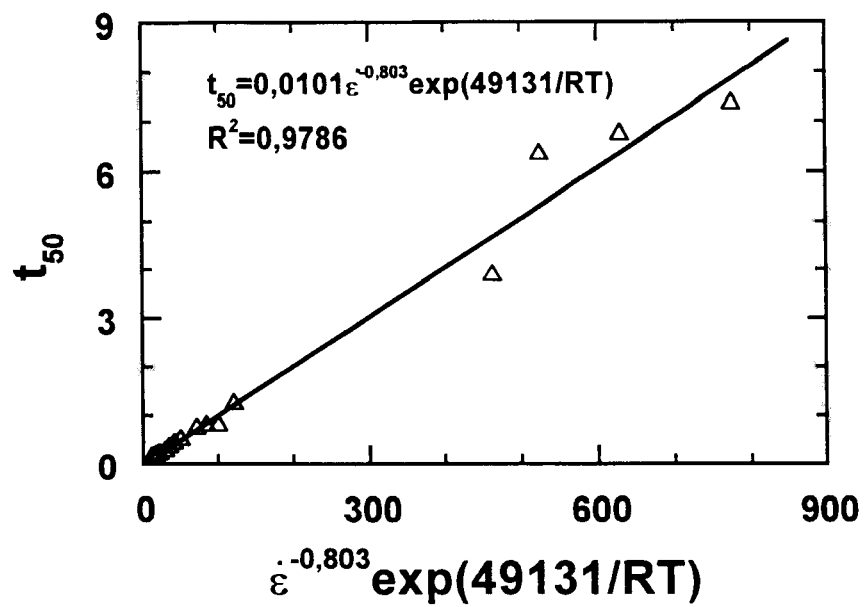
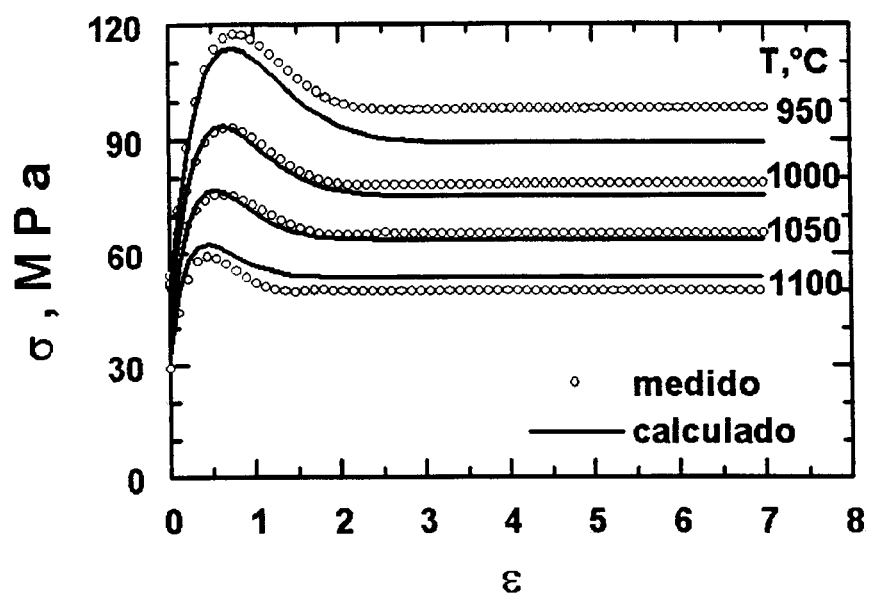
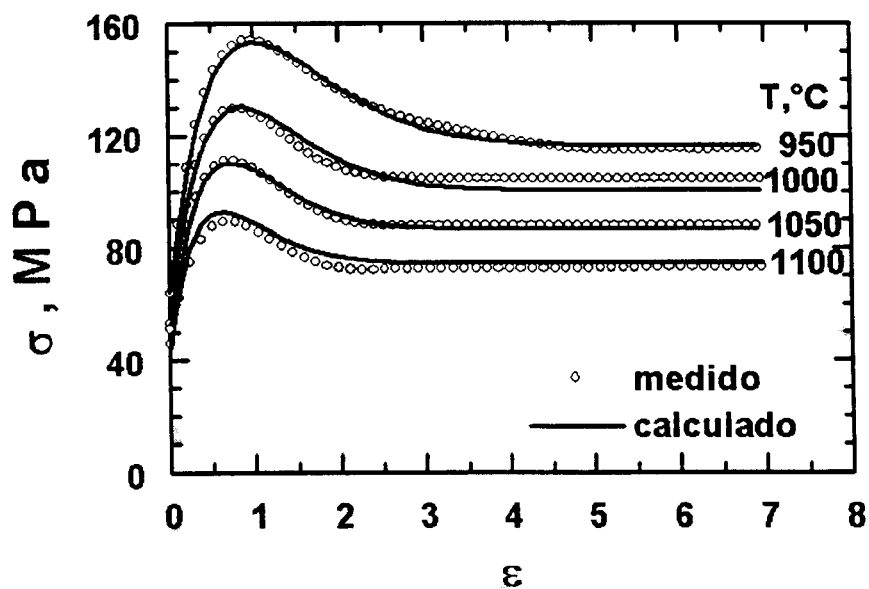


Figura 54 Modelo proposto (Equação 49) para t_{50} em função da temperatura e da taxa de deformação.



(a)



(b)

Figura 55 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7: (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .

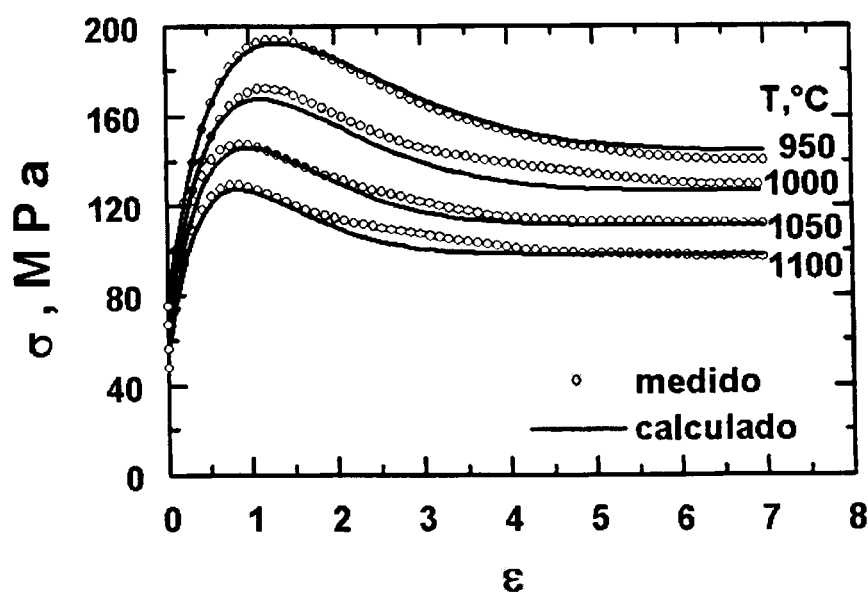
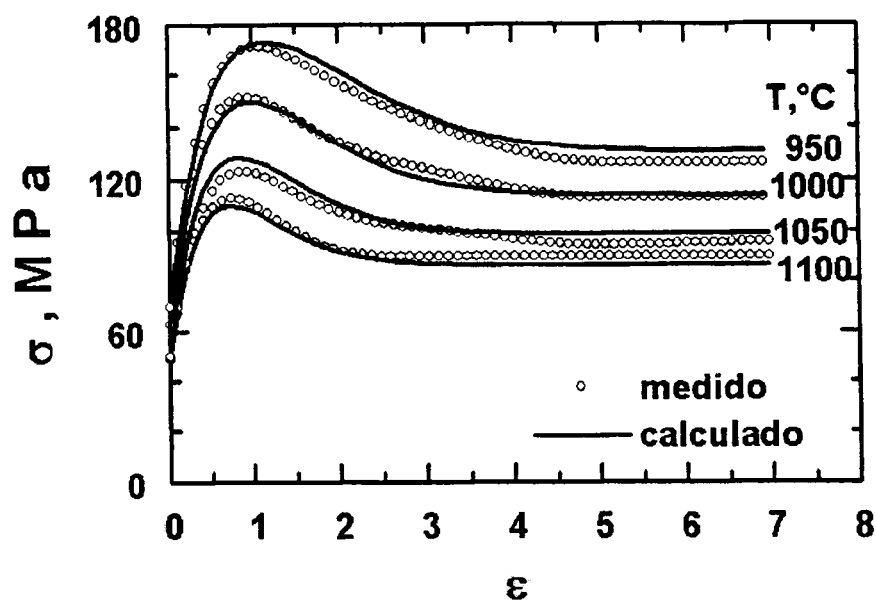


Figura 56

Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s^{-1} .

austenita. O modelo forneceu uma boa aproximação da forma das curvas experimentais e, em algumas situações para velocidades de deformação mais baixa, apresentou um erro significativo. O erro médio obtido foi calculado pela Equação 44, e na Figura 57, mostra-se a comparação entre as tensões medidas e calculadas correspondentes.

6.2 Modelo de Laasraoui modificado para curva de fluxo completa para o aço LI na fase austenítica

Esta seção apresenta os resultados referentes à aplicação do modelo de Laasraoui descrito na revisão bibliográfica (Laasroui90). A Equação 8 pode ser reescrita como a Equação 51, e posteriormente, ajustada através da técnica dos mínimos quadrados. No modelamento do encruamento e da cinética de recristalização dinâmica é necessário obter as constantes de equações já proposta na literatura. Estas constantes podem ser modeladas em função da taxa de deformação e da temperatura.

Para obter as constantes da Equação 51, foi utilizado o método de Levenberg-Marquardt (Press92), que é uma técnica dos mínimos quadrados para ajustes de curvas não lineares. Esse método está desenvolvido em um pacote de programas computacionais Microcal Origin, versão 4.1 (Origin98), programa científico e gráfico. Na Figura 58, ilustra-se o ajuste da Equação 51 aos pontos experimentais utilizando o algoritmo de Levenberg-Marquardt (Press92). Através dos coeficientes obtidos do ajuste, os valores de σ_0 , σ_{ss}^* e Ω são encontrados para cada ensaio, como mostrado na Tabela 20. Na Figura 59, mostra-se uma comparação entre a tensão do estado estacionário para recuperação dinâmica obtida pelo método de Ryan (Ryan89) e a obtida por esse método de ajuste. Na Figura 59, mostra-se que o método de ajuste para o modelo de Laasraoui apresenta valores mais elevados na tensão de saturação para a recuperação dinâmica do que obtido pelo método de Ryan. A tensão inicial obtida do ajuste ao modelo Laasraoui não modifica significativamente em relação a obtida segundo a norma ASTM-E8 (ASTM96).

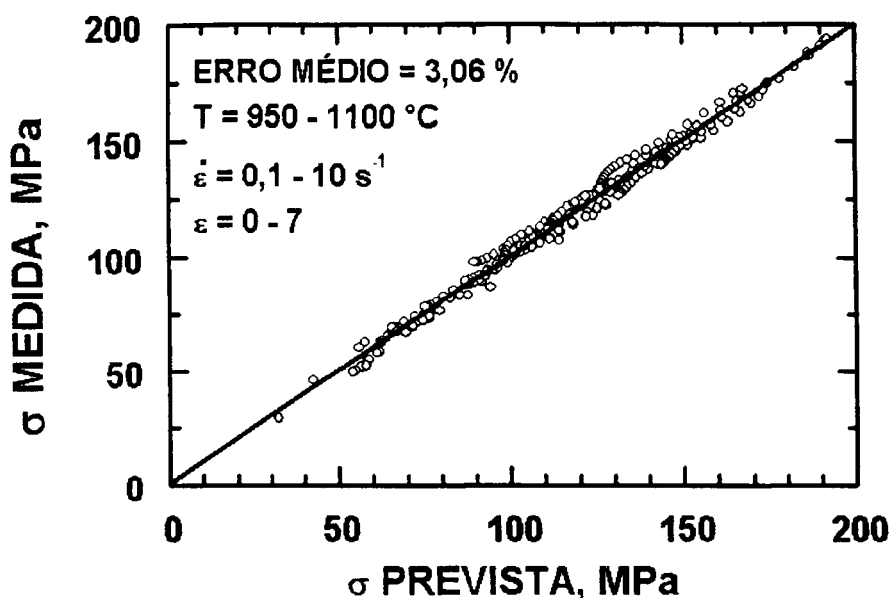


Figura 57 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado para a liga LI, para diferentes deformações (0 a 7), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s⁻¹).

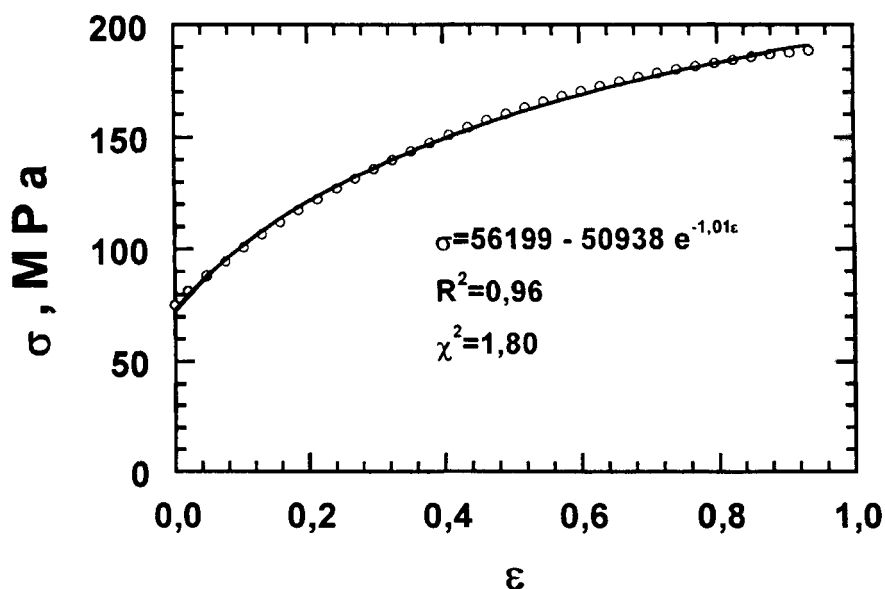


Figura 58 Um exemplo de obtenção das constantes do modelo de Laasraoui utilizando o método numérico de Levenberg-Marquardt, em aço LI, à temperatura de 950 °C e à taxa de deformação de 10 s⁻¹.

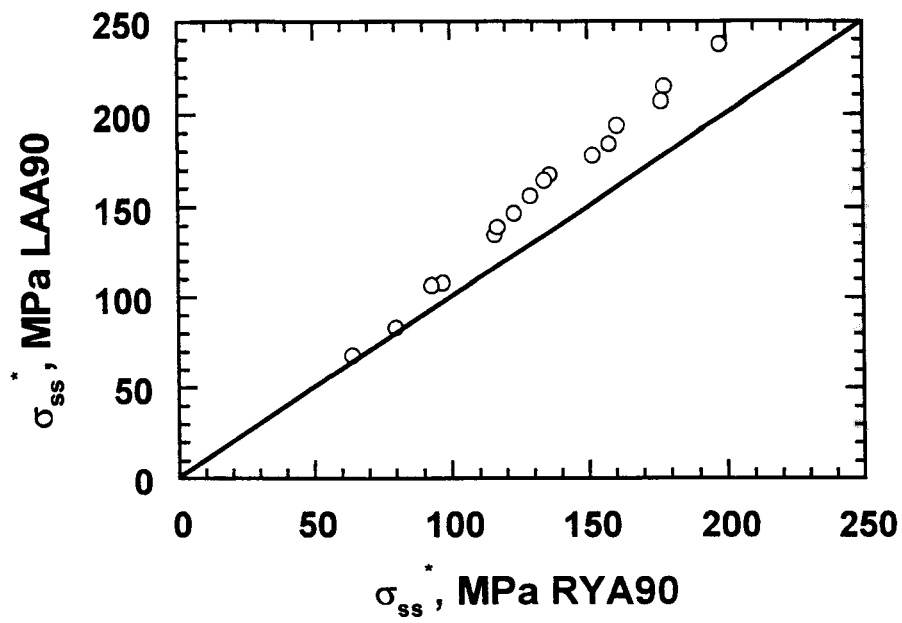


Figura 59 Comparação entre o σ_{ss}^* obtido pelo método de Ryan (Ryan90) e de Laasraoui (Laasraoui90) para aço LI na austenita.

Tabela 20 Os valores de σ_0 , σ_{ss}^* e Ω obtidos do ajuste utilizando-se o algoritmo de Levenberg-Marquardt (Press92).

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	σ_0 , MPa	σ_{ss}^* MPa	Ω
0,102	1100	28,7	67,9	3,30
0,107	1050	51,0	83,2	2,68
0,106	1000	51,5	107,8	2,13
0,104	950	48,8	146,5	1,54
1,045	1100	45,9	106,4	1,96
1,044	1050	52,3	134,7	1,79
1,042	1000	49,1	167,2	1,40
1,045	950	62,0	193,6	1,27
3,136	1100	48,1	139,0	1,64
3,137	1050	47,4	156,0	1,33
3,136	1000	58,0	183,9	1,49
3,136	950	67,2	206,5	1,33
9,115	1100	46,1	164,3	1,46
8,677	1050	53,3	177,7	1,63
8,608	1000	63,4	214,5	1,05
8,803	950	72,5	237,1	1,01

Na Figura 60, mostra-se a variação de Ω com a taxa de deformação, e na Tabela 21, mostram-se os coeficientes encontrados, o expoente médio e seu desvio. Na Figura 61, mostra-se a relação de Ω com a temperatura e na Tabela 22, apresentam-se os coeficientes de ajuste linear, o parâmetro de sensibilidade à temperatura média e seu desvio. Desta tabela obtém-se a energia de ativação para o parâmetro Ω , que corresponde à inclinação média multiplicada pela constante universal dos gases. Essa energia de ativação é negativa, o que está de acordo com os valores encontrados por Laasraoui (Laasraoui90). O modelo para Ω , proposto por Laasraoui (Equação 9) (Laasraoui91) é apresentado na Figura 62.

Equação 51
$$\sigma = [A_L + B_L \exp(C_L \varepsilon)]^2$$

Onde:
$$A_L = (\sigma_{ss}^*)^2, B_L = ((\sigma_{ss}^*)^2 - (\sigma_0)^2) \text{ e } C_L = \Omega$$

O modelo desenvolvido por Laasraoui prevê as tensões até a deformação crítica e a quaisquer condições de temperatura e taxa de deformação. Na Figura 63, apresenta-se o modelo à taxas de 0,1 e 1 s⁻¹, e na Figura 64, mostra-se às de 3 e 10 s⁻¹; ambas mostram as curvas de fluxo medidas e calculadas às temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100 °C na austenita. O erro médio obtido foi calculado pela Equação 44, e na Figura 65, mostra-se a comparação entre as tensões medidas e as correspondentes calculadas.

A tensão extrapolada quando ocorre somente recuperação dinâmica (σ_e) foi calculada pela Equação 8 do modelo de Laasraoui. Esta foi utilizada na obtenção da fração amaciada dinamicamente através da Equação 45. A tensão de saturação para recuperação dinâmica utilizando a Equação 8 foi obtida do ajuste descrito na discussão do modelo de Laasraoui aplicado às deformações inferiores à crítica. A relação desta

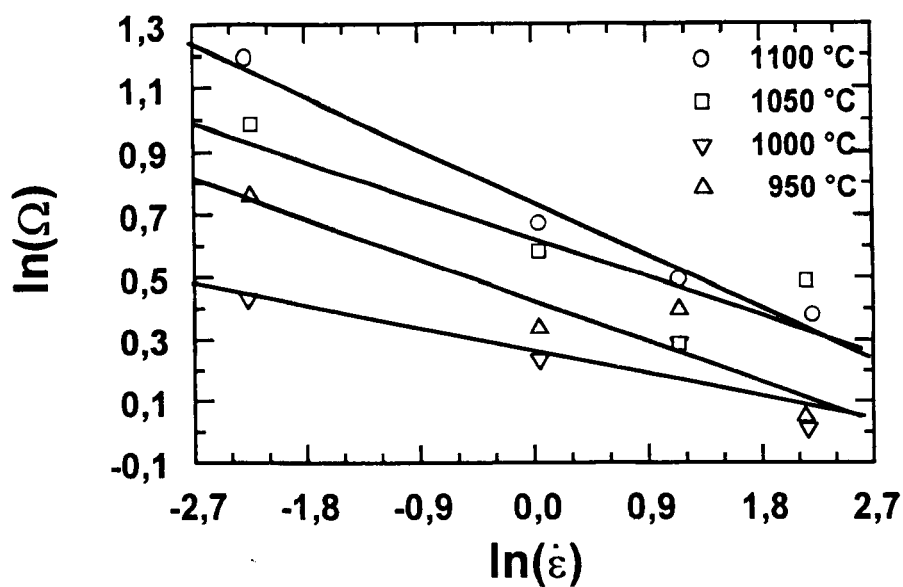


Figura 60 Relação entre o parâmetro Ω e a taxa de deformação para aço LI na austenita.

Tabela 21 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação logarítmica do parâmetro Ω com a taxa de deformação à temperatura constante da Figura 60.

T °C	m_{Ω}	R^2
1100	-0,185	0,781
1050	-0,136	0,884
1000	-0,145	0,757
950	-0,081	0,979
média	-0,137	-
desvio	0,043	-

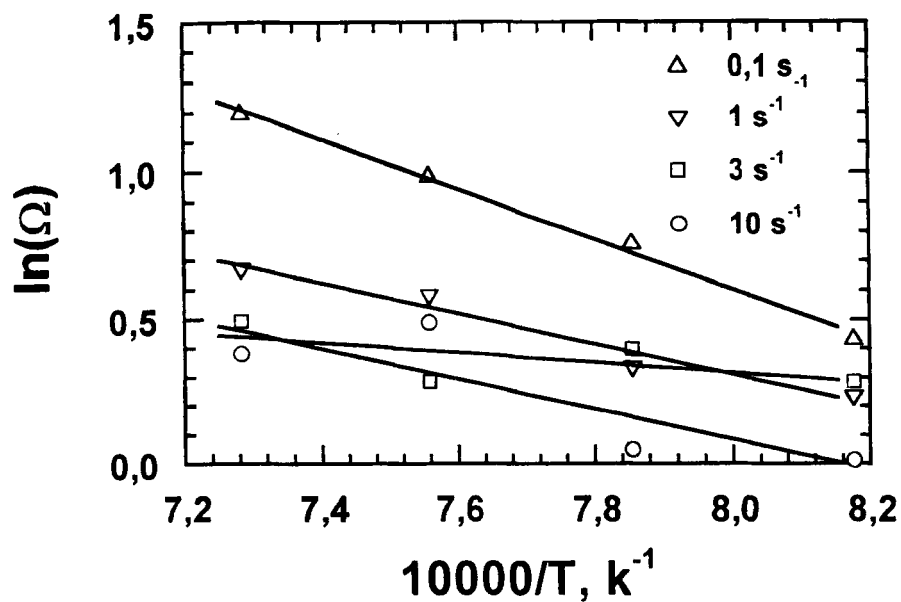


Figura 61 Relação entre o parâmetro Ω e a temperatura para aço LI na austenita.

Tabela 22 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação logarítmica do parâmetro Ω com a temperatura para a taxa de deformação constante da Figura 61.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T _p	R ²
0,1	-8471	0,964
1	-5229	0,994
3	-1686	0,714
10	-5228	0,422
média	-5154	-
desvio	2771	-

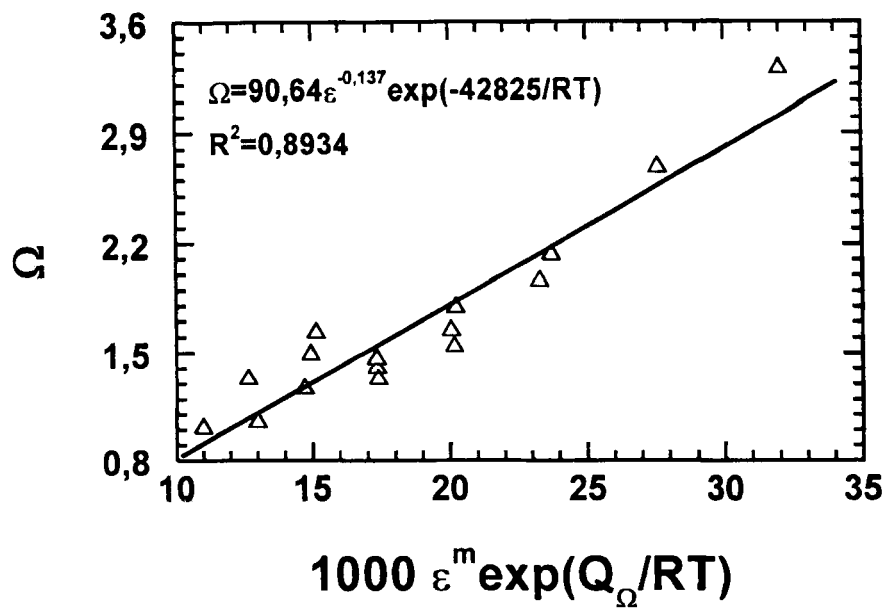
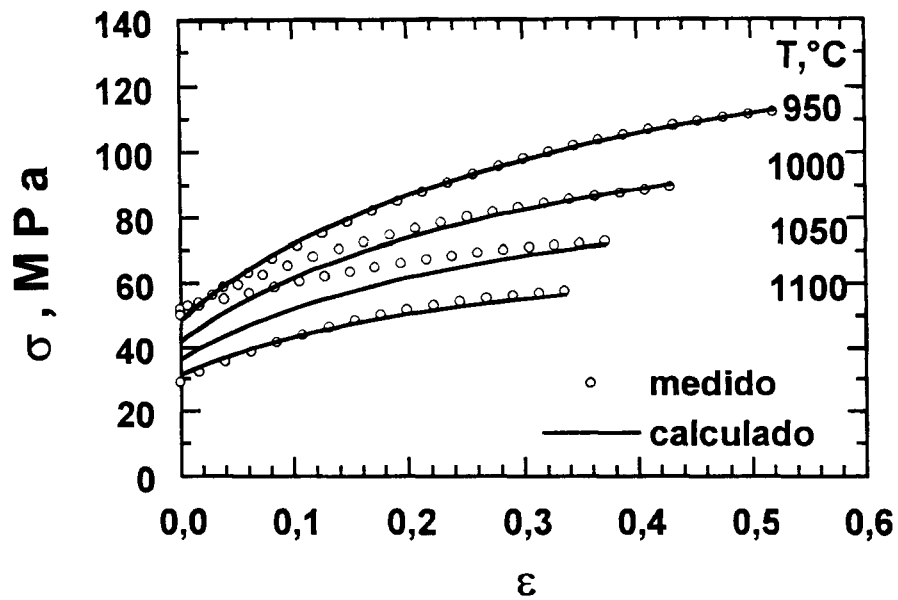
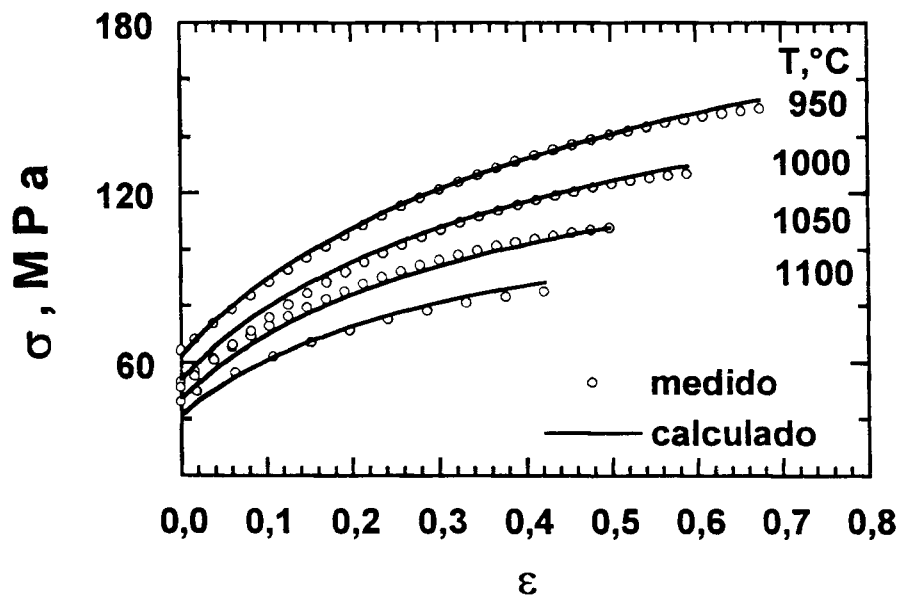


Figura 62 Modelo para Ω proposto por Laasraoui (Laasraoui90), em função da temperatura e da taxa de deformação para aço LI na austenita.

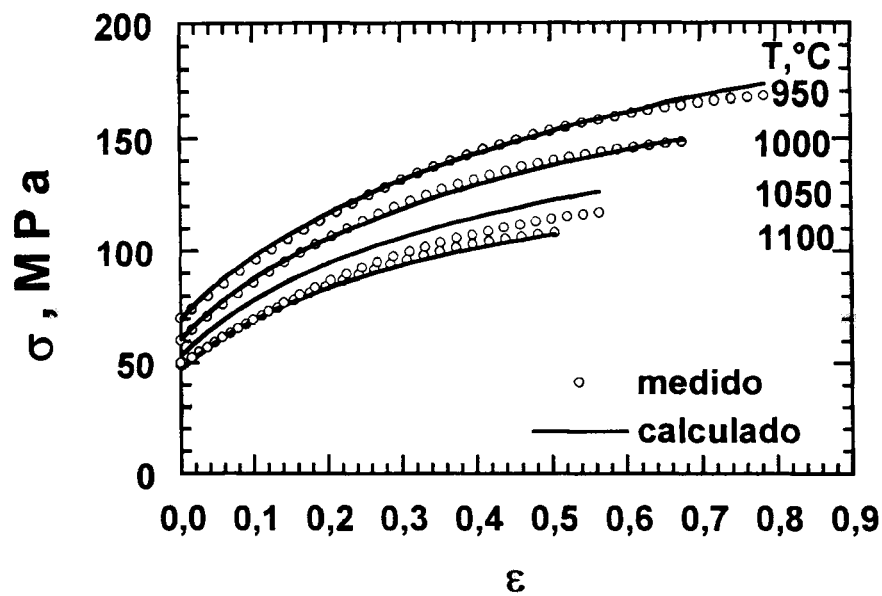


(a)

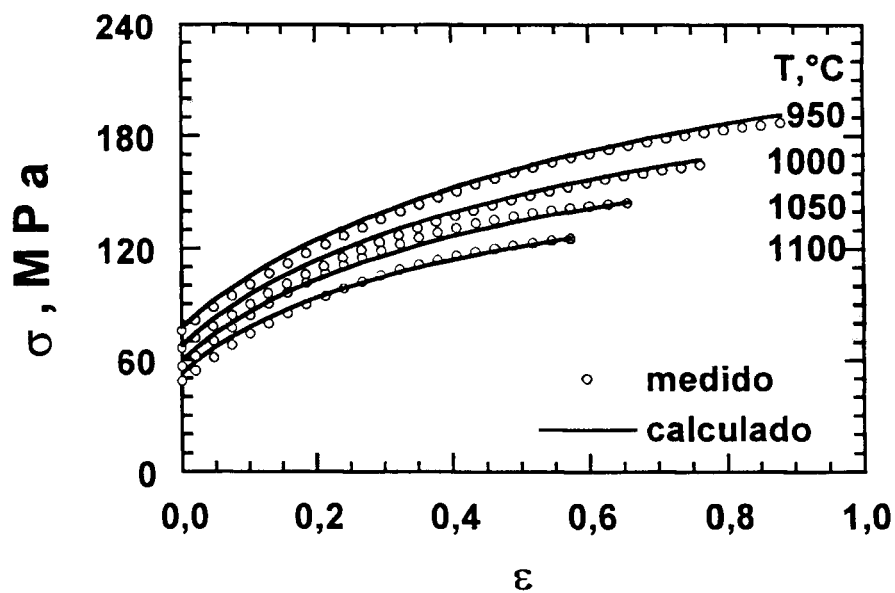


(b)

Figura 63 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Laasraoui até a deformação crítica (Laasraoui90): (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .



(a)



(b)

Figura 64 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Laasraoui até a deformação crítica (Laasraoui90): (a) 3 e (b) 10 s^{-1} .

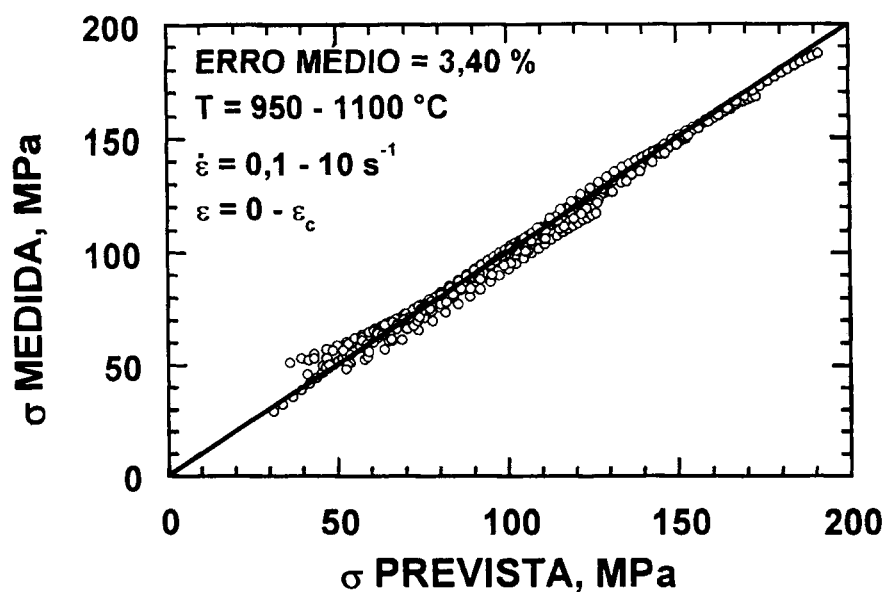


Figura 65 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Laasraoui (Laasraoui90), para a liga LI, para diferentes deformações (0 a ϵ_c), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s^{-1}).

tensão com o parâmetro de Zener-Hollomon é mostrada na Figura 66. Na Tabela 23, mostra-se os t_{50} e os k_{din} obtidos através do ajuste da Equação 11 aos pontos experimentais de fração amaciada dinamicamente, usando-se o método de Levenberg-Marquardt (Press92). Para modelar o tempo para 50% de recristalização dinâmica, foi utilizada a Equação 49. Na Figura 67, foi realizada para obter o expoente da taxa de deformação da Equação 49. Na Tabela 24, apresenta-se a média, o desvio e os coeficientes encontrados nas regressões lineares. Na Figura 68, mostra-se a obtenção do parâmetro de sensibilidade à temperatura com relação ao tempo para 50% de recristalização dinâmica. Na Tabela 25, mostra-se os valores desse parâmetro, a média e o desvio. A energia é obtida da multiplicação desse parâmetro pela constante universal dos gases; sendo que o valor encontrado foi 44 kJ/mol. Esta energia se encontra no mesmo nível de grandeza da energia encontrada para a cinética de recristalização dinâmica calculada do σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars. Na Figura 69, mostra-se que o ajuste do modelo (Equação 49) é satisfatório.

Deformações maiores foram realizadas para atingir o estado estacionário de recristalização dinâmica. O modelo de Laasraoui modificado prevê as tensões até a deformação equivalente igual a sete para quaisquer condições de temperatura e taxa de deformação. Neste modelo foi agrupado o modelo desenvolvido para recuperação dinâmica com o modelo para a recristalização dinâmica, conforme Equação 50, considerando o coeficiente k_{din} apresentado na Tabela 23 como constante. Na Figura 70, apresenta-se o modelo para taxas de 0,1 e 1 s⁻¹, e na Figura 71, mostra-se para as taxas de 3 e 10 s⁻¹, nas figuras mostram-se as curvas de fluxo medidas e calculadas para as temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100 °C na austenita. Através da Equação 44, o erro médio foi calculado, e na Figura 72, mostra-se a comparação entre as tensões medidas e as calculadas correspondentes.

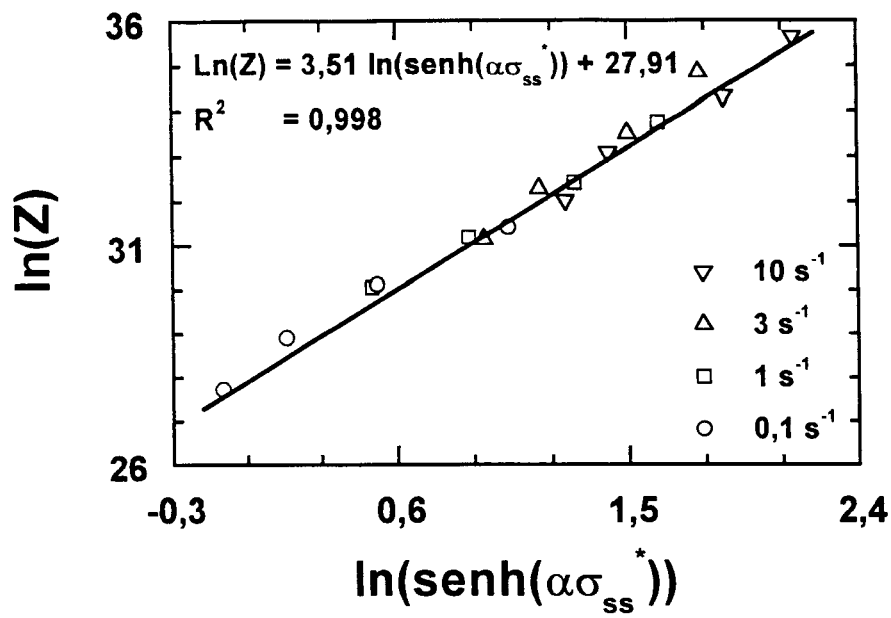


Figura 66 Relação entre a tensão de saturação obtida pela Equação 51, do modelo de Laasraoui, e parâmetro de Zener-Hollomon.

Tabela 23 Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através do ajuste dos pontos experimentais de equações não lineares para fração amaciada, calculada com o σ_c obtido a partir do modelo de recuperação de Laasraoui.

T °C	$\dot{\epsilon}$, s ⁻¹	k_{din}	t_{50}
1100	0,102	1,59	3,70
1050	0,107	1,87	6,10
1000	0,106	1,68	6,50
950	0,104	1,55	6,65
1100	1,045	1,73	0,63
1050	1,0443	1,59	0,68
1000	1,042	1,38	0,69
950	1,045	1,22	0,96
1100	3,136	1,52	0,22
1050	3,137	1,18	0,28
1000	3,136	1,11	0,31
950	3,136	1,24	0,36
1100	9,114	1,01	0,10
1050	8,677	1,10	0,11
1000	8,608	1,17	0,14
950	8,803	1,26	0,16
média	-	1,39	-
desvio	-	0,26	-

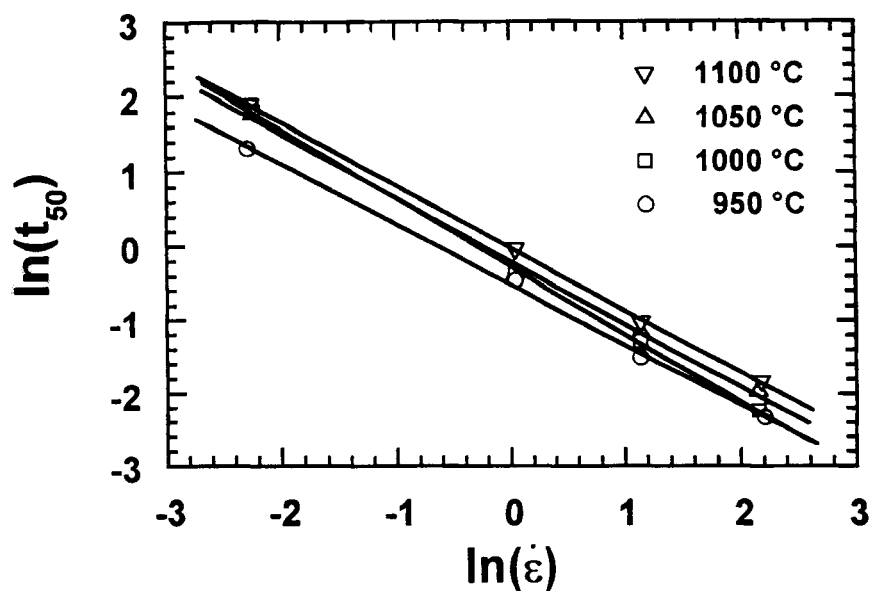


Figura 67 Variação de t_{50} com a taxa de deformação, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Laasraoui.

Tabela 24 Coeficientes das regressões lineares do tempo para 50% de recristalização dinâmica em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 67.

T °C	m_L	R^2
1100	-0,8167	0,9981
1050	-0,9187	0,9992
1000	-0,8514	0,9965
950	-0,8435	0,9997
média	-0,8576	-
desvio	-0,0434	-

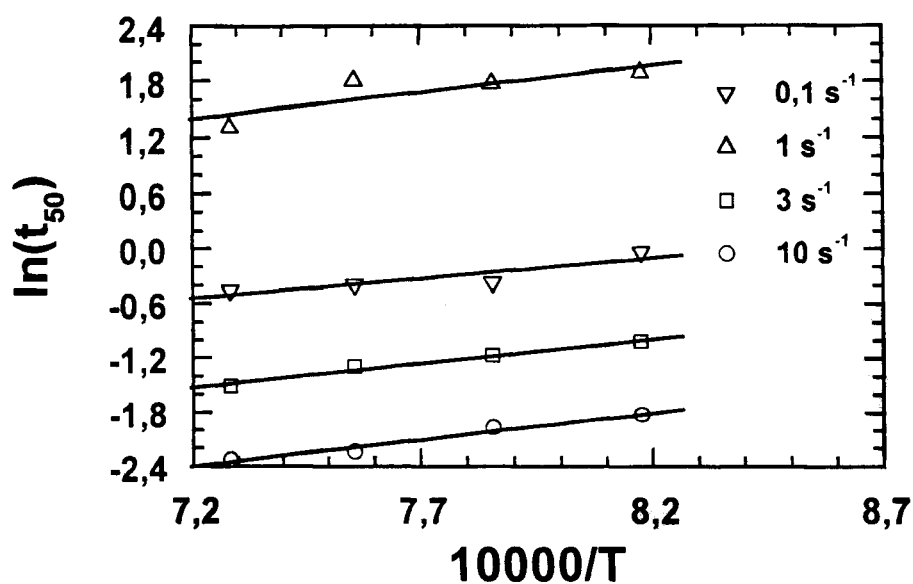


Figura 68 Variação da t_{50} com a temperatura, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Laasraoui.

Tabela 25 Coeficientes das regressões lineares de t_{50} em função da temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 68.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T_{PL}	R^2
0,1	5693,4	0,6894
1	4355,8	0,8021
3	5360,6	0,9745
10	5981,8	0,9653
média	5345,4	-
desvio	945,8	-

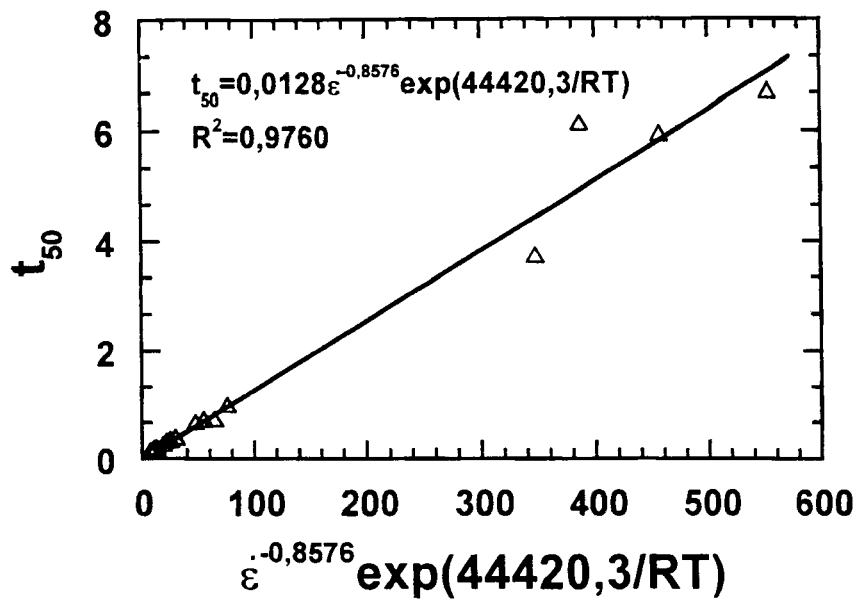
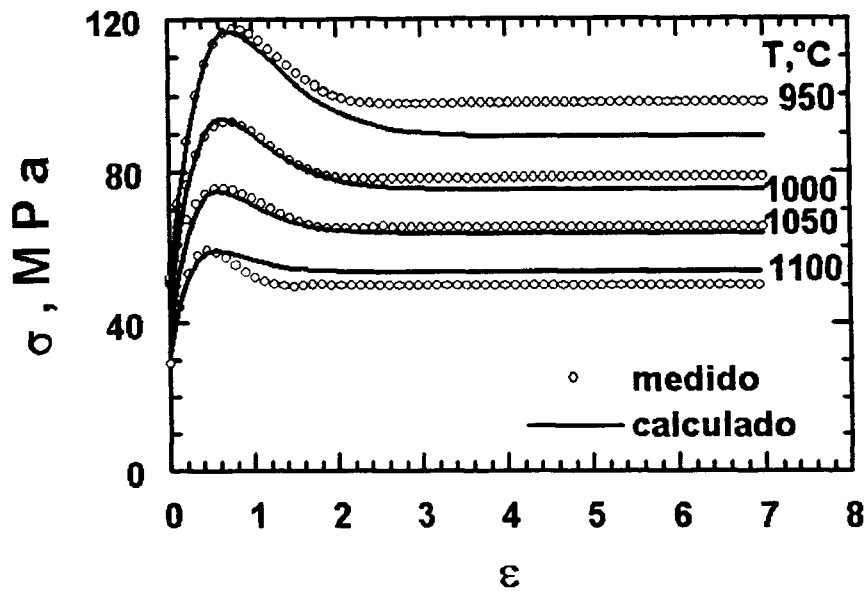
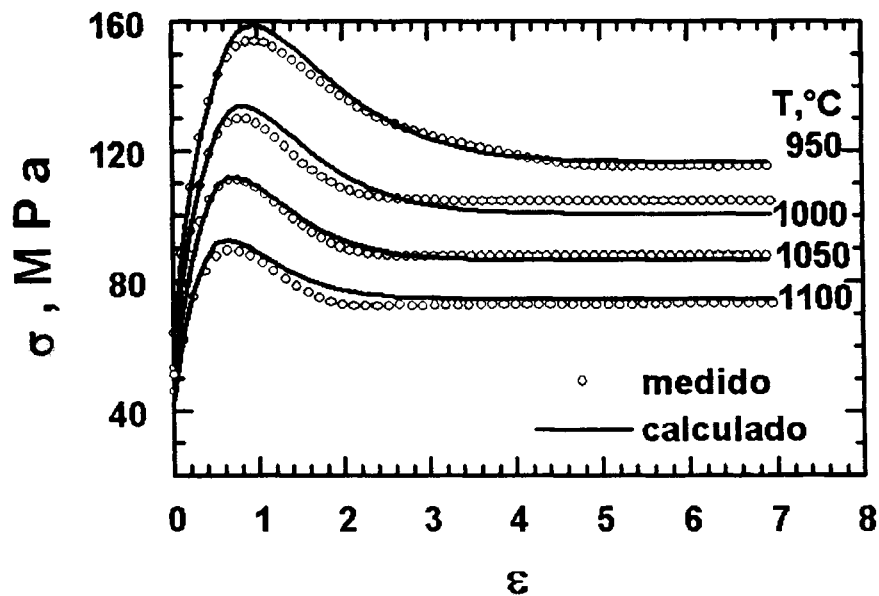


Figura 69 Modelo para t_{50} em função da temperatura e da taxa de deformação, com σ_{ϵ} obtido a partir do modelo de recuperação de Laasraoui.



(a)



(b)

Figura 70 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Laasraoui modificado até a deformação 7: (a) 0,1 e (b) 1 s⁻¹.

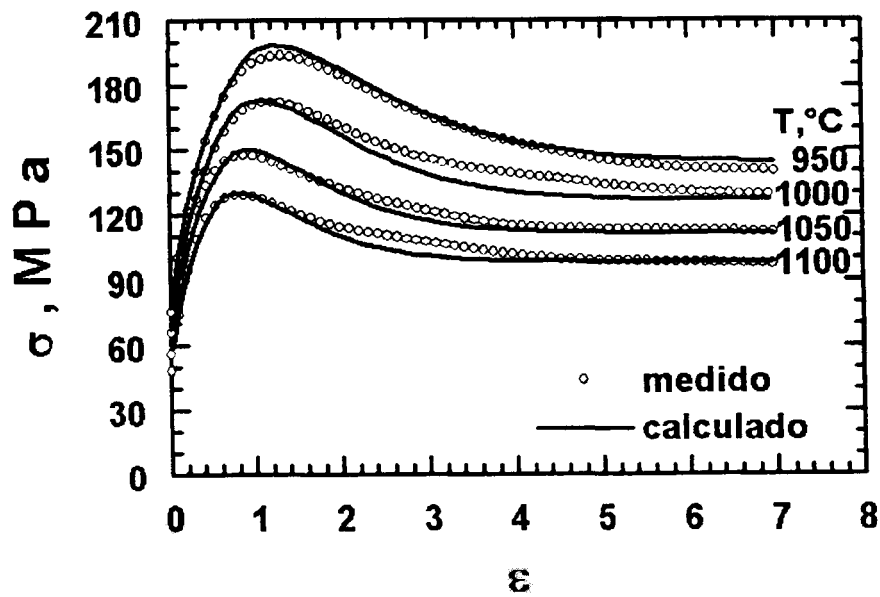
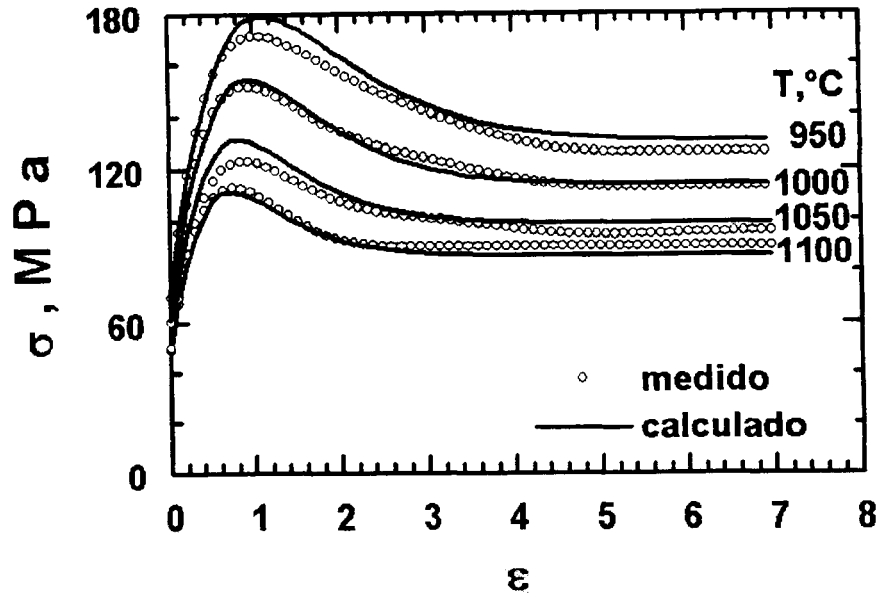


Figura 71 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Laasraoui modificado até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s^{-1} .

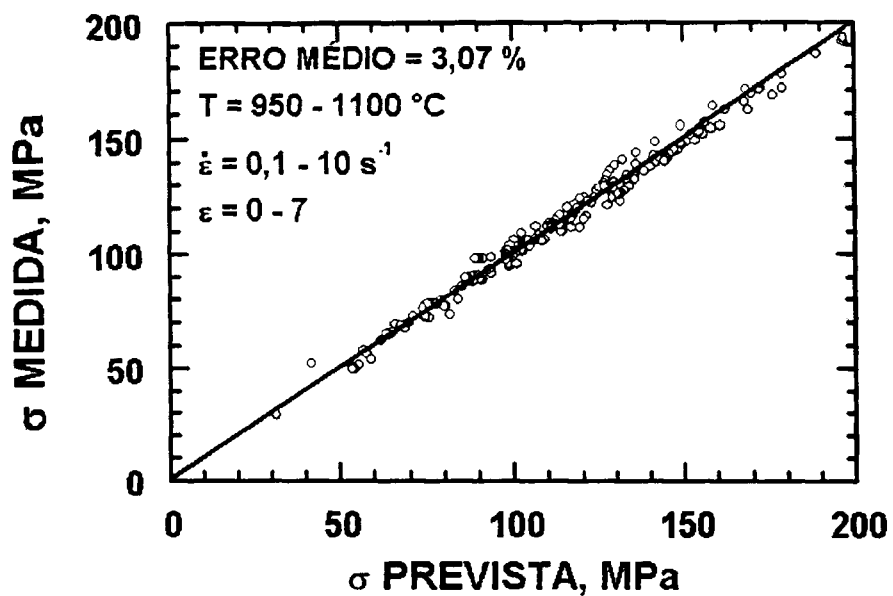


Figura 72 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Laasraoui modificado para a liga LI para diferentes deformações (0 a 7), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s⁻¹).

6.3 Modelo de Rao modificado para curva de fluxo completa para o aço LI na fase austenítica

O modelo consiste em medir os parâmetros Q_{def} (energia de ativação), expoente n e $\ln(A)$ ao longo da deformação. A técnica de obtenção desses parâmetros é a mesma descrita para o cálculo da energia de ativação no pico, utilizando as tensões correspondentes para cada deformação definida. Os parâmetros obtidos neste trabalho são apresentados na Tabela 26. A variação da energia de ativação com a deformação é apresentada na Figura 73. Também, é mostrada a Equação 28, proposta por Rao (Rao92), ajustando-a aos pontos experimentais. O ajuste não é adequado: o valor do parâmetro estatístico qui-quadrado (χ^2) é muito elevado e o coeficiente de determinação é muito baixo. Na Figura 74, apresenta-se o expoente n e a sua respectiva Equação 28 de ajuste. O valor do qui-quadrado indica que o ajuste é satisfatório. Para 95% de confiança, com o grau de liberdade 9, o qui-quadrado deve ser menor que 3,94 (Soares85). E o coeficiente de determinação continua baixo. As constantes A_i e C_i são uma ordem de grandeza maior que o expoente n . A relação da deformação com o logaritmo da constante A é mostrado na Figura 75. O valor do qui-quadrado não é satisfatório para o ajuste, e nem o coeficiente de determinação. As relações dos três parâmetros com a deformação apresenta de forma crescente próximo à deformação nula; este comportamento difere do encontrado por Rao (Rao93, Rao92).

Com os parâmetros modelados e usando a relação seno-hiperbólica (Equação 15) é possível obter as curvas de fluxo até a deformação crítica. Na Figura 76, apresenta-se as curvas do modelo de Rao (Rao92) e os respectivos pontos experimentais na região austenítica, às temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100 °C para as taxas 0,1 e 1 s⁻¹, e para as taxas 3 e 10 s⁻¹ são apresentada na Figura 77 às mesmas temperaturas. O erro médio obtido foi calculado pela Equação 44, e na Figura 78, mostra-se a comparação entre as tensões medidas e as correspondentes calculadas.

Tabela 26 Os parâmetros Q_{def} (energia de ativação), expoente n e $\ln(A)$ ao longo da deformação, utilizados no modelo de Rao (Rao92).

ε	Q_{def} , kJ/mol	n	$\ln(A)$
0,01	338,90	8,18	34,43
0,025	366,96	8,75	37,00
0,05	373,46	9,09	36,00
0,75	367,20	8,92	35,01
0,1	361,70	8,71	33,79
0,15	352,24	8,12	31,78
0,2	338,94	7,48	29,79
0,3	322,72	6,44	27,42
0,4	343,99	6,40	29,53
0,5	334,67	6,15	27,25

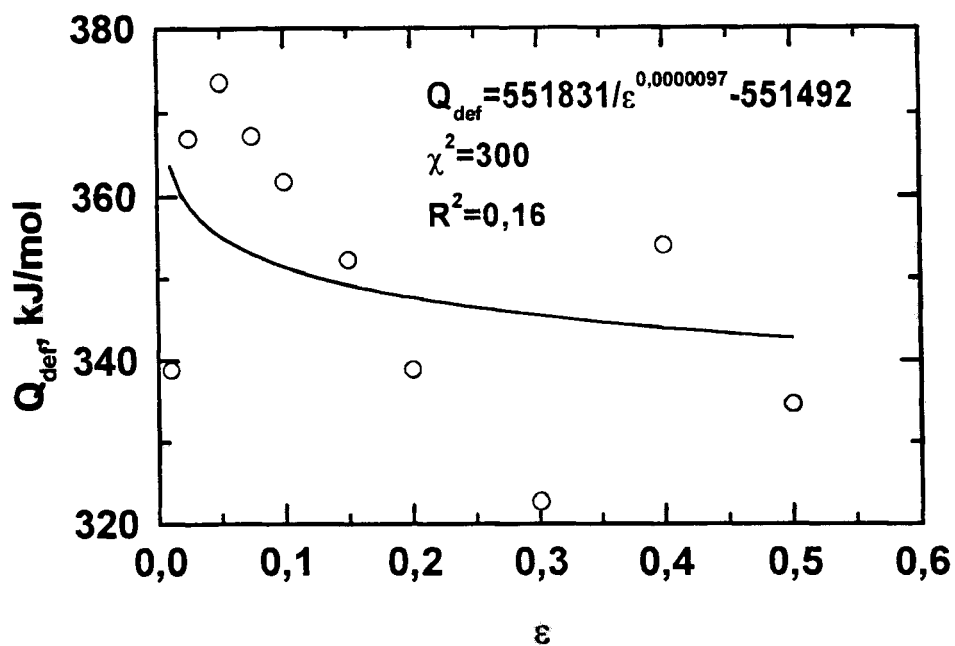


Figura 73 Variação da energia de ativação com a deformação, segundo modelo Rao (Rao92), para o aço LI na austenita.

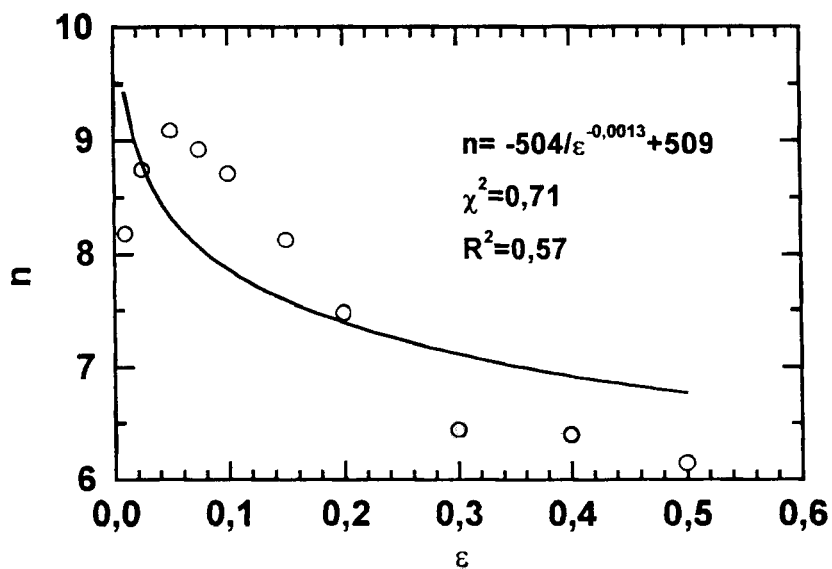


Figura 74 Variação do expoente n com a deformação, segundo o modelo de Rao (Rao92), para o aço LI na austenita.

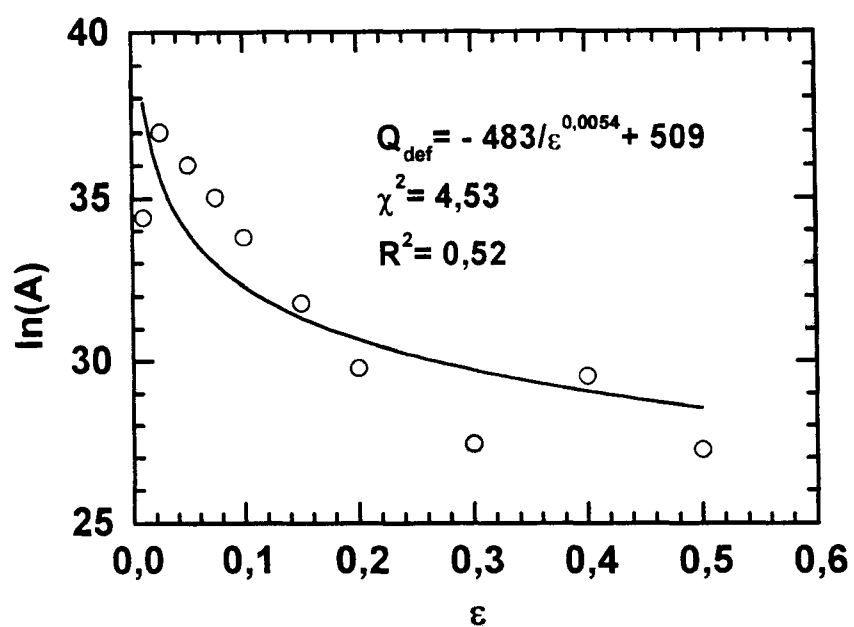
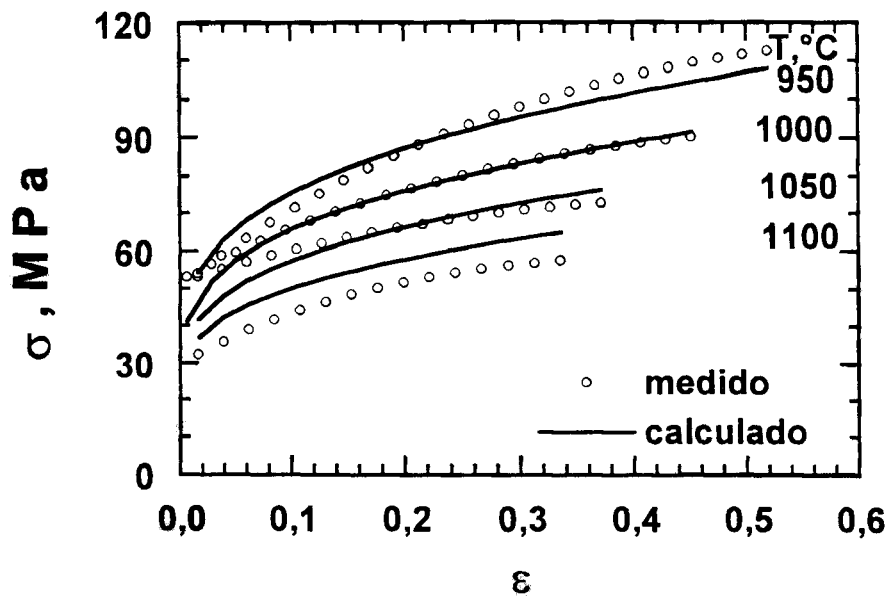
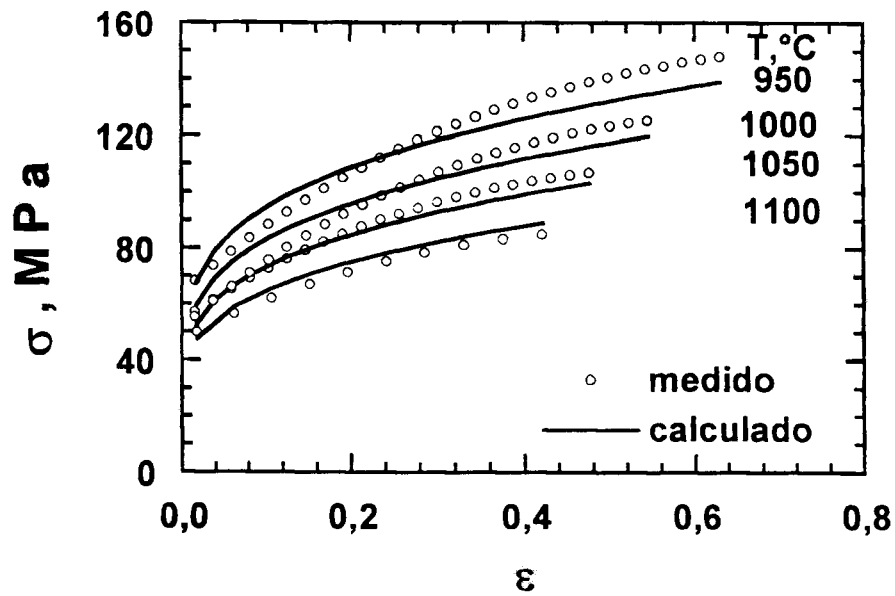


Figura 75 Variação do logaritmo da constante A com a deformação, segundo o modelo Rao (Rao92), para o aço LI na austenita.

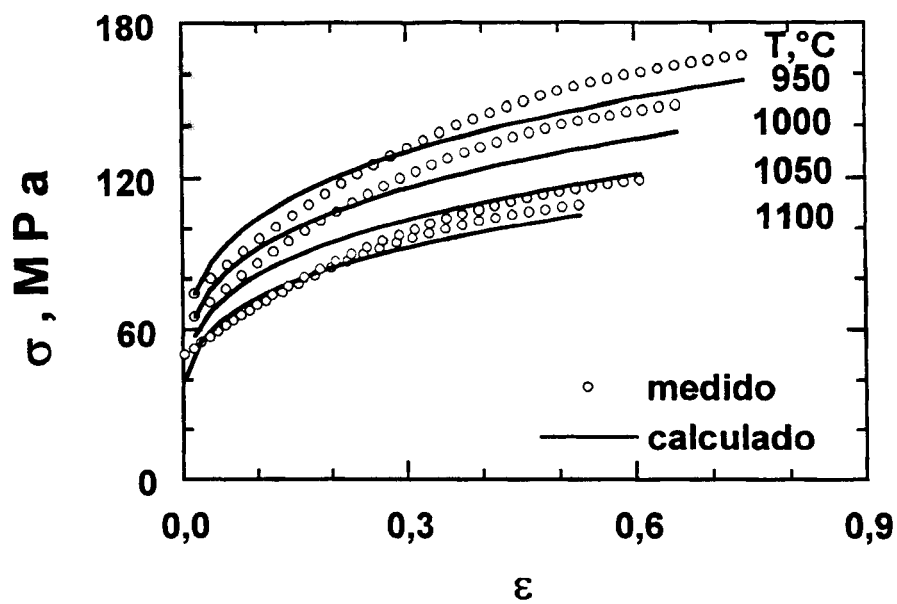


(a)

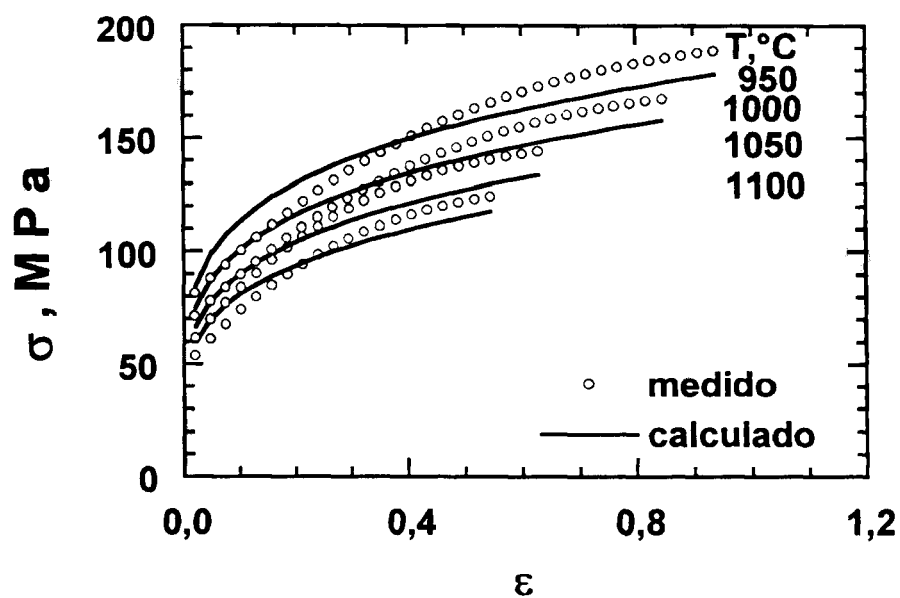


(b)

Figura 76 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Rao até a deformação crítica (Rao92): (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .



(a)



(b)

Figura 77 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Rao até a deformação crítica (Rao92): (a) 3 e (b) 10 s⁻¹.

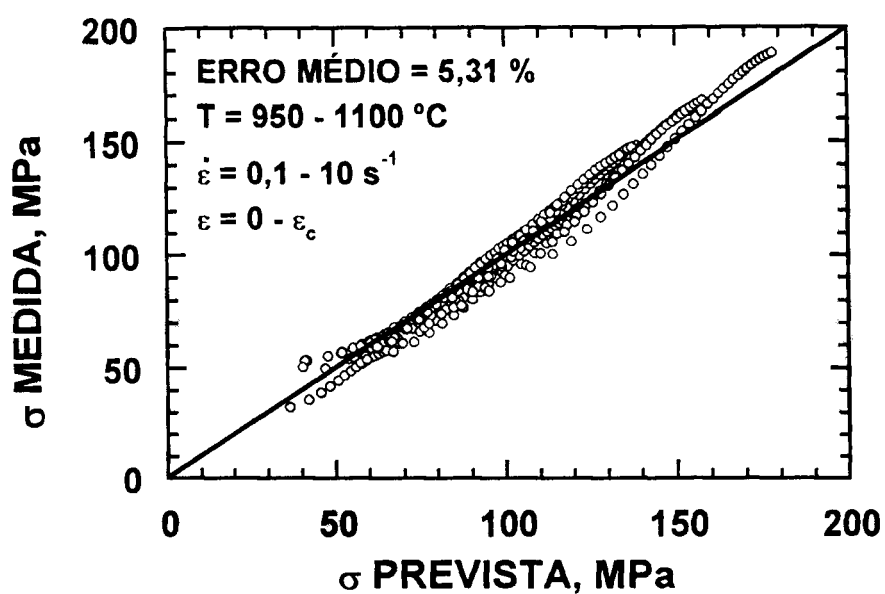


Figura 78 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Rao (Rao92), para a liga LI, para diferentes deformações (0 a ϵ_c), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s^{-1}).

O modelo de Rao (Rao92) descrito na revisão, não tem ponto assintótico, a função é sempre crescente. Logo, a tensão de saturação para recuperação dinâmica foi considerada quando a deformação atinge ϵ_{ss} , os valores são apresentados na Tabela 27. Na Figura 79, mostra-se a relação desta tensão com o parâmetro Z . A tensão extrapolada quando ocorre somente recuperação dinâmica (σ_e) foi calculada através do modelo de recuperação de Rao (Rao92). Na Tabela 28, apresenta-se os coeficientes de Avrami obtidos do ajuste da Equação 11 aos pontos experimentais de fração amaciada dinamicamente através do método de Levenberg-Marquardt (Press92). A cinética de recristalização dinâmica foi modelada considerando o tempo para 50% de recristalização dinâmica segundo a Equação 49. Inicialmente, na Figura 80, mostra-se a relação do tempo para 50% de recristalização com a taxa de deformação, e na Tabela 29, mostra-se os valores dos coeficientes das regressões lineares, das quais foi obtido o expoente médio da taxa de deformação e o desvio padrão. Na Figura 81, apresenta-se a obtenção do parâmetro de sensibilidade à temperatura, e na Tabela 30, apresenta-se os coeficientes obtidos por regressão linear, e também a média e o desvio padrão. A energia de ativação obtida foi 62 kJ/mol e apresenta a mesma ordem de grandeza da energia de cinética da recristalização dinâmica para o σ_e obtido a partir dos modelos de Sellars e Laasraoui. Na Figura 82, mostra-se que o ajuste da Equação 49 é satisfatório.

O modelo de Rao descrito anteriormente, considerando uma cinética de recristalização dinâmica, foi desenvolvido para prever tensões em grandes deformações para quaisquer condições de temperatura e taxa de deformação, conforme Equação 50, sendo o expoente k_{din} da Tabela 28 considerado constante. Para deformações maiores que ϵ_{ss} , a tensão extrapolada quando ocorre somente recuperação dinâmica (σ_e) foi considerada constante e igual à tensão de saturação para recuperação dinâmica. As curvas de fluxo para as taxas 0,1 e 1 s⁻¹ são apresentadas na Figura 83 e para as taxas 3 e 10 s⁻¹ são apresentadas na Figura 84, às temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100 °C. O erro médio obtido foi calculado pela Equação 44, e na Figura 85 mostra-se a comparação entre as tensões medidas e as calculadas correspondentes.

Tabela 27 A tensão de saturação, para recuperação dinâmica para o modelo de Rao modificado foi considerada quando a deformação atinge ϵ_{ss}

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	σ_{ss}^* MPa
0,102	1100	93,0
0,107	1050	114,3
0,106	1000	133,4
0,104	950	154,3
1,045	1100	132,4
1,044	1050	155,3
1,042	1000	168,1
1,045	950	219,0
3,136	1100	159,5
3,137	1050	178,6
3,136	1000	217,7
3,136	950	239,6
9,115	1100	190,3
8,677	1050	212,8
8,608	1000	244,9
8,803	950	266,3

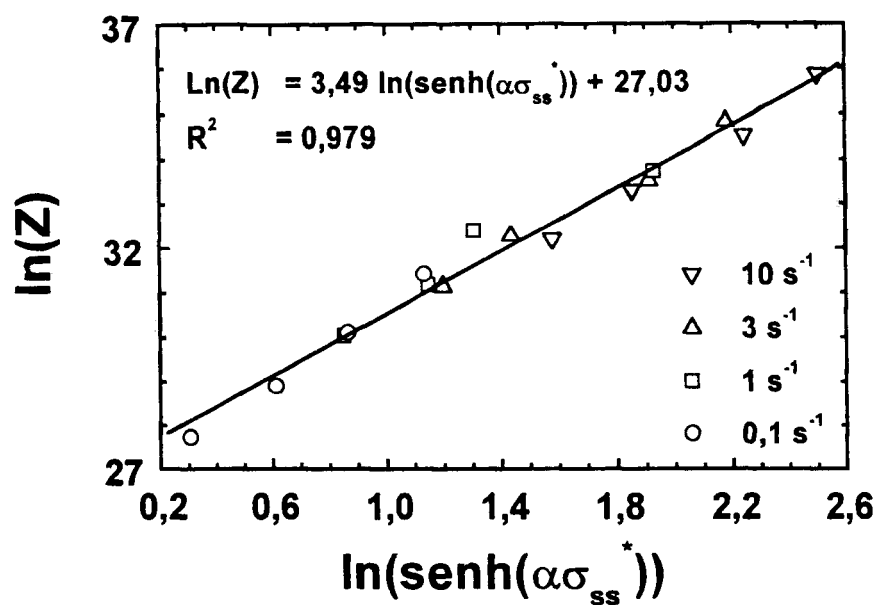


Figura 79 Tensão de saturação para recuperação dinâmica para o modelo de Rao, considerada na menor deformação para o estado estacionário devido recristalização dinâmica (ϵ_{ss}).

Tabela 28 Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através do ajuste dos pontos experimentais de equações não lineares, para fração amaciada, calculada com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Rao.

T °C	$\dot{\epsilon}$, s ⁻¹	k _{din}	t ₅₀
1100	0,102	1,27	3,60
1050	0,107	1,54	5,80
1000	0,106	1,70	6,64
950	0,104	2,09	8,34
1100	1,045	1,66	0,65
1050	1,0443	1,89	0,85
1000	1,042	2,06	0,86
950	1,045	1,57	1,51
1100	3,136	1,77	0,30
1050	3,137	1,43	0,33
1000	3,136	1,55	0,53
950	3,136	1,68	0,56
1100	9,114	1,49	0,16
1050	8,677	1,60	0,19
1000	8,608	1,49	0,23
950	8,803	1,65	0,24
média	-	1,65	-
desvio	-	0,22	-

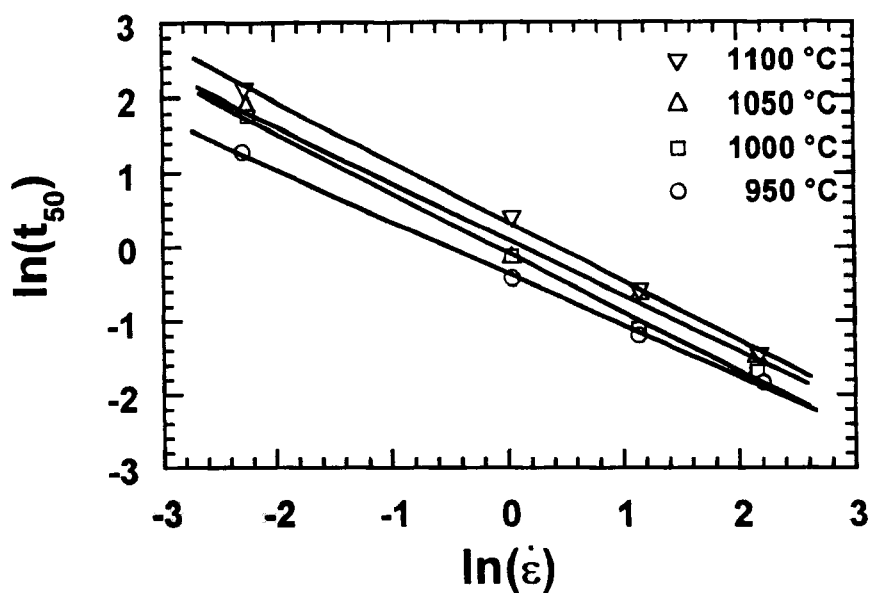


Figura 80 Variação de t_{50} com a taxa de deformação, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Rao.

Tabela 29 Coeficientes das regressões lineares de t_{50} em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados, considerando a temperatura constante, para a Figura 80.

T °C	m_R	R^2
1100	-0,7008	0,9982
1050	-0,7991	0,9955
1000	-0,7577	0,9883
950	-0,8020	0,9980
média	-0,7649	-
desvio	0,0473	-

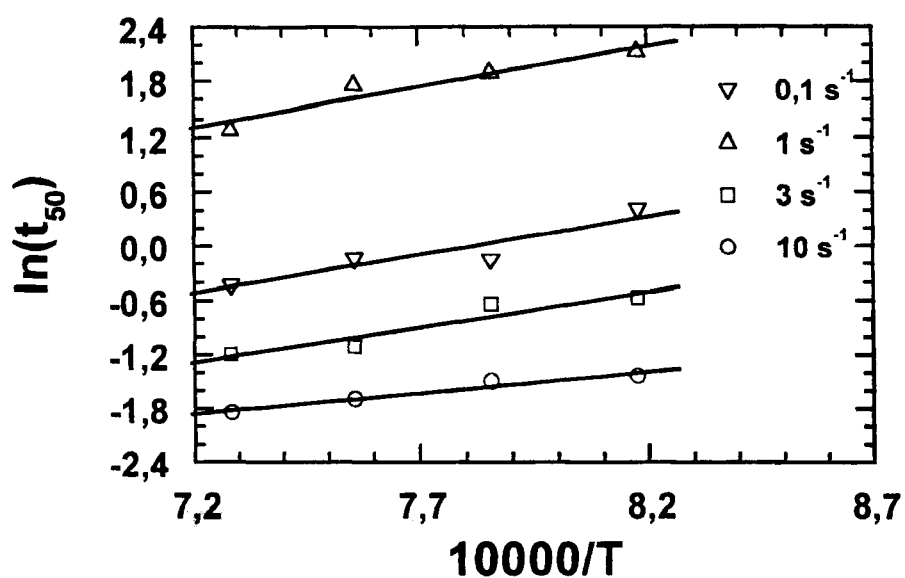


Figura 81 Variação da t_{50} com a temperatura, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Rao.

Tabela 30 Coeficientes das regressões lineares de t_{50} em função da temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 81.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T_{PR}	R^2
0,1	8845,2	0,9197
1	8518,7	0,8613
3	7830,5	0,8982
10	4648,4	0,9462
média	7460,1	-
desvio	229,2	-

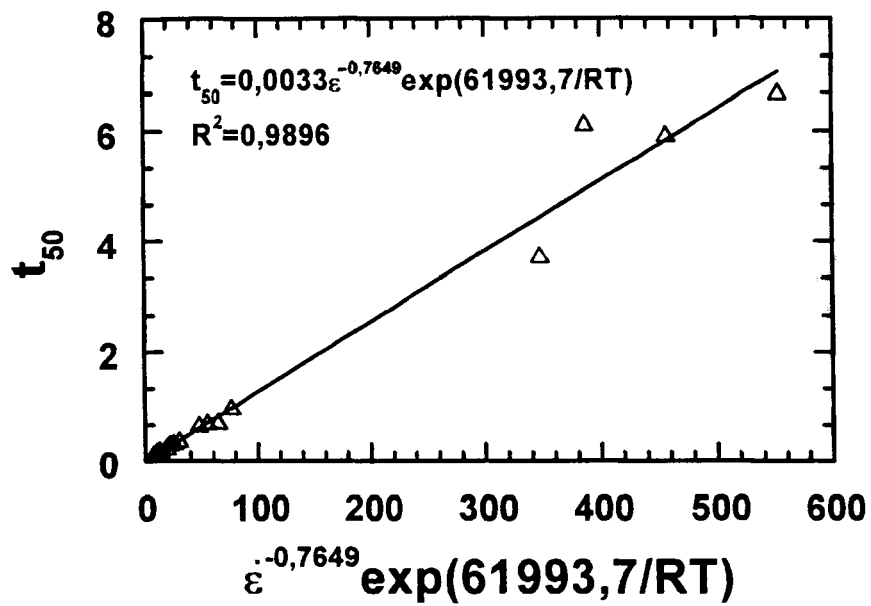
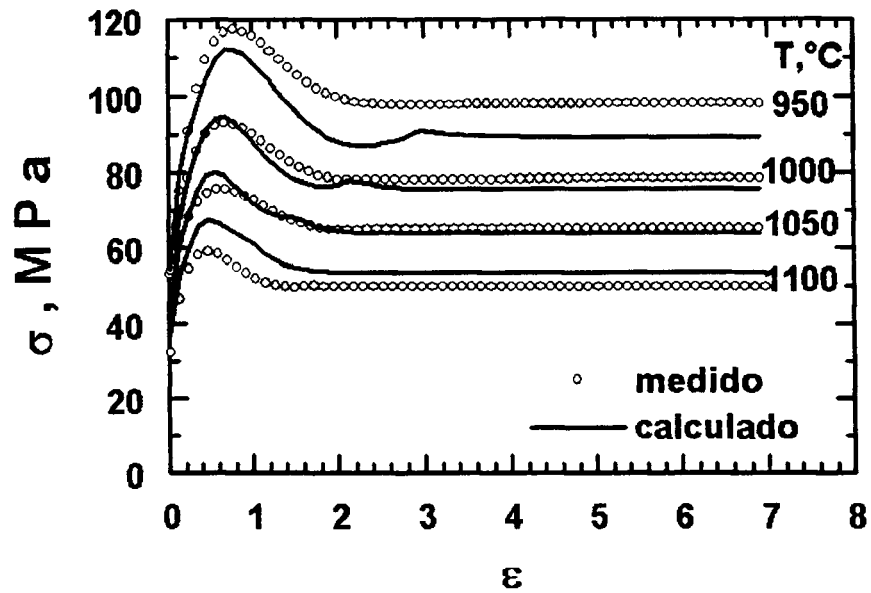
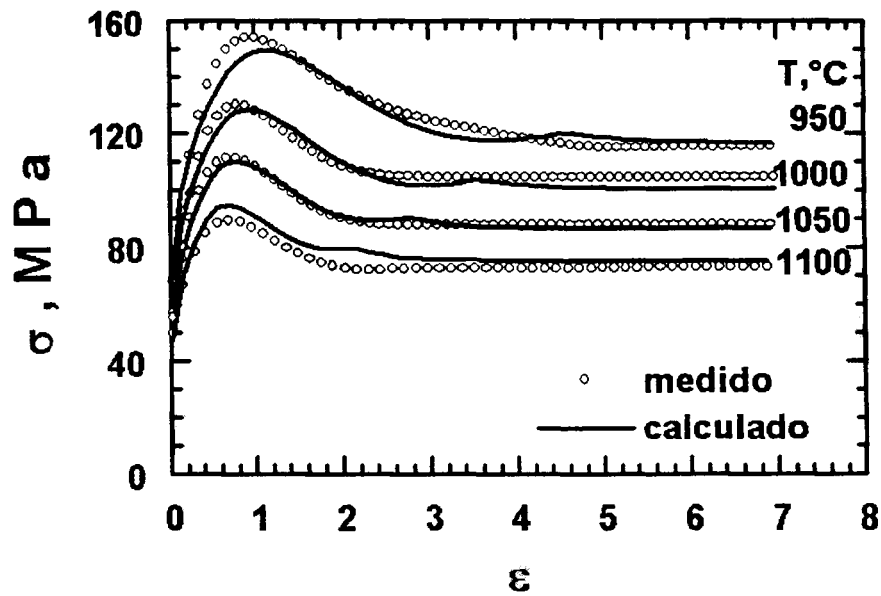


Figura 82 Modelo para t_{50} (Equação 49) em função da temperatura e da taxa de deformação, com σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Rao.

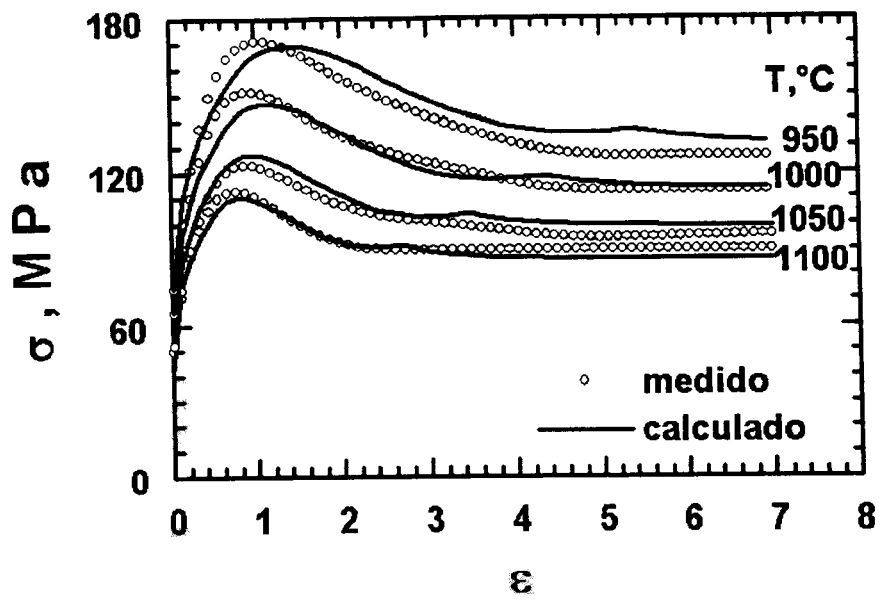


(a)

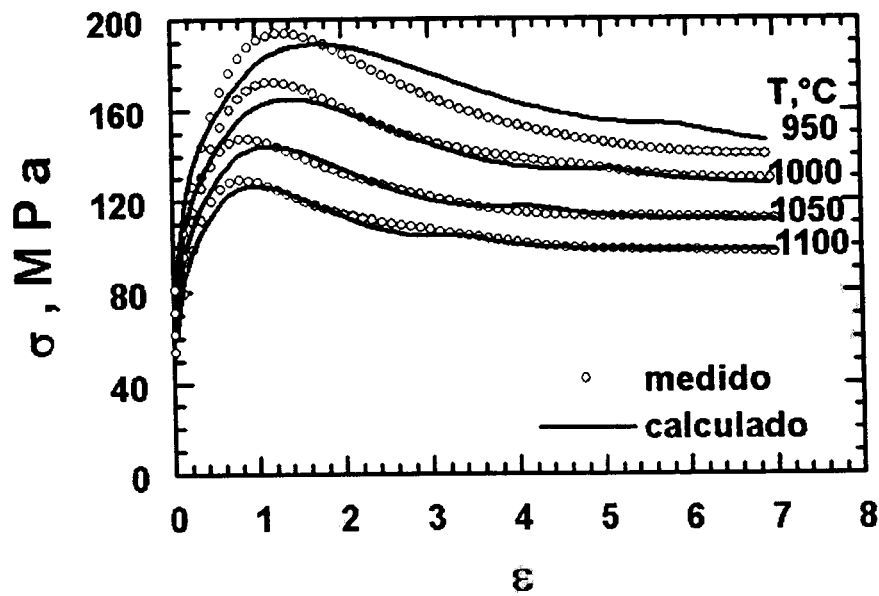


(b)

Figura 83 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Rao modificado até a deformação 7: (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .



(a)



(b)

Figura 84 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Rao modificado até a deformação 7: (a) 3 e (b) 10 s^{-1} .

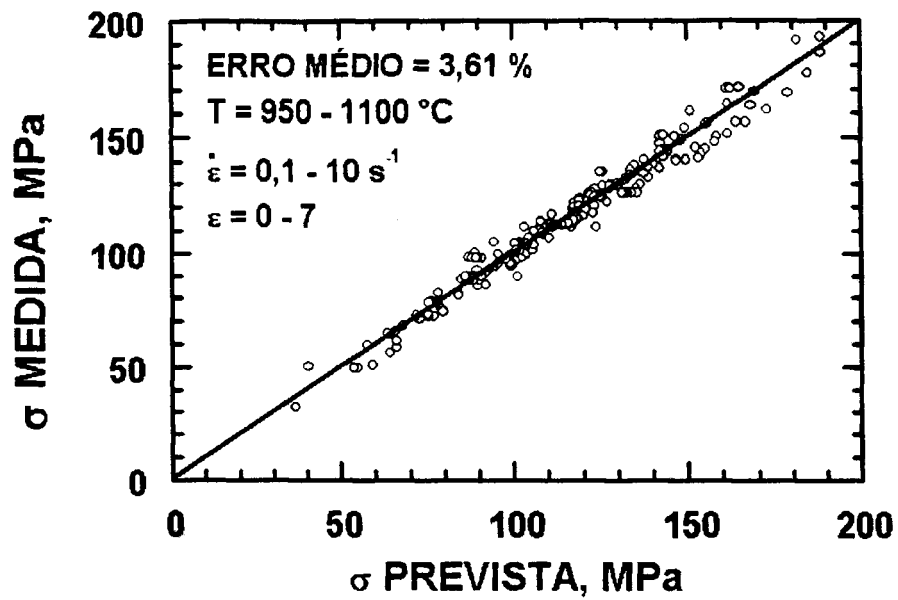


Figura 85 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo Rao (Rao92) para a liga LI para deformações diferentes (0 a 7), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s⁻¹).

6.4 Modelo de Sellars modificado para curva de fluxo completa para o ferro ARMCO na fase austenítica

Na Tabela 31, apresenta-se os parâmetros obtidos através do gráfico θ x σ para o ferro ARMCO na austenita. Na Figura 86, mostra-se a relação entre a tensão de pico e a taxa de deformação, e na Tabela 32, apresentam-se os coeficientes da regressão linear obtidos desta relação. Na Figura 87, apresenta-se relação $1/T$ em função do $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$. Na Tabela 33, apresentam-se os coeficientes obtidos com as regressões lineares. Através do valor médio desta inclinação, e da Equação 19, foi obtida a energia de ativação aparente para a deformação. Com esta energia foi calculada o parâmetro de Zener-Hollomon e relacionando-o com a tensão de pico, como mostrado na Figura 88. O método iterativo entre o coeficiente n e a energia de ativação para a deformação a quente foi utilizado, para melhorar a correlação entre eles. A iteração foi realizada até que a variação de n fosse menor que 0,0001. A energia de ativação encontrada foi 292 kJ/mol para o ferro ARMCO na austenita. Esta energia foi menor que a energia encontrada no aço LI, a energia de ativação pode ser aumentada devido aos elementos de liga (Khlestov98, Hernandez96).

O modelo de Sellars modificado foi usado nos ensaios desse material deformado na região austenítica. Na Figura 89, mostra-se a relações entre o $\ln(Z)$ e os valores medidos de σ_0 , sendo que a dispersão entre eles continua elevada. Na Figura 90, mostra-se a relação seno-hiperbólica para a tensão correspondente a deformação de 0,05. Na Figura 91, relaciona-se a deformação crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon através da função de potência, como propôs Ryan (Ryan90). A tensão de saturação para recuperação dinâmica (σ_{ss}^*) foi obtida por extrapolação do gráfico θ x σ . Na Figura 92, apresenta-se uma relação seno-hiperbólica desta tensão com o parâmetro de Zener-Hollomon. Na Figura 93, apresenta-se a mesma relação entre a tensão de saturação para a recristalização dinâmica e o parâmetro Z .

Tabela 31 Tensões e deformações obtidas do gráfico $\theta \times \sigma$ e tensão inicial obtida conforme descrito na metodologia, para o ferro ARMCO na austenita.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T °C	σ_0 , MPa	σ_p , MPa	σ_{ss} , MPa	σ_{ss}^* , MPa	ϵ_c	ϵ_p
0,104	1100	18,5	52,9	45,0	56,0	0,17	0,26
0,106	1050	20,0	65,1	55,5	70,0	0,20	0,31
0,103	1000	25,1	75,6	68,0	79,0	0,17	0,24
0,105	950	26,9	92,4	81,0	98,0	0,30	0,37
1,044	1100	23,6	76,5	62,0	90,0	0,18	0,32
1,047	1050	32,1	95,2	77,0	105,0	0,22	0,51
1,035	1000	35,5	110,0	87,0	112,0	0,48	0,53
1,040	950	30,0	131,1	98,0	138,0	0,50	0,67
3,141	1050	33,5	111,7	94,0	120,0	0,30	0,39
3,123	1000	36,8	128,0	108,0	130,0	0,48	0,58
3,128	950	38,5	148,0	120,0	156,0	0,41	0,63
8,645	1100	31,4	116,0	94,0	124,0	0,31	0,51
9,064	1050	29,0	127,5	112,0	139,0	0,36	0,60
9,168	1000	31,6	148,8	128,0	157,0	0,48	0,66
9,574	950	35,7	163,5	140,0	176,0	0,91	0,96

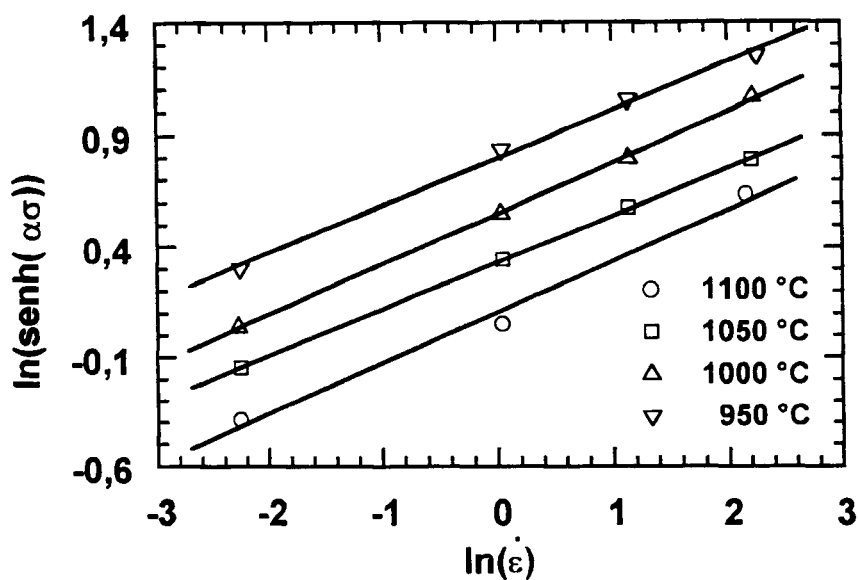


Figura 86 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação para o ferro ARMCO na austenita.

Tabela 32 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação, com a temperatura constante, para a Figura 86.

T °C	m	R ²
1100	0,231	0,989
1050	0,211	1,000
1000	0,227	1,000
950	0,212	0,996
média	0,220	-
desvio	0,010	-

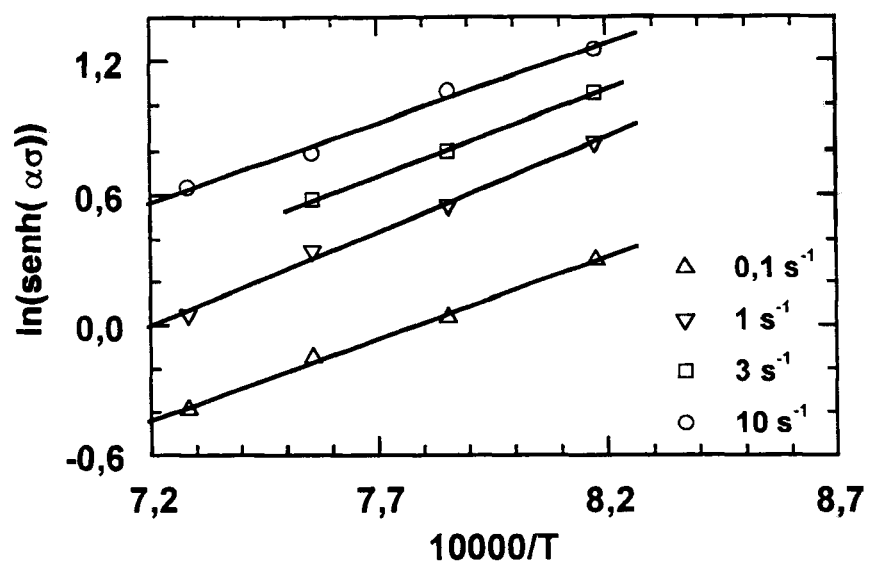


Figura 87 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para o ferro ARMCO na austenita.

Tabela 33 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura, para a taxa de deformação constante, para a Figura 87.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T_p	R^2
0,1	7559	0,996
1	8609	0,995
3	7718	0,999
10	7106	0,990
média	7748	-
desvio	742	-

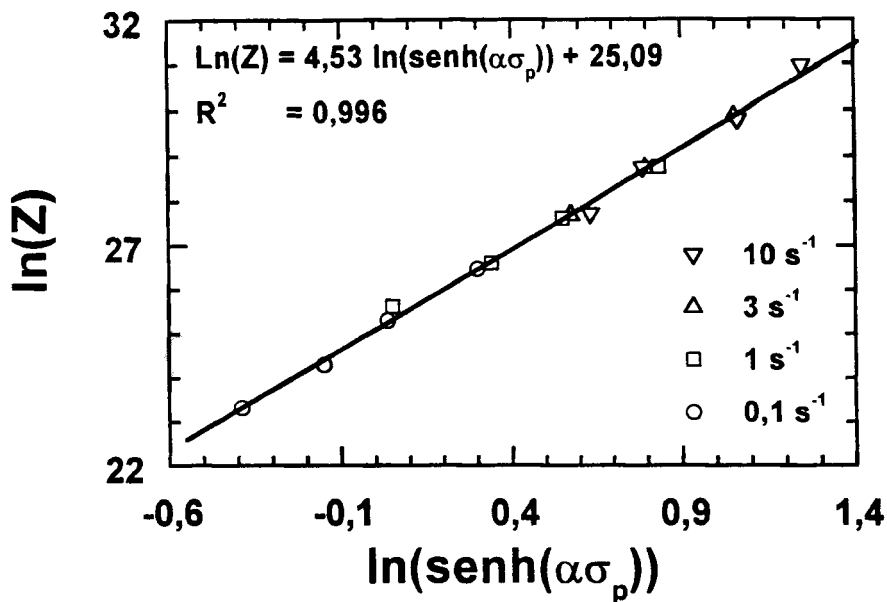


Figura 88 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita.

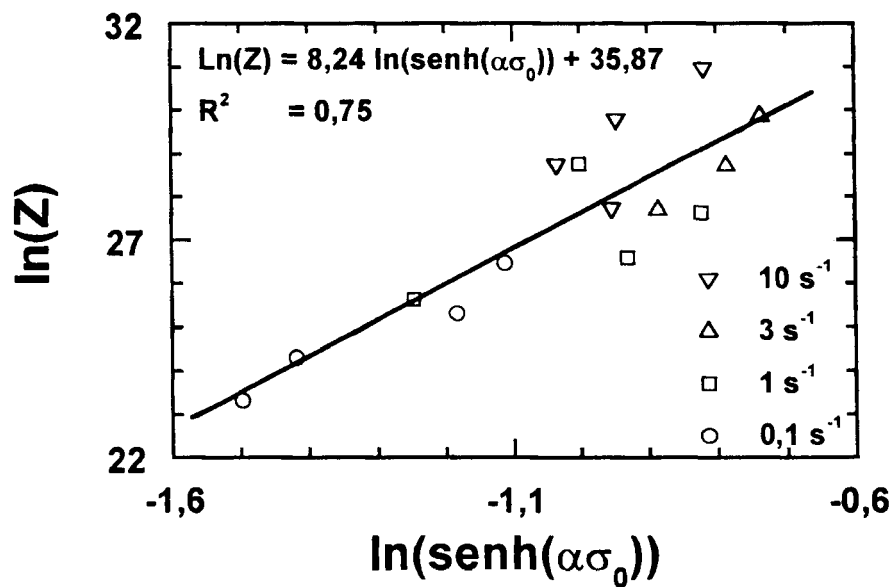


Figura 89 Evolução da tensão inicial com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita.

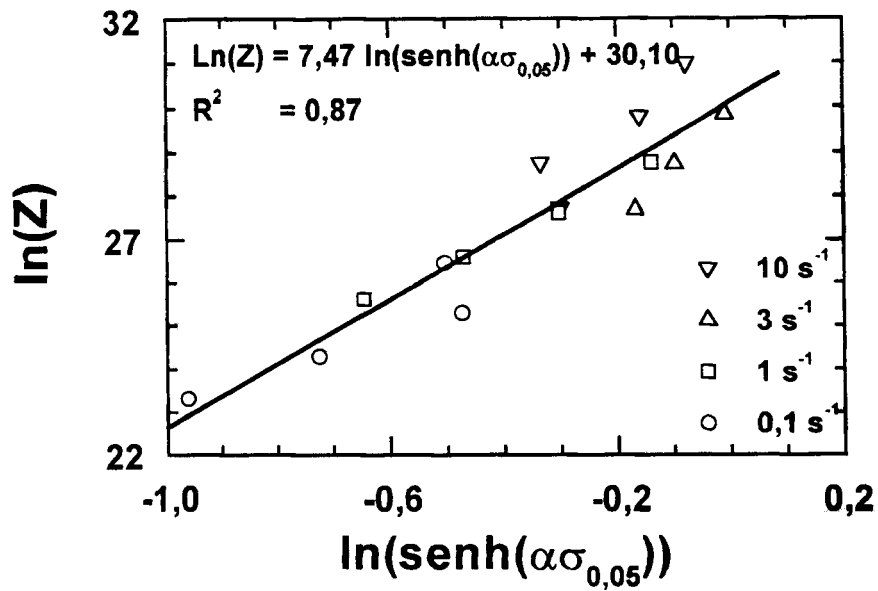


Figura 90 Relação seno-hiperbólica da tensão para a deformação de 0,05, com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita.

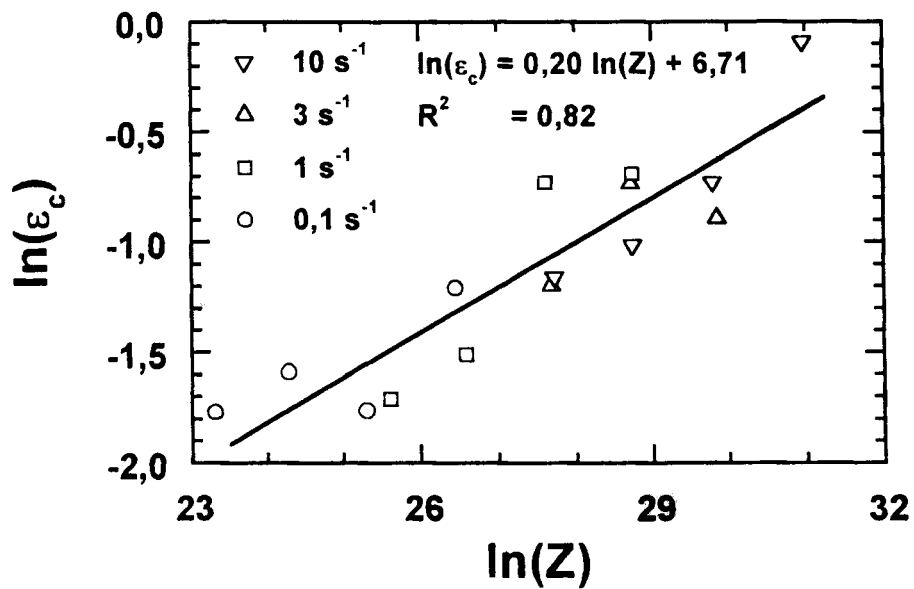


Figura 91 Evolução da deformação crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita.

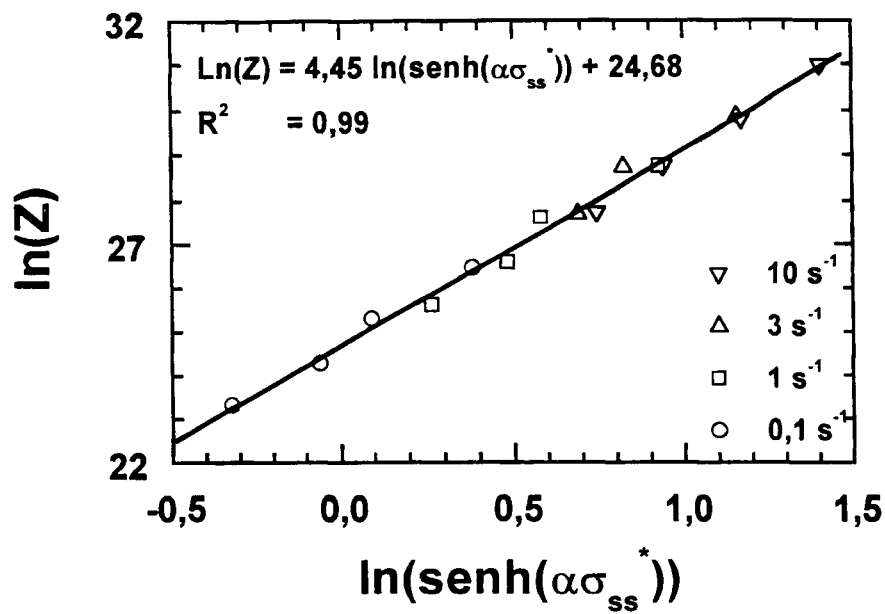


Figura 92 Evolução da tensão de saturação para recuperação dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita.

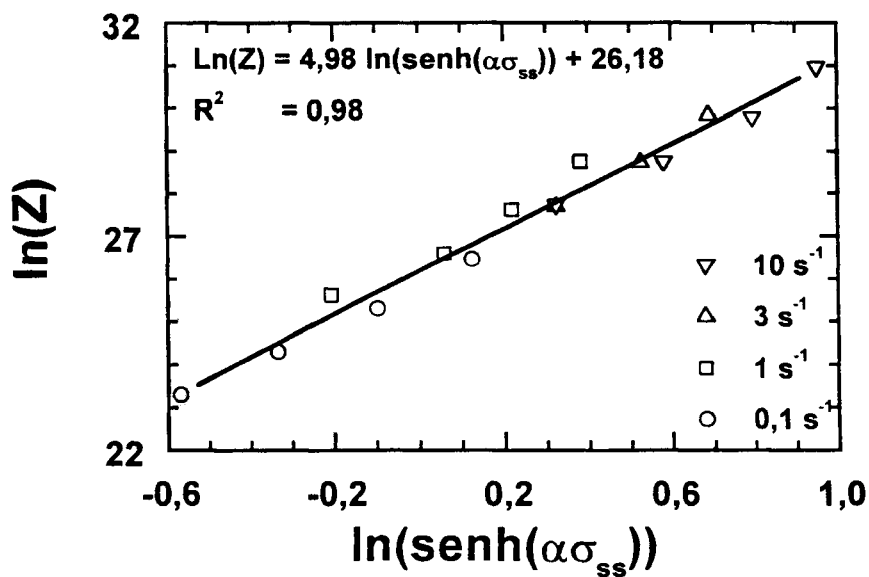


Figura 93 Evolução da tensão de saturação para recristalização dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na austenita.

A Equação 45 foi utilizada para calcular a fração amaciada dinamicamente e a tensão extrapolada sem ocorrer recristalização dinâmica (σ_e) foi obtida da Equação 21 de Sellars. Na Tabela 34, apresenta-se a variação da constante p da Equação 21 para cada ensaio. Também, na Tabela 34, apresenta-se os valores de t_{50} . Estes são equacionados segundo a Equação 49. Na Figura 94, mostra-se a forma de se obter o expoente da taxa de deformação dessa equação. Os valores do expoente obtidos, a média e o desvio são apresentados na Tabela 35. O parâmetro de sensibilidade à temperatura foi obtido como mostrado na Figura 95. Os valores para este parâmetro, a média e o desvio são apresentados na Tabela 36. A energia de ativação para a recristalização dinâmica encontrada foi 22 kJ/mol. Ela é mais baixa que a do aço LI, o que caracteriza o efeito do titânio sobre a recristalização dinâmica. Na Figura 96, apresenta-se o ajuste da Equação 49 aos pontos experimentais. O expoente k_{din} apresentado na Tabela 34 foi considerado constante no modelo de Sellars modificado.

O material pesquisado tem titânio em solução sólida, o que poderia causar um aumento da energia de ativação das reações metalúrgicas que ocorrem durante a deformação a quente do aço LI. O titânio no aço LI foi usado para retirar nitrogênio e enxofre de solução sólida no resfriamento na fase austenítica. O titânio que sobra da reação com o nitrogênio e o enxofre pode ser calculado através da Equação 52, a quantidade do elemento químico é dada em porcentagem de peso. O excesso de titânio, provavelmente, reage com o carbono presente na austenita. A Equação 53 permite calcular o excesso de titânio que nesse caso é de 0,0453%. Após a reação do titânio com o enxofre, o nitrogênio e o carbono, 55% do titânio ainda se encontra disponível para reagir com elementos intersticiais na ferrita.

$$\text{Equação 52} \quad Ti^* = Ti - \frac{48}{14}N - \frac{48}{32}S = 0,083 - \frac{48}{14} * 0,00338 - \frac{48}{32} * 0,009 = 0,0565$$

Tabela 34 Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através de ajuste dos pontos experimentais de fração amaciada dinamicamente a equações não lineares, com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na austenita, e também, a variação da constante p da Equação 21.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	k_{din}	t_{50}	p
0,104	1100	1,80	2,910	0,62
0,106	1050	1,62	2,820	0,65
0,103	1000	1,61	3,200	0,75
0,105	950	1,51	3,060	0,77
1,044	1100	1,68	0,402	0,71
1,047	1050	1,67	0,521	0,64
1,035	1000	1,65	0,473	0,70
1,040	950	1,64	0,602	0,79
3,141	1050	1,72	0,153	0,68
3,123	1000	1,71	0,177	0,71
3,128	950	1,71	0,233	0,71
8,645	1100	1,74	0,060	0,70
9,064	1050	1,72	0,068	0,66
9,168	1000	1,73	0,072	0,64
9,574	950	1,70	0,073	0,66
média	-	1,68	-	0,69
desvio	-	0,07	-	0,05

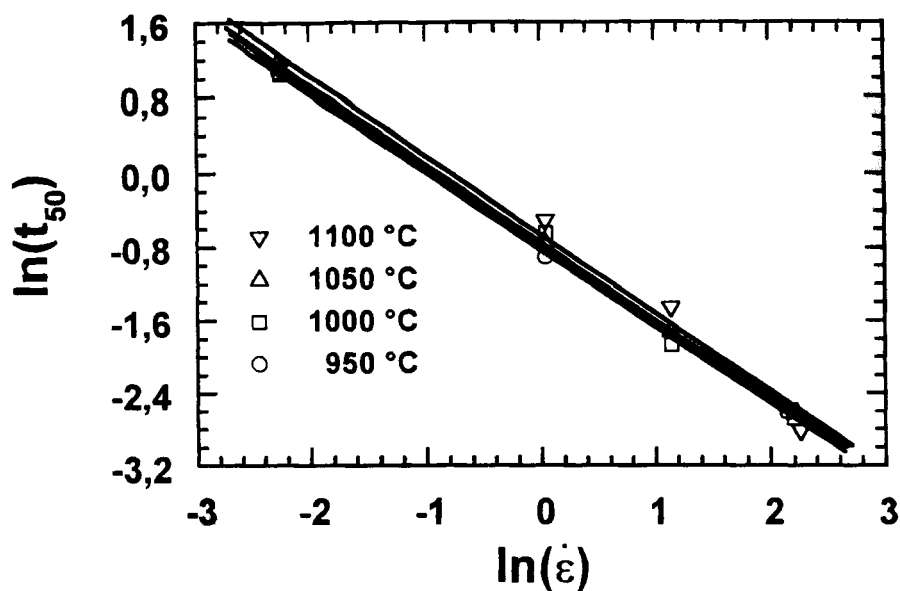


Figura 94 Variação de t_{50} com a taxa de deformação segundo o modelo proposto. (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars, para o ARMCO na austenita.

Tabela 35 Coeficientes das regressões lineares de t_{50} em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante para a Figura 94 para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na austenita.

T °C	m_m	R^2
1100	-0,835	1,000
1050	-0,848	0,993
1000	-0,845	1,000
950	-0,852	0,983
média	-0,845	-
desvio	0,007	-

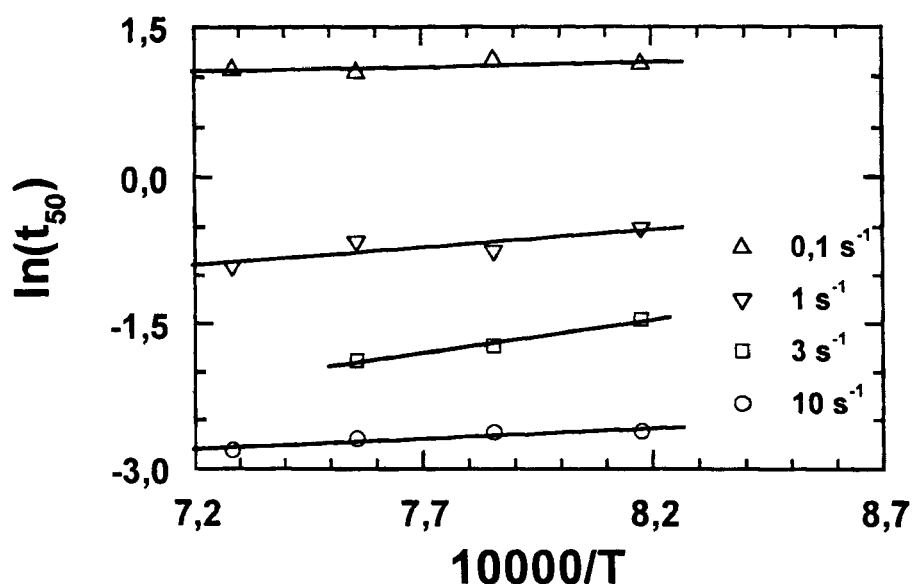


Figura 95 Variação de t_{50} com a temperatura segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars, para o ferro ARMCO na austenita.

Tabela 36 Coeficientes de ajuste das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados para taxa de deformação constante da Figura 95, usando a fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T_{p_m}	R^2
0,1	1027	0,409
1	2728	0,718
3	4901	0,976
10	1052	0,845
média	2427	-
desvio	1203	-

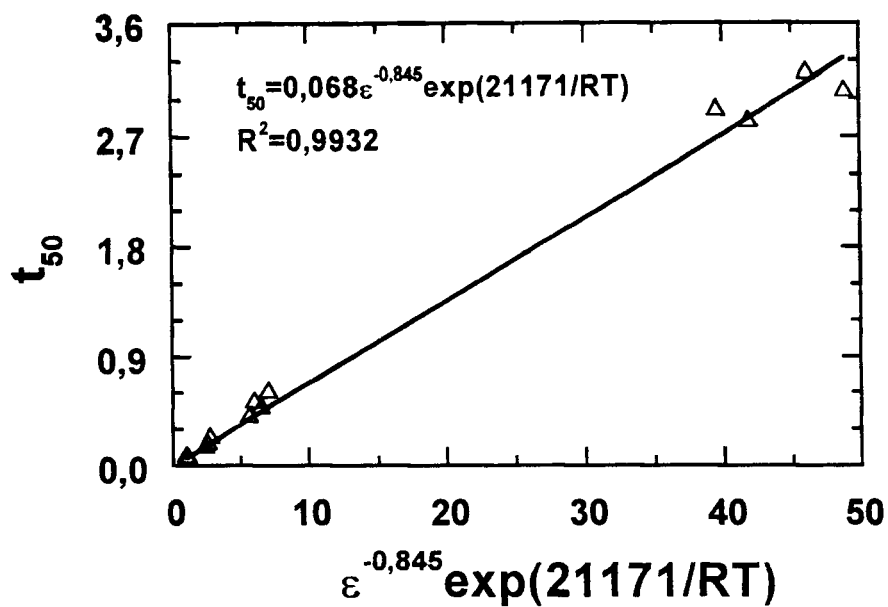


Figura 96 Modelo proposto (Equação 49) para t_{50} em função da temperatura e da taxa de deformação, com o σ_e calculado a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na austenita.

Equação 53

$$T^{**} = T_i^* - \frac{48}{12}C$$

O modelo de Sellars modificado desenvolvido prevê as tensões até a deformação sete e para quaisquer condições de temperatura e taxa de deformação. Nesse modelo foi agrupado o modelo desenvolvido para recuperação dinâmica com o modelo para a recristalização dinâmica, conforme a Equação 50. Na Figura 97, para as taxas de 0,1 e 1 s⁻¹ e na Figura 98, para as taxas de 3 e 10 s⁻¹ mostram-se as curvas de fluxo medidas e calculadas às temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100 °C na austenita. O modelo forneceu uma boa aproximação da forma das curvas experimentais. O erro médio obtido foi calculado pela Equação 44, e na Figura 99, mostra-se a comparação entre as tensões medidas e calculadas correspondentes.

6.5 Modelo de Sellars modificado para curva de fluxo completa para o aço LI na fase ferrítica

Na Tabela 37, apresentam-se os parâmetros obtidos do gráfico $\theta \times \sigma$. Na Figura 100, apresenta-se a aplicação da Equação 18 equação aos dados experimentais, considerando a variação da tensão com a taxa de deformação com a temperatura constante. A constante α da Equação 18 foi considerada igual a 0,012. Na Tabela 38, apresentam-se as regressões obtidas, e que geraram um valor médio do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação, que é o inverso expoente n . Na Figura 101, apresentam-se a obtenção do valor médio da inclinação do gráfico $1/T$ em função do $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$, de onde a energia aparente para a deformação foi calculada usando a Equação 19. Na Tabela 39, apresenta-se os coeficientes obtidos por regressão linear. Com esta energia foi calculado o parâmetro de Zener-Hollomon. Na Figura 102, relaciona-se este parâmetro com a tensão de pico. Através de iteração com este novo n (inclinação dessa reta) pode se calcular a nova energia de ativação para a deformação, até que a variação

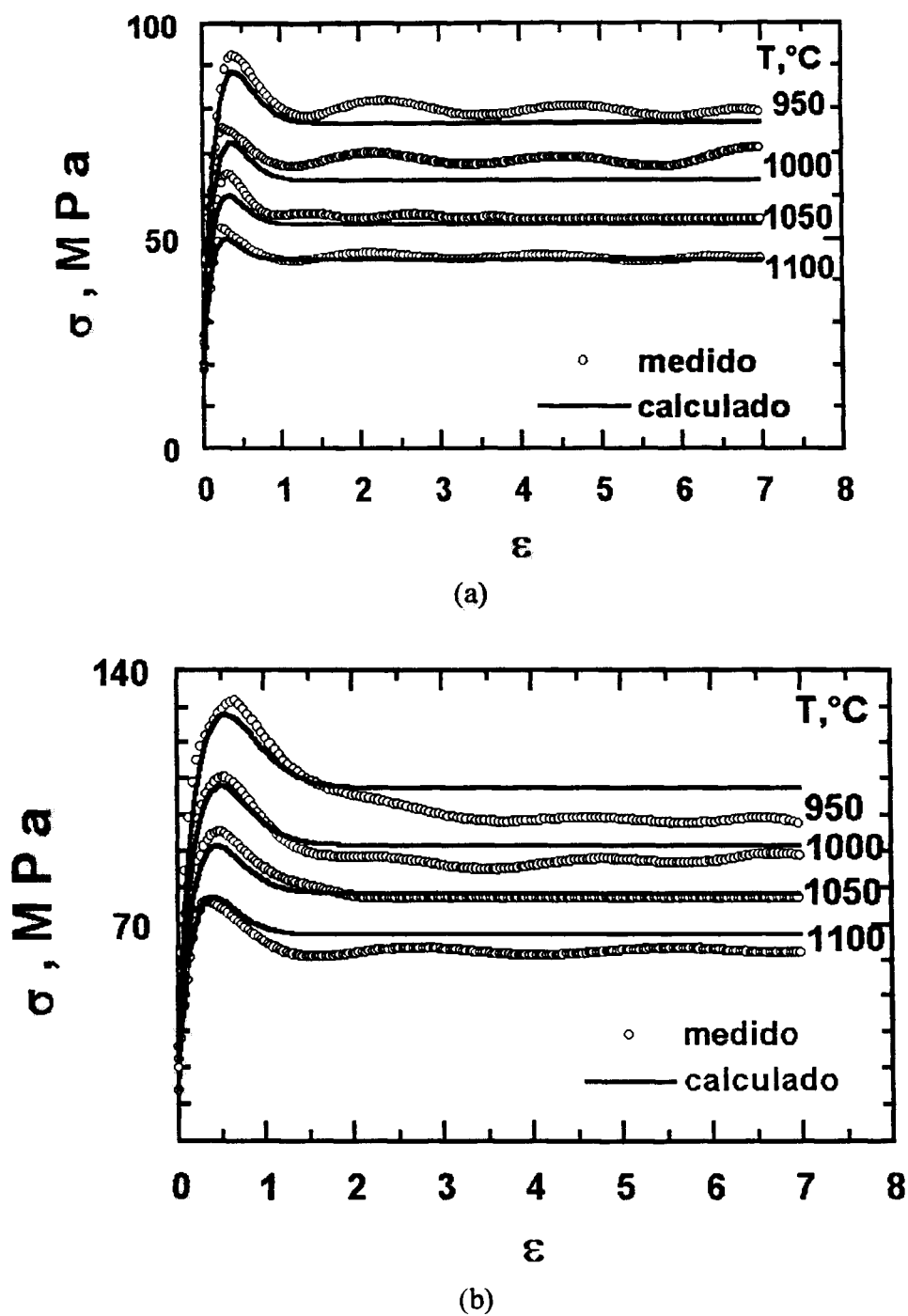
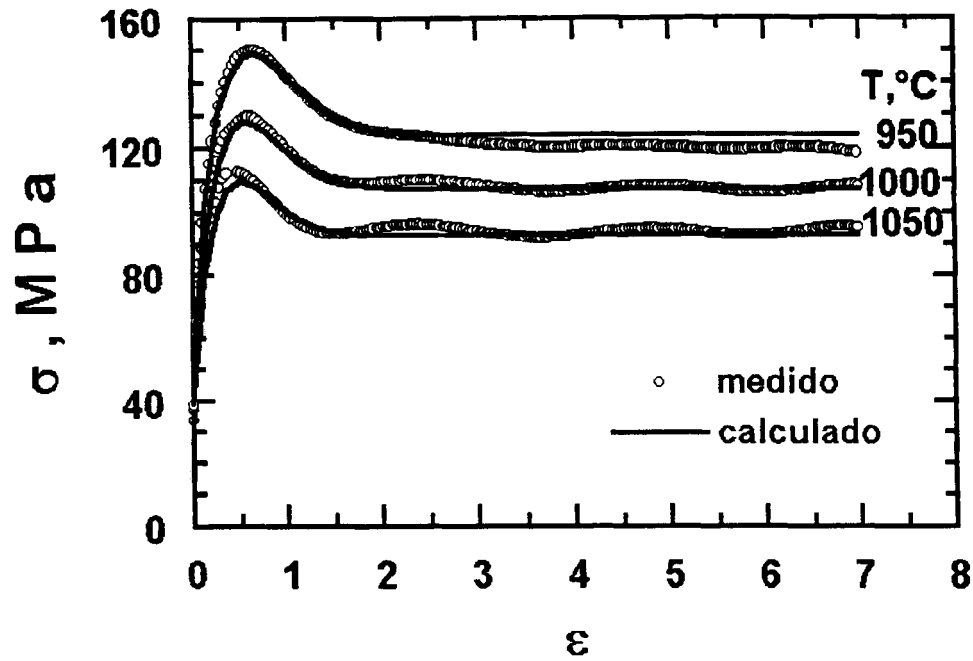
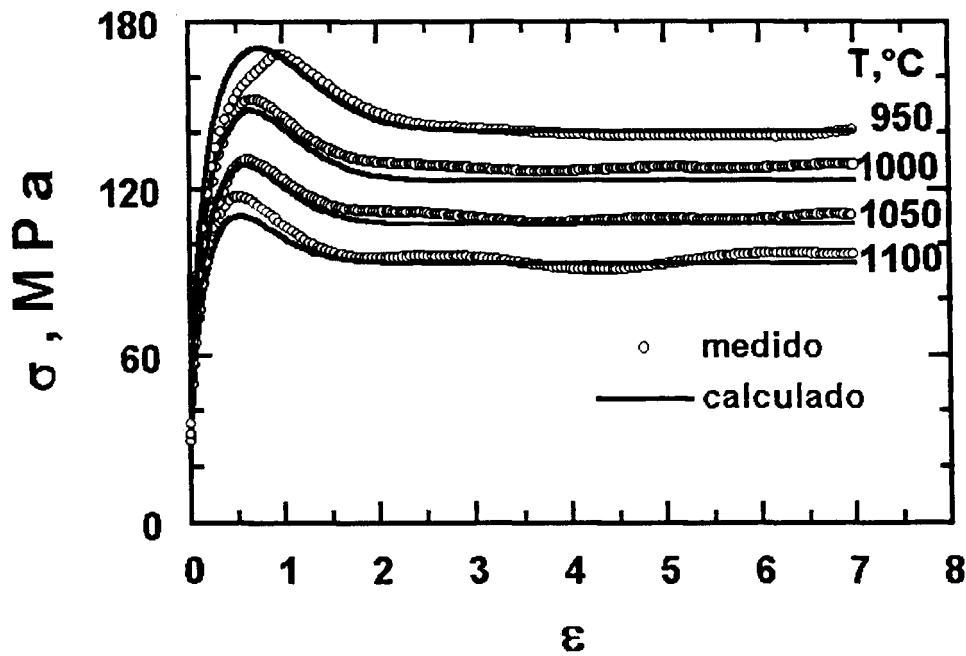


Figura 97 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7: (a) 0,1 e (b) 1 s⁻¹.



(a)



(b)

Figura 98

Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7: (a) 3 s^{-1} e (b) 10 s^{-1} .

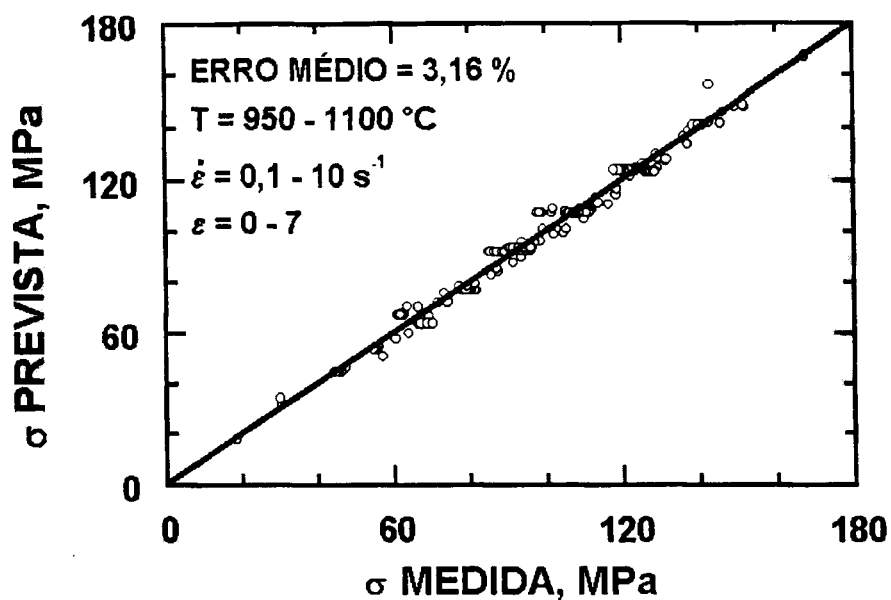


Figura 99 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado para o ferro ARMCO em diferentes deformações (0 a 7), em diferentes temperaturas (950 a 1100 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s⁻¹).

Tabela 37 Tensões e deformações obtidas do gráfico $\theta \times \sigma$ e tensão inicial obtida conforme descrito na metodologia, para a liga LI na ferrita.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T °C	σ_0 , MPa	σ_p , MPa	σ_{ss} , MPa	σ_{ss}^* , MPa	ϵ_c	ϵ_p
0,104	800	29,0	73,0	68	76	0,5	0,68
0,104	750	41,0	103,0	94	106	0,56	0,71
0,104	700	49,0	136,0	127	142	0,6	0,76
0,104	650	58,0	163,0	-	-	-	-
1,042	800	32,0	103,0	97	106	0,58	0,72
1,042	750	41,0	132,0	124	139	0,65	0,8
1,046	700	56,0	164,0	153	172	0,55	0,7
1,043	650	60,0	194,0	-	-	-	-
3,142	800	36,0	120,5	110	125	0,7	0,81
3,136	750	43,0	149,5	136	153	0,71	0,88
3,136	700	47,0	175,0	-	-	-	-
3,138	650	49,0	206,0	-	-	-	-
9,695	800	35,0	137,0	126	144	0,73	0,81
8,898	750	43,0	162,0	150	168	0,75	0,84
10,067	700	53,0	190,0	-	-	-	-
9,316	650	55,0	229,0	-	-	-	-

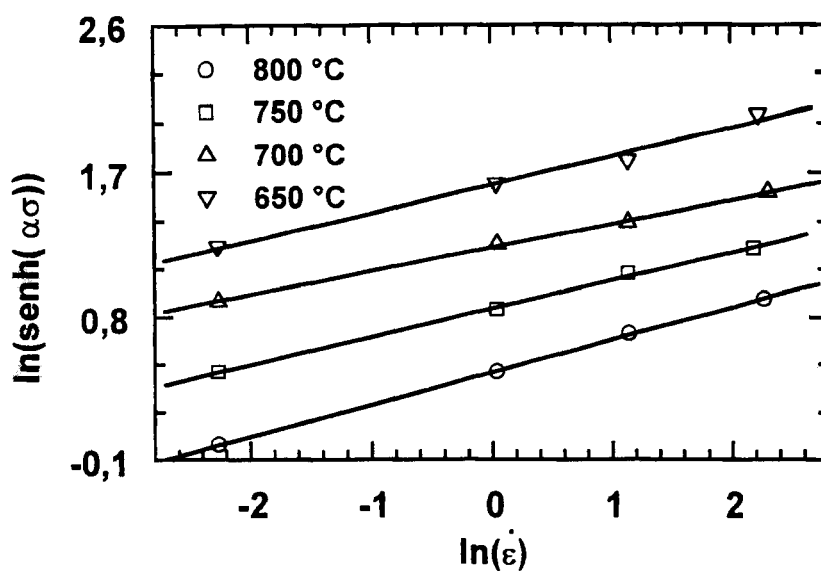


Figura 100 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação para a liga LI na ferrita.

Tabela 38 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação, com a temperatura constante, para a Figura 100.

T °C	m	R ²
800	0,174	0,987
750	0,147	0,999
700	0,176	0,998
650	0,204	1,000
média	0,175	-
desvio	0,023	-

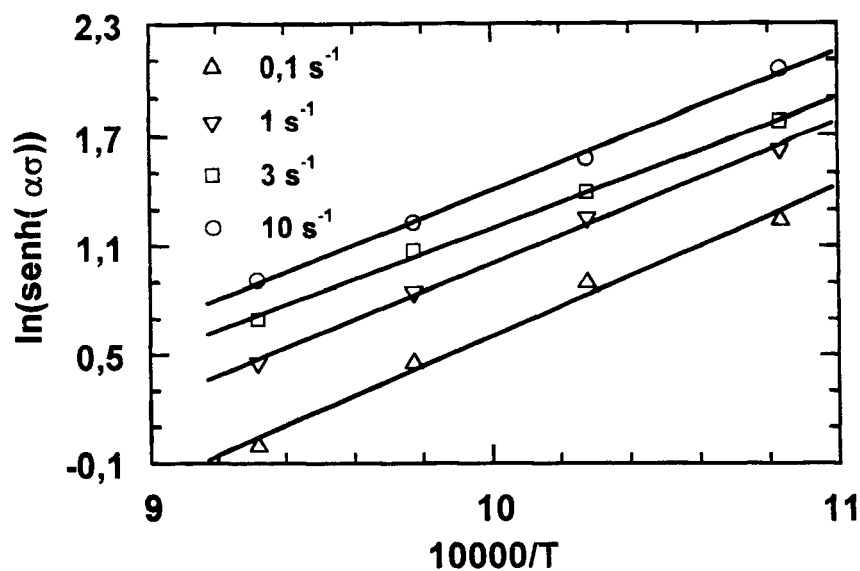


Figura 101 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para a liga LI na ferrita.

Tabela 39 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura, para a taxa de deformação constante, para a Figura 101.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T_p	R^2
0,1	7468	0,996
1	7015	0,995
3	7747	0,999
10	8275	0,990
média	7626	-
desvio	320	-

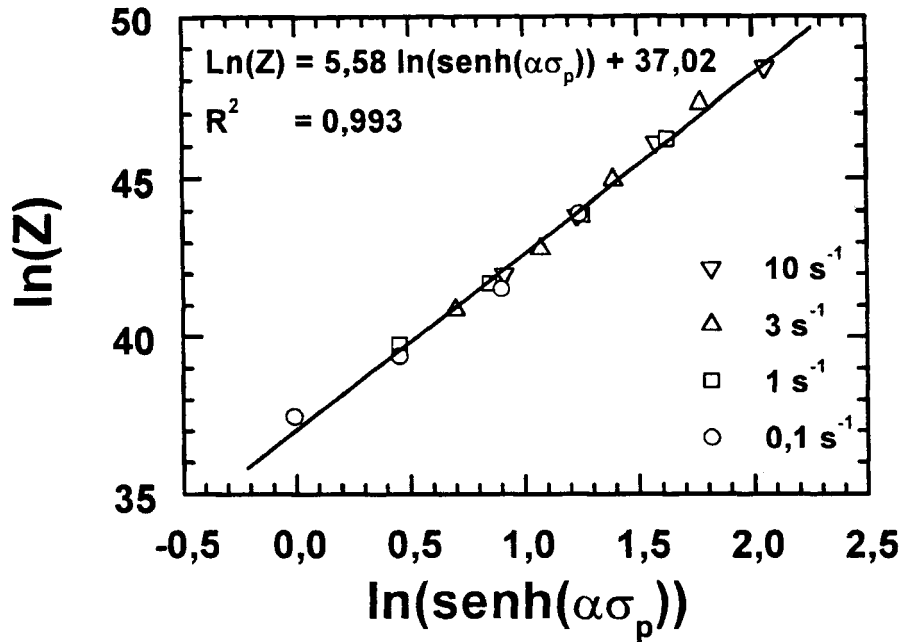


Figura 102 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.

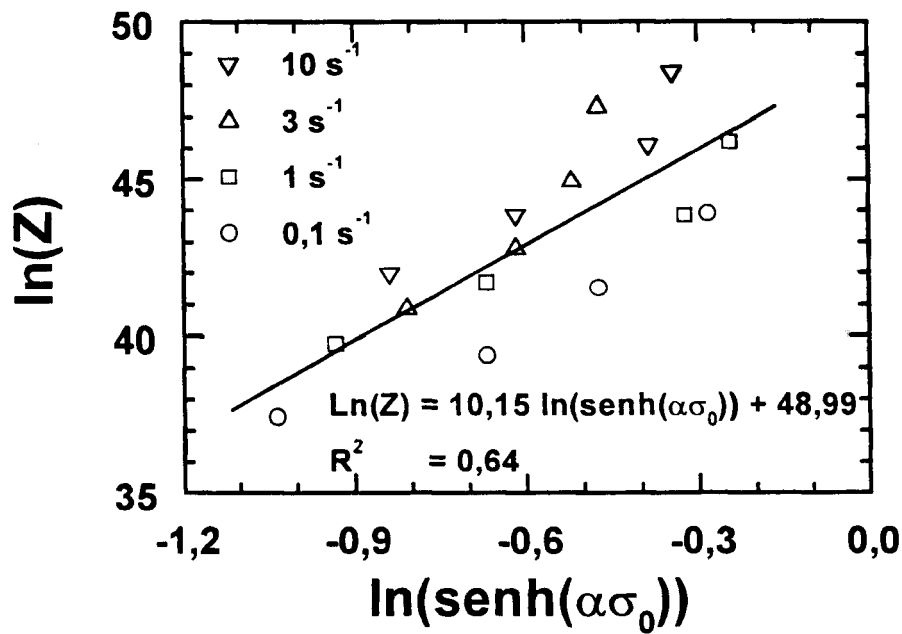


Figura 103 Evolução da tensão inicial com o parâmetro de Zener-Hollomon para o aço LI na ferrita.

de n seja menor que 0,0001. A energia de ativação encontrada foi 354 kJ/mol. Como se pode notar, a energia aparente para deformação no aço LI não se modifica sensivelmente devido à mudança de fase.

Na Figura 103, mostra-se a relação entre o $\ln(Z)$ e o valores medidos de σ_0 . A tensão inicial foi obtida como descrito na metodologia. A deformação de 0,05 foi escolhida para ser utilizada no modelo de Sellars. Na Figura 104, mostra-se a relação seno-hiperbólica para a tensão correspondente à deformação de 0,05. No desenvolvimento dos modelos foi utilizada uma relação entre o parâmetro de Zener-Hollomon e a deformação crítica, que é apresentada na Figura 105, de onde foram obtidas as constantes da Equação 43. A tensão de saturação para recuperação dinâmica pode ser obtida por três métodos. Na Figura 106, mostra-se σ_{ss}^* obtido por extrapolação, técnica apresentada na revisão bibliográfica. Na Figura 107, apresenta-se a mesma relação para a tensão de saturação e para a recristalização dinâmica, usando-se uma reta de ajuste aos pontos experimentais segundo a Equação 15.

Na Tabela 40, apresenta-se os valores de k_{din} , t_{50} e o expoente p da Equação 21 encontrados. Os ensaios em que o corpo sofreu fratura em pequenas deformações, não foram obtidos os parâmetros da equação de Avrami. O modelo proposto para calcular o tempo para 50% de recristalização dinâmica foi obtido segundo a Equação 49. Na Figura 108, mostra-se a forma de se obter o expoente da taxa de deformação. Os valores do expoente obtidos, a média e o desvio são apresentados na Tabela 41. O parâmetro de sensibilidade à temperatura foi obtido, como mostrado na Figura 109. Os valores para este parâmetro, a média e o desvio são apresentados na Tabela 42. A energia de ativação encontrada foi de 41 kJ/mol, aparentemente está muito baixa, pois a autodifusão do ferro na ferrita é de 240 kJ/mol (Van84), porém, o processo é assistido por tensão, o que reduz a energia necessária para movimentar contornos de grandes ângulos, e também, esta energia está próxima da encontrada na austenita. Na Figura 110, apresenta-se o ajuste da

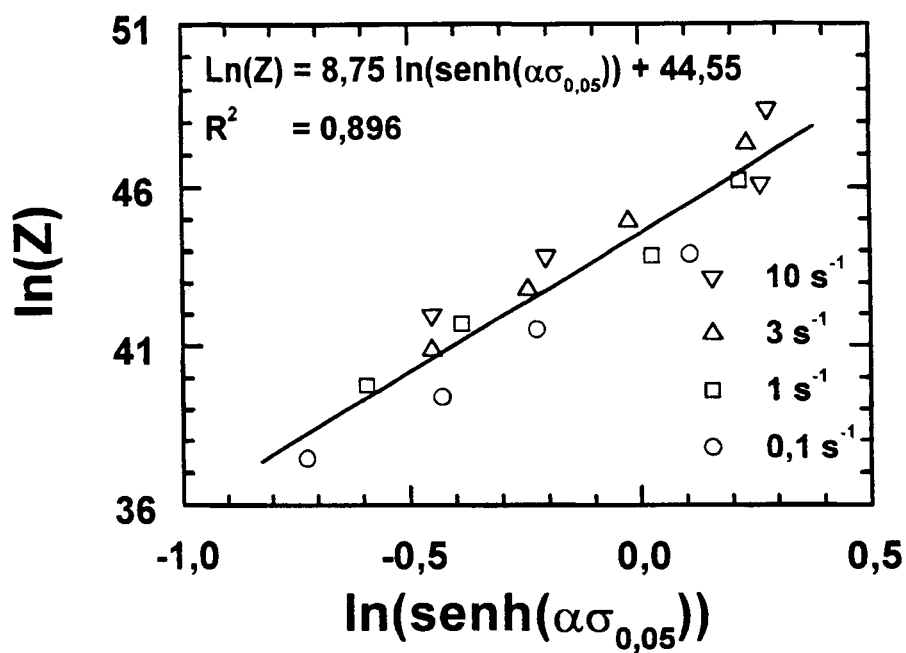


Figura 104 Relação seno-hiperbólica da tensão para a deformação de 0,05 com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.

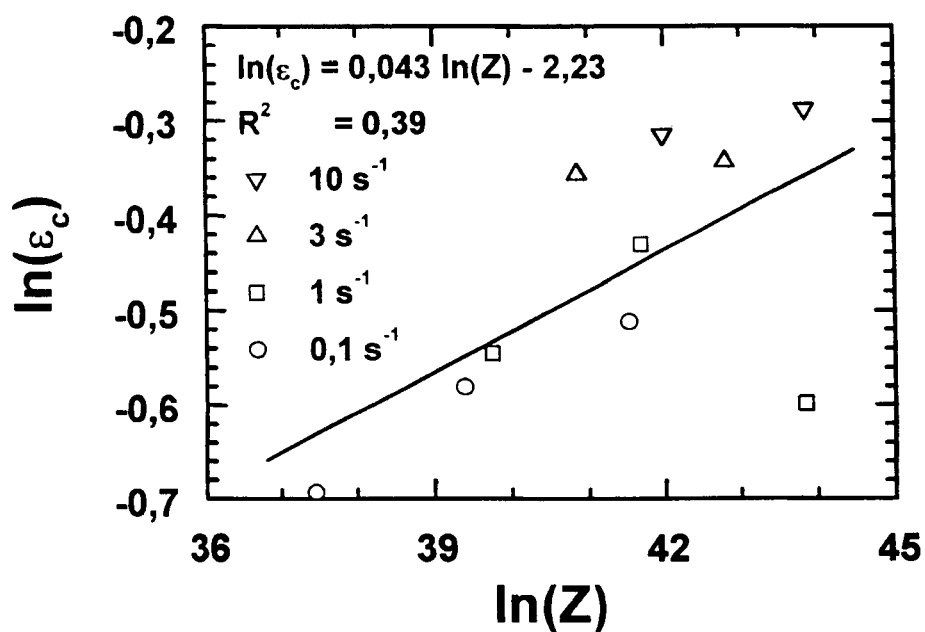


Figura 105 Evolução da deformação crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.

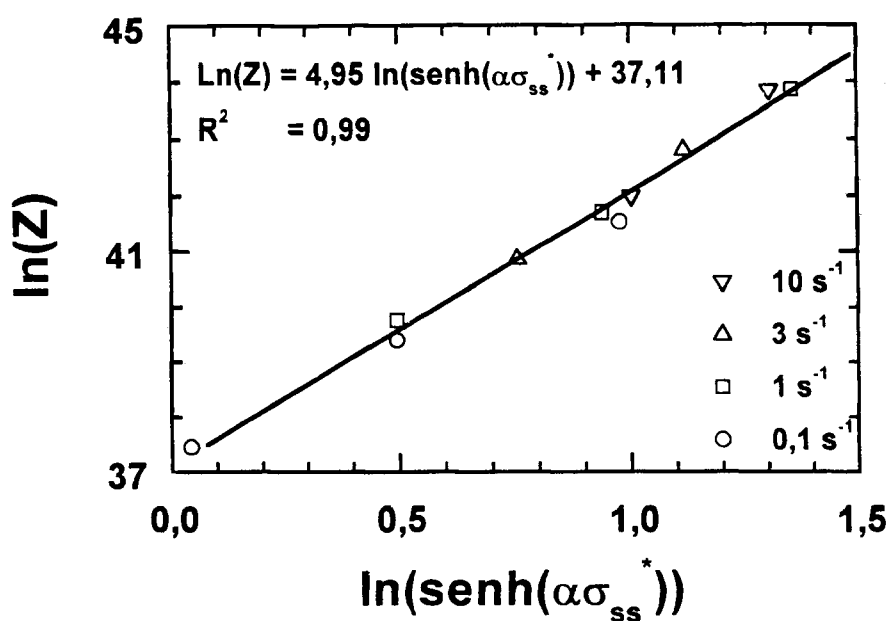


Figura 106 Relação seno-hiperbólica da tensão de saturação para recuperação dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.

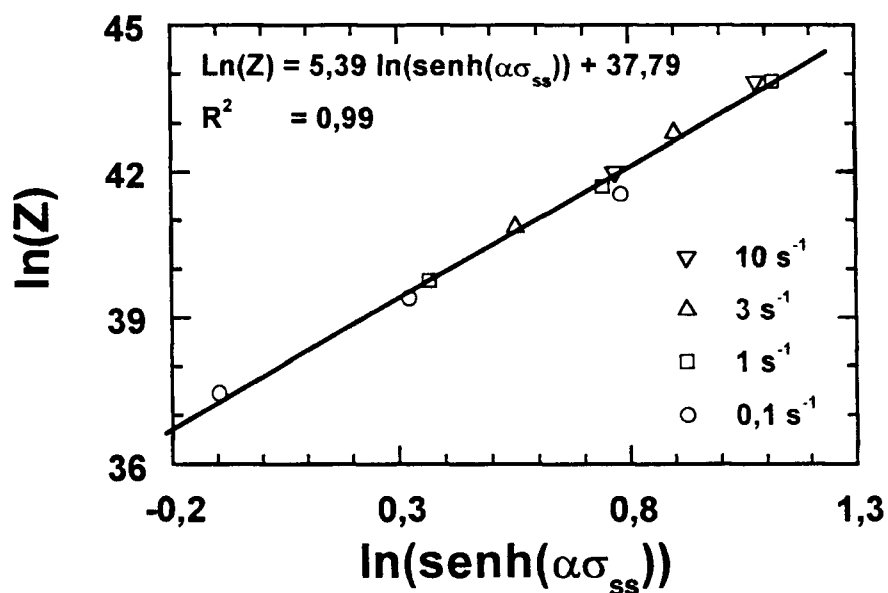


Figura 107 Relação seno-hiperbólica da tensão de saturação para recristalização dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para a liga LI na ferrita.

Tabela 40 Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através de ajuste dos pontos experimentais de fração amaciada dinamicamente a equações não lineares, com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars, para a liga LI na ferrita, e também, a variação da constante p da Equação 21.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	k_{din}	t_{50}	p
0,104	800	1,7	4,419	0,78
0,104	750	1,9	4,615	0,74
0,104	700	1,6	5,369	0,64
0,104	650	-	-	-
1,042	800	1,8	0,403	0,65
1,042	750	1,9	0,509	0,74
1,046	700	1,5	0,622	0,68
1,043	650	-	-	-
3,142	800	1,05	0,159	0,65
3,136	750	1,14	0,207	0,74
3,136	700	-	-	-
3,138	650	-	-	-
9,695	800	1,09	0,109	0,76
8,898	750	1,46	0,152	0,65
10,067	700	-	-	-
9,316	650	-	-	-
média	-	1,51	-	0,70
desvio	-	0,33	-	0,05

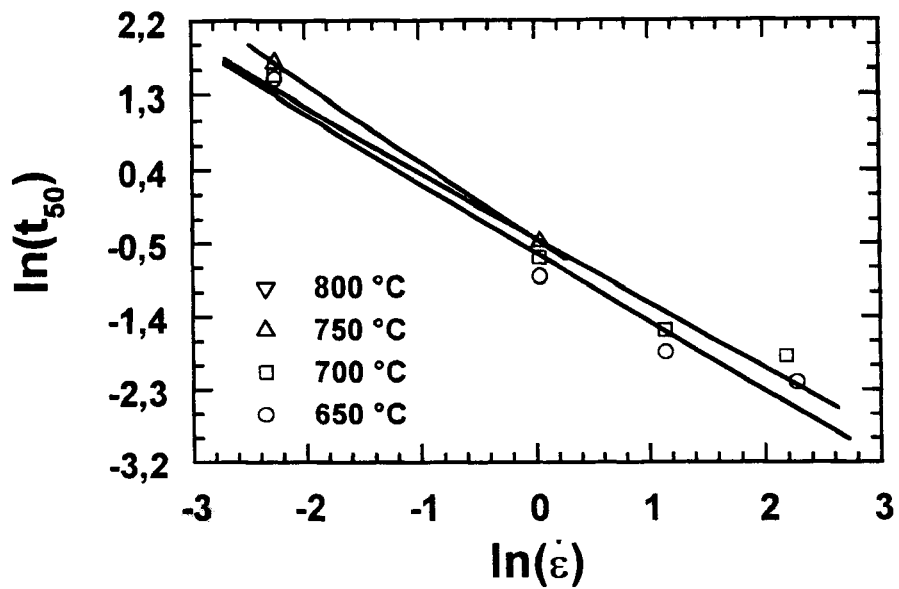


Figura 108 Variação de t_{50} com a taxa de deformação segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars, para a liga na ferrita

Tabela 41 Coeficientes das regressões lineares de t_{50} em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 108, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars, para a liga LI na ferrita.

T °C	m_m	R^2
800	-0,845	0,967
750	-0,797	0,971
700	-0,935	-
650	-	-
média	-0,859	-
desvio	0,070	-

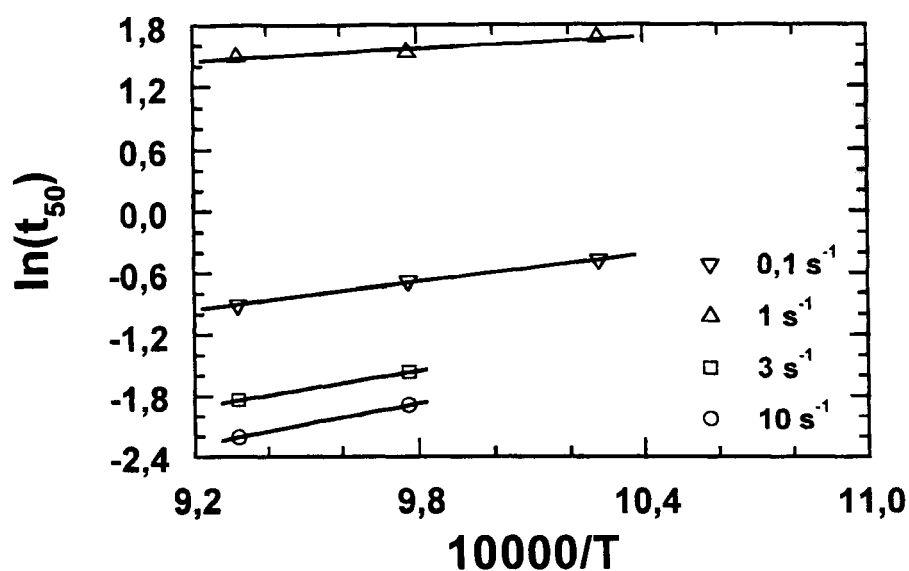


Figura 109 Variação de t_{50} com a temperatura segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars, para a liga LI na ferrita.

Tabela 42 Coeficientes de ajuste das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados para taxa de deformação, constante para a Figura 109, usando a fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars para o aço LI na austenita.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T_{p_m}	R^2
0,1	2050,4	0,923
1	4515,3	0,995
3	5797,3	-
10	7192,6	-
média	4889	-
desvio	1743	-

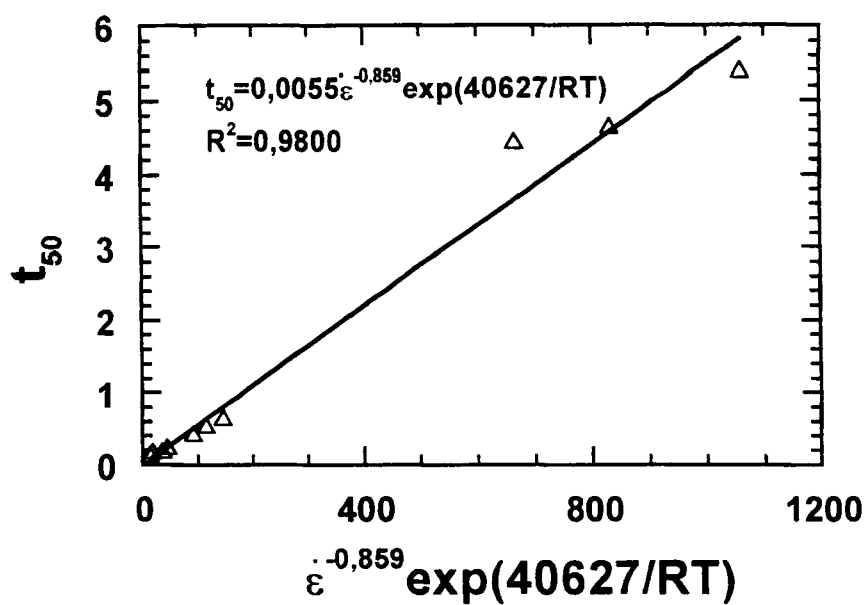


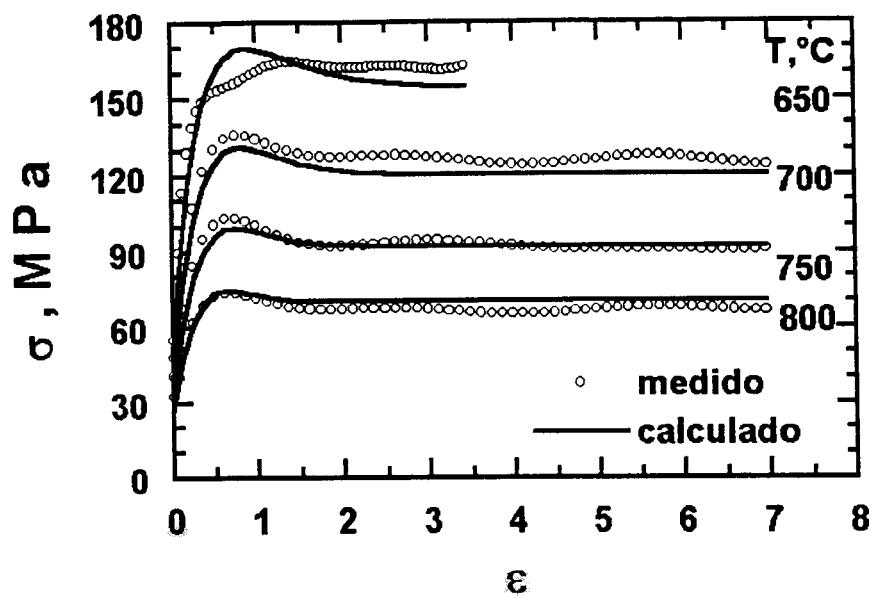
Figura 110 Modelo proposto (Equação 49) para t_{50} em função da temperatura e da taxa de deformação para o modelo de recuperação de Sellars para a liga LI na ferrita.

Equação 49 aos pontos experimentais. O expoente k_{din} médio apresentado na Tabela 40 foi considerado constante na utilização do modelo de Sellars modificado.

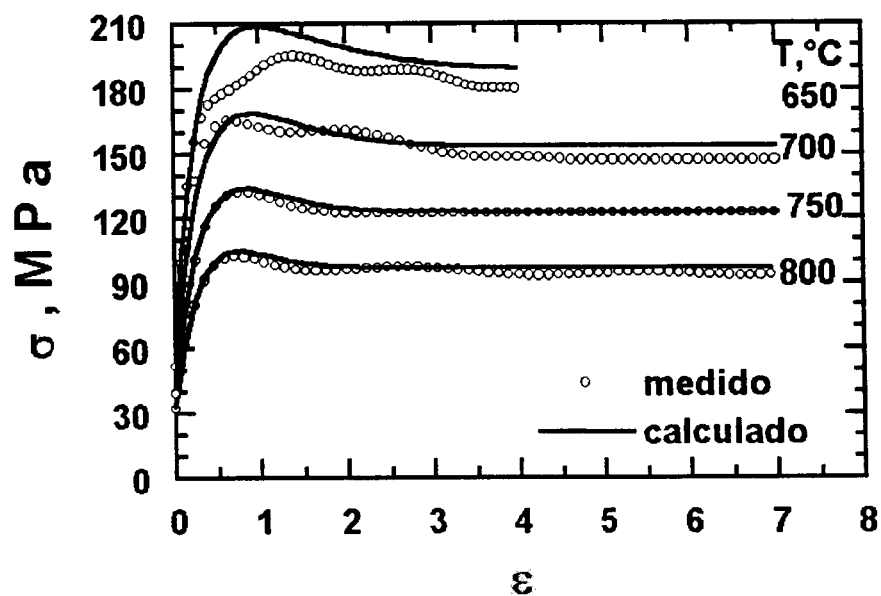
O modelo de Sellars modificado prevê as tensões até a deformação sete e para quaisquer condições de temperatura e taxa de deformação. Nesse modelo foi agrupado o modelo desenvolvido para recuperação dinâmica com o modelo para a recristalização dinâmica, conforme Equação 50. Na Figura 111 para as taxas de 0,1 e 1 s⁻¹ e na Figura 112 para as taxas de 3 e 10 s⁻¹ mostram-se as curvas de fluxo medidas e calculadas às temperaturas de 650, 700, 750 e 800 °C na ferrita do aço LI. Nestas figuras pode se observar que a ductilidade do aço LI se reduz a temperaturas abaixo de 750 °C, não permitindo o modelamento da fração amaciada dinamicamente. O modelo forneceu uma boa aproximação da forma das curvas experimentais. Em algumas situações, onde o corpo-de-prova sofreu fratura sob pequenas deformações, esse modelo apresentou um erro significativo. O erro médio obtido foi calculado pela Equação 44, e na Figura 113 mostra-se a comparação entre as tensões medidas e calculadas correspondentes.

6.6 Modelo de Sellars modificado para curva de fluxo completa para o ferro ARMCO na fase ferrítica

Na Tabela 43, apresentam-se pontos característicos obtidos da curva $\theta \times \sigma$. A energia de ativação foi avaliada na ferrita do ferro ARMCO. O valor médio de m foi obtido em gráficos $\ln(\dot{\epsilon})$ em função do $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$, apresentado na Figura 114. Sendo α , novamente, foi considerado constante igual a 0,012 (Sellars72). Os coeficientes encontrados por regressão linear são apresentados na Tabela 44. Através do valor médio deste coeficiente m , foi obtido o expoente n . Na Figura 115, apresenta-se o gráfico $1/T$ em função do $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$. Na Tabela 45, mostram-se as inclinações obtidas, de onde a energia aparente para a deformação foi calculada usando o T_p médio e a Equação 19. Obtendo-se o parâmetro de Zener-Hollomon, buscou-se sua relação com a tensão de

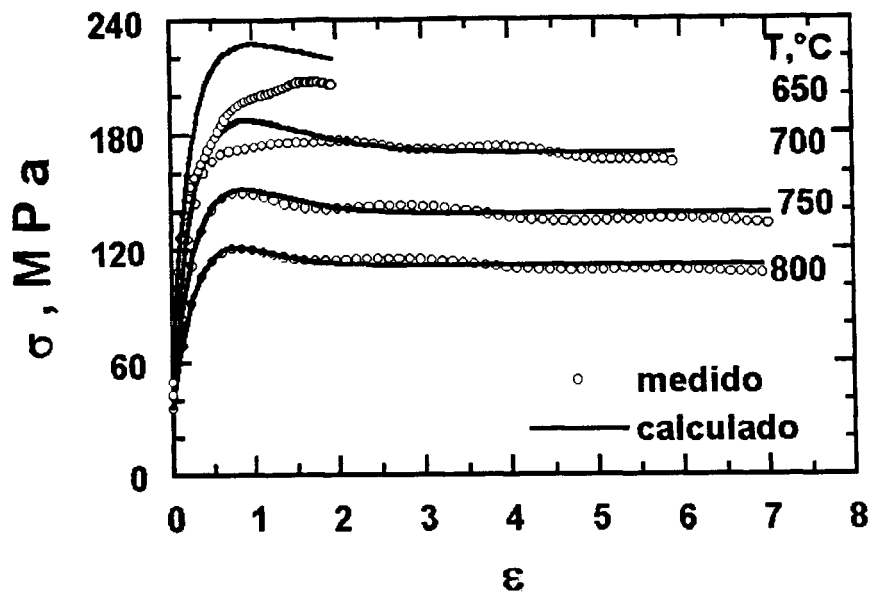


(a)

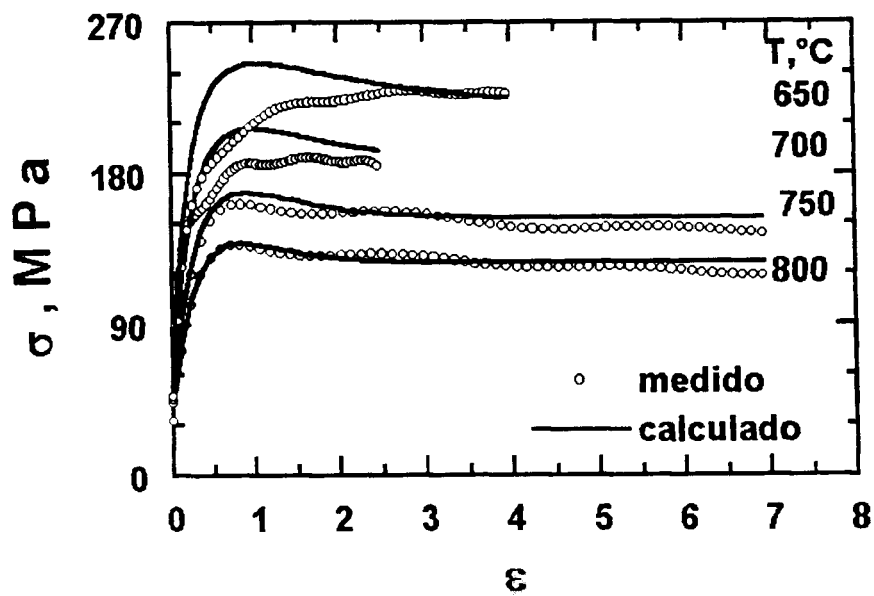


(b)

Figura 111 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7 (Sel86): (a) 0,1 e (b) 1 s⁻¹.



(a)



(b)

Figura 112 Curvas de fluxo obtidas para a liga LI sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7 (Sel86): (a) 3 e (b) 10 s^{-1} .

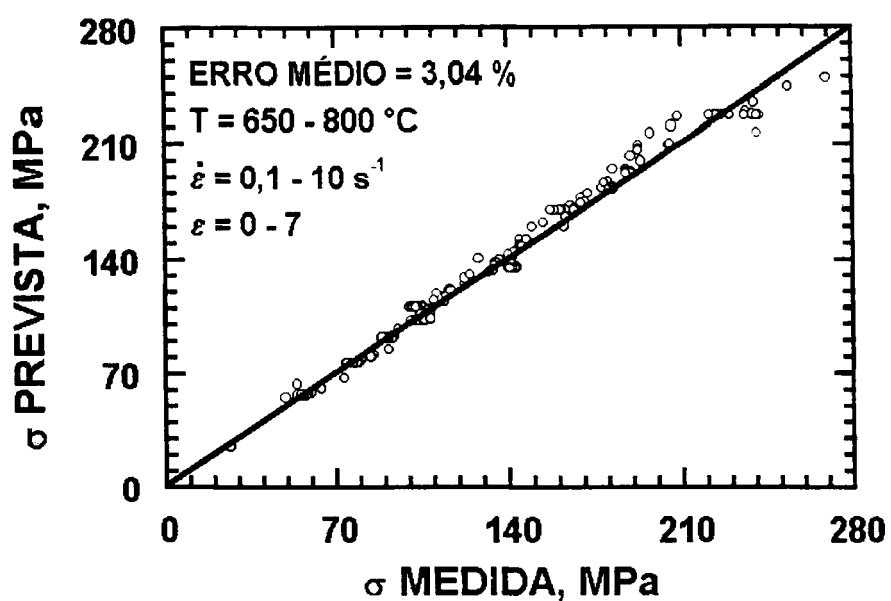


Figura 113 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado (Sel86) para a liga LI para diferentes deformações (0 a 7), em diferentes temperaturas (650 a 800 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s⁻¹).

Tabela 43 Tensões e deformações características obtidas do gráfico $\theta \times \sigma$ e tensão inicial obtida conforme descrito na metodologia, para o ferro ARMCO na ferrita.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T °C	σ_0 , MPa	σ_p , MPa	σ_{ss} , MPa	σ_{ss}^* MPa	ϵ_c	ϵ_p
0,104	800	27,0	66,0	58,0	71,0	0,40	0,53
0,104	750	38,0	92,0	75,5	96,0	0,42	0,56
0,104	700	42,0	115,0	106,0	118,0	0,44	0,58
0,103	650	54,5	148,0	143,0	152,0	0,48	0,66
1,042	800	53,0	101,0	94,0	105,0	0,42	0,52
1,040	750	61,0	125,5	116,0	130,0	0,44	0,54
1,039	700	75,0	154,5	144,0	159,0	0,48	0,60
1,044	650	92,0	190,0	180,0	193,0	0,50	0,64
2,911	800	42,0	108,0	105,0	117,0	0,52	0,65
2,964	750	54,0	147,0	134,0	155,0	0,60	0,70
3,125	700	90,0	182,0	165,0	189,0	0,62	0,72
3,124	650	104,0	212,0	194,0	217,0	0,64	0,76
9,502	800	61,0	146,0	134,0	153,0	0,47	0,60
8,870	750	72,0	172,0	164,0	179,0	0,50	0,64
9,043	700	102,0	209,0	188,0	219,0	0,55	0,72
8,135	650	138,0	270,0	238,0	277,0	0,58	0,75

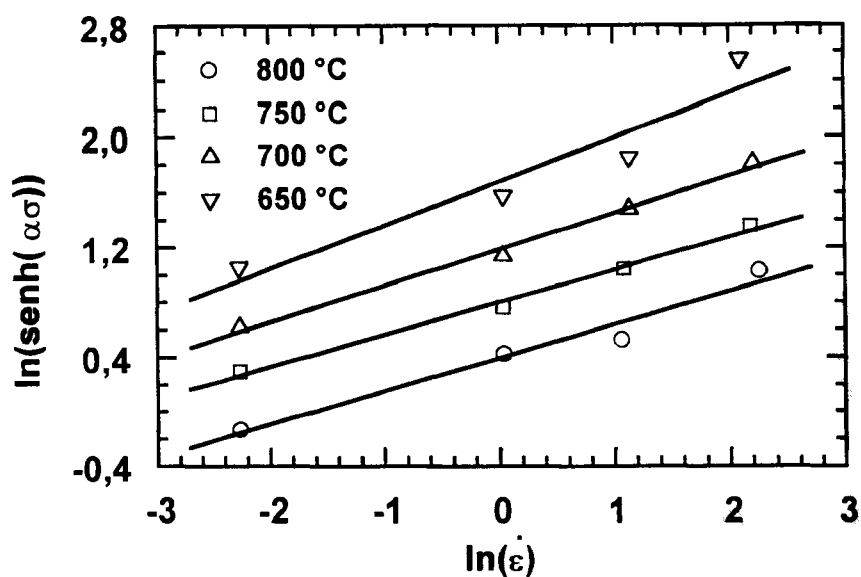


Figura 114 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação para o ferro ARMCO na ferrita.

Tabela 44 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a taxa de deformação, com a temperatura constante, para a Figura 114.

T °C	m	R ²
800	0,243	0,963
750	0,236	0,992
700	0,264	0,992
650	0,316	0,912
média	0,265	-
desvio	0,036	-

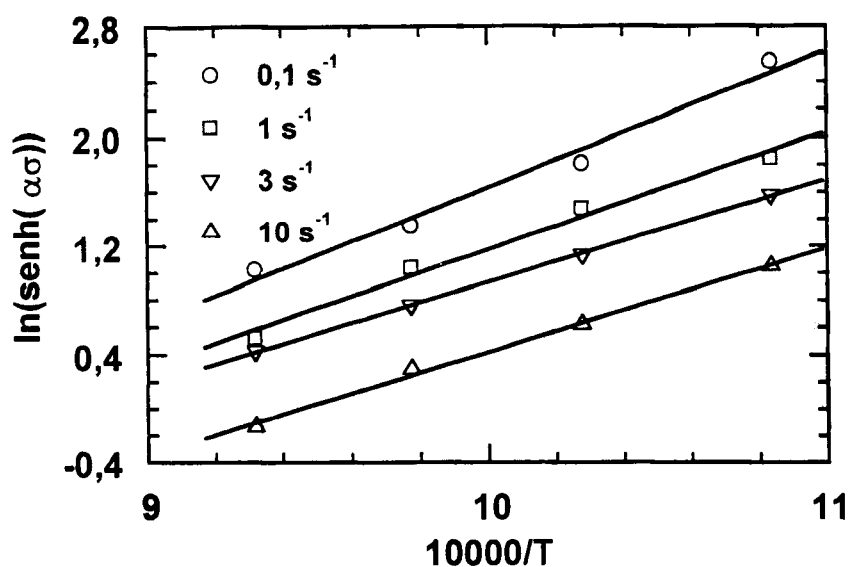


Figura 115 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura para o ferro ARMCO na ferrita.

Tabela 45 Coeficientes de ajuste obtidos pela técnica dos mínimos quadrados da relação seno-hiperbólica da tensão de pico com a temperatura, para a taxa de deformação constante, para a Figura 115.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T_p	R^2
0,1	7677	0,996
1	7584	1,000
3	8665	0,986
10	9980	0,981
média	8476	-
desvio	1115	-

pico, como mostrado na Figura 116. Novamente, a iteração foi realizada até que a variação do expoente n fosse menor que 0,0001. A energia de ativação encontrada foi 250 kJ/mol. O titânio influencia sensivelmente na energia de ativação, como mostrado na Tabela 46.

Na Figura 117 mostra-se a relação entre o $\ln(Z)$ e o valores medidos de σ_0 , obtidos conforme as normas ASTM E 8 (ASTM96), ASTM E 21 (ASTM96a), DIN 50145 (DIN75) e NBR 6152 (NBR80). A deformação de 0,05 foi escolhida para ser utilizada no modelo de Sellars; na Figura 118, mostra-se a relação seno-hiperbólica para a tensão correspondente à deformação de 0,05. No desenvolvimento dos modelos foram utilizados uma relação entre o parâmetro de Zener-Hollomon e a deformação crítica, que é apresentada na Figura 119, de onde foram obtidas as constantes da Equação 43. Na Figura 120, mostra-se σ_{ss}^* obtido por extrapolação, técnica de Ryan (Ryan90) apresentada na revisão bibliográfica. Na Figura 121, apresenta-se a mesma relação para a tensão de saturação para a recristalização dinâmica.

Na Tabela 47, apresentam-se os parâmetros obtidos para o modelamento da recristalização dinâmica. O tempo para 50% de recristalização dinâmica foi obtido segundo a Equação 49. Na Figura 122, mostra-se a forma de se obter o expoente da taxa de deformação, as retas das regressões se apresentam muito próximas entre si, indicando que a temperatura influencia pouco no processo de recristalização dinâmica. Os valores do expoente da taxa de deformação obtidos, a média e o desvio são apresentados na Tabela 48. Na Figura 123, apresenta-se a obtenção do parâmetro de sensibilidade à temperatura. Os valores para este parâmetro, a média e o desvio são apresentados na Tabela 49. A energia de ativação encontrada foi 11 kJ/mol; aparentemente está muito baixa, pois a autodifusão do ferro na ferrita é 240 kJ/mol (Van84). Na Tabela 50 mostra-se que a energia de ativação para recristalização dinâmica apresentou valores baixos na austenita e ferrita do ferro ARMCO, e na liga LI a energia de ativação apresenta valores

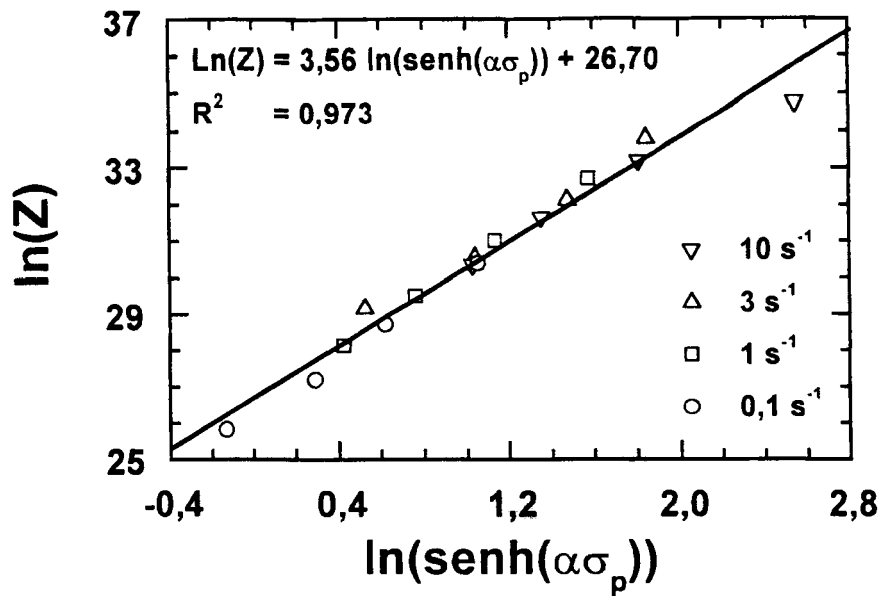


Figura 116 Relação seno-hiperbólica da tensão de pico com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita.

Tabela 46 Energias de ativação para a deformação a quente, para o aço LI e ferro ARMCO nas fases ferrítica e austenítica.

aço	fase	Q_{def} , kJ/mol
LI	austenita	342
ARMCO	austenita	292
LI	ferrita	354
ARMCO	ferrita	250

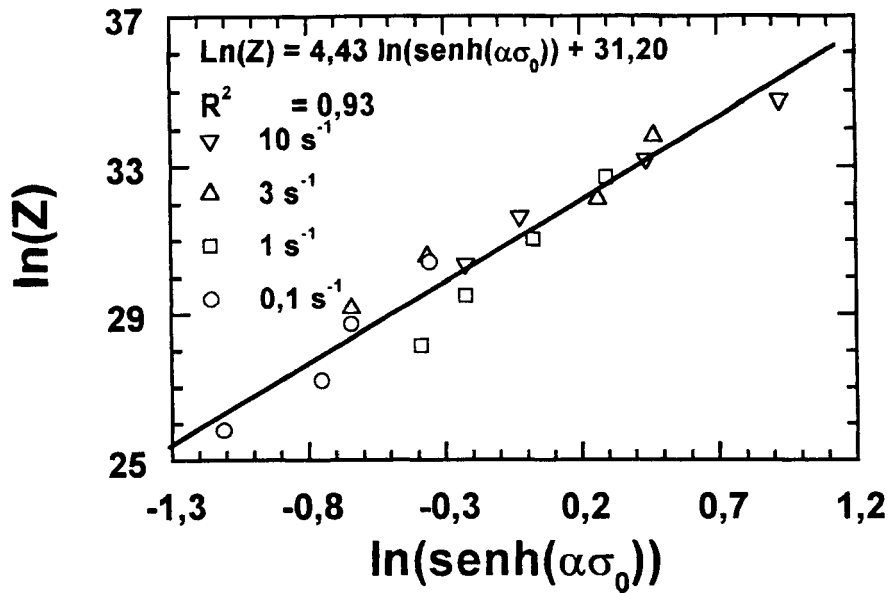


Figura 117 Evolução da tensão inicial com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita.

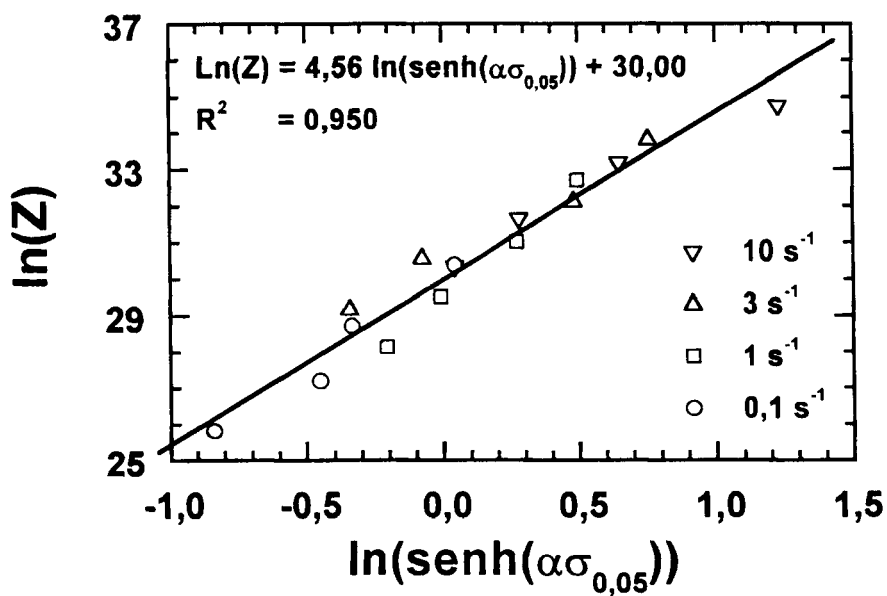


Figura 118 Relação seno-hiperbólica da tensão para a deformação de 0,05, com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita.

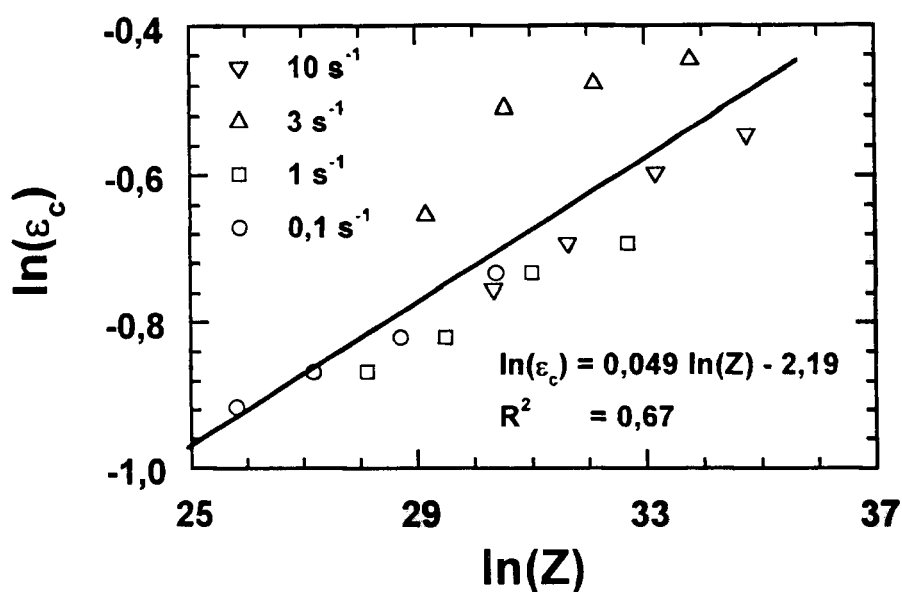


Figura 119 Evolução da deformação crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita.

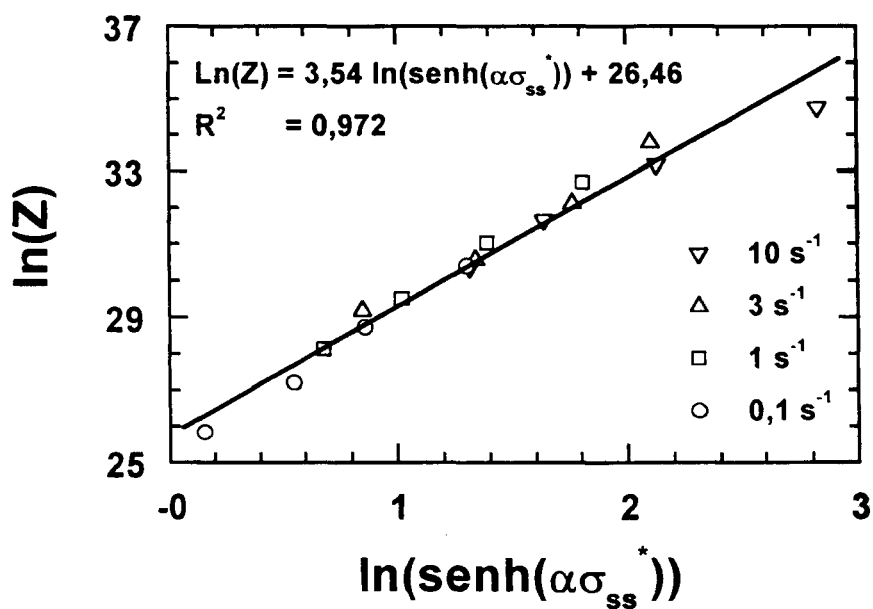


Figura 120 Relação seno-hiperbólica da tensão de saturação para recuperação dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita.

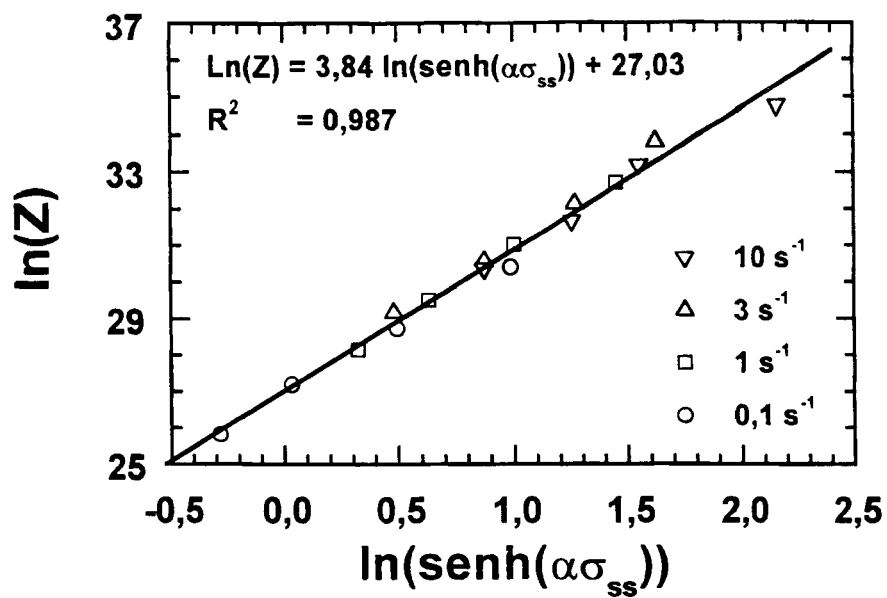


Figura 121 Relação seno-hiperbólica da tensão de saturação para recristalização dinâmica com o parâmetro de Zener-Hollomon para o ferro ARMCO na ferrita.

Tabela 47 Parâmetros da equação de Avrami obtidos pelo método de Levenberg-Marquardt (Press92) através de ajuste dos pontos experimentais de fração amaciada dinamicamente a equações não lineares, com o σ_e obtido a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na ferrita, e também, a variação da constante p da Equação 21.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	k_{din}	t_{50}	p
0,104	800	0,95	4,335	0,61
0,104	750	0,95	4,812	0,84
0,104	700	1,70	5,273	0,74
0,103	650	0,90	5,803	0,65
1,042	800	1,10	0,384	0,72
1,040	750	2,00	0,433	0,63
1,039	700	2,00	0,462	0,62
1,044	650	1,90	0,479	0,61
2,911	800	1,70	0,165	0,65
2,964	750	2,39	0,165	0,61
3,125	700	2,00	0,166	0,72
3,124	650	2,00	0,173	0,80
9,502	800	2,20	0,045	0,82
8,870	750	1,50	0,051	0,77
9,043	700	1,90	0,052	0,74
8,135	650	1,20	0,064	0,81
média	-	1,65	-	0,71
desvio	-	0,49	-	0,08

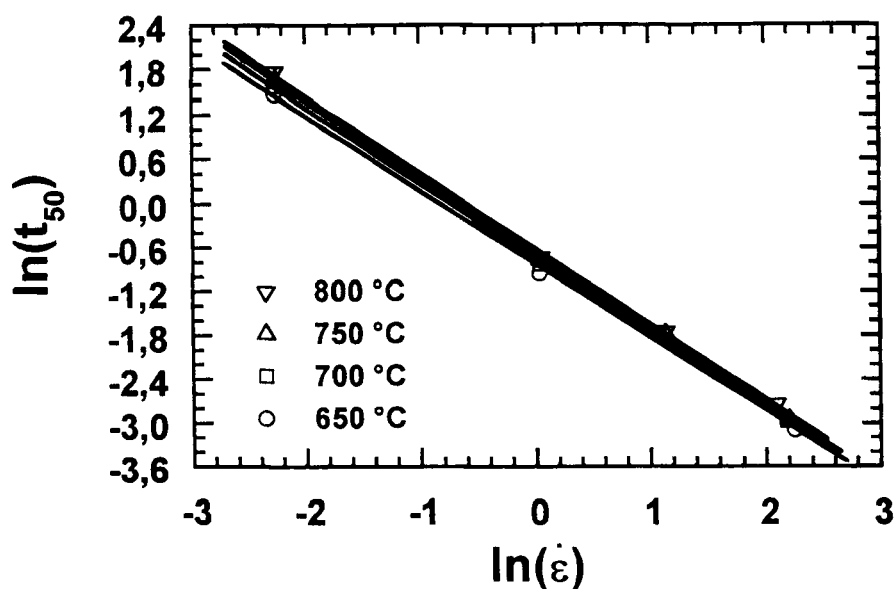


Figura 122 Variação de t_{50} com a taxa de deformação segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars para o ferro ARMCO na ferrita.

Tabela 48 Coeficientes das regressões lineares de t_{50} em função da taxa de deformação obtidos pela técnica dos mínimos quadrados com a temperatura constante, para a Figura 122, para fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars, para o ferro ARMCO na ferrita.

T °C	m_m	R^2
800	-1,001	0,998
750	-1,0166	0,999
700	-1,029	0,999
650	-1,0301	0,999
média	-1,019	-
desvio	0,014	-

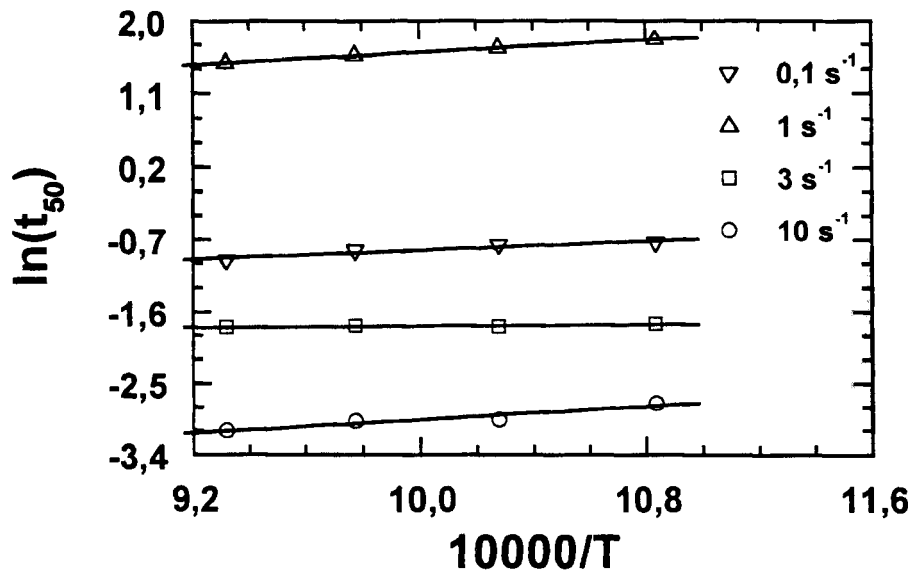


Figura 123 Variação de t_{50} com a temperatura segundo o modelo proposto (Equação 49) para a Equação 21 do modelo de Sellars para o ferro ARMCO na ferrita.

Tabela 49 Coeficientes de ajuste das regressões lineares de t_{50} com a temperatura obtidos pela técnica dos mínimos quadrados para a taxa de deformação constante, para a Figura 123, usando a fração amaciada a partir do modelo de recuperação de Sellars para o ferro ARMCO.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T_{p_m}	R^2
0,1	1909	0,996
1	1422	0,914
3	256	0,662
10	2116	0,920
média	1426	-
desvio	832	-

mais elevados, caracterizando a influência de titânio. Na Figura 124, apresenta-se o ajuste da Equação 49 aos pontos experimentais. O expoente k_{din} apresentou uma dispersão elevada, mas não mostra-se existir nenhuma relação com a temperatura e a taxa de deformação. O modelo de Sellars modificado apresentou bons resultados, considerando esse expoente constante.

O modelo de Sellars modificado foi desenvolvido para prever tensões em função da temperatura e da taxa de deformação. Esse modelo é resultado do agrupamento do modelo desenvolvido para recuperação dinâmica com o modelo para a recristalização dinâmica, conforme Equação 50. As curvas de fluxo medidas e calculadas de temperaturas de 650, 700, 750 e 800 °C na ferrita, e para as taxas de 0,1 e 1 s⁻¹ são apresentadas na Figura 125, e para as taxas de 3 e 10 s⁻¹ são mostradas na Figura 126. Nestas figuras, mostra-se que a ductilidade do ferro ARMCO não reduz a temperaturas inferiores a 700 °C. Na Figura 18, apresenta-se uma deformação equivalente de 18, à 650 °C e a taxa 0,1 s⁻¹, no ferro ARMCO. O modelo forneceu uma boa aproximação da forma das curvas experimentais, e apresentou um erro menor que 5%. O erro médio obtido foi calculado pela Equação 44, e na Figura 127 mostra-se a comparação entre as tensões medidas e calculadas correspondentes.

6.7 Simulação de torção sob deformação constante

O modelo de Sellars para recuperação dinâmica foi testado em diferentes temperaturas para o aço LI, usando uma deformação constante. Na Figura 128, apresenta-se uma simulação com passe constante na região da austenita do aço LI. O erro médio de 4,5% foi calculado usando a Equação 44; na Figura 129, apresenta-se a distribuição desse erro. Na Figura 130, apresenta-se uma simulação similar à anterior para o mesmo aço, com passe constante na região da ferrita. O erro médio foi 3,82 segundo a Equação 44. Na Figura 131, apresenta-se a distribuição desse erro.

Tabela 50 Energias de ativação para a recristalização dinâmica para o aço LI e ferro ARMCO nas fases ferrítica e austenítica.

aço	fase	Q_{def} , kJ/mol
LI	austenita	49
ARMCO	austenita	21
LI	ferrita	41
ARMCO	ferrita	11

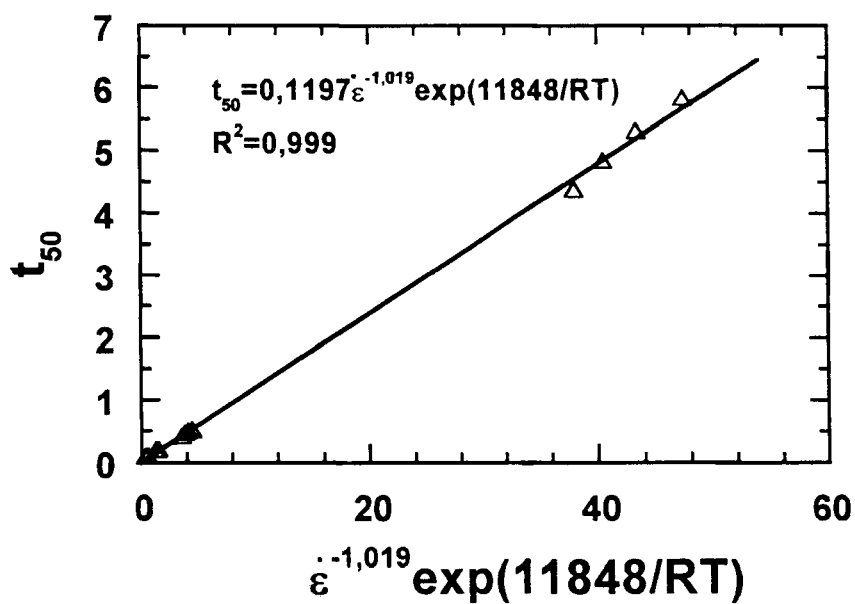
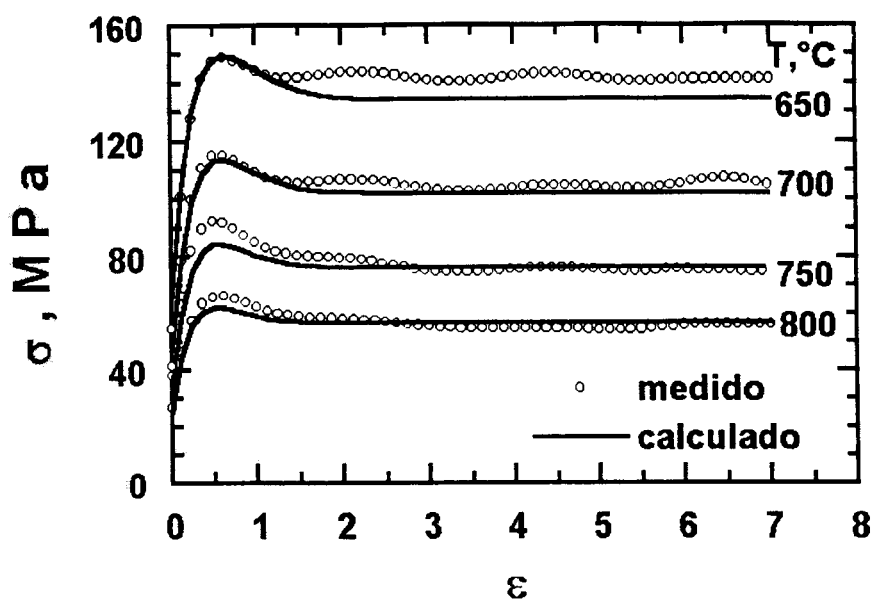
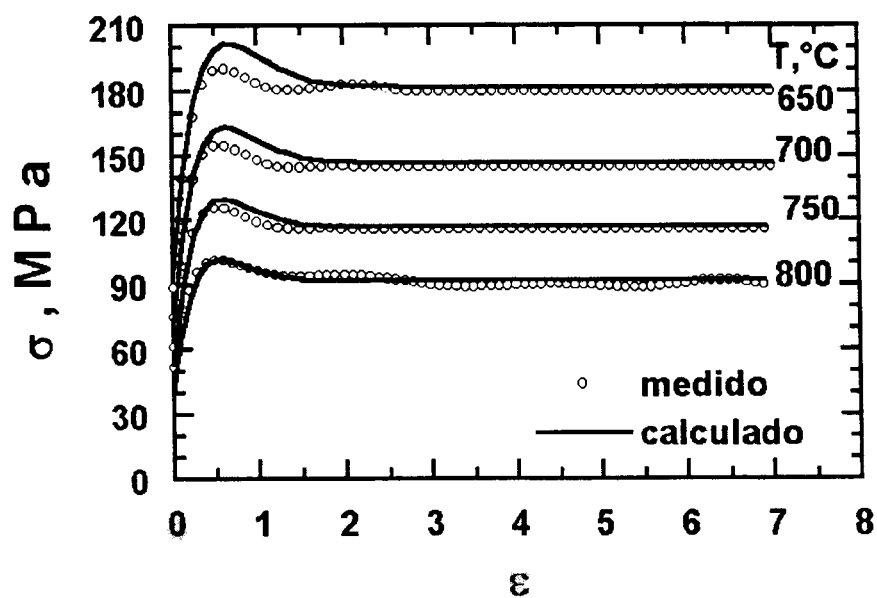


Figura 124 Modelo proposto (Equação 49) para t_{50} em função da temperatura e da taxa de deformação para o modelo de recuperação de Sellars para o ferro ARMCO na ferrita.

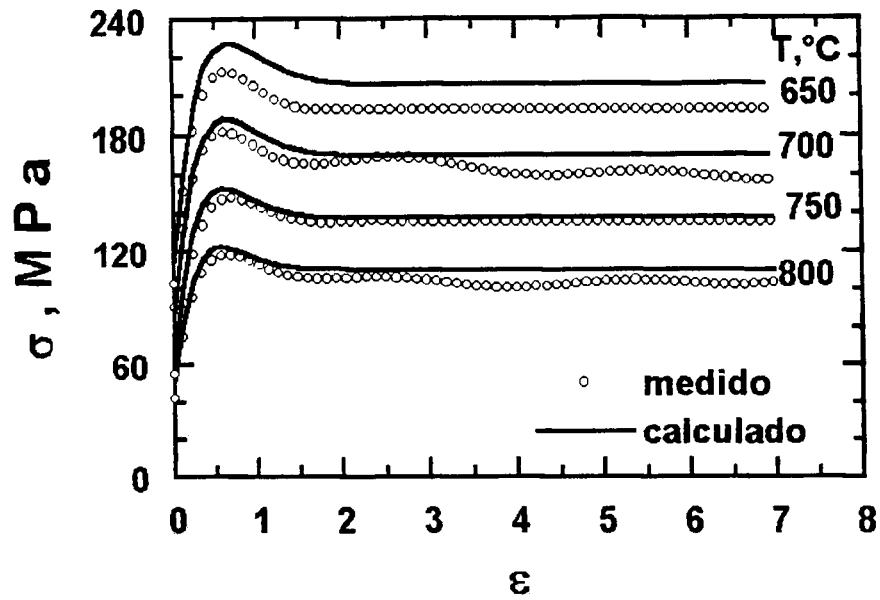


(a)

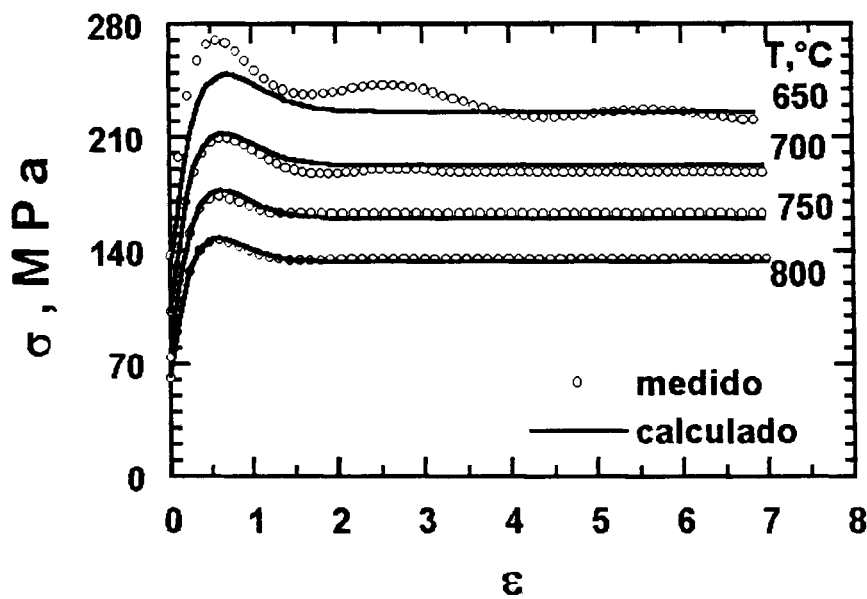


(b)

Figura 125 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7 (Sel86): (a) $0,1$ e (b) 1 s^{-1} .



(a)



(b)

Figura 126 Curvas de fluxo obtidas para o ferro ARMCO sob torção em diferentes temperaturas e em diferentes taxas de deformação, comparadas com o modelo de Sellars modificado até a deformação 7 (Sel86): (a) 3 e (b) 10 s^{-1} .

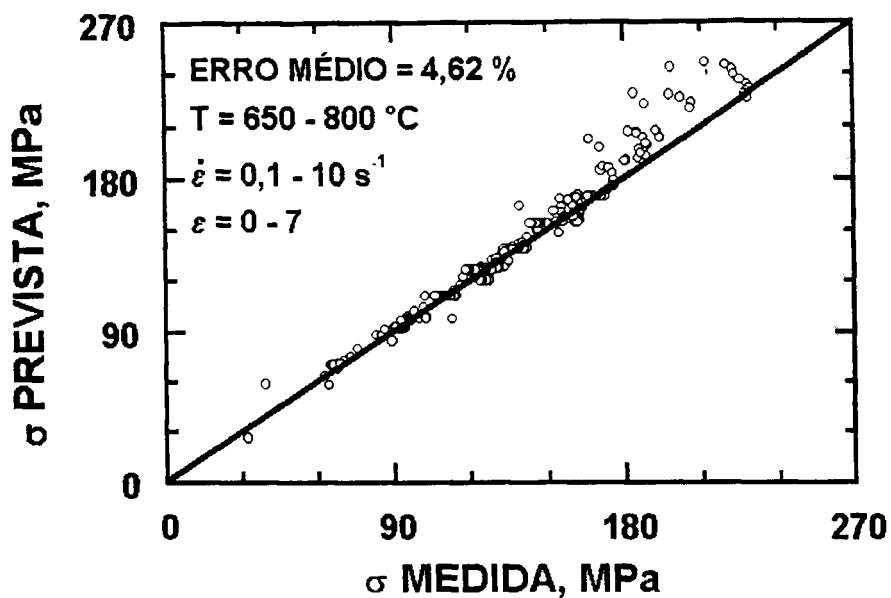


Figura 127 Comparação entre os valores das curvas de fluxo obtidas sob torção com os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado (Sel86) para o ferro ARMCO para deformações diferentes (0 a 7), em diferentes temperaturas (650 a 800 °C) e em diferentes taxas de deformação (0,1 a 10 s⁻¹).

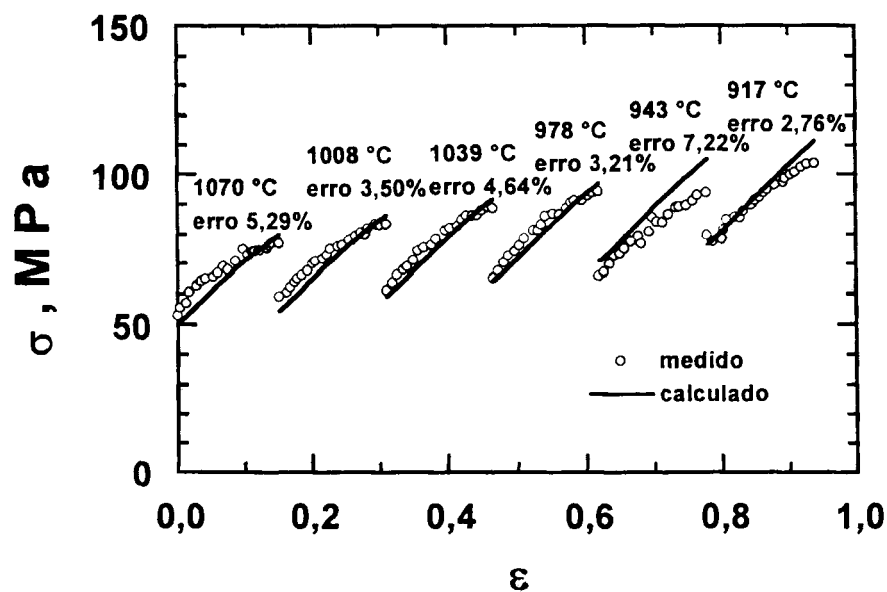


Figura 128 Simulação de um ensaio de torção sob deformação constante, na região da austenita, na liga LI.

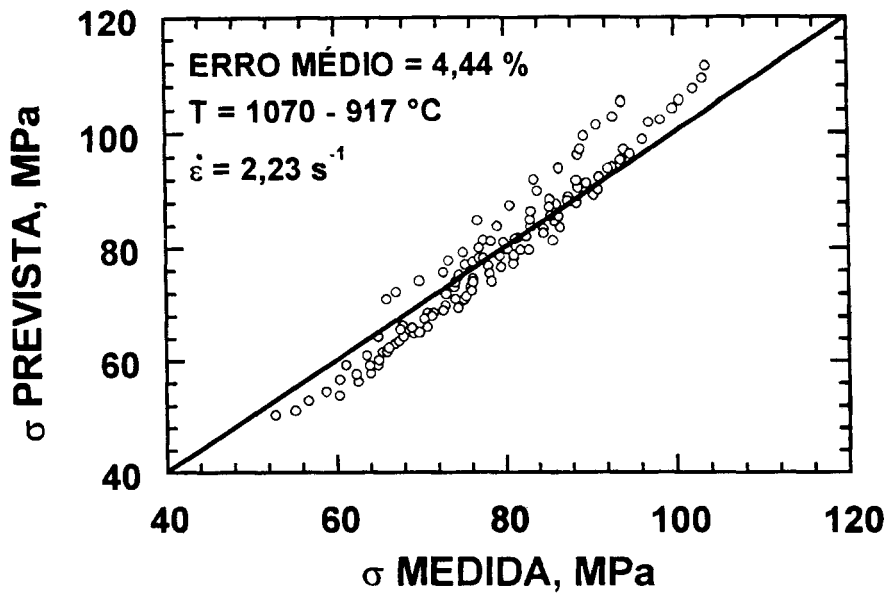


Figura 129 Comparação entre os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado (Sel86) e os valores obtidos em vários passes de torção na liga LI para deformações entre 0 e 0,3, e diferentes temperaturas (917 a 1070 °C) e em taxa de deformação $2,23 \text{ s}^{-1}$.

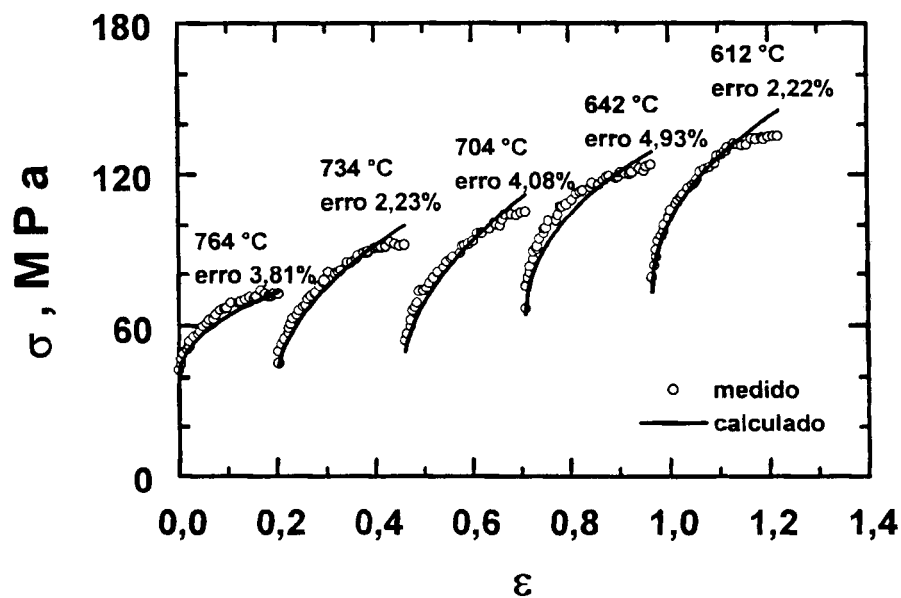


Figura 130 Simulação de um ensaio de torção sob deformação constante, na região da ferrita, na liga LI.

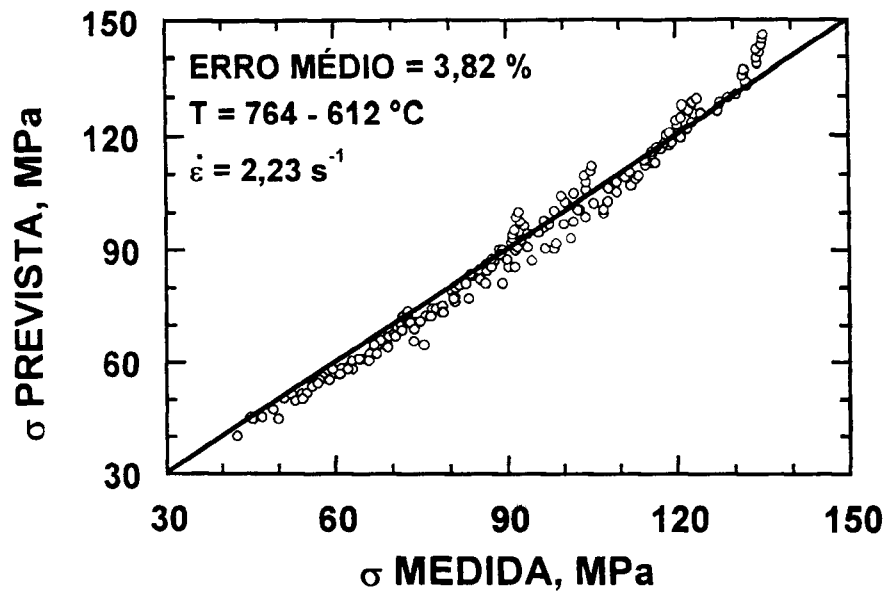


Figura 131 Comparação entre os valores previstos pelo modelo de Sellars modificado (Sel86) com os obtidos em vários passes de torção na liga LI para deformações entre 0 e 0,3, e diferentes temperaturas (764 a 612 °C) e em taxa de deformação $2,23 \text{ s}^{-1}$.

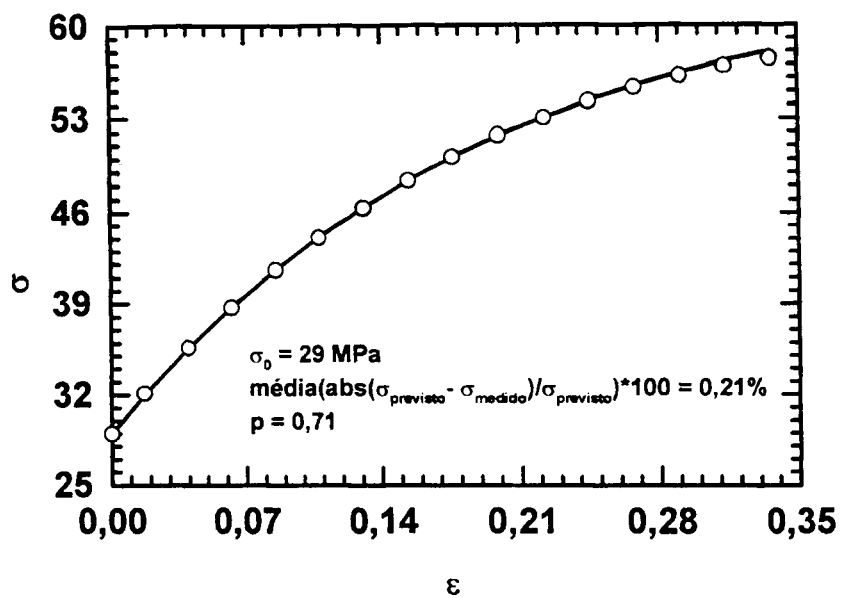
6.8 Discussão geral sobre os métodos de modelamento

Obtenção das curvas de fluxo

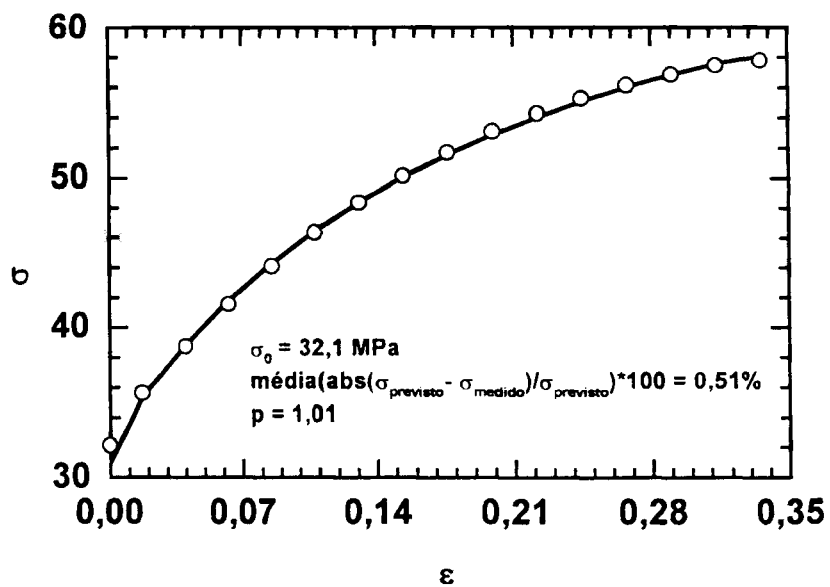
No desenvolvimento das curvas de fluxo, a medição de alguns pontos da curva são importantes. Um desses pontos é a tensão inicial. Medina (Medina94), por exemplo, considera a tensão correspondente à deformação 0,1 como inicial; esse método também é aceito pela norma ASTM-E21. Neste trabalho, foi adotada a norma ASTM-E8, que consiste em utilizar uma reta com a inclinação inicial da curva deslocada de 0,002 de deformação; o ponto de encontro desta reta com a curva $\sigma \times \epsilon$ é a tensão inicial. A medição da tensão inicial provoca algumas modificações nos modelos. Como exemplo, na Figura 132, mostra-se que uma variação na tensão inicial modifica sensivelmente a constante p da Equação 21 (modelo de Sellars).

Outro ponto de difícil definição na curva de fluxo é a deformação crítica. Contudo uma variação de 10% não provoca uma variação significativa na constante p do modelo de Sellars (Equação 21), como mostrado na Figura 133. Também, a definição do estado estacionário para a recuperação dinâmica depende do método de medição e do modelo escolhido. Uma pequena variação nesta tensão provoca variação na constante p do modelo de Sellars (Equação 21), como mostrado na Figura 134.

A filtragem de ruídos presentes nos dados adquiridos pode influenciar significativamente na forma da curva de fluxo. Para obter a derivada de dados experimentais é necessária a filtragem de ruídos. Esta pode ser eletrônica ou através de algoritmos numéricos. Neste trabalho foram utilizados programas computacionais, que apresentam a vantagem de não modificar os dados obtidos. Na Figura 16, mostra-se que utilizando a técnica de único

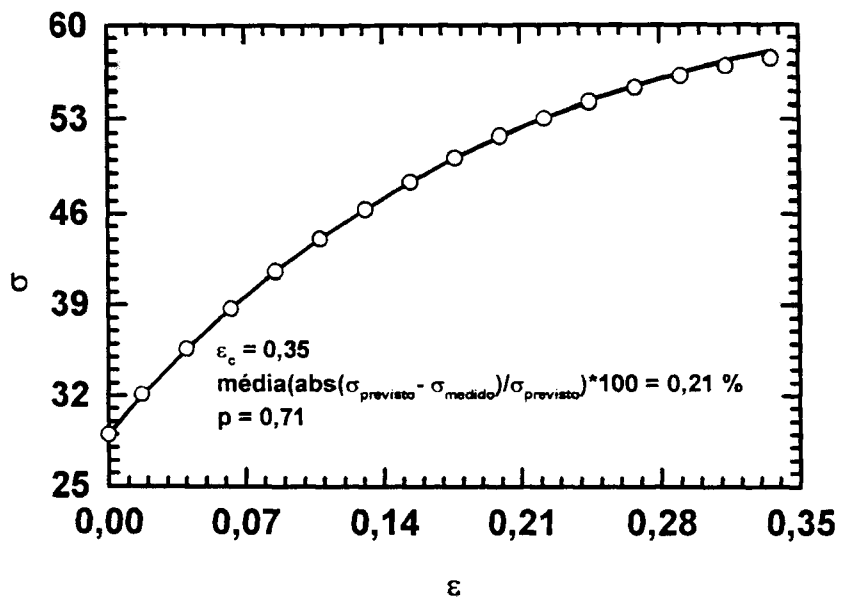


(a)

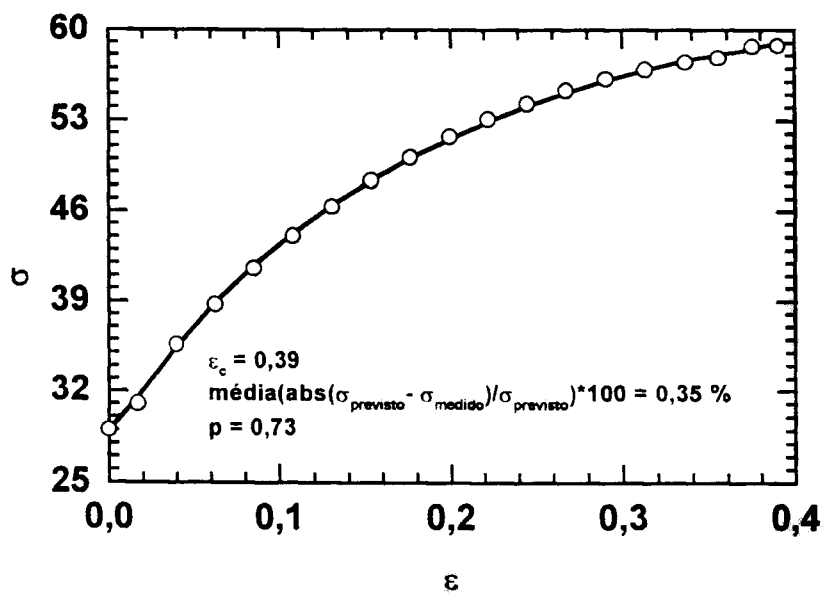


(b)

Figura 132 Uma variação de cerca de 10% na tensão inicial modifica a constante p do modelo de Sellars de aproximadamente 40%.

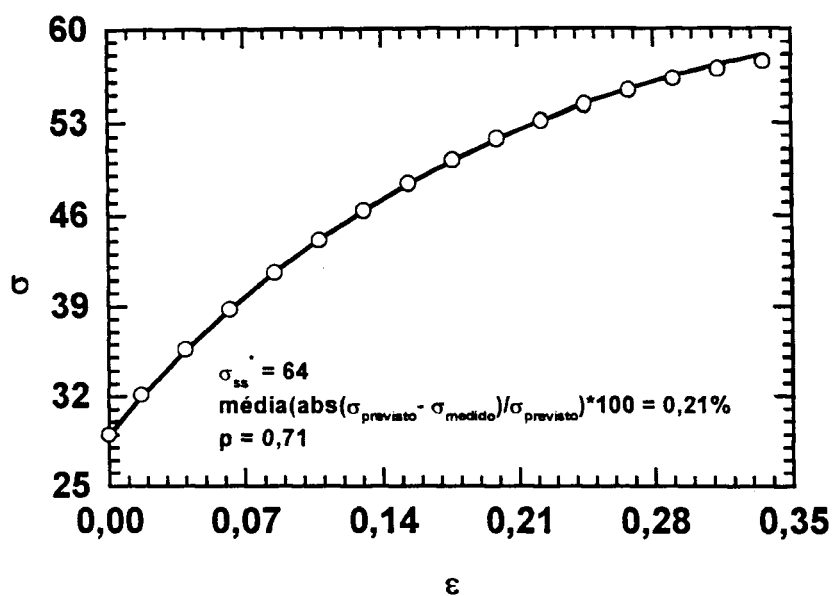


(a)

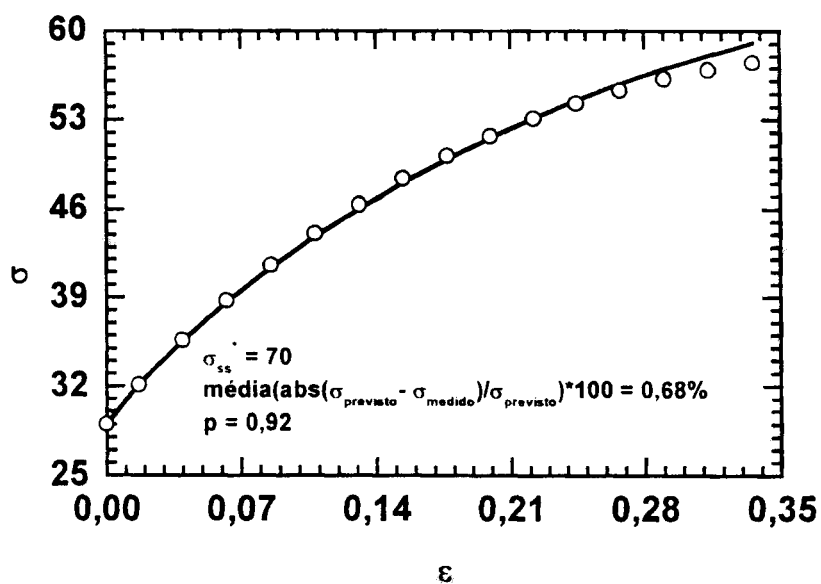


(b)

Figura 133 Uma variação de aproximadamente 10% na deformação crítica não modifica significativamente a constante p do modelo de Sellars.



(a)



(b)

Figura 134 Uma variação de aproximadamente 10% na tensão do estado estacionário da recuperação dinâmica modifica a constante p do modelo de Sellars de aproximadamente 30%.

polinômio para a curva inteira, o expoente p do modelo de Sellars (Equação 21) varia acentuadamente, como mostrado na Tabela 2.

Características da curva de fluxo

A Figura 19, obtida através dos dados experimentais, relaciona as tensões máximas com a taxa de deformação. As inclinações das retas dessa figura correspondem aos coeficientes de sensibilidade à taxa de deformação (m). Para diferentes materiais, este coeficiente cresce com o aumento da temperatura. Ryan (Ryan90) atribui essa variação do coeficiente m com a temperatura ao aumento da recuperação dinâmica, cuja cinética aumenta com a temperatura, porque este fenômeno está ligado ao escorregamento cruzado e à escalagem de deslocações (Richardson67). Alguns autores (McQueen85, McQueen84a, Roberts84, Ahlblom82, McQueen75) afirmam que o coeficiente de sensibilidade à taxa pode aumentar com a quantidade de soluto a baixas temperaturas. Mas na Tabela 7, mostra-se que o aço livre de intersticiais apresenta um coeficiente praticamente constante. O coeficiente n , que é o inverso do parâmetro de sensibilidade à taxa, neste trabalho apresenta um valor de aproximadamente 5 para as duas ligas e nas duas fases, similar ao encontrado por outros autores (McQueen84a, Roberts84, Roberts79, Tegart77, McQueen75, Sellars72, Sellars66).

Segundo os autores (Pan94, Lin93, McQueen84), a forma da curva da ferrita implica que o processo de recuperação dinâmica foi atrasado até a tensão de pico, isto é, os mecanismos de amaciamento começam a operar somente além da tensão de pico. As curvas de fluxo apresentam um aumento rápido e quase linear até o pico, seguido por decréscimo da tensão com um aumento da deformação até o estado estacionário. Isto modifica a razão entre a tensão inicial e a tensão de pico. Esta razão apresenta um valor médio de 0,45, com um desvio padrão de 0,08, como mostrado na Tabela 51 para o aço LI na austenita. Esta razão diminui para 0,28 para o ferro ARMCO, como mostrado na Tabela 52. Na Tabela 53, apresenta-se a mesma razão para a matriz ferrítica do aço LI

Tabela 51 Comparações e relações entre tensões e deformações características da curva de fluxo para a liga LI na austenita.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T °C	σ_0/σ_p	ϵ_0/ϵ_p	σ_{ss}/σ_p	σ_{ss}^*/σ_p	$(\sigma_{ss}^* - \sigma_{ss})/(\sigma_{ss}^* - \sigma_0)$
0,102	1100	0,49	0,70	0,84	1,09	0,41
0,107	1050	0,68	0,58	0,86	1,06	0,52
0,106	1000	0,56	0,61	0,84	1,04	0,42
0,104	950	0,45	0,65	0,84	1,05	0,36
1,045	1100	0,52	0,64	0,82	1,04	0,43
1,044	1050	0,44	0,63	0,79	1,04	0,42
1,042	1000	0,39	0,65	0,80	1,05	0,38
1,045	950	0,42	0,65	0,75	1,05	0,48
3,136	1100	0,44	0,66	0,80	1,04	0,40
3,137	1050	0,41	0,67	0,77	1,05	0,43
3,136	1000	0,42	0,66	0,74	1,05	0,48
3,136	950	0,41	0,69	0,74	1,04	0,48
9,115	1100	0,37	0,67	0,75	1,04	0,43
8,677	1050	0,38	0,70	0,77	1,04	0,42
8,608	1000	0,39	0,70	0,76	1,05	0,44
8,803	950	0,39	0,72	0,73	1,04	0,48
média	-	0,45	0,66	0,79	1,05	0,44
desvio	-	0,08	0,04	0,04	0,01	0,04

Tabela 52 Comparações e relações entre tensões e deformações características da curva de fluxo para o ferro ARMCO na austenita.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	σ_0/σ_p	ϵ_0/ϵ_p	σ_{ss}/σ_p	σ_{ss}^*/σ_p	$(\sigma_{ss}^* - \sigma_{ss})/(\sigma_{ss}^* - \sigma_0)$
0,1044	1100	0,35	0,65	0,85	1,06	0,29
0,1056	1050	0,31	0,65	0,85	1,08	0,29
0,1026	1000	0,33	0,70	0,90	1,04	0,20
0,105	950	0,29	0,80	0,88	1,06	0,24
1,0436	1100	0,31	0,56	0,81	1,18	0,42
1,047	1050	0,34	0,44	0,81	1,10	0,38
1,0349	1000	0,32	0,91	0,79	1,02	0,33
1,0401	950	0,23	0,74	0,75	1,05	0,37
3,1406	1050	0,30	0,78	0,84	1,07	0,30
3,1233	1000	0,29	0,83	0,84	1,02	0,24
3,1279	950	0,26	0,65	0,81	1,05	0,31
8,6451	1100	0,27	0,62	0,81	1,07	0,32
9,0637	1050	0,23	0,60	0,88	1,09	0,25
9,1681	1000	0,21	0,73	0,86	1,06	0,23
9,574	950	0,22	0,95	0,86	1,08	0,26
média	-	0,28	0,71	0,84	1,07	0,30
desvio	-	0,05	0,14	0,04	0,04	0,06

Tabela 53 Comparações e relações entre tensões e deformações características da curva de fluxo para a liga LI na ferrita.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T °C	σ_0/σ_p	ϵ_0/ϵ_p	σ_{ss}/σ_p	σ_{ss}^*/σ_p	$(\sigma_{ss}^* - \sigma_{ss})/(\sigma_{ss}^* - \sigma_0)$
0,104	800	0,40	0,74	0,93	1,04	0,17
0,104	750	0,40	0,79	0,91	1,03	0,18
0,104	700	0,36	0,79	0,93	1,04	0,16
0,104	650	0,36	-	-	-	-
1,042	800	0,31	0,81	0,94	1,03	0,12
1,042	750	0,31	0,81	0,94	1,05	0,15
1,046	700	0,34	0,79	0,93	1,05	0,16
1,043	650	0,31	-	-	-	-
3,142	800	0,30	0,86	0,91	1,04	0,17
3,136	750	0,29	0,81	0,91	1,02	0,15
3,136	700	0,27	-	-	-	-
3,138	650	0,24	-	-	-	-
9,695	800	0,26	0,90	0,92	1,05	0,17
8,898	750	0,27	0,89	0,93	1,04	0,14
10,067	700	0,28	-	-	-	-
9,316	650	0,24	-	-	-	-
média	-	0,31	0,82	0,93	1,04	0,16
desvio	-	0,05	0,05	0,01	0,01	0,02

no valor de 0,31, o que está abaixo do valor encontrado para a matriz ferrítica do ferro ARMCO apresentada na Tabela 54, que é de 0,44. Estes valores estão próximos ao que Ryan encontrou para o aço inoxidável austenítico (Ryan90). Não se pôde observar nenhuma variação dessa razão devido à composição química ou à estrutura cristalina.

A competição entre o encruamento e a recuperação dinâmica continua até a deformação crítica (Sakai86, Roberts84, Ahlblom82, McQueen77, McQueen75, McQueen72, Ohtakara72). Alguns autores (Carfi86, Donadille86, Kassner85, Kassner83, Kocks76) encontraram θ linearmente decrescente com a deformação para deformações maiores que 0,1. Na deformação crítica inicia-se a recristalização dinâmica, portanto a taxa de decrescimento de θ se reduz significativamente e direciona suavemente para o pico, como mostrado na Figura 31. Também, a formação de subgrãos modifica a inclinação na curva $\theta \times \sigma$ (Carfi86, Donadille86, Bernshtein85, Kassner85, McQueen84a). Na Tabela 51, mostra-se que a deformação crítica é 66% da deformação de pico, com um desvio padrão de 4% para o aço LI na fase austenítica. Esse valor se mantém bem próximo para o ferro ARMCO na fase austenítica, como mostrado na Tabela 52. Esses valores são similares aos encontrados por outros autores (McQueen84a, Roberts84, Sakai84, Ahlblom82, Tegart77, McQueen75, Jonas69). Na Tabela 53, mostra-se que a matriz ferrítica do aço LI apresenta esta razão no valor de 0,82, e a mesma matriz ferrítica do ferro ARMCO apresenta esta razão no valor de 0,79, como mostrado na Tabela 54. A deformação crítica se aproxima da deformação de pico na matriz ferrítica. Talvez a recuperação dinâmica seja lenta, logo a deformação crítica é menor. A matriz ferrítica apresentou valores de deformação de pico menores que a austenita.

Grandes deformações permitem caracterizar bem o σ_{ss} . As tensões de saturação para a recristalização dinâmica são 79% das respectivas tensões de pico, com um desvio padrão de 4% para o aço LI na austenita, como mostrado na Tabela 51, sendo a queda menor em ensaios com baixo Z , por exemplo: $T=1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon}=0,1\text{ s}^{-1}$. Na Tabela 52 mostra-se que a razão entre σ_{ss} e σ_p aumenta para 0,84 no ferro ARMCO, na austenita. Na ferrita

Tabela 54 Comparações e relações entre tensões e deformações características da curva de fluxo para o ferro ARMCO na ferrita.

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	σ_0/σ_p	ϵ_0/ϵ_p	σ_{ss}/σ_p	σ_{ss}^*/σ_p	$(\sigma_{ss}^* - \sigma_{ss})/(\sigma_{ss}^* - \sigma_0)$
0,104	800	0,41	0,75	0,88	1,08	0,30
0,104	750	0,41	0,75	0,82	1,04	0,35
0,104	700	0,37	0,76	0,92	1,03	0,16
0,103	650	0,37	0,73	0,97	1,03	0,09
1,042	800	0,52	0,81	0,93	1,04	0,21
1,040	750	0,49	0,81	0,92	1,04	0,20
1,039	700	0,49	0,80	0,93	1,03	0,18
1,044	650	0,48	0,78	0,95	1,02	0,13
2,911	800	0,39	0,80	0,97	1,08	0,16
2,964	750	0,37	0,86	0,91	1,05	0,21
3,125	700	0,49	0,86	0,91	1,04	0,24
3,124	650	0,49	0,84	0,92	1,02	0,20
9,502	800	0,42	0,78	0,92	1,05	0,21
8,870	750	0,42	0,78	0,95	1,04	0,14
9,043	700	0,49	0,76	0,90	1,05	0,26
8,135	650	0,51	0,77	0,88	1,03	0,28
média	-	0,44	0,79	0,92	1,04	0,21
desvio	-	0,06	0,04	0,04	0,02	0,07

do aço LI esta razão aumenta para 0,93, como mostrado na Tabela 53. Na matriz ferrítica do ferro ARMCO esta razão foi 0,92, como apresentada na Tabela 54. Talvez indicando que o grão ferrítico recristalizado dinamicamente sofre um encruamento maior durante a deformação.

As tensões de saturação para a recuperação dinâmica, obtidas através do método exposto na Figura 31, são 5% superiores às correspondentes tensões de pico, com um desvio padrão de 1%, para o aço LI na austenita, como mostrado na Tabela 51 (Braga93). Na Tabela 55, mostra-se que o modelo de Laasraoui apresenta σ_{ss}^* mais elevado em relação à tensão de pico. A tensão de saturação para recuperação dinâmica fica bem mais elevada que a de pico no modelo modificado de Rao, como mostra Tabela 56. Essa razão se mantém em torno de 5% para o ferro ARMCO na austenita com σ_{ss}^* obtido do gráfico $\theta \times \sigma$, como apresentada na Tabela 52. Na Tabela 53, mostra-se que esta razão se mantém para a ferrita do aço LI; o mesmo valor para a razão foi encontrada para a ferrita do ferro ARMCO, como mostrado na Tabela 54, ambas obtidas do gráfico $\theta \times \sigma$. Ryan (Ryan90) encontrou a tensão de saturação para recuperação dinâmica 3% maior que a tensão de pico para o aço inoxidável austenítico.

Em altas temperaturas os mecanismos de escoamento, de recuperação e de recristalização dinâmica são termicamente ativados (Kassner86, McQueen75). A razão da diferença entre a tensão de saturação para a recuperação dinâmica e a tensão de saturação para a recristalização dinâmica pela diferença entre a tensão de saturação para recuperação dinâmica e a tensão inicial se mantém com a variação do parâmetro de Zener-Hollomon. A temperatura de 1100 °C e a taxa de deformação de 0,1 s⁻¹ (0,41) esta razão é próxima da 950 °C e à 10 s⁻¹ (0,48), como mostrado na Tabela 51. Os elementos de liga podem influenciar no limite de escoamento (McQueen75). E somente a baixas temperaturas, os limites de escoamento se tornam atérmicos (McQueen75).

A última coluna da Tabela 51 representa a fração amaciada por recristalização dinâmica, usando-se o critério de fração amaciada (Mavropoulos86). No aço LI, o amaciamento pela recristalização dinâmica foi de 44%. Quando a fração foi calculada com σ_c obtido a partir do modelo de Laasraoui, o amaciamento aumenta para 56% em média, como mostrado na Tabela 55. O modelo de Rao modificado apresenta um amaciamento maior em torno de 66%, como mostrado na Tabela 56. Indicando que a fração amaciada depende do modelo adotado para obtê-la. No ferro ARMCO, o amaciamento médio devido a este tipo de recristalização foi 30%. Na matriz ferrítica do aço LI, a recristalização dinâmica amaciou 16%, e no ferro ARMCO na ferrita, o amaciamento foi 21%. Indicando que o grão ferrítico recristalizado dinamicamente sofre um encruamento maior quando continua sendo deformado. Outros autores concluíram que o amaciamento por recristalização dinâmica reduz com a diminuição do parâmetro Z (McQueen84a, Ahlblom82, Roberts79, Tegart77, McQueen75, Sellars72, Jonas69). Mas neste trabalho, o amaciamento após o pico permanece constante em relação a variação do parâmetro Z.

Os valores de ϵ_p e σ_p no aço LI na fase austenítica são apresentados em função da temperatura e da taxa de deformação na Figura 33 e na Figura 21, respectivamente. A deformação de pico é resultado do aumento da influência de recristalização dinâmica que já se iniciou na deformação crítica. Esta deformação pode ser diminuída se for facilitada a construção de uma subestrutura com densidade de deslocações suficiente e uma configuração que eleve a densidade de deslocações, mas pode ser aumentada se o crescimento de novos grãos por migração de contornos for retardado (Ahlblom82, McQueen77, McQueen75, Jonas69). O pico da curva de fluxo reflete a densidade de deslocações média, ao passo que a nucleação reflete regiões localizadas de alta densidade. Quando o crescimento de novos grãos é dificultado, a densidade de deslocações aumenta em algumas regiões; assim, a tensão de pico se eleva, como também a deformação de pico, mas não proporcionalmente. Elementos de liga metálicos claramente aumentam a tensão e deformação de pico (McQueen84a, Roberts84, Ahlblom82, McQueen77, McQueen75, Sellars72, Jonas69). Uma vez que o soluto retarda a migração do contorno de grão, o soluto deve aumentar a tensão de fluxo.

Tabela 55 Comparações e relações entre tensões características da curva de fluxo para a liga LI na austenita, com σ_{ss}^* obtido a partir do ajuste da Equação 8 de Laasraoui.

$\dot{\epsilon} \text{ s}^{-1}$	T °C	σ_{ss}^*/σ_p	$(\sigma_{ss}^* - \sigma_{ss})/(\sigma_{ss}^* - \sigma_0)$
0,102	1100	1,15	0,47
0,107	1050	1,10	0,56
0,106	1000	1,16	0,53
0,104	950	1,25	0,52
1,045	1100	1,19	0,56
1,044	1050	1,21	0,55
1,042	1000	1,29	0,55
1,045	950	1,26	0,61
3,136	1100	1,24	0,55
3,137	1050	1,27	0,58
3,136	1000	1,22	0,59
3,136	950	1,22	0,59
9,115	1100	1,28	0,58
8,677	1050	1,22	0,54
8,608	1000	1,26	0,58
8,803	950	1,25	0,61
média	-	1,22	0,56
desvio	-	0,05	0,04

Tabela 56 Comparações e relações entre tensões características da curva de fluxo para a liga LI na austenita, com σ_{ss}^* para o modelo de Rao, que foi considerado quando a deformação atinge ϵ_{ss} .

$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	T °C	σ_{ss}^*/σ_p	$(\sigma_{ss}^* - \sigma_{ss})/(\sigma_{ss}^* - \sigma_0)$
0,102	1100	1,58	0,68
0,107	1050	1,51	0,78
0,106	1000	1,43	0,68
0,104	950	1,32	0,56
1,045	1100	1,48	0,69
1,044	1050	1,40	0,64
1,042	1000	1,30	0,55
1,045	950	1,42	0,68
3,136	1100	1,42	0,63
3,137	1050	1,46	0,65
3,136	1000	1,44	0,68
3,136	950	1,41	0,67
9,115	1100	1,48	0,66
8,677	1050	1,46	0,64
8,608	1000	1,44	0,65
8,803	950	1,40	0,67
média	-	1,43	0,66
desvio	-	0,07	0,05

Na Figura 31, apresenta-se uma taxa de decréscimo de θ no estágio III para o estágio II. Esta modificação na inclinação indica uma mudança na microestrutura (McQueen88, Carfi86, McQueen84a, Gottstein91, Karduck83, Gottstein83, Gottstein83a, Nickolas79, Mecking78). Na deformação e na tensão próxima à mudança de inclinação, subgrãos começam a se formar próximos ao contorno, e então, espalham-se para o centro dos grãos. Continuando a deformar-se, esses subgrãos se tornam menores e alongados. A iniciação de formação dos subgrãos é observada na curva $\theta \times \sigma$ pela diminuição na inclinação como indicado na Figura 31 (Carfi86, McQueen84a). A completa poligonização é marcada pelo início do segundo segmento linear.

Nas análises de Kocks-Mecking (Mecking81, Nicklas79, Mecking78, Kocks76), a energia de ativação não é constante, mas varia com a tensão porque está associada com o mecanismo de recuperação que se modifica com a tensão e a taxa de deformação. O fato de que todas as ligas poderem ser descritas pela teoria do estágio III evidencia a importância da recuperação dinâmica durante o trabalho a quente (McQueen88, Carfi86, Gottstein83, Gottstein83a, Nickolas79, Mecking78, Kocks76).

Equações Constitutivas

A função seno-hiperbólico é capaz de relacionar a tensão de pico com a taxa de deformação. Na Figura 19, as linhas tendem a ser paralelas a cada temperatura no aço LI na fase austenítica. Situação similar ocorre com o ferro ARMCO na austenita e na fase ferrítica das duas ligas. Estes expoentes concordam com os expoentes encontrados por outros autores (Carfi86, Donadille86, Colas85, Semiatin83, Ouchi82, Cole80, McQueen77, Sellars66, Ohtakara72, Young73).

Um excelente ajuste foi encontrado na Figura 21 para o aço LI na austenita, o qual mostra que a energia de ativação para deformação a quente aplica a faixa ampla de temperatura e taxa de deformação. O ajuste foi excelente para o ferro ARMCO e também na fase ferrítica das duas ligas. A correlação seno-hiperbólica entre o parâmetro Z e a tensão de pico facilita a extrapolação para uma condição de trabalho utilizada na laminação. Similar comportamento para a tensão de saturação para recuperação dinâmica não é inteiramente inesperado, como encontrado na Figura 37.

A relação entre a deformação de pico e o parâmetro de Zener-Hollomon, apresentada na Figura 33 para o aço LI na austenita, está em acordo com outros autores (McQueen84, Semiatin83, Ouchi82, Ohtakara72). A deformação de pico também apresenta uma relação com o tamanho de grão: quanto menor o tamanho de grão inicial também a deformação de pico se reduzirá (McQueen84a, Roberts79, McQueen77, Jonas69). Mas no material utilizado neste trabalho, não foi possível avaliar o tamanho de grão inicial, que seria o grão após permanecer durante 10 minutos a temperatura de 1200 °C, devido os aços estudados nesse trabalho não serem temperáveis.

7 CONCLUSÕES

- O modelo proposto para a fração amaciada dinamicamente apresenta melhor desempenho em relação aos modelos Roucoules e Sellars.
- O modelo empírico de Sellars modificado e o modelo mecanicista de Laasraoui modificado apresentam desempenho satisfatório no modelamento da curva de fluxo completa.
- O modelo de Rao apresenta resultado matematicamente satisfatório no modelamento da recuperação dinâmica e da curva de fluxo completa, desde que σ_{ss}^* seja escolhido de forma que a recristalização dinâmica seja 100% em ϵ_{ss} . Entretanto, as relações entre os parâmetros (Q_{def} , n , $\ln(A)$) e a deformação não são satisfatória. E este modelo não prevê a tensão inicial.
- A fração recristalizada dinamicamente é dependente do modelo utilizado para calcular-se o σ_e e do método de obtenção de σ_{ss}^*
- Segundo o modelo proposto neste trabalho, a temperatura tem pequena influência no processo de recristalização dinâmica. A energia de ativação apresenta um valor pequeno mas sempre positivo.
- O titânio aumenta a energia de ativação para a deformação a quente e a energia de ativação para recristalização dinâmica, tanto na matriz austenítica como na matriz ferrítica.
- A energia de ativação para deformação a quente do ferro ARMCO obtida neste trabalho se aproxima da energia de autodifusão no ferro tanto na matriz ferrítica.

- Neste trabalho pôde se observar que a ductilidade do aço LI se reduz à temperaturas inferiores à 750 °C. Mas, o ferro ARMCO apresenta ductilidade grande na matriz ferrítica.

8 CONTRIBUIÇÃO DESTE TRABALHO

Neste trabalho, foi feita uma análise detalhada de algumas equações utilizadas no modelamento da curva de fluxo. Esses modelos foram aplicados em curvas de fluxo obtidas de aço extra-baixo carbono. Foi feito um estudo do amaciamento dinâmico que ocorre nesses aços quando deformados a quente. Este estudo foi realizado usando a fração amaciada dinamicamente. Através de uma análise sistemática, uma nova equação foi proposta para modelar indiretamente a recristalização dinâmica, apresentando um desempenho satisfatório. Após validação desta equação por outros pesquisadores, ela poderá ser utilizada em projetos de esquemas de laminação ou em outro processo de conformação mecânica a quente.

8 CONTRIBUIÇÃO DESTE TRABALHO

Neste trabalho, foi feita uma análise detalhada de algumas equações utilizadas no modelamento da curva de fluxo. Esses modelos foram aplicados em curvas de fluxo obtidas de aço extra-baixo carbono. Foi feito um estudo do amaciamento dinâmico que ocorre nesses aços quando deformados a quente. Este estudo foi realizado usando a fração amaciada dinamicamente. Através de uma análise sistemática, uma nova equação foi proposta para modelar indiretamente a recristalização dinâmica, apresentando um desempenho satisfatório. Após validação desta equação por outros pesquisadores, ela poderá ser utilizada em projetos de esquemas de laminação ou em outro processo de conformação mecânica a quente.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Ahblom82 AHLBLOM. B., SANDSTROM. Hot workability of stainless steels: influence of deformation parameters, microstructural components, and restoration processes. **International Metals Reviews**, n. 1, 1982
- Akben84 AKBEN, M. G., CHANDRA, T., PLASSIARD. P., JONAS, J. J. Dynamic Precipitation and Solute Hardening in a Titanium Microalloyed Steel Containing Three Levels of Manganese. **Acta Metallurgica**, v. 32. n. 4, p. 591-601, 1984.
- Akben81 AKBEN, M. G., WEISS, I., JONAS, J. J. Dynamic Precipitation and Solute Hardening in a V Microalloyed Steel and Two Nb Steels Containing High Levels of Mn. **Acta Metallurgica**, v. 29, p. 111-121, 1981.
- Almeida96 ALMEIDA, J. A. **Obtenção de Curvas Tensão-Deformação via Ensaio de Torção a Quente em Aços Inoxidáveis Austeníticos ABNT 304 e ABNT 316 a taxas de deformação entre 0,1 e 100 s⁻¹**. Belo Horizonte: UFMG, 1996. 121p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Escola de Engenharia da UFMG, 1996.
- Anan92 ANAN, G., NAKAJIMA, S., MIYAHARA, M., NANBA, S., UMEMOTO, M., HIRAMATSU, A., MORIYA, A. WATANABE, T. Model for Recovery and Recrystallization of Hot Deformed Austenite Considering Structural

Heterogeneity. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 32, p. 261-266, 1992.

Anelli92 ANELLI, E. Application of Mathematical Modeling to Hot Rolling and Controlled Cooling of Wire Rods and Bars. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 32, n. 3, p. 440-449, 1992.

Anongba93 ANONGBA, P. N. B., BONNEVILLE, J., MARTIN, J. E. Hardening Stages of [112] Copper Single Crystals at Intermediate and High Temperatures - II. Slip Systems and Microstructure. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 41, n. 10, p. 2907-2922, 1993.

Anongba93a ANONGBA, P. N. B., BONNEVILLE, J., MARTIN, J. E. Hardening Stages of [112] Copper Single Crystals at Intermediate and High Temperatures - I. Mechanical Behavior. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 41, n. 10, p. 2897-2906, 1993.

ASTM96 ASTM STANDARDS, ASTM E-8. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, 1996.

ASTM96a ASTM STANDARDS, ASTM E-21. **Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials**, 1996.

- Avila95 AVILA, N. V. V. Influências de Variáveis de Laminação a Quente nas Propriedades Finais de Aços “Interstitial Free - IF”, **Proposta de Tese de Doutorado**, Instituto Militar de Engenharia, 1995.
- Avrami41 AVRAMI, M. Granulation, Phase Change, and Microstructure. **Journal of Chemical Physics**, v. 9, p. 177-184, 1941.
- Avrami39 AVRAMI, M. Kinetic of Phase Change, II. **Journal of Chemical Physics**, v. 8, p. 212-224, 1939.
- Avrami39a AVRAMI, M. Kinetic of Phase Change, I. **Journal of Chemical Physics**, v. 7, p. 1103-1112, 1939.
- Baragar87 BARAGAR, D. L. The High Temperature and High Strain-Rate Behavior of a Plain Carbon and an HSLA Steel. **Journal of Mechanical Working Technology**, v. 14, p. 295-307, outubro, 1987.
- Barret65 BARRET, C. R., NIX, W. D. A Model for Steady State Creep Based on the Motion of Jogged Screw Dislocations. **Acta Metallurgica**, v. 13, p. 1247-1258, dezembro, 1965.
- Bacroix83 BACROIX, B., G’SELL, C., AKBEN, M. G., JONAS, J. J. Influence du Molubdene Sur la Recrillization et la Preciptation Dynamiques Dans

de Aciers Microallies Contenant du Niobium et du Vanadium. **Acta Metallurgica**, v. 31, p. 619-629, 1983.

Bernshtein85 BERNSHTEIN, M. L., KAPUTKIMNA, L. M., PROKOSKIN, S. D., DOBATKIN, S. V. **Acta Metallurgica**, v. 33p. 247-254, 1985.

Bergström72 BERGSTRÖM, Y., ARONSSON, B. The Application of a Dislocation Model to the Strain and Temperature Dependence of the Strain Hardening Exponent n in the Ludwik-Hollomon Relation Between Stress and Strain in Mild Steels. **Acta Metallurgica**, v. 3, p. 1951-1957, julho, 1972.

Bergström72a BERGSTRÖM, Y. **Material Science**. v.9, p. 101, 1972

Bergström72b BERGSTRÖM, Y., ARONSSON, B. **Metallurgical Transaction**, v. 3, p. 1951, 1972

Bergström71 BERGSTRÖM, Y., ROBERTS, W. The Application of a Dislocation Model to Dynamical Strain Aging in α -Iron Containing Interstitial Atoms. **Acta Metallurgica**, v. 19, p. 815-823, agosto, 1971.

Bergström70 BERGSTRÖM, Y. **Material Science**, v. 5, p. 193, 1969/70

- Beynon92 BEYNON, J. H., SELLARS, C. M. Modeling Microstructure and Its Effects during Multipass Hot Rolling. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 32, n. 3, p. 359-367, 1992.
- Borato93 BORATO, F., WEIDIG, C., RODRIGUES, P., GONZALEZ, B. M. Characterization and control of strain aging in low carbon steel wire rods. **Wire Journal International**, p. 86-89, maio, 1993.
- Braga93 BRAGA, H. C., BARBOSA, R., BREME, J. Hot Strength of Ti and Ti6AlV Deformed in Axial Compression. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 28, p. 979-983, 1993.
- Carfi86 CARFI, G., PERDRIX, C., BOULEAU, D., DONADILLE Strength of metals and Alloys, **ICSMA 7**, Pergamon Press, Oxford, v. 7, p. 929-934, 1986
- Carnahan69 CARNAHAN, B., LUTHER, H. A., WILKES, J. O. **Applied Numerical Methods**. New York. Ed. John Wiley & Sons, 1969. 576p.
- Cetlin93 CETLIN, P. R., YUE, S., JONAS, J. J., MACCAGNO, T. M. Influence of Strain Rate on Interpass Softening During the Simulated Warm Rolling of Interstitial-Free Steels. **Metallurgical Transactions**, v. 24A, p. 1543-1553, 1993.

- Chandra84 CHANDRA, T., PLASSIARD, P., AKBEN, N. G., JONAS, J. J.
Dynamic Precipitation and Solute Hardening in a Titanium Microalloyed Steel
Containing Three Levels of Manganese. **Acta Metallurgica**, v. 32, n. 1, p. 551-601,
1984.
- Choquet88 CHOQUET, P., LE BON, A., ROSSARD, C., PERDRIX, C.,
JOANNES, G. The Hot Torsion Testing at IRSID Application to the Simulation and
Modeling of Hot Forming Processes. In: **Thermec'88**, v. 2, 1988, Tokyo.
Proceedings. Tokyo, ISIJ, 1988, p. 729-736.
- Cingara87 CINGARA, A., GERMAIN, L. S., McQUEEN, H. J.
Comparison of Calculated and Experimental Flow Curves for HSLA Steels. In:
**International Symposium on Processing, Microstructure and Properties of
HSLA Steels**. Anais Warrendale TMS, novembro. 3 - 5, 1987, Pittsburgh, p. 91-
104.
- Colas98 COLAS, R. Mathematical Modelling of Hot Rolling Steel Strip.
Materials Science and Technology, v.14, p.388-393. abril. 1988.
- Colas85 COLAS, R., SELLARS, C. M. **Strength of Materials and
Alloys**, ICSMA 7, Pergamon Press, v.2, 1985
- Cole80 COLE, A. T., RICHARDSON, G. J. **Hot Working and Forming
Processes**. The Metals Society, Londres, 1980.

- DeArdo94 DeARDO, A. J. Precipitation Behavior and Solute Effects in Interstitial Free Steels Precipitation Behavior and Solute Effects in Interstitial Free Steels. In: **International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels**. Tóquio, 10 - 11 Maio, 1994, p. 293-322.
- Din75 DIN50145. **Tensile Test**, 1975
- Doebelin90 DOEBELIN, E. O. **Measurement Systems, Application and Design**. 4^a edição, MG Graw-Hill International Editions. 1990.
- Doherty76 DOHERTY, R. D., MARTIN, J. W. **Stability of Microstructure in Metallic Systems**. Cambridge. Ed. Cambridge University Press, 1976. 420p.
- Donadille86 DONADILLE, C., ROSSARD, C., THOMAS, B. **Annealing Process: Recovery, Recrystallization and Grain Growth**. Riso Laboratory, Roskilde. Dinamarca, p. 285-290, 1986.
- Dutta87 DUTTA, B., SELLARS, C. M. Effect of Composition and process variables on Nb(C,N) precipitation in niobium microalloyed austenite. **Materials Science and Technology**, v. 3, p. 197-205, março, 1987.
- Eckart90 ECKART, H. Equipment and Process in Basic Oxygen Steelmaking Plants for the Adjustment of Ultra Low Contents of C, P, S and N. **Metallurgical Plant and Technology**, v. 2, p. 26-27, fevereiro 1990.

- Estrin84 ESTRIN, Y., MECKING, H. A. Unified Phenomenological Description of Work Hardening and Creep Based on One-Parameter Models. **Acta Metallurgica**, v. 32, n 1, p. 57-70, 1984.
- Ferron87 FERRON, G., TOUATI, M. T. **Acta Metallurgical**, v. 35, p. 1281, 1987.
- Fields57 FIELDS, D. S., BACKOFEN, W. A. Determination of Strain-Hardening Characteristics by Torsion Testing, **Anais, American Society Test Material**, v. 57, p. 1259 - 1271, 1957.
- Garofalo63 GAROFALO, F. An Empirical Relation Defines the Stress Dependence of Minimum Creep Rate in Metals. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 227, p. 351-355, abril, 1963.
- Gottstein91 GOTTSTEIN, G., CHANG, L., YUNG, H. F. Dynamic Recrystallization and Microstructural Evolution in Ni3Al. **Materials Science and Technology**, v. 7, p. 158-166, fevereiro, 1991.
- Gottstein83 GOTTSTEIN, G., KOCKS, U. F. **Acta Metallurgica**, v. 31, p. 175-188, 1983.
- Gottstein83a GOTTSTEIN, G. **Metallurgical Science**, v. 17, p. 497-502, 1983.

- Gottstein79 GOTTSTEIN, G., ZABARDJADI, D., MECKING, H. Dynamic Recrystallization in Tension-Deformed Copper Single. **Metal Science**, p. 223-227, março-abril, 1979.
- Gupta90 GUPTA, I., BHATTACHARYA, D. Metallurgy of Formable Vacuum Degassed Interstitial Free Steels. **The Minerals, Metals & Materials Society**, p. 43-72, outubro, 1990.
- Hart73 HART, E. W, SOLOMON, H. D. Load Relaxation Studies of Polycrystalline High Purity Aluminum. **Acta Metallurgica**, v. 21, março, p. 295-307, 1973.
- Hashimoto88 HASHIMOTO, S., YAKUSHIJI, T., KASHIMA, T, HOSOMI, K. Effect of Hot Rolling Condition on R-Value of Hot Rolled and Annealed Extra Low Carbon Steels. In: **Thermec'88**, 1988, p. 652-659.
- Hernandez96 HERNANDEZ. C. A, MEDINA, S. F., RUIZ J. Modeling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steels. **Acta Mater.**, v. 44, n. 1, p. 155-163, 1996.
- Hodgson92 HODGSON, P. D., GIBBS, R. K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 32, p. 1329-1338, dezembro, 1992.

- Hoffmann94 HOFFMANN, W. A. M., JORGE JR. A. M., BALANCIN O.
Determinação da energia de ativação aparente para a deformação a quente de um
aço inoxidável duplex. In: **CBCIMAT**, 1994, p. 235-238.
- Huang98 HUANG, J. C., FU, B. Y., LOU, LEE, H.L. On Activation
Energy During Initial Stage of Superplastic Deformation. **Scripta Materialia**, v. 39,
n. 1, p. 95-102, 1998.
- Itami95 ITAMI, A., USHIODA, K., KIMURA, N., ASANO, H.,
KIMURA, Y., KOYAMA, K. Development of New Formable Cold Rolled Sheet
Steels for Automobile Body Panels. **Nippon Steel Technical Report**, n. 64, janeiro,
1995.
- Johnston59 JOHNSTON, W. G., GILMAN, J. J. **Journal Applied Physics**,
v.30, p. 129, 1959.
- Jonas69 JONAS, J. J., SELLARS, C. M., McG. TEGART, W. J. Strength
and Structure Under Hot Working Conditions. **Metallurgical Reviews**, v. 14, p. 1-
24, 1969.
- Jorge97 JORGE, A. M. J. **Análise do Comportamento Mecânico de
Aços Inoxidáveis em Altas Temperaturas e Altas Taxas de Deformação**. São
Carlos: UFSCar, 1997. 208 p. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de
Materiais) - Escola de Engenharia de Materiais da UFSCar, 1997.

- Juran79 JURAN, J. M. **Quality Control Handbook**. Cgraw Hill Book Company, New York. 1979.
- Karhausen92 KARHAUSEN, K., KOPP, R. Model for Integrated Process and Microstructure Simulation in Hot Forming. **Steel Research**, v. 63, n. 63, p. 247-256, 1992.
- Karduck83 KARDUCK, P., GOTTSTEIN, G., MECKING, H. Deformation Structure and Nucleation of Dynamic in Copper Single Crystals. **Acta Metallurgica**, v. 31, n. 10, p. 1525-1536, 1983.
- Kaspar93 KASPAR, R., MULLER, P. M., PHILIPP, F., BACKMAN, G. Hot Stress-Strain Curves of Steel Determined by Different Kinds of Deformation. **Steel Research**, v. 12, p. 611-617, junho, 1993.
- Kassner86 KASSNER, M. E., ELMER, J. W., ECHER, C. J. **Metallurgical Transactions**, V. 17^a, P. 2093-2096, 1986.
- Kassner85 KASSNER, M. E., MILLER, A. K. New Developments in Stainless Steels Technology. **ASM**, Metals Park, p. 49-28. 1985.
- Kassner83 KASSNER, M. E., MILLER, A. K., SHERBY, O. D. **Metallurgical Transaction**, v. 13A, p. 1977-1986, 1983.

- Khlestov98 KHLESTOV, V. M., KONOPLEVA, McQUEEN, H. J. Effectes of Hot Deformation on Austenite Transformation in Low Carborn Mo-Nb and C-Mn Steels. **Materials Science and Techonology**, v. 14, p. 783-792, agosto, 1998.
- Kocks76 KOCKS, U. F. Laws for Work - Hardening and Low - Temperature Creep. **Transactions of the ASME**, p. 76-85, janeiro, 1976.
- Kopp85 KOPP, R., ARFMANN, G. The Application of CAD/CAE/CAM from the Viewpoint of Plastic Working Technology. **Steel Research**, v. 56, n. 3, p. 153-156, 1985.
- Kuhlmann89 KUHLMANN, W., HANSEN, N. Theory of Work-Hardening Applied to Stages III and IV. **Metallurgical Transactions**, v. 20A, p. 2393-2397, novembro, 1989.
- Laasraoui91 LAASRAOUI. A., JONAS, J. J. Prediction of Steel Flow Stresses at High Temperatures and Strain Rates. **Metallurgical Transactions**, v. 22A, p. 1545-1558, julho, 1991.
- Laasraoui90 LAASRAOUI, A. **Computer Modeling of Temperature, Flow Stress and Microstructure during the Hot Rolling Steels**. Montreal: McGill University, 1990. 290 p. Tese (Doutorado em Filosofia) - Departamento de Mineração e Metalurgia, 1990.

- Lin93 LIN, J. P., AN, X. Y., LEI, T. Q. Dynamic Recrystallization During Hot Rolling in Al-6Mg Alloy. **Journal of Materials Science Letters**, v. 12, p. 850-851, 1993.
- Luton84 LUTON, M. J. Hot Torsion Testing. In: DIETER, G. E. **Workability Testing Techniques**. Ohio: Metals Parker, ASM, 1984. p. 95-134.
- Martin93 MARTIN, S. G. E., RUZZANTE, J. E. Characterization of True Stress-True Strain Curves Obtained by Hot Deformation of Different Types of Steels. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 29, n. 7, p. 919-924, 1993.
- Martin92 MARTIN, S. G. E., RUZZANTE, J. E. Prediction of the Onset of Dynamic Recrystallization in Different Types of Steels. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 26, n. 3, p. 405-410, 1992.
- Matuszewski91 MATUSZEWSKI, T., MACHMEIER, P. M., McQUEEN, H. J. Torsional Hot Workability in 0.47 C, 0.86 Mn, 0.5 Cr-B Steel from 650 °C to 870 °C. **Metallurgical Transactions**, v. 22A, p. 469-477, fevereiro, 1991.
- Mavropoulos86 MAVROPOULOS, T., RUDDLE, G. E., JONAS, J. J. Effect of Boron on Dynamic and Static Recrystallization in Ultra Low Carbon Nb Steels. In: **HSLA Steels'85**, Anais Metals Park ASM, novembro, 1986, p. 235-241.

- McQueen90 McQUEEN, H. J., EVANGELISTA, E., RYAN, N. D. Dynamic Recrystallization and Recovery Mechanical and Kinetic Behavior, Nucleation and Growth Mechanisms In: **Recrystallization '90**, Ed. T. CHANDRA The Minerals, Metals & Materials Society, 1990.
- McQueen88 McQUEEN, H. J. **Material Science and Engineering**, v. 101, p. 149-160, 1988.
- McQueen85 McQUEEN, H. J. JONAS, J. J. **Journal Applied Metallurgical Working**, v. 3, p. 410-420, 1985.
- McQueen84 McQUEEN, H. J., EVANGELISTA, E., BOWLES, J., CRAWFORD, G. Hot Deformation in Dynamic Recrystallization of Al-5Mg-0,8Mn Alloy. **Metal Science**, v. 18, p. 395-402, agosto, 1984.
- McQueen84a McQUEEN, H. J., JONAS, J. J. **Journal Applied Metallurgical Working**, v. 3, p. 233-241, 1984.
- McQueen77 McQUEEN, H. J. **Metallurgical Transaction**, v. 8A, p. 807-824, 1977.
- McQueen75 McQUEEN, H. J., JONAS, J. J. Recovery and Recrystallization During High Temperature Deformation. In: **Treatise on Materials Science and**

Technology - Plastic Deformation of Materials, Ed. Academic Press, New York, v. 6, p.393-493, 1975.

McQueen72 McQUEEN, H. J., BERGERSON, S. Dynamic Recrystallization of Copper During Hot Torsion. **Metal Science Journal**, v. 6, p. 25-29, 1972.

McShane84 McSHANE, H. B., SHEPPARD, T. **Journal Mechanical Working Technology**, v. 9, p. 147-160, 1984

Mecking86 MECKING, H., NICKLAS, B., ZARUBOV, N., KOCKS, U. F. A "Universal" Temperature Scale for Plastic Flow. **Acta Metallurgica**, v. 34, N. 3, p. 527-535, 1986.

Mecking81 MECKING, H., KOCKS, U. F. Kinetics of Flow and Strain Hardening. **Acta Metallurgica**, v. 29, p. 1865-1875, 1981.

Mecking78 MECKING, H., GOTTSTEIN, G. **Recovery and Recrystallization During Deformation**, F. Haessner, Stuttgart, p. 195-222, 1978

Mecking76 MECKING, H., BULIAN, G. Correlation Between Stress, Strain and Dislocation Arrangement in Weakly Deformed Copper Single Crystals. **Acta Metallurgica**, v. 24, p. 249-260, 1976.

- Medina96 MEDINA, S. F., HERNANDEZ, C. A. The Influence of Chemical Composition on Peak Strain of Deformed Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels. **Acta Mater.**, v. 44, n 1, p. 149-154, 1996.
- Medina96a MEDINA, S. F., HERNANDEZ, C. A. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical of low alloy and microalloyed steels. **Acta Mater.**, v. 44, n. 1, p. 137-148, 1996.
- Medina94 MEDINA, S. F., MANCILLA, J. E., HERNANDEZ, C. Static Recrystallization of Hot. Deformed Austenite and Induced Precipitation Kinetics in Vanadium Microalloyed Steels. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 34, n. 8, p. 689-696, 1994.
- Michael81 MICHEL, J. P., JONAS, J. J. Precipitation Kinetics and Solute Strengthening in High Temperature Austenites Containing Al and N. **Acta Metallurgica**, v. 29, p. 513-525, 1981.
- Najafi92 NAJAFI-ZADEH, A., YUE, S., JONAS, J. J. Influence of hot strip rolling parameters on austenite recrystallization in interstitial free steels. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 32, n. 2, p. 213-221, 1992.
- Nickolas79 NICKOLAS, B., MECKING, H. **Strength of Metals and Alloys**. ICSMA 5. Pergamon Press, Oxford, v. 1, p. 351-356, 1979.

- Obara88 OBARA, T., SATOH, S., OKABA, S. Effect of Impurity Elements and Slab Reheating Condition on Carbide Precipitation and Tensile Properties in Ti-added, Extra-Low Carbon Steels for Deep Drawing. In: **Thermec'88**, 1988, p. 676-683.
- Ochiai94 OCHIAI, I., HIROSHI, O., KAWAMA, A. Effect of Titanium addition on strain aging of low carbon steel wire rod. **Wire Journal International**, p. 74-83, December, 1994.
- Ohtakara72 OHTAKARA, T., NAKAMURA, SAKUI, S. **Transactions Iron and Steel Institute of Japan International**, v.12, p. 207-216, 1972.
- Origin98 **Origin Peak Fitting Module**, Microcal Software, versão 4.1, 1998.
- Ouchi82 OUCHI, C., OKITA, T. Dynamic Recrystallization Behavior of Austenite in Nb-bearing high strength low alloy steels and stainless.. **Iron and Steel Institute of Japan International**. v.22, p. 543-551,1982.
- Pan94 PAN, Y. T., LENARD, J. G. Dynamic Recovery in Nb-Ti IF Steels During Hot and Warm Working, **Steel Research**, v. 65, n. 6, p. 248-253, 1994.

- Park96 PARK, Y. B., LEE, D. N., GOTTETEIN, G. Development of Texture Inhomogeneity during Hot Rolling in Interstitial Free Steel. **Acta Mater.**, v. 44, n. 8, p. 3421-3427, 1996.
- Poliak96 POLIAK, E. I., JONAS, J. J. A One-Parameter Approach to Determining the Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization. **Acta Mater.**, v. 44, n. 1, p. 127-136, 1996.
- Perttula98 PERTTULA, J. S., KARJALAINEN, L. P. Recrystallisation Rates in Austenite Measured by Double Compression and Stress Relaxation Methods. **Material Science and Technology**, v. 14, p. 626-630, julho. 1998.
- Press92 PRESS, H. W., TEUKOLSKY, S. A., VETTERLING, W. T., FLANNERY, B. F. **Numerical Recipes in FORTRAN**. 2 ed. Estados Unidos: Cambridge University Press, 1992, 994p.
- Pussegoda91 PUSSEGODA, L. N., JONAS, J. J. Comparison of Dynamic Recrystallization and Conventional Controlled Rolling Schedules by Laboratory Simulation, **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 31, n. 3, p. 278-288, 1991.
- Rao93 RAO, K. P., HAWBOLT, E. B. Constitutive relationships for hot deformation of a carbon steel: a comparison study of compression tests and torsion tests. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 32, n. 2, p. 165 - 175, 1993.

- Rao92 RAO, K. P., HAWBOLT, E. B. Development of constitutive relationships using compression testing of a medium carbon steel. **Transactions of the ASME**, v. 114, p. 116-122, Janeiro, 1992.
- Richardson67 RICHARDSON, G. J., SELLARS C. M., TEGAR, J. McG. **Acta Metallurgica**, v. 14, p. 1225, 1967.
- Roberts84 ROBERTS, W. **Deformation, Processing and Structure**. Ed G. Krauss, ASM, Metals Park, OH, p,109, 1984
- Roberts79 ROBERTS, W., BODÉN, H., AHBLOM, B. Dynamic Recrystallization Kinetics. **Metal Science**, p. 195-205, março-abril, 1979.
- Roucoules94 ROUCOULES, C., HODGSON, P. D., YUE, S., JONAS, J. J. Softening and Microstructural Change Following the Dynamic Recrystallization of Austenite. **Metallurgical and Materials Transactions**. v. 25A. p. 389-400, fevereiro. 1994.
- Roucoules92 ROUCOULES, C. **Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels**. Montreal: McGill University, 1992. 269 p. Tese de Doutorado - McGill University, 1992.
- Ruibal84 RUIBAL, E., URCOLA, J. J., FUENTES, M. Transition from regular oscillations in flow stress to single peak during high temperature torsional

deformation of a low-alloy steel. **Metals Technology**, v. 11, p. 189-195, maio, 1984.

Ryan90 RYAN, N. D., McQUEEN, H. J. Flow Stress, Dynamic Restoration, Strain Hardening and Ductility Hot Working of 316. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 21, p. 177-199, 1990.

Ryan89 RYAN, N. D. **Work hardening, strength, restorative mechanisms, and ductility in the hot working of 300 series stainless steels.** Montreal: Concordia University, 1989. 215p. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica - Concordia University, 1989.

Saitoh88 SAITOH, H., USHIODA, K., SENUMA, T., NAKAMURA, K., ESAKA, K. Structural and Textural Evolution During Subsequent Annealing of Steel Sheet Hot-Rolled in α Phase. In: **Thermec'88**, 1988, p. 628-635.

Sakai90 SAKAI, T., OHASHI, M. Dislocation Substructures Developed During Dynamic Recrystallization in Polycrystalline Nickel. **Material Science and Technology**, v. 6, p. 1251-1257, dezembro, 1990.

Sakai88 SAKAI, T., OHASHI, M., CHIBA, K., JONAS, J. J. Recovery and Recrystallization of Polycrystalline Nickel after Hot Working. **Acta Metallurgica**, v. 36, n. 7, p. 1781-1790, setembro, 1988.

- Sakai86 SAKAI, T., JONAS J. J. **Annealing Processes, Recovery, Recrystallization and Grain Growth**. Riso, Dinamarca, p. 143-165, 1986.
- Sakai84 SAKAI, T., JONAS, J. J. **Acta Metalurgica**, v. 32, p.189-209, 1984.
- Sakui77 SAKUI, S., SAKAI, T., TADESHI, K. Hot Deformation of Austenite in a Plain Carbon Steel **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 175, p. 718-725, 1977.
- Samuel90 SAMUEL, F. H., YUE, S., JONAS, J. J., BARNES, K. R. Effect of Dynamic Recrystallization on Microstructural Evolution During Strip Rolling. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 30, n 3, p. 216-225, 1990.
- Samuel89 SAMUEL, F. H., YUE, S., JONAS, J. J., ZBINDEN, B. A. Modelling of Flow Stress and Rolling Load of Hot Strip Mill by Torsion Testing. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 29, n^o 10, p. 878-886, 1989.
- Sander94 SANDER, A, SVENTSK, S. Progress in Hot Rolled Flat Product Technology for Demanding Customers. In: **Annual Meeting of the International Iron and Steel Institute**. Outubro, 1994, Colorado, USA.
- Sandström77 SANDSTRÖM, R. On Recovery of Dislocation in Subgrains and Subgrain Coalescence. **Acta Metallurgica**, v. 25, p. 897-904, 1977.

- Sellars90 SELLARS, C. M. Modeling microstructural developments during hot rolling. **Materials Science and Technology**, v. 6. p. 1072-1081, Novembre, 1990.
- Sellars85 SELLARS, C. M. The Kinetics of Softening Processes during Hot Working of Austenite. **Czech. J. Phys.**, v. 35, p. 239-248, 1985.
- Sellars80 SELLARS, C. M. The Physical Metallurgy of Hot Working. In: **International Conference on Hot Working and Forming Processes**. Proceeding...,p. 3-15, 1980.
- Sellars72 SELLARS, C. M., McG. TEGART, W. J. M. Hot Workability. **International Metallurgical Reviews**, v. 17, p. 1-24, 1972.
- Sellars66 SELLARS, C. M., McG. TEGART, W. J. M. La Relation entre la Résistance et la Structure dans la Déformation à Chaud. **Mémoires Scientifiques Rev. Métallurg**, v. 63, n. 9, p. 731-746, 1966.
- Semiatin85 SEMIATIN, S. L., KAHOTI, G.D., JONAS, J. J. Application of the Torsion Test to Determine Workability. In: **ASM Metals Handbook**. 9 Ed. Metals Park: ASM, 1985. v. 8, p. 154-184.
- Semiatin83 SEMIATIN, S. L., HOLBROOK, H. J. **Metallurgical Transactions**, v. 14^A, p. 1681-1695, 1983.

- Senuma94 SENUMA, T., HIROSHI, Y., Textures and Deep Drawability of Low and Ultra-Low Carbon Steel Sheets Hot Rolled Below Ar3 Temperatures. In: **International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels**. Maio 10-11, 1994, Tóquio, p. 636-643.
- Senuma86 SENUMA, T., YADA, H. Microstructural Evolution of Plain Carbon Steels in Multiple Hot Working. In: **Proc. 7th Int. Symp. on "Metallurgy and Materials Science"**, eds. N. Hansen e outros.. Roskilde, Dinamarca, 1986, p. 547-552.
- Siethoff83 SIETHOFF. H., SCHRÖTER, W. Work Hardening and Dynamical Recovery in Silicon and Germanium at High Temperatures and Comparison with FCC Metals. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 17, p. 393-398, 1983.
- Silva95 SILVA, J. M. S. **Estudo sobre a cinética de precipitação e de recristalização em aços extra e ultra baixo carbono microligados com titânio, nióbio e boro**. Belo Horizonte: UFMG, 1995. 400p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) -Escola de Engenharia da UFMG, 1995.
- Soares85 SOARES, J. F., ATUNCAR, G. S., CASTILHO, R. V., RAMALHO, W. **Introdução a Estatística para Engenharia e Ciências Exatas**. Belo Horizonte, Departamento de Estatística, ICEX UFMG, 1985. 429 p.

- Sung90 SUNG, G., SMYTHE, T. W. Recrystallization of Low Carbon Titanium Steels. In: **Recrystallization' 90**, Ed. T. CHANDRA The Minerals, Metals & Materials Society, p. 497-503, 1990.
- Tegart77 McG. TEGART, W. J., GITTINS, A. **The Hot Deformation of Austenite**, AIME, New York, p. 46, 1977.
- Tegart64 McG. TEGART, W. J. M. **Elements of Mechanical Metallurgy**. Nova York: Ed. The Macmillan Company, 1964. 259p.
- Tekaya94 TEKAYA, A. E. Equivalent strain and stress history in torsion tests **Steel Research**, v. 65, n. 2, 1994, p. 65-70.
- Terada91 TERADA, S., KANEKO, S., ISHIKAWA, T., YOSHIDA, Y. Development of Mold Fluxes for Ultra Low Carbon Steels. **Iron and Steel Making**, p. 41-44, setembro, 1991.
- Tiitto83 TIITTO, K., FITZSIMONS, G., DeARDO, A. J. The Effect of Dynamic Precipitation and Recrystallization on the Hot Flow Behavior of a Nb-V Microalloyed Steel. **Acta Metallurgica**, v. 31, p. 1159-1168, fevereiro, 1983.
- Ueki87 UEKI, M., HORIE, S, NAKAMURA, T. Factors Affecting Dynamic Recrystallization of Metals and Alloys. **Materials Science and Technology**, v. 3, p. 329-337, maio, 1987.

- Uvira68 UVIRA, J. L., JONAS, J. J. Hot Compression of Armco Iron and Silicon Steels. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 242, p. 1619-1626, agosto, 1968.
- Van84 VAN VALCK, L. H. **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais**. Trad. Edson Monteiro. Rio de Janeiro: Editora Campus Ltda, 1984. 567 p. Tradução de: Elements of materials science and engineering.
- Weiss79 WEISS, I., JONAS, J. J. Interaction Between Recrystallization and Precipitation During the High Temperature Deformation of HSLA Steels. **Metallurgical Transactions**, v. 10A, p. 831-835, julho, 1979.
- Wray84 WRAY, P. J. Effect of Composition and Grain Size Dynamic Recrystallization of Austenite in Plain Carbon Steels. **Metallurgical Transactions**, v. 15A, p. 2009-2019, novembro, 1984.
- Wulff65 WULFF, J., MOFFATT, W. G., HAYDEN, W. **Mechanical Behavior**. Nova York. Ed. John Wiley & Sons, 1965. 150p.
- Yoshie96 YOSHIE, A., FUJITA, T., FUJIOKA, M., OKAMOTO, K., MORIKAWA, H., Formulation of the Decrease in Dislocation Density of Deformed Austenite Due to Static Recovery and Recrystallization. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 36, n. 4, p. 474-480, 1996.

Yoshie87 YOSHIE, A., MORIKAWA, H., ONOE, Y., ITOH, K.
Formulation of Static Recrystallization of Austenite in Hot Rolling Process of Steel
Plate. **Iron and Steel Institute of Japan International**, v. 27, p. 425-431, 1987.

Young73 YOUNG, C. M., SHERBY. . **Journal Iron and Steel Institute of
Japan**, v. 211, p. 640-647, 1973.

Zener44 ZENER, C. H., HOLLOMON, J. H. Effect of Strain Rate Upon
Plastic Flow of Steel. **Journal of Applied Physics**, v. 15, p. 22-32. janeiro, 1944.