

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

**CORRELAÇÃO ENTRE OS RESULTADOS DE TRAÇÃO A QUENTE E
FLUÊNCIA PARA O COBRE COMERCIALMENTE PURO**

Cayo Roberto Ferreira Dias

São Carlos
2010

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

**CORRELAÇÃO ENTRE OS RESULTADOS DE TRAÇÃO A QUENTE E
FLUÊNCIA PARA O COBRE COMERCIALMENTE PURO**

Cayo Roberto Ferreira Dias

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

Orientador: Dr. Levi de Oliveira Bueno

Agência Financiadora: CNPq

São Carlos

2010

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

D541cr

Dias, Cayo Roberto Ferreira.

Correlação entre os resultados de tração a quente e fluência para o cobre comercialmente puro / Cayo Roberto Ferreira Dias. -- São Carlos : UFSCar, 2011.

96 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2011.

1. Engenharia de materiais. 2. Correlação de dados de tração a quente e fluência. 3. Ensaio mecânico. I. Título.

CDD: 620.11 (20ª)

DEDICATÓRIA

Aos meus pais José Roberto Ferreira Dias, e Maria Aparecida Bolonhezi Dias
À minha irmã Patrícia Ferreira Dias

VITAE DO CANDIDATO

Mestre em Engenharia de Materiais pela UFSCar (2011), Licenciado em Física pela UFSCar (2008)

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
DE CAYO ROBERTO FERREIRA DIAS

APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 11 DE MARÇO DE 2011

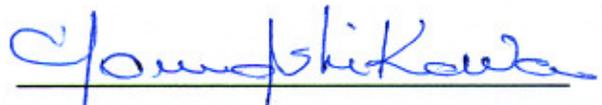
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Ph.D. LEVI DE OLIVEIRA BUENO
ORIENTADOR
UFSCar - DEMa



Prof. Ph.D. TITO LUIZ DA SILVEIRA
E.E. / UFRJ – Rio de Janeiro (RJ)



Prof. Ph.D. TOMAZ TOSHIMI ISHIKAWA
UFSCar - DEMa

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao professor Levi Bueno pelo apoio e orientação durante todas as etapas deste projeto de mestrado.

À empresa STM - Sistemas de Teste em Materiais Ltda pelo apoio financeiro oferecido desde a obtenção do material, sua usinagem e por toda a estrutura necessária para a realização dos ensaios mecânicos.

Aos técnicos da STM, Gustavo H. Pelissari, William de O. Paiva e Heber P. Cardoso pelo apoio durante a execução dos ensaios mecânicos.

Aos professores do Departamento de Engenharia de Materiais - DEMa

Ao CNPq pela concessão da bolsa de mestrado

Ao todos os responsáveis pela organização do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais – PPG-CEM.

RESUMO

Dados de tração a quente foram correlacionados com dados de fluência, no cobre comercialmente puro, utilizando-se um critério recentemente proposto para análise destes dois tipos de ensaios em alta temperatura. O critério propõe uma equivalência entre os seguintes parâmetros de cada teste: taxa de deformação, limite de resistência, tempo necessário para atingir o limite de resistência, nos ensaios de tração, respectivamente com: a taxa mínima, a tensão aplicada, o tempo de ruptura, nos ensaios de fluência, a uma dada temperatura de ensaio. O material foi ensaiado em tração na faixa de temperatura de 250 a 550°C, utilizando-se taxas de deformação constantes variando na faixa de $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ a $0,208 \text{ s}^{-1}$. Em fluência, a faixa de temperatura variou de 250 a 525°C com tensões de 7,5 a 60 MPa na modalidade carga constante. A conversão dos dados de tração a quente para fluência tornou possível a análise de todos os resultados segundo relações propostas por diversos autores na literatura de fluência, a saber: Norton, Arrhenius, Zener-Hollomon e Monkman-Grant, com determinação dos parâmetros correspondentes em cada caso. Os dados também foram analisados segundo 4 diferentes métodos comumente citados na literatura tradicional de parametrização de dados de fluência: Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn, Manson-Succop e Manson-Haferd. Com exceção do método de Larson-Miller, todas as tentativas de correlacionar dados de tração a quente e fluência produziram excelentes resultados. Além da correlação entre os dois tipos de ensaios, foi realizada uma ampla análise dos resultados de tração a quente e fluência, separadamente, discutindo-se o comportamento mecânico do cobre comercialmente puro em cada o caso.

CORRELATION BETWEEN HOT TENSILE AND CREEP TESTS FOR COMMERCIALLY PURE COPPER

Hot tensile test data were correlated with creep data, in commercially pure copper, using a recently proposed criterion for the analysis of these two kinds of tests at high temperature. The criterion considers the equivalence between the following parameters in each case: deformation rate, ultimate tensile stress, time taken to reach the ultimate tensile stress, in tensile tests respectively with: minimum creep rate, applied stress, rupture time, in creep tests, at a certain test temperature. In tension, the material was tested in the temperature range from 250 to 550°C, using constant deformation rates varying from $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ to 0.208 s^{-1} . In creep the temperature range varied from 250 to 525°C with stresses varying from 7.5 to 60 MPa at constant load. The conversion of the hot tensile data to creep data made possible the common analysis of all the results according to typical relations proposed by several authors in creep literature: Norton, Arrhenius, Zener-Hollomon and Monkman-Grant, with determination of the corresponding parameters in each case. The data were also analyzed according to four different parameterization methods commonly mentioned in the traditional creep literature for data extrapolation: Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn, Manson-Succop and Manson-Haford. With exception of the Larson-Miller method, all the attempts for data correlation of hot tensile and creep tests produced excellent results. In addition to the correlation between these two kind of tests, a detailed analysis of the results of hot tensile and creep tests was carried out, separately, with discussion of the mechanical behavior of the commercially pure copper in each case.

PUBLICAÇÕES

TRABALHOS APRESENTADOS EM CONGRESSOS:

- 1 – DIAS, C. R. F.; BUENO, L. O. Correlação Tração a Quente e Fluência para o Cobre Comercial Puro. Parte 1: Relações entre Tensão, Taxa De Deformação, Tempo de Ruptura e Temperatura. In: ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA, MATERIAIS E MINERAÇÃO, 2010, Rio de Janeiro-RJ,. **Anais do 65° Congresso Anual da ABM**. Em CD ROM.
- 2–BUENO, L. O. ; DIAS, C. R. F. Correlação Tração a Quente e Fluência Para o Cobre Comercial Puro. Parte 2: Aplicação de Diferentes Metodologias de Parametrização. In: ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA, MATERIAIS E MINERAÇÃO, 2010, Rio de Janeiro-RJ,. **Anais do 65° Congresso Anual da ABM**. Em CD ROM
- 3 – DIAS, C. R. F. ; BUENO, L. O. Comportamento de Tração a Quente do Cobre Comercialmente Puro na Faixa De 300 a 500 °C: Variação da Resistência e Ductilidade em Diferentes Velocidades de Tração. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS, 2010, Campos do Jordão-SP, **Anais do 19° CBECIMAT**. Em CD ROM.
- 4 – DIAS, C. R. F.; BUENO, L. O. Comportamento em Fluência do Cobre Comercial Puro. Parte 1: Relações Envolvendo Taxa Mínima de Deformação, Tempo de Ruptura, Tensão e Temperatura. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS, 2010, Campos do Jordão-SP, **Anais do 19° CBECIMAT**. Em CD ROM.
- 5 – BUENO, L. O. ; DIAS, C. R. F. Estudo do Comportamento de Fluência do Cobre Comercial Puro. Parte 2: Uma Análise Baseada nas Metodologias Tradicionais de Parametrização. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIA E ENGENHARIA DOS MATERIAIS, 2010, Campos do Jordão-SP, **Anais do 19° CBECIMAT**. Em CD ROM.

TRABALHOS ACEITOS PARA PUBLICAÇÃO

1. DIAS, C. R. F. ; BUENO, L. O. - Equivalência entre dados de Tração a Quente e Fluência para o Cobre Comercial Puro. Parte 1: Relações entre Tensão, Taxa de Deformação, Tempo de Ruptura e Temperatura – Revista Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração. Publicada trimestralmente. Publicação prevista no volume do 1º Trimestre de 2011, em Março de 2011.

2. BUENO, L. O. ; DIAS, C. R. F. - Equivalência entre dados de Tração a Quente e Fluência para o Cobre Comercial Puro. Parte 2: Análise por Diferentes Metodologias de Parametrização - Revista Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração. Publicada trimestralmente. Publicação prevista no volume do 1º Trimestre de 2011, em Março de 2011.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pag.
BANCA EXAMINADORA	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES	ix
SUMÁRIO	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xv
ÍNDICE DE FIGURAS	xvii
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xxiii
1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	1
2 REVISÃO DA LITERATURA	3
2.1 Relações entre Tração a Quente e Fluência.....	3
2.2 O Critério de Equivalência Tração a Quente/Fluência	5
2.3 Validações do Critério em Aços	7
2.4 Comportamento dos Materiais Metálicos Durante a Deformação.....	11
2.4.1 Ensaio de Tração	11
2.4.2 Curva Tensão-Deformação Convencional ou de Engenharia	12
2.4.3 Curva Tensão-Deformação Real ou Verdadeira	13
2.4.4 Encruamento	15
2.4.5 Efeitos da Temperatura e da Taxa de Deformação no Escoa- mento.....	16
2.5 Processos de Amaciamento	18
2.5.1 Recuperação e Recristalização	18
2.5.2 Recuperação Dinâmica	19
2.5.3 Recristalização Dinâmica	20
2.6 Fluência	22
2.6.1 Efeito da Tensão e da Temperatura no Processo de Fluência ...	23
2.6.2 Fratura por Fluência	24
2.6.3 Equação Geral de Fluência.....	25

2.6.4 Relação de Norton.....	25
2.6.5 Relação de Arrhenius	26
2.6.6 Mecanismos de Deformação por Fluência	27
2.6.7 Relação de Monkman – Grant	28
2.6.8 Parâmetro de Zener-Hollomon	29
2.6.9 Mapa de Deformação do Cobre.....	29
2.6.10 Métodos de Parametrização	31
2.6.11 Exemplos de Problemas com o Fenômeno de Deformação em Altas Temperaturas no Cobre	32
3 MATERIAIS E MÉTODOS	35
3.1 Ensaio de Tração	38
3.2 Ensaio de Fluência	38
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	41
4.1 Ensaio de Tração	41
4.1.1 Variação da Resistência e Ductilidade em diferentes Velocidades de Tração	41
4.1.2 Variação do Limite de escoamento, Limite de Resistência, Alongamento Final e Redução de Área com a Temperatura e a Taxa de Deformação.....	47
4.1.3 Avaliação dos Parâmetros de Encruamento e Sensibilidade à taxa de Deformação n' , K' , m' e C'	52
4.1.4 Mecanismos de Fratura em Tração	57
4.2 Ensaio de Fluência	59
4.2.1 Curvas de Fluência	59
4.2.2 Relações de Monkman - Grant, Norton, Arrhenius e Zener - Hollomon.....	62
4.2.3 Mecanismos de Fratura em Fluência	65
4.2.4 Parametrização de Dados de Fluência	68
4.3 Correlação de dados de Tração a Quente e Fluência.....	73
4.3.1 Análises Segundo as Relações de Norton, Zener-Hollomon e Monkman-Grant	73

4.3.2 Análise Segundo as Metodologias de Parametrização: Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn, Manson-Haferd e Manson-Succop.....	78
4.4 Discussão Geral dos Resultados.....	83
5 CONCLUSÕES	87
5.1 Ensaio de Tração a Quente.....	87
5.2 Ensaio de Fluência.....	88
5.3 Correlação Tração a Quente/Fluência.....	89
6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	91
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	93

ÍNDICE DE TABELAS

	Pag.
Tabela 3.1 – Composição química do cobre comercialmente puro, em <i>ppm.</i>	35
Tabela 4.1 – Condições de Temperatura e Tensão e Tempo de Ruptura dos Ensaios de Fluência	60
Tabela 4.2 – Valores da Energia de Ativação média para Fluência.....	64

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pag.
Figura 2.1 – Comparação entre a taxa mínima de fluência prevista e observada. Gráfico adaptado de Steen [5].....	3
Figura 2.2 – Gráfico de fluência adaptado de Osgerby e Dyson [6]. O material é similar em composição ao Nimonic 101 e foi ensaiado a 800°C...	4
Figura 2.3 – Previsão da curva de tração a quente. Gráfico adaptado de Osgerby e Dyson [6].....	5
Figura 2.4 – Variação da tensão aplicada com o tempo de ruptura nos ensaios de fluência analisada conjuntamente com o LRT e o tempo para sua ocorrência no aço 2,25Cr-1Mo. Gráfico adaptado de [1].....	8
Figura 2.5 – Variação da carga utilizada com o tempo de ruptura nos ensaios de fluência analisada conjuntamente com a tensão verdadeira do LRT e o tempo de ocorrência do LRT no Aço Inoxidável AISI 310. Gráfico adaptado de [1].....	9
Figura 2.6 – Gráfico Log (taxa de deformação) <i>versus</i> Log (tempo de ruptura) para os dados de tração a quente e fluência do aço A268/Tp 446 [4].....	10
Figura 2.7 – Gráfico Log (taxa de deformação) <i>versus</i> Log (tempo de ruptura) para os dados de tração a quente e fluência do material liga Kanthal-APM [4].....	10
Figura 2.8 – Representação esquemática de uma máquina de tração.....	11
Figura 2.9 – Curva convencional tensão-deformação típica de um ensaio de tração. Os correspondentes pontos: 1- Tensão do Limite de Resistência à Tração (σ_{LRT}); 2- Tensão de escoamento convencional ($\sigma_{0,2}$); 3- Limite de Proporcionalidade (σ_p); 4- Tensão de Ruptura do material; 5- Deformação Plástica de 0,2%.....	12
Figura 2.10 – Comparação das curvas tensão-deformação real e tensão deformação convencional.....	14

Figura 2.11 – Curva esquemática de tensão-deformação ilustrando o encruamento dos materiais	16
Figura 2.12 – Esquematização do comportamento da curva tensão-deformação e dos parâmetros tensão de escoamento e limite de resistência a tração quando a taxa de deformação aumenta ou a temperatura diminui.....	17
Figura 2.13 – Evolução microestrutural de um material que recristaliza dinamicamente durante o trabalho a quente.	20
Figura 2.14 – Curva tensão-deformação para o cobre com 99,9% de pureza, tracionado a 700°C em várias taxas de deformação. Gráfico adaptado de Lim e Lu [15].....	21
Figura 2.15 – Curva típica de um ensaio de fluência de um material submetido a uma carga constante e temperatura elevada.....	22
Figura 2.16 – Alteração das características de fluência com a variação da tensão ou da temperatura. Na figura, $T_3 > T_2 > T_1 > T_0$ ou $\sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$	24
Figura 2.17 – Mapa de deformação do cobre puro [19].....	30
Figura 2.18 – Métodos de parametrização, a) Larson-Miller, b) Orr-Sherby-Dorn, c) Manson-Haferd, d) Manson-Succop.....	32
Figura 3.1 – Microestrutura do cobre comercial como recebido, com a presença de grãos alongados por encruamento.....	36
Figura 3.2 – Microestrutura do cobre comercial após o recozimento a 600°C por 1 hora resultando em uma estrutura granular mais homogênea com diâmetro médio de grão próximo a 80 μm	36
Figura 3.3 – Curvas de tração em temperatura ambiente no cobre a) antes; b) após o tratamento térmico a 600°C por 1 hora.....	37
Figura 3.4 – Desenho esquemático de um corpo de prova utilizado nos ensaios mecânicos.....	37
Figura 3.5 – Equipamentos usados neste trabalho: a) Máquina universal de tração; b) Conjunto de 10 máquinas de fluência.....	39
Figura 4.1 – Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 250°C	42

Figura 4.2 – Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 300°C	43
Figura 4.3 – Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 350°C	43
Figura 4.4 – Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 400°C	44
Figura 4.5 – Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 450°C.....	44
Figura 4.6 – Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 500°C.....	45
Figura 4.7 – Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 550°C	45
Figura 4.8 – Gráfico adaptado de Prasad e Rao [29] contendo as curvas obtidas em torção, comparando o escoamento do cobre com alto e baixo teor de oxigênio.....	47
Figura 4.9 – Variação do Limite de Resistência a Tração com a Temperatura.....	48
Figura 4.10 – Variação da Tensão de Escoamento com a Temperatura.....	48
Figura 4.11 – Variação do Limite de Resistência a Tração com a Taxa de Deformação.....	49
Figura 4.12 – Variação da Tensão de Escoamento com a Taxa de Deformação.....	49
Figura 4.13 – Variação do Alongamento Final com a Temperatura.....	50
Figura 4.14 – Variação da Redução de Área com a Temperatura.....	50
Figura 4.15 – Variação do Alongamento Final com a Taxa de Deformação..	51
Figura 4.16 – Variação da Redução de Área com a Taxa de Deformação....	51
Figura 4.17 – Variação do expoente de encruamento com a temperatura, nos 5 níveis de velocidade de tração	52
Figura 4.18 – Variação do expoente de encruamento em função da taxa de deformação para os 7 níveis de temperaturas estudadas.....	53
Figura 4.19 – Variação do coeficiente de resistência com a temperatura, nos 5 níveis de velocidade de tração	53

Figura 4.20 – Variação do coeficiente de resistência em função da taxa de deformação nas 7 temperaturas estudadas.....	54
Figura 4.21 – Método para obtenção dos parâmetros da sensibilidade da tensão do limite de resistência à taxa de deformação.....	55
Figura 4.22 – Variação do expoente de sensibilidade da tensão com a taxa de deformação no LRT com a temperatura	56
Figura 4.23 – Variação do coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação no LRT com a temperatura. Obs. Valores de C' para Tensão em MPa e Taxa de Deformação em s ⁻¹	56
Figura 4.24 – Fraturas em Tração a Quente Mostrando a Dependência do Mecanismo de Fratura com a Velocidade de Tração.....	58
Figura 4.25 – Microestrutura do cobre comercial ensaiado a tração a 500°C com a velocidade de 0,8 mm/min. Região da parte útil do corpo de prova....	59
Figura 4.26 – Exemplos de curvas de fluência para o cobre policristalino puro a 300°C, com tensões de 40, 50 e 60 MPa	61
Figura 4.27 – Exemplos de curvas de fluência para o cobre policristalino puro a 50 MPa, nas temperaturas de 275, 300 e 325°C	61
Figura 4.28 – Gráfico referente à relação de Norton	62
Figura 4.29 – Gráfico referente à relação de Monkman-Grant.....	63
Figura 4.30 – Diagrama de Arrhenius para as 6 linhas de iso-tensão	63
Figura 4.31 – Gráfico do parâmetro de Zener-Hollomon. No caso, o parâmetro Z é igual: $\dot{\epsilon}_{\min} \times \exp(100000 / RT)$	65
Figura 4.32 – Corpos de prova fraturados por fluência organizados em ordem crescente do tempo de ruptura.....	66
Figura 4.33 – Micrografias do cobre comercial após o ensaio de fluência a 350°C com 10 MPa. a) Região da rosca; b) Região útil do corpo de prova.....	67
Figura 4.34 – Micrografias do cobre comercial após o ensaio de fluência a 450°C com 10 MPa. a) Região da rosca; b) Região útil do corpo de prova.....	67
Figura 4.35 – Queda de Resistência à Fluência com o Tempo de Ruptura..	68

Figura 4.36 Variação do tempo de ruptura com a temperatura, para cada nível de tensão.....	69
Figura 4.37 – Variação do tempo de ruptura com o inverso da temperatura, para cada nível de tensão.....	69
Figura 4.38 – Curva paramétrica de Larson-Miller, com $C = 6,313$	70
Figura 4.39 – Curva paramétrica de Manson-Haferd, com $T^* = 0$ e $LOGtr^* = 9,523$	71
Figura 4.40 – Curva paramétrica de Manson-Succop, com $B = - 0,0124$	71
Figura 4.41 – Curva paramétrica de Orr-Sherby-Dorn, com $A = 5066,05$	72
Figura 4.42 – Teste da eficiência do método de Larson-Miller com os dados de Fluência.....	73
Figura 4.43 – Relação de Norton para os dados de fluência juntamente com os de tração a quente.....	74
Figura 4.44 – Diagrama de Arrhenius para as linhas de iso-tensão em fluência se aproximando dos valores de Limite de Resistência dos ensaios de tração a quente.....	75
Figura 4.45 – Diagrama de Zener-Hollomon contendo dados de fluência juntamente com os de tração a quente. No caso, $Z = \dot{\epsilon}_{min} \times \exp(100000/RT)$	76
Figura 4.46 – Diagrama de Zener-Hollomon contendo dados de fluência juntamente com os de tração a quente. No caso, $Z = \dot{\epsilon}_{min} \times \exp(130000/RT)$	77
Figura 4.47 – Gráfico de Monkman-Grant para os dados de fluência e de tração a quente.....	78
Figura 4.48 – Gráfico da queda de resistência com o tempo para os dados de tração a quente e de fluência.....	79
Figura 4.49 – Curva paramétrica de Larson-Miller para $C = 6,3127$	80
Figura 4.50 – Curva paramétrica de Orr-Sherby-Dorn, com $A = 5066,05$	81
Figura 4.51 – Curva paramétrica de Manson-Succop, com $B = - 0,0124$	81
Figura 4.52 – Curva paramétrica de Manson-Haferd, com $T^* = 0$ $LOGtr^* = 9,5226$	82
Figura 4.53 – Teste de eficiência do método de Manson-Haferd	83

Figura 4.54 – Mapa de Deformação do cobre puro. Região Vermelha e Azul são correspondentes, respectivamente, às condições de ensaios de tração a quente e fluência utilizadas neste trabalho [19]..... 85

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

- A_0 – Constante da Equação Geral de Fluência
 A' – Constante da relação de Norton.
 A – Constante do Método de Orr-Sherby-Dorn
 A_f – Alongamento Final
 B' – Constante da relação de Arrhenius
 B – Constante do Método de Manson-Succop
 C – Constante do Método de Larson-Miller
 C' – Coeficiente de Sensibilidade à Taxa de Deformação
 d – Tamanho de Grão
 E – Módulo Elástico
 ε – Deformação Convencional
 $\dot{\varepsilon}$ – Taxa de Deformação
 $\dot{\varepsilon}_{\min}$ – Taxa Mínima de Fluência
 ε_v – Deformação Verdadeira
 FL – Fluência
 G – Módulo de Cisalhamento
 K' – Coeficiente de Resistência
 K – Constante de Monkman-Grant
 LRT – Limite de Resistência a Tração
 m' – Expoente de Sensibilidade à Taxa de Deformação
 n' – Expoente de Encruamento
 m – Expoente da relação de Monkman-Grant
 n – Expoente de Tensão ou de Norton
 p – Expoente do Tamanho de Grão
 Q_f – Energia de Ativação Aparente de Fluência
 R – Constante Ideal dos Gases
 RA – Redução de Área
 T – Temperatura

- t_r – Tempo de Ruptura
- T^* – Temperatura de Intersecção das Linhas de Iso-Tensão do Método de Manson-Haferd
- tr^* – Tempo de Ruptura do Método de Manson-Haferd formado pela Intersecção das Linhas de Iso-Tensão no Gráfico LOG(tr) versus T
- TQ – Tração a Quente
- U_T – Tenacidade em Tração.
- V_T – Velocidade de Tração
- Z – Parâmetro de Zener-Hollomon
- σ_{LRT} – Tensão de Limite de Resistência a Tração
- $\sigma_{0,2}$ – Deformação de Escoamento Convencional
- σ – Tensão Convencional
- σ_v – Tensão Verdadeira

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A deformação por fluência é uma das principais causas da deterioração de equipamentos e componentes de indústrias de geração de energia e de processamento químico e petroquímico que trabalham a elevadas temperaturas e tensões por um determinado período de tempo.

Atualmente, para fazer a previsão da vida útil desses equipamentos é utilizado o convencional ensaio de fluência onde se busca simular as condições do material em serviço. Neste ensaio um corpo de prova é submetido a uma tensão estática ao mesmo tempo em que é mantido em um forno a uma temperatura constante e, geralmente elevada em relação à temperatura de fusão do material. Este é um ensaio de relativa dificuldade de realização por demandar um aparato laboratorial considerável além de funcionários qualificados e treinados para a execução dos testes. Os testes de fluência são geralmente de longa duração, podendo se prolongar por dias, meses e até alguns anos, sendo este, portanto, um ensaio oneroso em consequência dos elevados custos energéticos para manter o forno funcionando em altas temperaturas durante todo o tempo de ensaio.

Alternativas têm sido buscadas por pesquisadores para extrapolação de dados de fluência visando à diminuição de custos e maior agilidade na obtenção de informações de fluência de materiais metálicos expostos às condições citadas anteriormente. Recentemente, uma metodologia desenvolvida por Bueno [1] tem mostrado bons resultados na caracterização de materiais ferrosos em geral através da análise conjunta de dados de tração a quente e fluência em uma determinada faixa de temperatura [2-4]. Este trabalho busca estudar a aplicabilidade desta metodologia no cobre comercialmente puro, com o objetivo de verificar se ela seria adequada para os materiais não ferrosos. Embora o cobre não tenha importantes aplicações como material estrutural na área de fluência, este trabalho pode contribuir para uma maior amplitude de validação deste critério em variedades distintas de materiais metálicos, além de ajudar a entender melhor as relações existentes

entre estes dois tipos de ensaios mecânicos, que, até pouco tempo atrás, eram analisados separadamente.

Com a obtenção de resultados de curta duração dos ensaios de tração a quente, espera-se correlacionar com resultados mais longos dos ensaios de fluência para poder caracterizar o cobre comercial em uma ampla faixa de temperaturas e tempos de ruptura.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Relações entre Tração a Quente e Fluência

Ao longo da história alguns estudos apontaram uma tendência de análise conjunta de dados buscando estabelecer uma relação entre tração a quente e fluência. Em 1983, Steen [5] conseguiu relacionar ambos os tipos de testes ao prever a taxa mínima de fluência através de ensaios de tração de curta duração. Este autor sugeriu que ensaios de tração podem ser bastante úteis para prever a taxa de deformação por fluência no estágio secundário por demandar menor tempo na realização do ensaio e resultar em um espalhamento de dados razoavelmente reduzido.

Os resultados obtidos por Steen estão apresentados na Figura 2.1 para diversos aços: ferríticos, austeníticos e refratários. Os símbolos “abertos” representam materiais virgens, os “fechados” materiais que já foram usados em serviço e os em forma de cruz correspondem a materiais soldados. As temperaturas mencionadas no gráfico correspondem às temperaturas de ensaio.

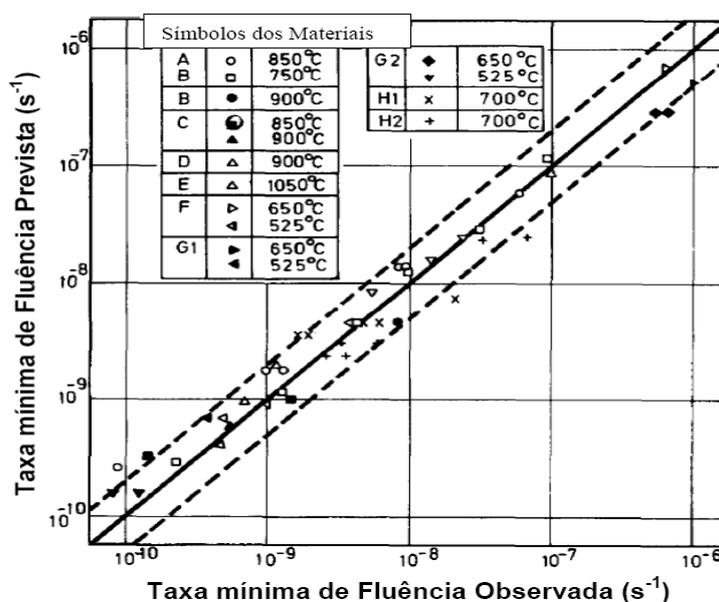


Figura 2.1 Comparação entre a taxa mínima de fluência prevista e observada.

Gráfico adaptado de Steen [5].

Os aços A, B, C e D são refratários do tipo 21Cr-33Ni-1,5Nb; o aço E, também refratário é do tipo 25Cr-35Ni-1Nb; o aço F é um ferrítico do tipo 0,7Cr-0,45Mo; o aço G é ferrítico do tipo 1,1Cr-0,65Mo; e os aços H1 e H2 são austeníticos do tipo Inox 304.

Pode ser observada na figura anterior uma boa aproximação entre a taxa mínima prevista e a experimental. Com exceção de alguns dados dos materiais soldados, onde ocorreu maior espalhamento, todos os outros materiais tiveram ótimos resultados na obtenção da taxa mínima de fluência.

De maneira inversa a Steen, os autores Osgerby e Dyson [6] propuseram que seria possível gerar uma curva de tração através de dados de fluência, utilizando um modelamento físico [7], capaz de descrever o comportamento nos 3 estágios de fluência, com um programa de simulação de deformação nomeado CRISPEN.

As Figuras 2.2 e 2.3 mostram os resultados das simulações físicas e computacionais dos ensaios de tração a quente e de fluência a carga constante, realizados a 800°C em um material similar em composição ao Nimonic 101.

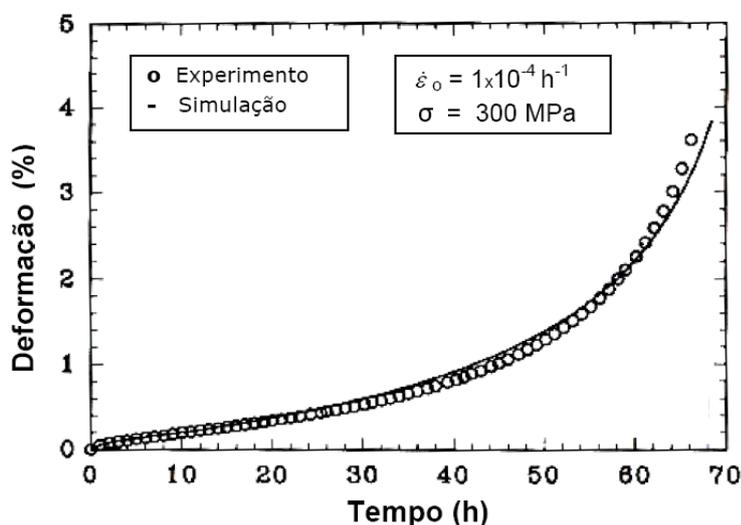


Figura 2.2 Gráfico de fluência adaptado de Osgerby e Dyson [6]. O material é similar em composição ao Nimonic 101 e foi ensaiado a 800°C

A curva de fluência da Figura 2.2 tem como função fornecer os parâmetros necessários para gerar a curva de tração através do

equacionamento proposto. Pode-se observar uma ótima concordância entre a curva traçada pelo programa CRISPEN e os dados experimentais de fluência a tensão constante (Figura 2.2).

Na Figura 2.3, o programa foi modificado para fixar a taxa de deformação e conseguiu fazer a previsão de uma curva de tração a quente que teve também ótima concordância com o resultado experimental.

No ensaio de tração a quente a tensão aumenta com a deformação até um valor de pico, seguido de uma queda decorrente da predominância do processo de amaciamento que é previsto pelo equacionamento. Osgerby e Dyson [6] mostraram que o pico de tensão no ensaio de tração equivale à tensão aplicada no ensaio de fluência.

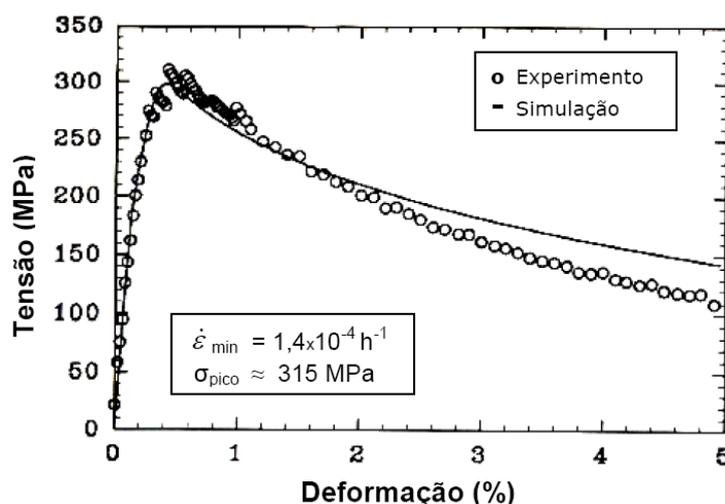


Figura 2.3 Previsão da curva de tração a quente. Gráfico adaptado de Osgerby e Dyson [6].

2.2 O Critério de Equivalência Tração a Quente/Fluência

Como mostrado na seção anterior, os estudos de Steen [5] e Osgerby e Dyson [6] denotaram algum êxito ao tentar relacionar os ensaios de tração a quente e fluência em termos das variáveis de tensão e taxa de deformação, porém, nenhum desses trabalhos havia indicado um parâmetro equivalente ao tempo de ruptura em fluência para o caso de um ensaio de tração. Com a nova

metodologia proposta [1], definiu-se essa equivalência tornando possível caracterizar melhor os materiais metálicos em altas temperaturas.

O critério [1] utilizado para equivalência tração a quente / fluência foi elaborado de maneira quase intuitiva, sem conhecimento dos trabalhos anteriores [5,6], baseado em muitas observações com resultados de tração a quente e fluência, buscando encontrar algum tipo da reciprocidade entre eles.

A analogia entre tração a quente e fluência foi estabelecida considerando que, em um ensaio de tração a temperatura e a taxa de deformação são arbitrariamente mantidas constantes para se verificar a história de tensão, ou resistência do material, enquanto que em um ensaio de fluência a tensão e a temperatura são arbitrariamente mantidas constantes para se verificar de que maneira ocorre a história de deformação do material.

Segundo Penny [8], a vida útil do material em ambos os ensaios pode ser considerada até o momento do surgimento do pescoço, mesmo que este não fracture imediatamente após seu surgimento. Em tração, a carga necessária para manter a velocidade de tração constante decresce a partir do momento em que a estrição aparece. Dessa forma, ainda restará um tempo considerável antes que aconteça a fratura. Já em fluência, a carga constante não possibilita que o material resista por muito tempo depois que a área útil é reduzida (seja por estrição ou por trinca). A propagação da trinca ou a estrição ocorrem momentos antes da fratura, ou seja, bem no final do regime terciário [9].

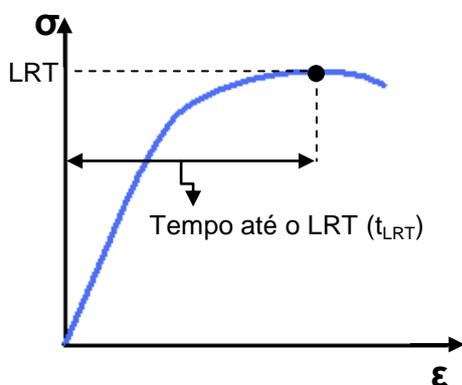
Com as observações relacionando cada ensaio foi proposto o seguinte critério de equivalência [1]:

- a)** a taxa de deformação no ensaio de tração é equivalente à taxa mínima de fluência;
- b)** o limite de resistência a tração (LRT) é equivalente à tensão utilizada no ensaio de fluência;
- c)** o tempo necessário para atingir o limite de resistência a tração é equivalente ao tempo de ruptura do ensaio de fluência.

Observe a esquematização a seguir:

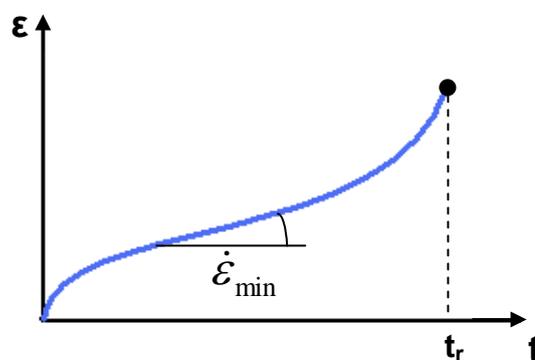
Ensaio de Tração:

Taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) constante
Temperatura T constante



Ensaio de Fluência

Tensão constante (σ_0)
Temperatura T constante



$\dot{\epsilon}_{const.} \Leftrightarrow \dot{\epsilon}_{min}$	$\sigma_r \Leftrightarrow \sigma_0$	$t_{LRT} \Leftrightarrow t_r$
--	-------------------------------------	-------------------------------

Bueno [1] sugere, portanto, que os resultados de tração a quente e fluência são manifestações diferentes da mesma realidade física traduzida pelo comportamento mecânico do material, e que uma equivalência poderia ser estabelecida fornecendo uma adequada correspondência entre estes dois tipos de ensaios.

2.3 Validações do Critério em Aços

Originalmente, o critério [1] foi empregado para analisar conjuntamente os dados de tração a quente e fluência na tese de doutorado de Reis Sobrinho [2]. Este trabalho foi o pioneiro na correlação entre tração a quente e fluência ao aplicar o critério de equivalência no aço 2,25Cr – 1Mo. Posteriormente Santos [3] continuou o estudo no mesmo material realizando um maior número de ensaios de fluência e também testou o critério estudando o aço inoxidável AISI 310.

As Figuras 2.4 e 2.5 são resultados da aplicação do critério para correlacionar dados de tração a quente e fluência mostrando os gráficos da

variação da tensão com o tempo de ruptura respectivamente no aço 2,25Cr – 1Mo e no aço inoxidável 310.

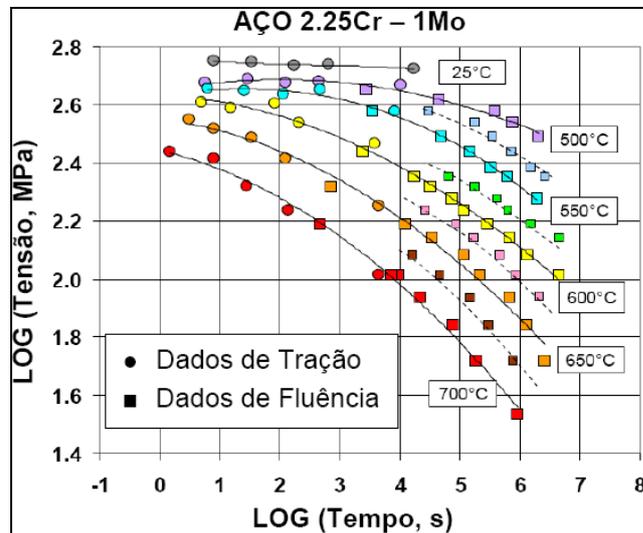


Figura 2.4 Variação da tensão aplicada com o tempo de ruptura nos ensaios de fluência analisada conjuntamente com o LRT e o tempo para sua ocorrência no aço 2,25Cr-1Mo. Gráfico adaptado de [1].

A Figura 2.4 é resultado de uma continuação da pesquisa iniciada na tese de doutorado de Reis Sobrinho [2], possuindo um maior número de dados de fluência que permitiu uma melhor análise da correlação tração a quente e fluência. Estes novos ensaios de fluência foram realizados com tensões mais elevadas, resultando em menores tempos de ruptura. Com estes ensaios mais curtos, foi possível observar os dados de fluência entrando na região dos dados de tração a quente e vice-versa.

A Figura 2.5 mostra uma boa combinação entre os dados de tração a quente e fluência a 700°C no aço inoxidável AISI 310. Também é observado neste material que dados dos dois tipos de ensaios se superpuseram em uma ampla faixa de tempos de ruptura.

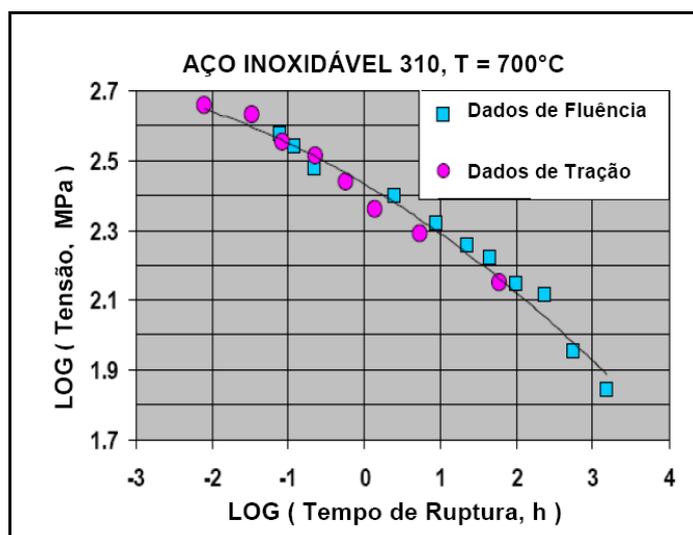


Figura 2.5 Variação da carga utilizada com o tempo de ruptura nos ensaios de fluência analisada conjuntamente com a tensão verdadeira do LRT e o tempo de ocorrência do LRT no Aço Inoxidável AISI 310. Gráfico adaptado de [1].

Recentemente, os resultados de mais dois aços foram analisados utilizando o mesmo critério de correlação de dados empregado neste trabalho. Em 2008, Moreto [4] estudou o comportamento em tração a quente e fluência em dois materiais, o aço inoxidável ferrítico A268/Tp446 e liga tipo Kanthal - APM. Embora não haja muitos dados, a análise se mostrou eficiente e conseguiu unir muito bem os resultados de tração a quente e fluência nas relações de Monkman-Grant e Norton para ambos os materiais. As Figuras 2.6 e 2.7 mostram como ocorreu a correlação dos dados nos dois materiais segundo a relação de Monkman-Grant.

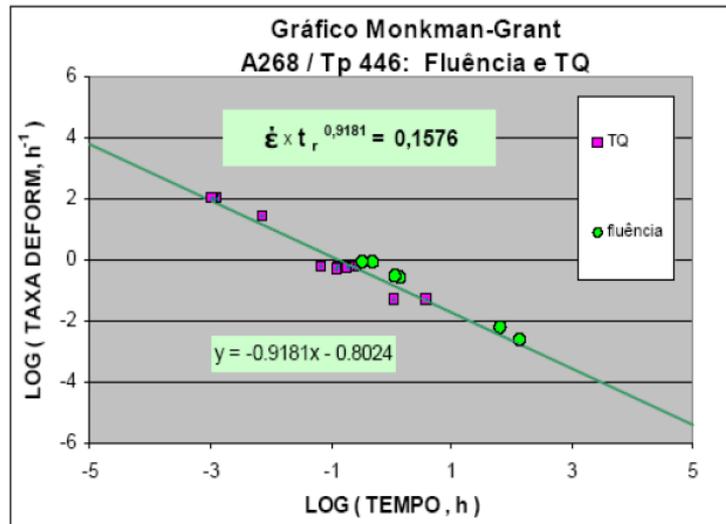


Figura 2.6 Gráfico Log (taxa de deformação) *versus* Log (tempo de ruptura) para os dados de tração a quente e fluência do aço A268/Tp 446 [4].

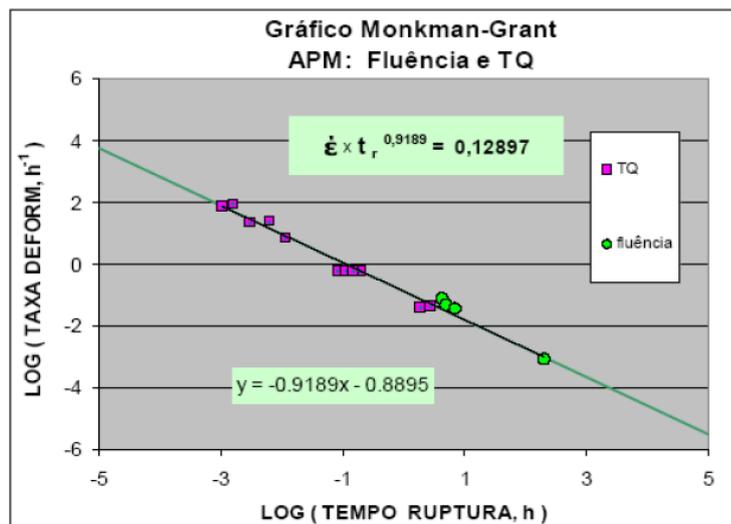


Figura 2.7 Gráfico Log (taxa de deformação) *versus* Log (tempo de ruptura) para os dados de tração a quente e fluência do material liga Kanthal-APM [4].

Nos 4 materiais ferrosos onde o critério foi empregado verificou-se uma tendência geral de concordância dos dados de tração a quente e fluência. Uma série de outros tipos de aços como ferríticos, austeníticos e refratários foram estudados até o momento indicando excelentes resultados na correlação de

resultados, fazendo do critério uma importante ferramenta para extrapolação de dados.

2.4 Comportamento dos Materiais Metálicos Durante a Deformação

2.4.1 Ensaios de Tração

O ensaio de tração é um ensaio relativamente rápido e fácil de ser realizado e gera informações muito importantes sobre as propriedades mecânicas dos diversos materiais metálicos. Neste tipo de ensaio as extremidades dos corpos de prova são submetidas a uma força de tração uniaxial continuamente crescente onde a tensão fica concentrada na parte central, ou, na área útil do corpo de prova. A máquina de tração é projetada para deformar o corpo de prova a taxas constantes e geralmente o ensaio termina com a ruptura do material. A Figura 2.8 mostra uma representação esquemática de uma máquina que realiza um ensaio de tração.

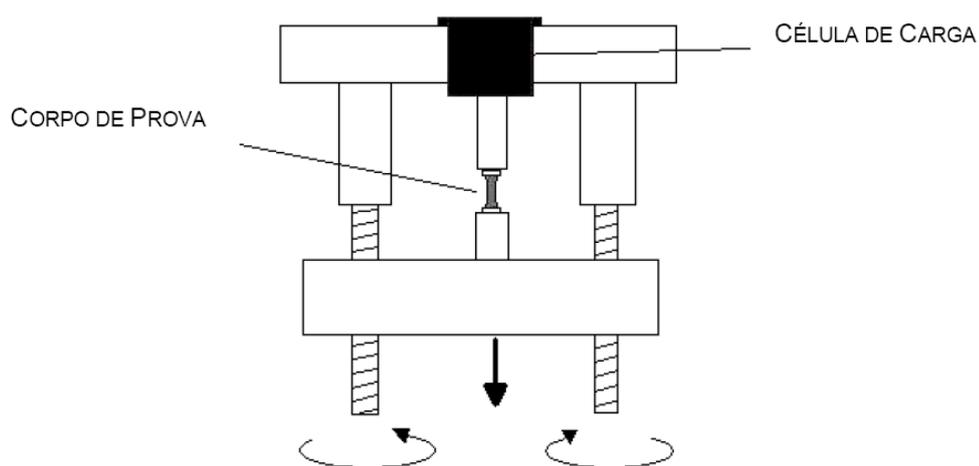


Figura 2.8 Representação esquemática de uma máquina de tração

2.4.2 Curva Tensão-Deformação Convencional ou de Engenharia

Segundo Dieter [10], a forma e a magnitude da curva tensão-deformação dos metais dependem de sua composição, tratamento térmico, história anterior da deformação plástica e da taxa de deformação, temperatura e estado de tensões impostas durante o teste.

Para a maioria dos materiais metálicos a curva tensão-deformação de um corpo cilíndrico uniforme submetido a uma força de tração é representada na Figura 2.9, onde é destacado os seus 5 pontos fundamentais. Na deformação de 0,2% (ponto 5) convencionou-se a tensão de escoamento (ponto 2) onde a deformação já exhibe a componente plástica. A partir do ponto 3 (fim do regime elástico) o material começa a ser encruado uniformemente até o ponto 1 (σ_{LRT}) onde o encruamento deixa de ser uniforme e surge uma região de empescoamento que concentra a maior parte da tensão. Posteriormente a ruptura do material ocorrerá no ponto 4.

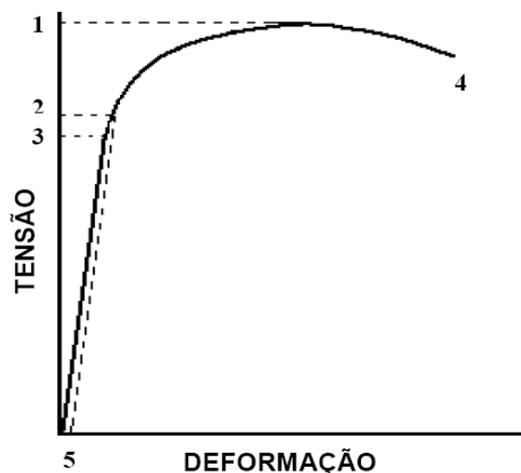


Figura 2.9 Curva convencional tensão-deformação típica de um ensaio de tração. Os correspondentes pontos: 1- Tensão do Limite de Resistência à Tração (σ_{LRT}); 2- Tensão de escoamento convencional ($\sigma_{0,2}$); 3- Limite de Proporcionalidade (σ_p); 4- Tensão de Ruptura do material; 5- Deformação Plástica de 0,2%

A tensão e a deformação convencionais (σ) são dadas pelas equações abaixo:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (2.1)$$

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2.2)$$

onde: σ é a tensão (MPa); F = carga aplicada (N); A_0 = a área inicial da seção transversal (mm^2), ε = deformação (adimensional); l_0 = comprimento inicial antes da aplicação da carga (mm); l = comprimento variável (mm)

Para muitos materiais metálicos tracionados com baixos níveis de tensão (no regime elástico), a tensão e a deformação são linearmente proporcionais e relacionados pela Lei de Hooke:

$$\sigma = E\varepsilon \quad (2.3)$$

onde: E = módulo de elasticidade ou módulo de Young (GPa)

2.4.3 Curva Tensão-Deformação Real ou Verdadeira

A curva tensão-deformação de engenharia não representa fielmente o comportamento do material durante a deformação, pois considera somente as dimensões originais do corpo de prova. Uma maneira de representar com maior exatidão a curva tensão-deformação é construir a curva real ou verdadeira, que considera as constantes mudanças nas dimensões que o corpo de prova sofre durante a deformação. Nesta curva, a área da seção transversal é instantaneamente corrigida durante a deformação e a região de deformação plástica fica mais bem caracterizada, como ilustra a Figura 2.10

No ensaio de tração, a área da seção transversal diminui continuamente com o progresso do ensaio, causando uma queda da carga necessária para continuar a tração. A queda na curva convencional pode passar a impressão que o material está ficando mais fraco, porém, na verdade, ele está se tornando cada vez mais resistente em consequência do encruamento. Segundo Dieter [10], a curva correta, ou, tensão-deformação verdadeira, deve ser crescente até o momento da ruptura em consequência desse aumento na resistência.

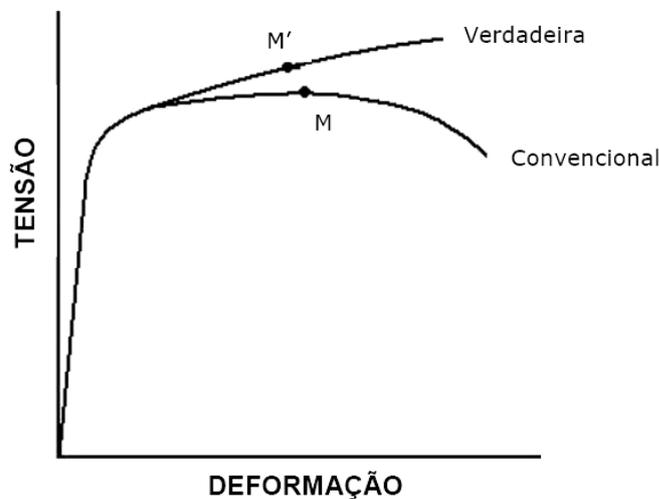


Figura 2.10 Comparação das curvas tensão-deformação real e tensão-deformação convencional

As equações que descrevem a tensão e a deformação verdadeiras consideram o encruamento uniforme, que acontece do início do escoamento até o ponto M (LRT). Após este ponto tem início a formação de um pescoço e o encruamento deixa de ser uniforme.

A relação entre as tensões e deformações verdadeiras com as convencionais é expressa por:

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon) \quad (2.4)$$

$$\sigma_v = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (2.5)$$

onde σ_v e ε_v são respectivamente a tensão e a deformação verdadeiras.

2.4.4 Encruamento

Os materiais metálicos possuem uma capacidade intrínseca de endurecimento à medida que são deformados plasticamente, este fenômeno é denominado encruamento. O encruamento ocorre em metais cristalinos, quando estes deformam plasticamente devido ao movimento de discordâncias. As discordâncias em movimento interagem entre si e com outras imperfeições que dificultam sua capacidade de locomoção e exige uma tensão maior para continuar a deformação plástica [11]. Em geral, o encruamento é mais evidente em baixas temperaturas, sendo reduzido à medida que a temperatura se eleva pela predominância dos processos de recuperação. Materiais como o cobre, em particular, são dúcteis, mas podem ser endurecidos apreciavelmente por trabalho a frio [11].

A equação mais usada para descrever a curva de tensão-deformação de materiais policristalinos é a equação de Ludwik:

$$\sigma = K' \varepsilon^{n'} \quad (2.6)$$

onde: K' = o coeficiente de resistência; n' = expoente de encruamento

A Figura 2.11 mostra como é a curva devido ao encruamento dos metais comparado com a curva geralmente exibida por polímeros e cerâmicas. Quando $n' = 1$ o material exibe somente um comportamento elástico como é o caso das cerâmicas em geral. Quando $n' = 0$ não existe encruamento e a tensão tem valor constante e igual a K' , comportamento mais semelhante dos polímeros em geral. Para a maioria dos metais que sofrem encruamento o valor de n' está entre 0,1 e 0,5.

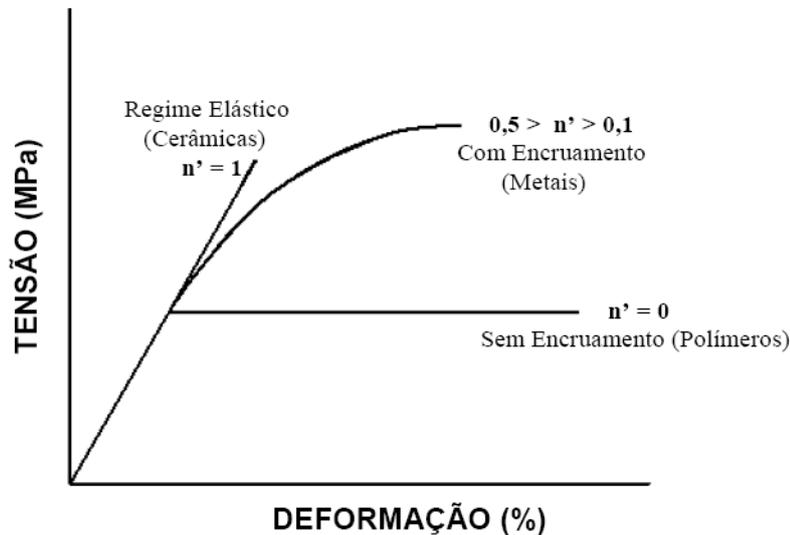


Figura 2.11 Curva esquemática de tensão-deformação ilustrando o encruamento dos materiais

Ambos K' e n' são características particulares de cada material, mas podem assumir valores distintos com a ação de tratamentos térmicos e/ou termomecânicos. A forma logaritma da equação 2.6, representada pela equação 2.7, determina uma reta no gráfico $\text{Log}(\text{tensão verdadeira}) \times \text{Log}(\text{deformação verdadeira})$ permitindo obter os parâmetros de encruamento K' e n'

$$\log \sigma = \log K' + n' \cdot \log \varepsilon \quad (2.7)$$

2.4.5 Efeitos da Temperatura e da Taxa de Deformação no escoamento

Segundo Guest [12] a taxa de deformação em um ensaio de tração a quente influencia diretamente parâmetros como a tensão de escoamento e o limite de resistência a tração, podendo alterar significativamente a forma da curva tensão deformação. À medida que a temperatura aumenta ocorre uma queda do limite de resistência e da tensão de escoamento (este último principalmente em metais cúbicos de corpo centrado) [10]. Em elevadas temperaturas aumenta a mobilidade dos átomos, vacâncias, discordâncias e a difusão acontece mais rapidamente provocando essas perdas nas

propriedades mecânicas. O material geralmente se torna mais dúctil e ainda pode estar sujeito a alguns fenômenos como envelhecimento, precipitação, formação de vazios e recristalização dependendo principalmente da temperatura, taxa de deformação e do material em estudo.

A Figura 2.12 mostra uma esquematização do comportamento da curva tensão-deformação com relação à tensão de escoamento (σ) e tensão de limite de resistência (σ_{LRT}) quando a taxa de deformação aumenta ou a temperatura diminui. Em geral, a deformação de pico também aumenta neste processo: $\epsilon_3 > \epsilon_2 > \epsilon_1$.

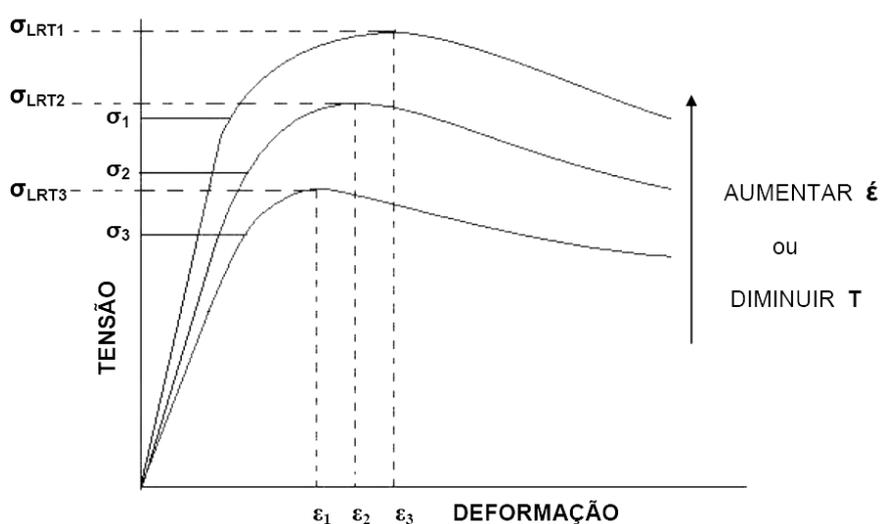


Figura 2.12 Esquematização do comportamento da curva tensão-deformação e dos parâmetros tensão de escoamento e limite de resistência a tração quando a taxa de deformação aumenta ou a temperatura diminui.

Para uma dada temperatura, o aumento da taxa de deformação provoca um aumento no limite de resistência e na tensão de escoamento, ou, para uma dada taxa de deformação, a diminuição da temperatura tem efeito semelhante alterando a forma da curva como esquematizada na Figura 2.12.

Esta dependência da curva com a taxa de deformação e com a temperatura é devido ao maior ou menor grau de encruamento sofrido pelo material durante a tração. Com altas taxas de deformação predomina o

encruamento causado pelo acúmulo de defeitos que promove o aumento da tensão necessária para manter a deformação plástica. Este efeito na curva tensão-deformação é semelhante em baixas temperaturas quando a recuperação dinâmica não é tão eficiente ao ponto de equilibrar com o encruamento.

O parâmetro que indica a dependência das tensões de escoamento e de limite de resistência com a taxa de deformação é conhecido como expoente de sensibilidade à taxa de deformação, m' . Este expoente indica o quanto sensível é a tensão a uma variação na taxa de deformação. A sensibilidade à taxa de deformação dos metais é bem baixa à temperatura ambiente ($< 0,1$), mas aumenta com a temperatura, principalmente em temperaturas acima da metade do ponto absoluto de fusão [10].

Para uma temperatura e deformação constantes, a relação entre a tensão e taxa de deformação é dada pela equação 2.8. A equação 2.9, forma logarítma da equação 2.8, permite a obtenção dos parâmetros C' e m' no gráfico do log (tensão) versus o log (taxa de deformação).

$$\sigma = C'(\dot{\epsilon})^{m'} \quad (2.8)$$

$$\log \sigma = m' \log \dot{\epsilon} + \log C' \quad (2.9)$$

onde C' = coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação; m' é o expoente de sensibilidade à taxa de deformação

2.5 Processos de Amaciamento

2.5.1 Recuperação e Recristalização

Quando materiais metálicos são deformados plasticamente, um marcante ganho nas propriedades mecânicas como dureza e resistência podem ser observados. Esta energia de deformação fornecida no trabalho a

frio fica armazenada no material na forma de lacunas, maclas e principalmente devido ao acúmulo da densidade de discordâncias [13]. Toda essa energia armazenada pode ser liberada nos processos de recuperação e recristalização desde que o material seja recozido em temperaturas elevadas.

No processo de recuperação uma pequena parte da energia armazenada é liberada com o rearranjo de defeitos pontuais na eliminação de lacunas e aniquilação de discordâncias. De acordo com Verhoeven [13] este processo corresponde a todo tipo de amaciamento que acontece no material antes do surgimento dos novos grãos livres de deformações.

É no processo de recristalização que a maior parte da energia armazenada é liberada com a nucleação e crescimento de novos grãos livres de deformações. Todas as propriedades mecânicas antes do trabalho a frio são recuperadas com esse fenômeno. Com a manutenção da temperatura após a recristalização ocorrerá o crescimento do grão podendo assim comprometer as propriedades mecânicas como dureza e resistência.

2.5.2 Recuperação Dinâmica

Mesmo à temperatura ambiente o fenômeno da recuperação dinâmica é muito presente, e é responsável por diminuir o grau de encruamento. Este fenômeno envolve o rearranjo de discordâncias e consiste de dois processos, isto é, discordâncias de sinais opostos são aniquiladas ou se rearranjam formando células com uma densidade de discordâncias relativamente baixa, cercadas por contornos com uma alta densidade de discordâncias [14].

Materiais que possuem alta energia de falha de empilhamento conseguem recuperar dinamicamente durante o trabalho a quente por apresentar maior facilidade de operação de mecanismos termicamente ativados como a escalagem e o deslizamento cruzado de discordâncias. Durante a deformação é estabelecido um equilíbrio dinâmico entre a taxa de geração e de aniquilação das discordâncias sem que acumule energia suficiente para dar início à recristalização dinâmica.

2.5.3 Recristalização Dinâmica

Materiais com baixa ou moderada energia de falha de empilhamento como o níquel e o cobre podem recristalizar dinamicamente durante o trabalho a quente. A recuperação dinâmica não é eficiente nestes materiais, de modo que a aniquilação das discordâncias durante a deformação a quente é inferior à geração das mesmas. Em um dado momento a energia armazenada pelas discordâncias é suficiente para iniciar o processo de recristalização.

Como a recuperação dinâmica não é eficiente, a subestrutura de células ou subgrãos não se torna bem ordenada durante a deformação, assim, suas paredes são mais emaranhadas que as dos materiais que recuperam dinamicamente. Esta subestrutura densa de discordâncias contém energia armazenada funcionando como sítios para a nucleação e crescimento de novos grãos.

À medida que acontece a nucleação dos novos grãos, estes são deformados enquanto crescem (Figura 2.13). Se a taxa de deformação é baixa existe pouca energia armazenada dentro dos novos grãos, conseqüentemente o movimento dos contornos desses grãos não é prejudicado e a recristalização se completa antes de dar início a outro ciclo. Mas se a taxa de deformação for alta o gradiente de deformação do centro para os contornos do grão dificulta o movimento desses contornos, de modo que antes de terminar a recristalização um novo ciclo se inicia.

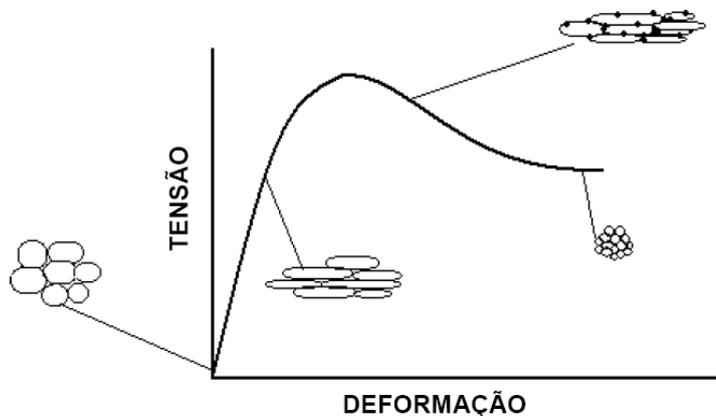


Figura 2.13 Evolução microestrutural de um material que recristaliza dinamicamente durante o trabalho a quente.

Durante uma pesquisa, Lim e Lu [15] observaram a recristalização dinâmica alterar a forma da curva tensão-deformação durante a realização de ensaios de tração a 700°C no cobre com 99,9% de pureza, como mostra a Figura 2.14. À medida que a taxa de deformação é diminuída ocorre uma queda significativa no limite de resistência a tração e na tensão de escoamento do cobre. Com taxas de deformação de $8,3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ até $8,3 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$ a recristalização dinâmica tornou-se periódica e foi seguida por ciclos de encruamento deixando a curva tensão-deformação com uma forma “serrilhada” como mostra a Figura 2.14. Em taxas de deformação mais elevadas ($\geq 8,3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$) estes ciclos diminuem de periodicidade a tal ponto que a recristalização dinâmica após o pico de tensão é praticamente contínua e a curva deixa de apresentar oscilações. Para taxas de deformação menores ou iguais a $6,7 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$ nenhum efeito de recristalização foi observado, pois, nestas taxas, os autores [15] observaram somente a ocorrência de recuperação dinâmica.

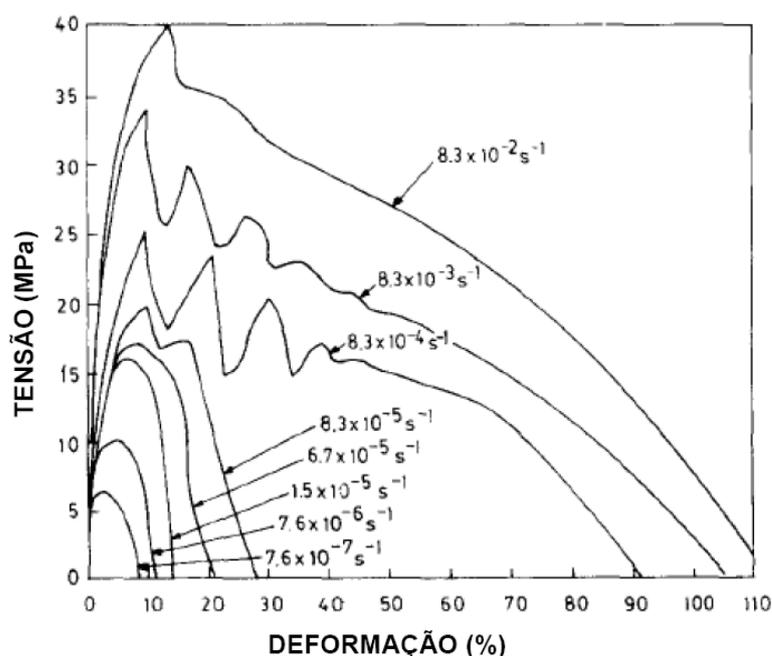


Figura 2.14 Curva tensão-deformação para o cobre com 99,9% de pureza, tracionado a 700°C em várias taxas de deformação. Gráfico adaptado de Lim e Lu [15].

2.6 Fluência

A fluência é um tipo de deformação que age de maneira silenciosa e discreta consistindo em um dos principais fatores de limitação da vida útil dos materiais metálicos que trabalham em condições elevadas temperaturas e tensões estáticas por longos períodos de tempo. Este fenômeno tem importância à medida em que a temperatura aumenta, pois os átomos têm maior mobilidade e os processos controlados por difusão têm significativa influência nas propriedades mecânicas dos metais. Altas temperaturas também facilitam o movimento de discordâncias pelo mecanismo de escalagem, que acontece devido à difusão atômica e à maior presença de lacunas em equilíbrio a dada temperatura [10].

Em alguns metais, a temperatura muda o sistema de deslizamento ou sistemas de deslizamento adicionais são introduzidos, como a deformação dos contornos de grão. A instabilidade microestrutural é outro fato importante que pode ocorrer com a exposição prolongada do metal a altas temperaturas [9]. A Figura 2.15 mostra uma curva típica de um ensaio de fluência.

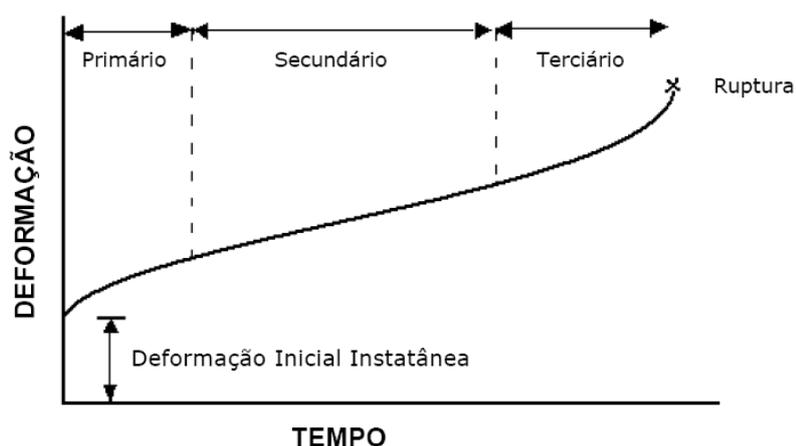


Figura 2.15 Curva típica de um ensaio de fluência de um material submetido a uma carga constante.

A forma da curva de fluência é determinada principalmente pela competição dos processos de encruamento, amaciamento e formação de danos. O encruamento desacelera a taxa de fluência enquanto os processos

de recuperação crescimento de vazios e estrição são responsáveis pelo aceleração da taxa [11].

No início do ensaio ocorre uma deformação inicial devido ao carregamento. Logo após inicia-se o primeiro estágio da fluência conhecido como fluência primária, que é marcada por uma taxa de deformação decrescente causada pelo aumento da resistência do material à fluência como consequência da própria deformação. No segundo estágio denominado fluência secundária ou fluência em regime estacionário, a taxa de deformação é mínima e constante, resultante da competição entre os mecanismos de encruamento e recuperação. É neste estágio que é determinado um dos parâmetros mais importantes do fenômeno de fluência, conhecido como taxa mínima de fluência que corresponde à inclinação da curva neste estágio, ou, $d\varepsilon/dt = \dot{\varepsilon}_{\min}$. No terceiro e último estágio, fluência terciária, ocorre uma aceleração na taxa de deformação que se acentua até a ruptura. O surgimento de vazios no interior do material é uma das principais causas do aceleração da taxa de deformação neste estágio, que pode ser também ocasionado por efeitos metalúrgicos. A estrição no material, quase sempre evidente no corpo de prova fraturado acontece momentos antes da fratura, de modo que, somente no final do estágio terciário o pescoço aparece e é logo seguido pela fratura.

Ainda que os ensaios de fluência sejam realizados com a carga constante, a tensão nem sempre é a mesma durante todo o ensaio. A área do corpo de prova diminui durante a deformação em fluência e pode causar um aumento na tensão resultante.

2.6.1 Efeito da Tensão e da Temperatura no Processo de Fluência

Em um ensaio de fluência, a variação da carga ou da temperatura causa grandes mudanças nas características da curva como mostra a Figura 2.16. A deformação inicial e a taxa mínima de fluência aumentam e o tempo de ruptura diminui com o aumento da carga ou da temperatura. Essa dependência com a

tensão e com a temperatura varia de acordo com o mecanismo de fluência operante [16].

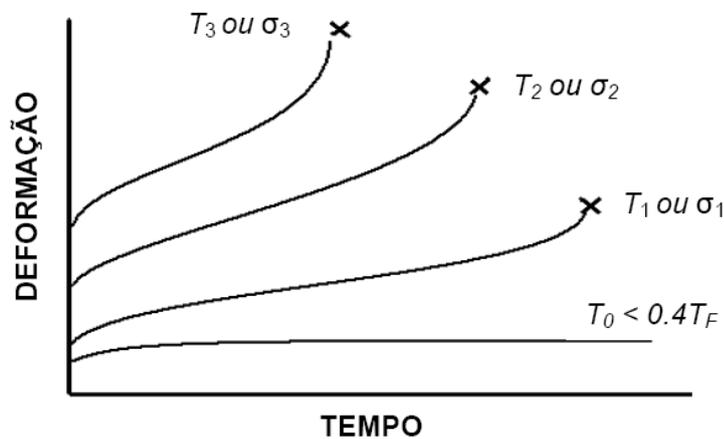


Figura 2.16 Alteração das características de fluência com a variação da tensão ou da temperatura. Na figura, $T_3 > T_2 > T_1 > T_0$ ou $\sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$

2.6.2 Fratura por Fluência

O terceiro estágio de fluência é causado pelo desenvolvimento de trincas intergranulares e cavidades que aceleram a taxa de deformação. Existem dois tipos de formação de trincas intergranulares, tipo cunha (tipo w) e cavidades elípticas (tipo r). As tipo cunha surgem principalmente em pontos triplos de contornos de grão e se propagam ao longo dos contornos normais à tensão aplicada. As cavidades arredondadas surgem devido ao escorregamento dos contornos de grão e ocorrem nas condições de elevadas temperatura e tensões moderadas [10].

Os dois mecanismos de fratura por fluência podem ser classificados em fratura *transgranular* e *intergranular*. Na *transgranular*, similar ao modo de fratura dúctil, a trinca se propaga através dos grãos e a deformação plástica pode produzir uma região de deformação localizada formando uma estrição (pescoço). Na fratura *intergranular* a trinca (tipo w ou r) se propaga ao longo dos contornos de grão causando uma região de fratura praticamente plana sem estrição ou deformação observável ao olho nu. Segundo Wilshire e

Battenbough [17] a fratura intergranular é o modo de fratura responsável por controlar a taxa de deformação em fluência do cobre, causado pelo crescimento de vazios, ou, cavidades nos contornos de grão.

2.6.3 Equação Geral de Fluência

As propriedades de fluência para metais puros são dependentes de diversos fatores como a tensão (σ), a temperatura (T) e o tamanho do grão (d), e é bem descrita, no regime secundário, por uma equação física da forma da equação 2.10 abaixo [18]:

$$\dot{\varepsilon}_{\min} = A_0 \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \left(\frac{1}{d} \right)^p \exp \left(\frac{-Q_f}{RT} \right) \quad (2.10)$$

onde $\dot{\varepsilon}_{\min}$ é a taxa de deformação, G é o módulo de cisalhamento, n é conhecido como expoente de tensão, R é a constante ideal dos gases, A_0 é uma constante dependente da temperatura e da estrutura do material, p é o expoente do tamanho de grão e Q_f a energia de ativação aparente para fluência.

2.6.4 Relação de Norton

A relação de Norton expressa uma dependência da taxa mínima de deformação em fluência com a tensão aplicada. Desde que as tensões sejam baixas e a temperatura alta (acima de $0,4 T_f$) a relação de Norton se torna bem descrita pela seguinte equação:

$$\dot{\varepsilon}_{\min} = A' \times \sigma^n \quad (2.11)$$

A Equação 2.11 na forma logarítmica determina uma reta (Equação 2.11a), cuja inclinação permite a determinação do valor de n e sua intersecção o valor de A' :

$$\text{Log}(\dot{\varepsilon}_{\min}) = \text{Log}(A') + n.\text{Log}(\sigma) \quad (2.11a)$$

As constantes A' e n são dependentes da temperatura e da tensão, além disso, o expoente de tensão (n) fornece informações sobre quais mecanismos de deformação por fluência estão operando [19].

2.6.5 Relação de Arrhenius

A dependência da taxa mínima de fluência ($\dot{\varepsilon}_{\min}$) com a temperatura (T) é normalmente bem representada pela relação de Arrhenius, expressa pela seguinte equação:

$$\dot{\varepsilon}_{\min} = B' \times \exp\left(\frac{-Q_f}{RT}\right) \quad (2.12)$$

A expressão 2.12 na forma do logaritmo neperiano determina uma equação de reta (equação 2.13), onde a energia de ativação aparente Q_f corresponde à constante dos gases R multiplicada pelo coeficiente angular da reta formada no gráfico de Arrhenius ($\text{Ln } \dot{\varepsilon}$ versus $1/T$).

$$\text{Ln} \dot{\varepsilon} = \text{Ln} B' - \frac{1}{T} \frac{Q_f}{R} \quad (2.13)$$

2.6.6 Mecanismos de Deformação por Fluência

Em geral, diferentes mecanismos de deformação ocorrem durante o processo de deformação por fluência sofrida pelos materiais metálicos. Os principais são: fluência por difusão, deslizamento de discordâncias, escalagem de discordâncias e deslizamento dos contornos de grão. A deformação por fluência é influenciada em maior ou menor magnitude por esses mecanismos de deformação, sendo que a deformação resultante é determinada pela contribuição individual dos que operam de maneira mais significativa. Os mecanismos de deformação por fluência dependem da estrutura do material e também das condições em que o ensaio é realizado, podendo o expoente de tensão n assumir valores diferentes de acordo com as condições de ensaio. De um modo geral, à medida que a tensão cresce o expoente de tensão n aumenta, passando por vários valores com diferentes significados físicos.

Quando $n \approx 1$ o mecanismo de deformação dominante é o transporte de átomos por difusão. A deformação controlada por difusão é explicada pela movimentação de defeitos causados pela tensão aplicada, sem que ocorra diretamente o movimento de discordâncias. O fluxo dos átomos é previsto para ocorrer de regiões de compressão para regiões de tração balanceado pelo movimento das vacâncias na direção oposta [16]. Em fluência por difusão, o movimento isolado ou coletivo de átomos ou íons é chamado fluência Nabarro-Herring, se o movimento ocorrer nos contornos de grão é conhecido como fluência Coble. Geralmente, fluência por difusão ocorre em condições de baixa tensão e elevada temperatura, tornando-se mais intenso à medida que decresce o tamanho de grão do material

Para valores de $n \approx 2$ o deslizamento dos contornos dos grãos começa a ter importância e desempenha também papel principal com o início da fratura intergranular [10]. Nas condições de baixas taxas de deformação e elevadas temperaturas, os materiais policristalinos sofrem um cisalhamento na direção dos contornos dos grãos resultando em uma movimentação entre os mesmos. A deformação devido ao escorregamento depende do material e das condições

do ensaio, mas geralmente corresponde a poucos por cento (menos que 50%) da deformação total do metal.

Quando $n \approx 3$ o mecanismo dominante é o de deslizamento de discordâncias controlado pelo atrito viscoso na rede cristalina. O deslizamento de discordâncias é o principal fator controlador da deformação em fluência para as diversas aplicações dos materiais em engenharia [16]. Durante o seu movimento, as discordâncias podem sofrer interações com nuvens de átomos de impurezas intersticiais ou substitucionais presentes na rede cristalina.

Quando $n \approx 5$ as discordâncias conseguem se mover através do processo de escalagem. Este mecanismo geralmente é o controlador da deformação em tensões e temperaturas moderadas. Além do deslizamento, o efeito da temperatura contribui para que as discordâncias se movimentem por escalagem possibilitando contornar os obstáculos ao movimento. A movimentação dos intersticiais e das vacâncias com a tensão externa aplicada torna possível a escalagem das discordâncias para planos de deslizamento paralelos desviando dos obstáculos presentes [11]. Este é o principal mecanismo de deformação por fluência de metais puros e certos tipos de ligas com elementos de liga em solução sólida.

Para metais puros têm se notado a proximidade entre Q_f e a energia de ativação para a auto difusão Q_{ad} , tanto para fluência controlada por difusão como para controlada pelo movimento de discordâncias [18].

Porém, valores de Q_f até metade do valor de Q_{ad} podem ser encontrados quando a difusão passa a ocorrer em temperaturas abaixo de $0,5T_f$, e a deformação passa a ser dependente da movimentação das discordâncias controlada pela difusão em contornos de grão [19].

2.6.7 Relação de Monkman - Grant

O conceito essencial da relação de Monkman-Grant trata da relação íntima entre a taxa mínima de fluência ($\dot{\epsilon}_{\min}$) e o tempo de ruptura (t_r) em fluência da seguinte maneira [16] :

$$\dot{\epsilon}_{\min} \times t_r^m = K \quad (2.14)$$

onde: m é uma constante de valor próximo a 1; K é a constante de Monkman-Grant.

A equação 2.15, forma logaritma da equação 2.14, determina uma equação de reta no gráfico do logaritmo de $(\dot{\epsilon}_{\min})$ versus logaritmo de (t_r) . O coeficiente angular determinado pela reta corresponde ao valor da constante m .

$$\log(\dot{\epsilon}_{\min}) + m \cdot \log t_r = \log K \quad (2.15)$$

2.6.8 Parâmetro de Zener-Hollomon

Segundo Dieter [10] o valor de Z , conhecido como parâmetro de Zener-Hollomon pode ser denominado como taxa de deformação compensada pela temperatura. Este parâmetro analisa o efeito combinado da taxa de deformação com a temperatura de acordo com a equação abaixo:

$$Z = \dot{\epsilon}_{\min} \times \exp(Q_f / RT) \quad (2.16)$$

2.6.9 Mapa de Deformação do Cobre

O mapa de deformação do cobre é apresentado na Figura 2.17 a seguir. O gráfico, proposto por Frost e Ashby [19], mostra em detalhes em que condições predominam os mecanismos de fluência de acordo com a mudança

das três principais variáveis: Tensão, Temperatura e Taxa de Deformação. O gráfico é referente ao cobre puro com tamanho de grão próximo a 100 μm .

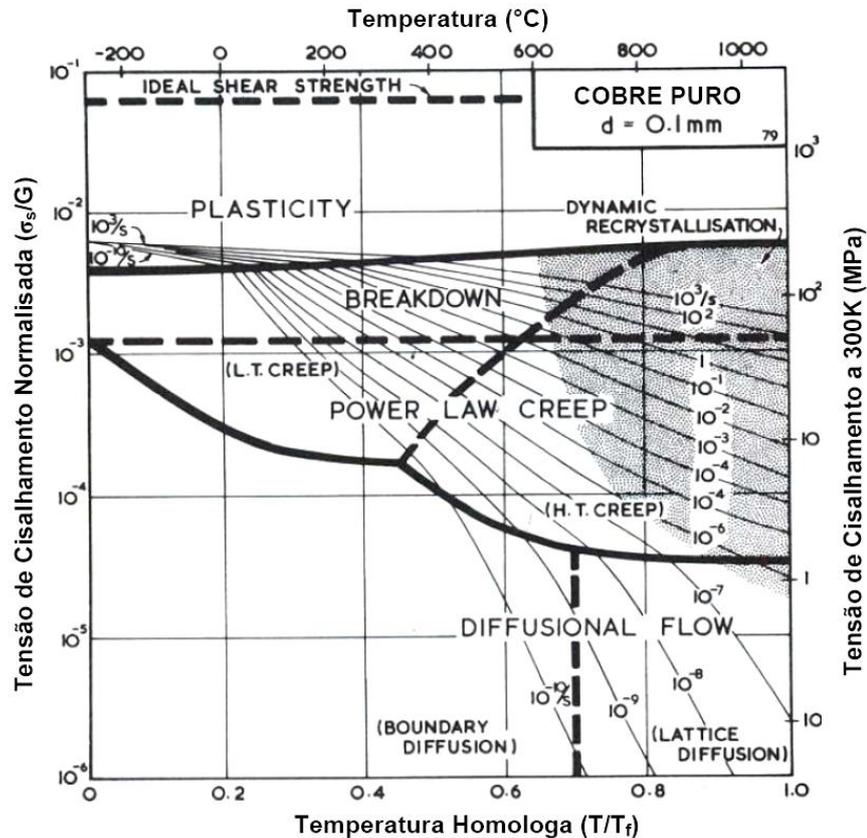


Figura 2.17 Mapa de deformação do cobre puro [19]

A região que ocupa uma extensa área do mapa é a região da Relação Potencial de Fluência (Power Law Creep), onde a fluência tem a forma potencial da maneira descrita pela Lei de Norton (equação 2.11), sendo devida predominantemente ao movimento de discordâncias na rede cristalina. Para taxas de deformação e tensões maiores essa lei que descreve a fluência perde sua validade (na região denominada Breakdown), e a fluência passa a ser descrita por uma função exponencial. Ocorre uma transição na região da Fluência Potencial, onde o controle passa de movimentação das discordâncias por difusão na rede para difusão em contornos, aproximadamente de $0,8T_f$ a $0,5T_f$, à medida que a tensão decresce de: $\sigma_s/G \approx 10^{-2} - 10^{-4}$ (fronteira entre H.T. CREEP e L.T. CREEP).

Em baixas tensões, a fluência por difusão deixa de ser controlada pelo movimento dos átomos na rede cristalina para acontecer nos contornos de grão quando a temperatura diminui para menos de $0,7T_f$.

O fenômeno da recristalização dinâmica só acontece em regiões de elevadas tensão, temperatura e taxas de deformação como indica o mapa.

2.6.10 Métodos de Parametrização

Existe uma série de métodos de parametrização que utilizam equações relacionando a temperatura e o tempo de ruptura para análise de dados de fluência. A definição dos parâmetros se baseia na linearidade e padrão de disposição dos pontos de iso-tensão em gráficos de Log(tempo de ruptura) versus Temperatura ou do Log(tempo de ruptura) versus o Inverso da temperatura. Os diferentes métodos surgem pelas hipóteses de paralelismo ou convergência dessas linhas de iso-tensão nesses gráficos.

De acordo com Viswanathan [16] os métodos de parametrização mais utilizados e que se aplicam neste trabalho estão esquematizados na Figura 2.18. Cada método de parametrização possui uma expressão correspondente a cada parâmetro, a saber:

- | | |
|------------------------------|--|
| a) Método de Larson-Miller | $P = T(C + \text{LOG } tr)$ |
| b) Método de Orr-Sherby-Dorn | $P = \text{LOG } tr - A/T$ |
| c) Método de Manson-Haferd | $P = (\text{LOG } tr - \text{LOG}t^*) / (T - T^*)$ |
| d) Método de Manson-Succop | $P = \text{LOG } tr - B.T$ |

onde, tr = tempo ruptura (h), T = temperatura (K), A , B , C , $\text{LOG}t^*$ e T^* são as constantes de cada método. Os métodos de Larson-Miller e Manson-Haferd consideram *convergência*, enquanto que os métodos de Orr-Sherby-Dorn e Manson-Succop consideram *paralelismo* das linhas de iso-tensão.

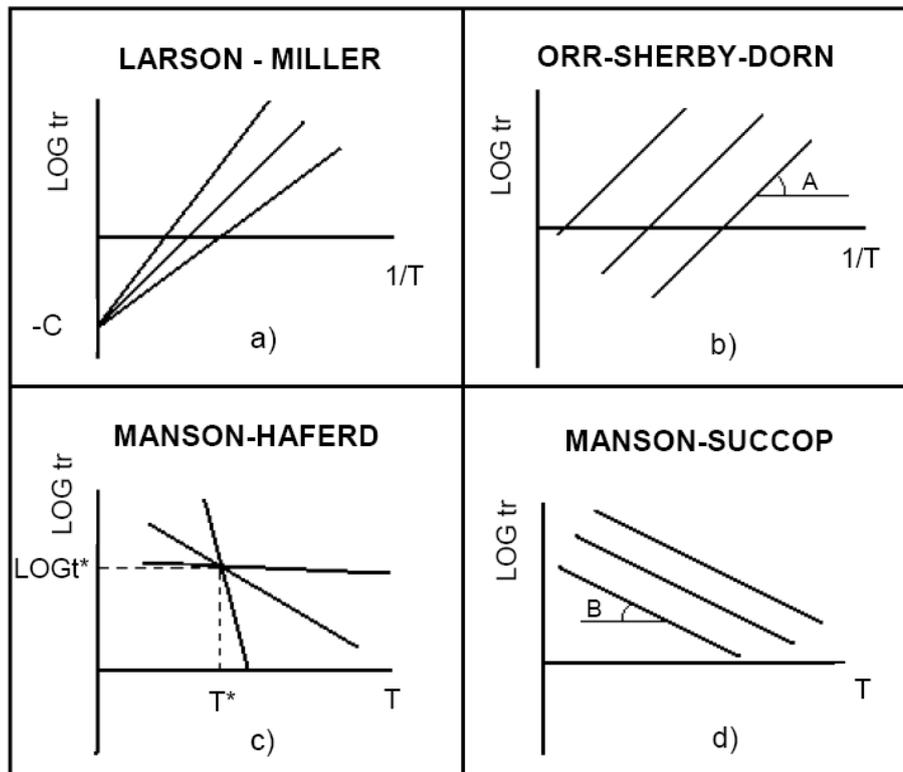


Figura 2.18 Métodos de parametrização, a) Larson-Miller, b) Orr-Sherby-Dorn, c) Manson-Haferd, d) Manson-Succop

2.6.11 Exemplos de Aplicação de Estudo de Fluência no Cobre

O cobre é um material metálico amplamente conhecido pela sua maleabilidade e ductilidade com importantes aplicações industriais, principalmente na condução da eletricidade e calor e por suas boas propriedades de resistência à corrosão. Pode ser utilizado na construção de cabos de transporte de energia elétrica em linhas de transmissões ou como material componente de trocadores de calor, tubulações e caldeiras ou vasos de pressão em certas instalações industriais. Em todas essas aplicações o estudo do fenômeno de fluência no cobre, torna-se importante na previsão de vida nas condições para sua operação em serviço [9, 15, 17, 20].

Ayensu [21], por exemplo, menciona um estudo de fluência no cobre puro visando sua aplicação como material de cabos de energia elétrica em linhas de transmissão. Devido ao aquecimento solar e o efeito Joule, o material

pode chegar a temperaturas suficientes para provocar o fenômeno de fluência devido ao peso próprio do cabo entre as torres de transmissão.

Bowyer [22] e Andersson et al [23] realizaram estudos de fluência no cobre com adição de Enxofre e Enxofre + Fósforo, respectivamente, visando sua aplicação em tanques de armazenamento de rejeitos nucleares (lixo atômico). Essas unidades são depositadas em alta profundidade no interior de rochas, ficando em geral imersos em uma camada de bentonita. Os tanques são constituídos de um recipiente de ferro revestido externamente com cobre que proporciona maior resistência à corrosão. Devido a à radioatividade do lixo nuclear, a temperatura e a pressão no recipiente são aumentados criando condições para ocorrência de deformação por fluência de longa duração.

Singh et al. [24] relatam a realização de testes de tração a quente no cobre puro a 90°C, dentro de um reator de fissão nuclear, sob baixíssima velocidade de tração da ordem de $1 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, em condições muito semelhantes a de um ensaio de fluência, procurando alterações em sua resistência e ductilidade devido a irradiação por nêutrons.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho utiliza como material o cobre comercialmente puro, ou eletrolítico, com 99,9% de pureza procedente da indústria Termomecânica São Paulo S/A. O material foi recebido na forma de barra trefilada com diâmetro de 3/8". O teor das impurezas informado pelo fabricante, em ppm, está descrito na tabela 3.1

Tabela 3.1: Composição química do cobre comercialmente puro, em ppm

O	Te	Se	Bi	As	Sn	Pb	Fe	Ni	S	Ag	P	Sb
< 400	< 10	< 10	< 10	< 10	< 10	< 20	< 15	< 10	< 25	< 35	< 15	< 15

Uma análise por microscopia ótica do material recebido revelou a presença de grãos alongados por encruamento, exigindo, portanto, tratamento térmico de recozimento para homogeneizar a estrutura granular. Testes preliminares foram realizados com tratamentos a 400, 500 e 600°C por 1 hora com resfriamento ao ar indicando o tratamento a 600°C por 1 hora como satisfatório para a presente finalidade. Este tempo e temperatura de tratamento térmico estão de acordo com trabalhos de outros autores realizados no mesmo material [17,25].

As Figuras 3.1 e 3.2 a seguir mostram respectivamente as micrografias do cobre como recebido e recozido a 600°C por 1 hora. O reagente utilizado para atacar os contornos de grão e revelar a microestrutura foi o Cloreto de Ferro III. Na figura 3.1 é possível observar a presença dos grãos alongados pelo trabalho mecânico ocorrido durante o processamento do material. O tratamento a 600°C por 1 hora, apresentado na Figura 3.2, conferiu ao material estrutura granular mais homogênea com diâmetro médio de grão próximo a 80 µm.

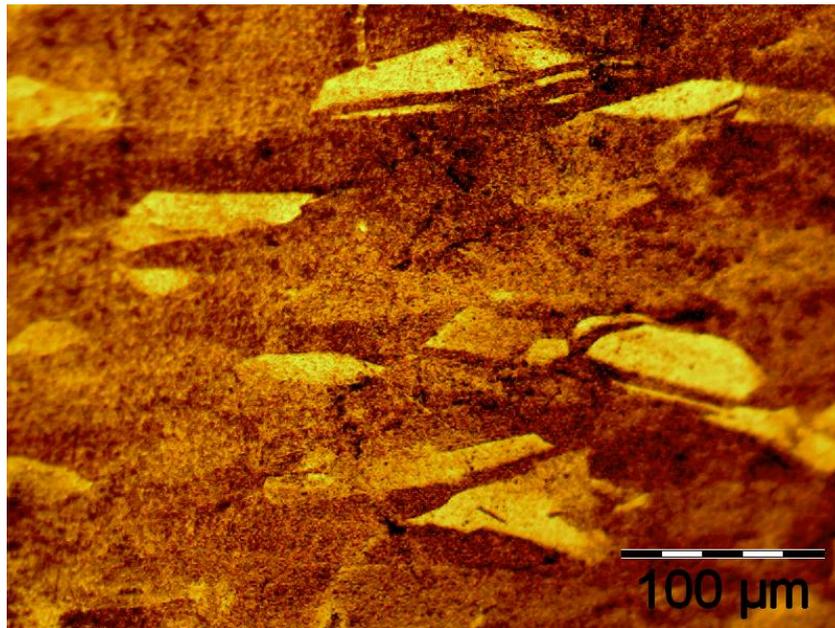


Figura 3.1 Microestrutura do cobre comercial como recebido, com a presença de grãos alongados pelo trabalho mecânico.

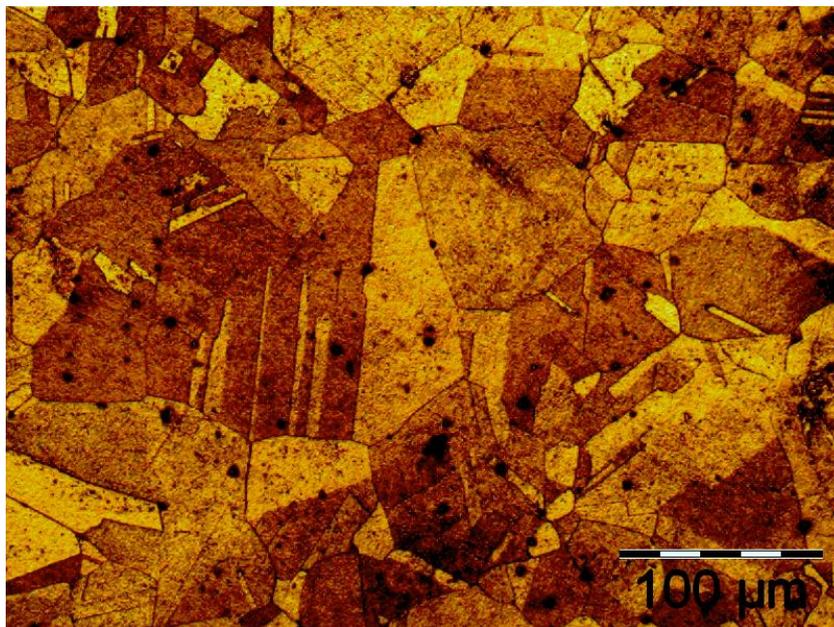


Figura 3.2 Microestrutura do cobre comercial após o recozimento a 600°C por 1 hora resultando em uma estrutura granular mais homogênea com diâmetro médio de grão próximo a 80 μm

A Figura 3.3 mostra os resultados de ensaios de tração realizados à temperatura ambiente antes e após o tratamento de recozimento. Comparando

as curvas nota-se que o material como recebido encontrava-se em um estado altamente encruado com $LRT = 343,1$ MPa e $A_f = 20,5\%$ ficando após o tratamento com um grau bem menor de encruamento e maior ductilidade com $LRT = 223,4$ MPa e $A_f = 55,0\%$.

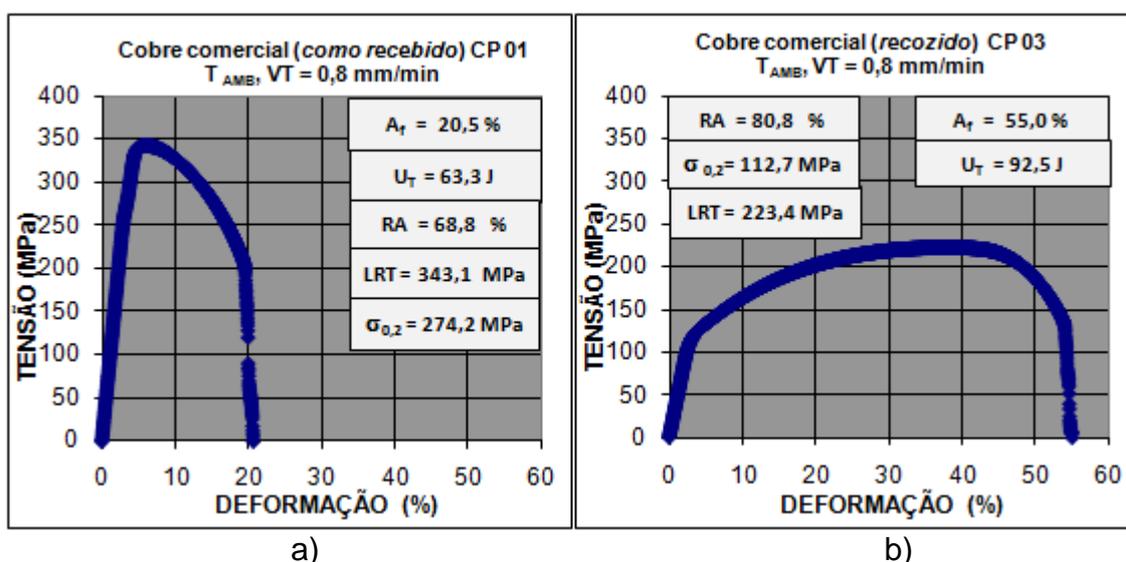


Figura 3.3 Curvas de tração à temperatura ambiente no cobre a) como recebido; b) após o tratamento térmico a 600°C por 1 hora.

Os corpos de prova utilizados tanto nos ensaios de tração a quente como nos de fluência possuíam as mesmas medidas, sendo todos de formato cilíndrico com rosca nas extremidades tipo M8x1,25 e dimensões nominais: $D_0 = 4$ mm e $L_0 = 16$ mm, na parte útil, como mostra a Figura 3.4

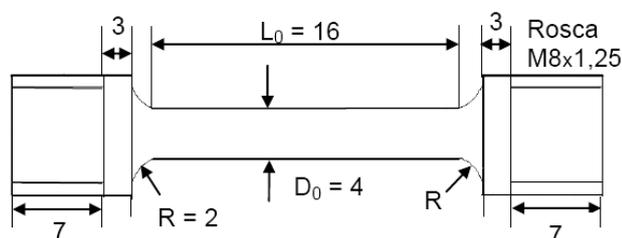


Figura 3.4 Desenho esquemático de um corpo de prova utilizado nos ensaios mecânicos

3.1 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração a quente foram realizados nas temperaturas de 250 – 300 – 350 – 400 – 450 – 500 e 550°C perfazendo um conjunto de 35 ensaios utilizando as velocidades constantes de tração: 0,01 – 0,1 – 0,8 – 20 e 200mm/min equivalentes às seguintes taxas de deformação nominais $1,04 \times 10^{-5}$ – $1,04 \times 10^{-4}$ – $8,3 \times 10^{-4}$ – 0,0208 e $0,208 \text{s}^{-1}$ respectivamente. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios marca TIME modelo WDW-100E operando em conjunto com um forno elétrico tubular com resistências de Kanthal A-1 (Figura 3.5a). Tanto para o controle da temperatura do forno, como para a medida da temperatura do corpo de prova foram utilizados termopares tipo Chromel-Alumel, sendo o primeiro colocado junto às resistências do aparelho, e o segundo na superfície da parte útil do corpo de prova. Um controlador de temperatura tipo P.I.D microprocessado foi utilizado para manter constante o nível de temperatura durante os ensaios com variação máxima na faixa de $\pm 1^\circ\text{C}$. Os ensaios de tração a quente foram realizados basicamente de acordo com a norma ASTM E-21 [26].

Todos os gráficos dos ensaios de tração foram construídos em função das tensões e deformações nominais ou de engenharia.

3.2 Ensaio de Fluência

Os ensaios de fluência foram realizados na modalidade carga constante com tensões variando de 7,5 a 60 MPa abrangendo 10 diferentes níveis de temperatura: 250 – 275 – 300 – 325 – 350 – 400 – 450 – 475 – 500 e 525°C totalizando 22 ensaios. Empregou-se um conjunto de cerca de 10 máquinas de ensaio marca STM modelo MF-1000 (Figura 3.5b). O sistema de extensometria nos corpos de prova utilizou sensores tipo LVDT associados a uma armazenadora automática de dados tipo Data Logger, marca Fluke.

As medidas da variação do alongamento em função do tempo foram armazenadas em intervalos de tempo que variaram de aproximadamente 5 a

30 minutos, sendo que, este período dependia das previsões de duração de cada ensaio. Os tempos de ruptura variaram na faixa de 3,7 a 2540 horas aproximadamente. Os ensaios de fluência foram realizados basicamente de acordo com a norma ASTM E-139 [27].

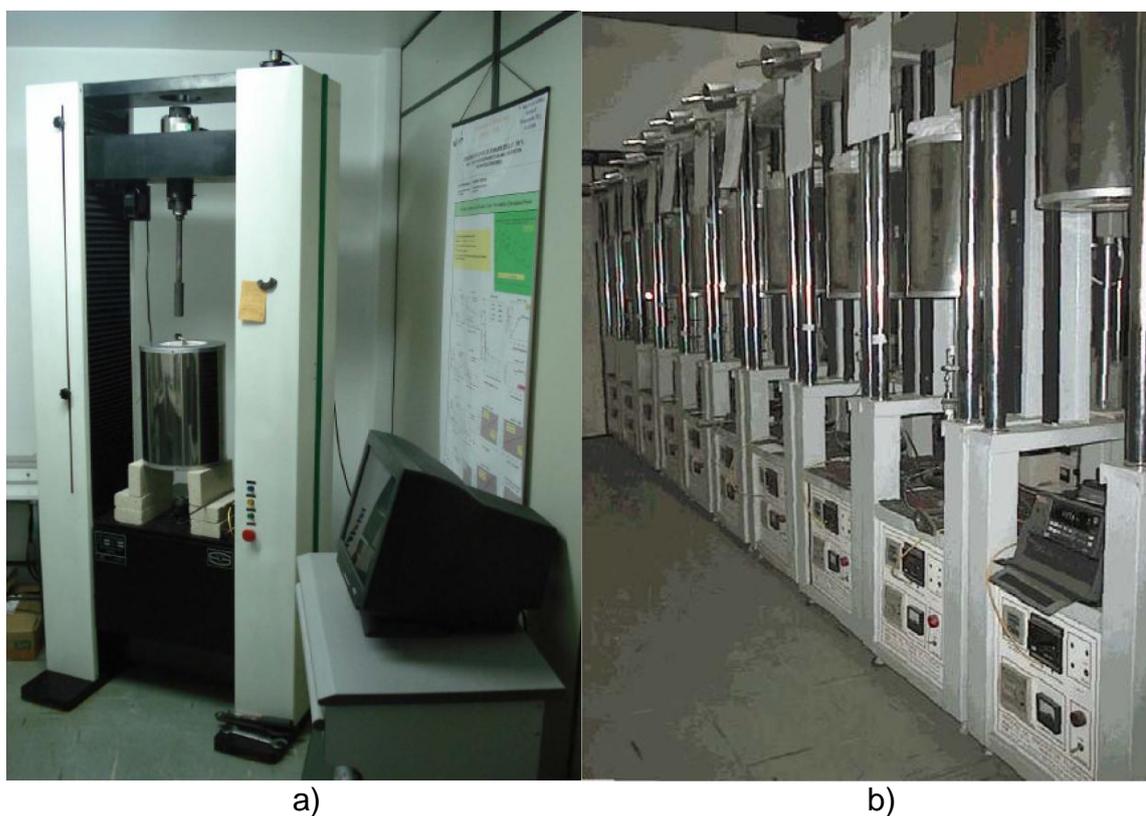


Figura 3.5 Equipamentos usados neste trabalho: a) Máquina universal de tração (TIME WDW-100E); b) Conjunto de 10 máquinas de fluência (STM MF-1000).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Ensaio de Tração

4.1.1 Variação da Resistência e Ductilidade em diferentes Velocidades de Tração

Em geral, os parâmetros de resistência e ductilidade dos diversos materiais metálicos dependem fortemente das condições de temperatura e taxa de deformação aplicada em ensaios de tração a quente. A norma ASTM E-21 [26] especifica que no início do ensaio e durante o escoamento, a taxa de deformação seja de $0,005 \pm 0,002 \text{ min}^{-1}$, e que após o escoamento seja aumentada para $0,05 \pm 0,01 \text{ min}^{-1}$. No entanto, dependendo da sensibilidade que a resistência do material apresente com a temperatura e a taxa de deformação, o simples cumprimento dessas recomendações pode levar a uma avaliação bastante limitada do desempenho do material. Este trabalho explora melhor as propriedades mecânicas do cobre comercial em uma faixa mais ampla de taxas de deformação e temperatura, permitindo uma melhor caracterização das suas propriedades mecânicas através de ensaios de tração a quente.

As Figuras a seguir 4.1a 4.7 apresentam as curvas resultantes do ensaio de tração no cobre comercial nas temperaturas de 250 a 550°C, nas seguintes taxas de deformação nominais médias $1,0 \times 10^{-5}$ – $1,0 \times 10^{-4}$ – $8,3 \times 10^{-4}$ – 0,0208 e 0,208 s^{-1} que correspondem respectivamente às velocidades de tração: 0,01 – 0,1 – 0,8 – 20 e 200 mm/min apresentadas nos gráficos.

Nota-se que algum fenômeno termicamente ativado já se manifesta logo nas temperaturas 300 e 350°C modificando o formato da curva tensão-deformação em algumas velocidades de tração (0,8 e 20 mm/min). Este fenômeno torna-se mais acentuado à medida que a temperatura aumenta como pode ser observado nas curvas referentes às temperaturas de 400 a 550°C. Com exceção da velocidade mais baixa de tração (0,01 mm/min), é notável que algum fenômeno esteja modificando o formato da curva tensão-

deformação nas outras velocidades de tração. Nas temperaturas mais elevadas e velocidades de tração intermediárias algumas curvas apresentaram oscilações com picos de amplitude decrescente, após o limite de resistência a tração.

O comportamento do cobre e de outros materiais é bem conhecido por exibir alterações no formato da curva tensão-deformação devido ao fenômeno conhecido por recristalização dinâmica. Diversos trabalhos envolvendo deformação a quente no cobre puro produziram resultados semelhantes aos deste trabalho com curvas de escoamento radicalmente modificadas pelo efeito deste fenômeno [16,28,29]

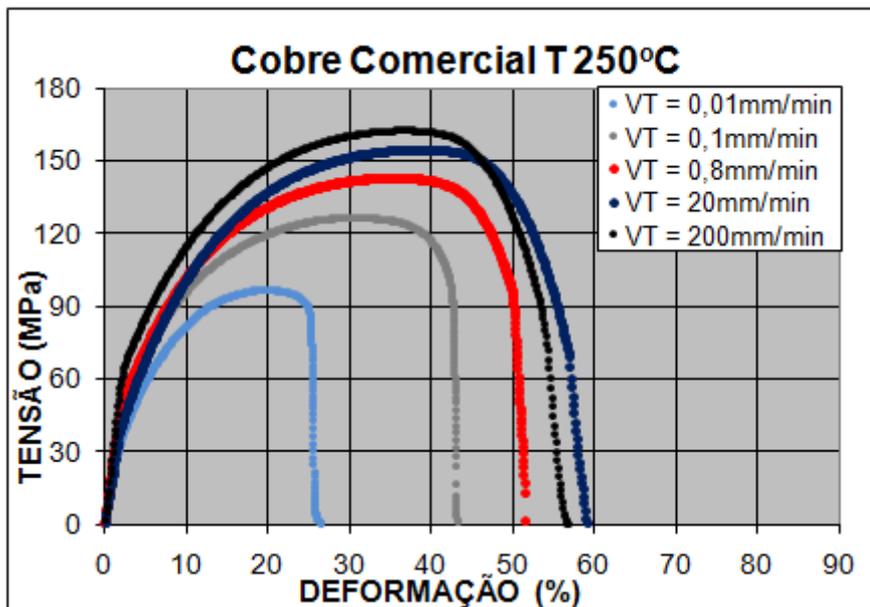


Figura 4.1 Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 250°C

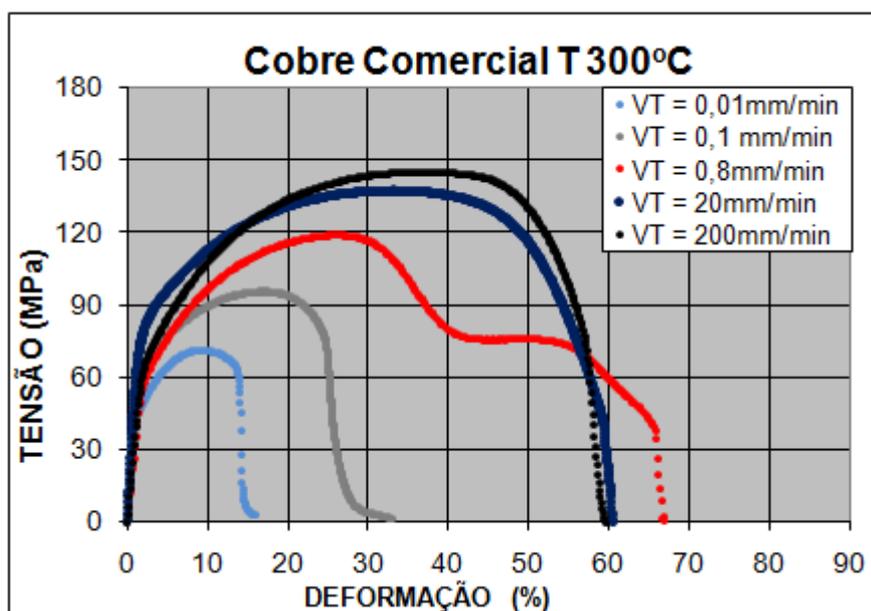


Figura 4.2 Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 300°C

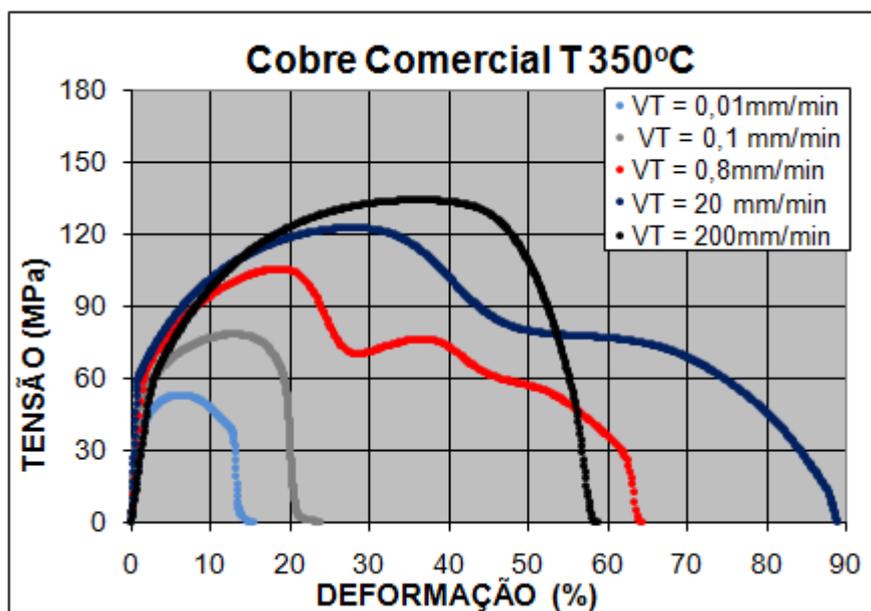


Figura 4.3 Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 350°C

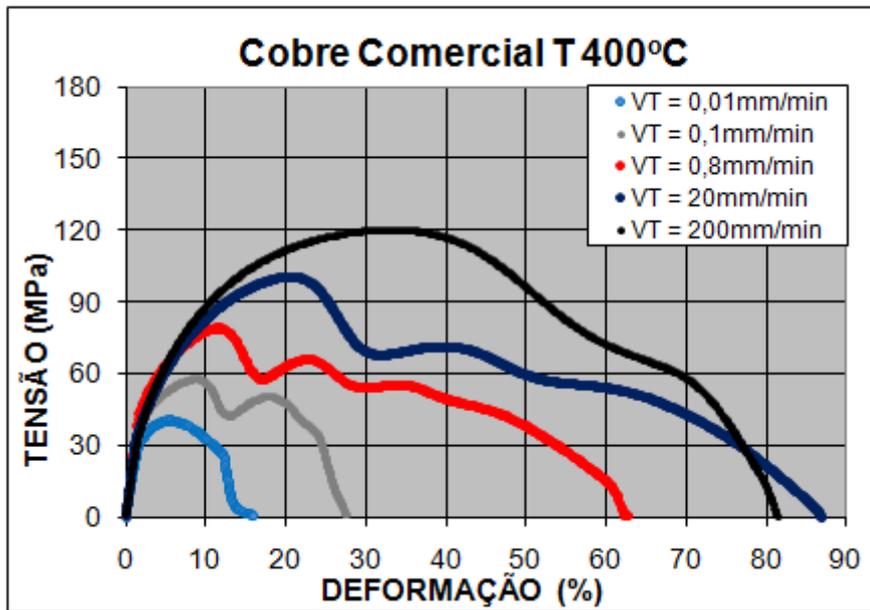


Figura 4.4 Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 400°C

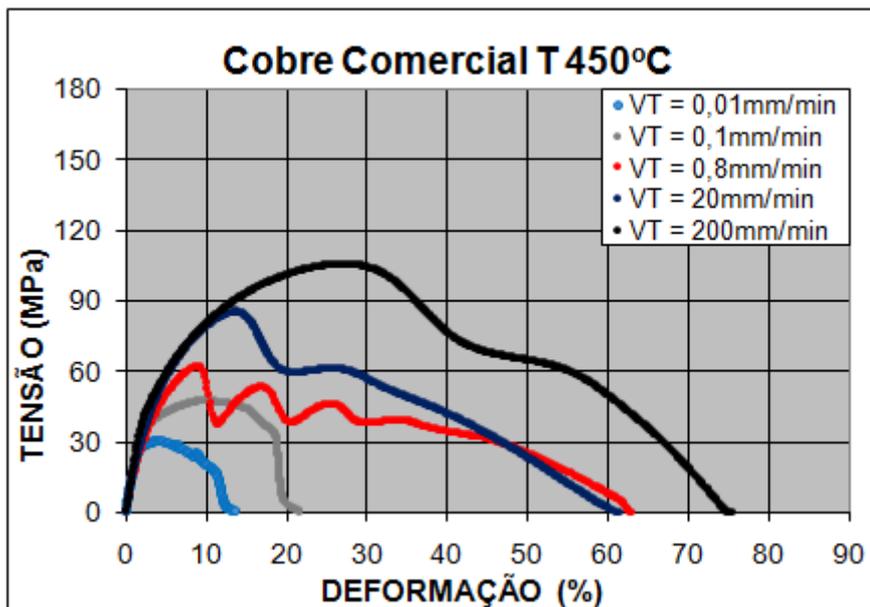


Figura 4.5 Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 450°C

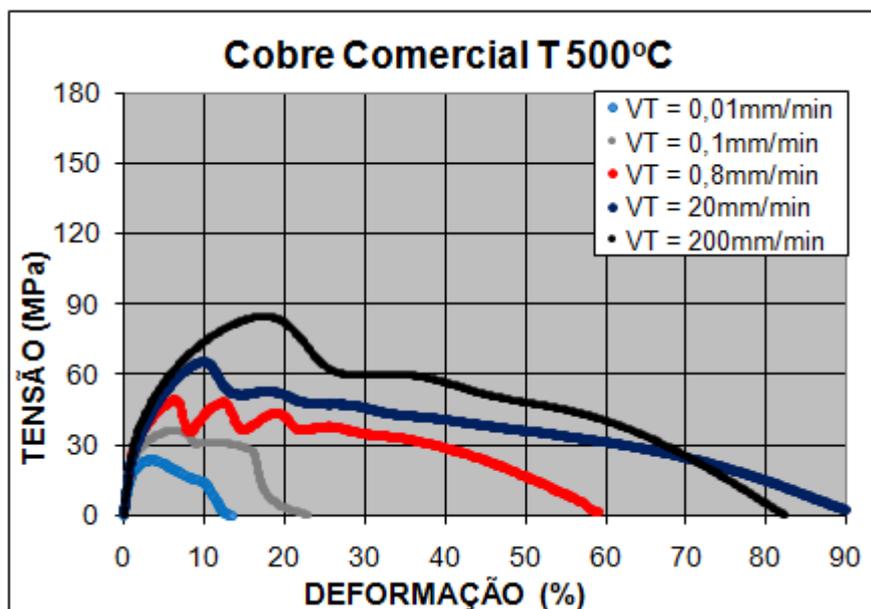


Figura 4.6 Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 500°C

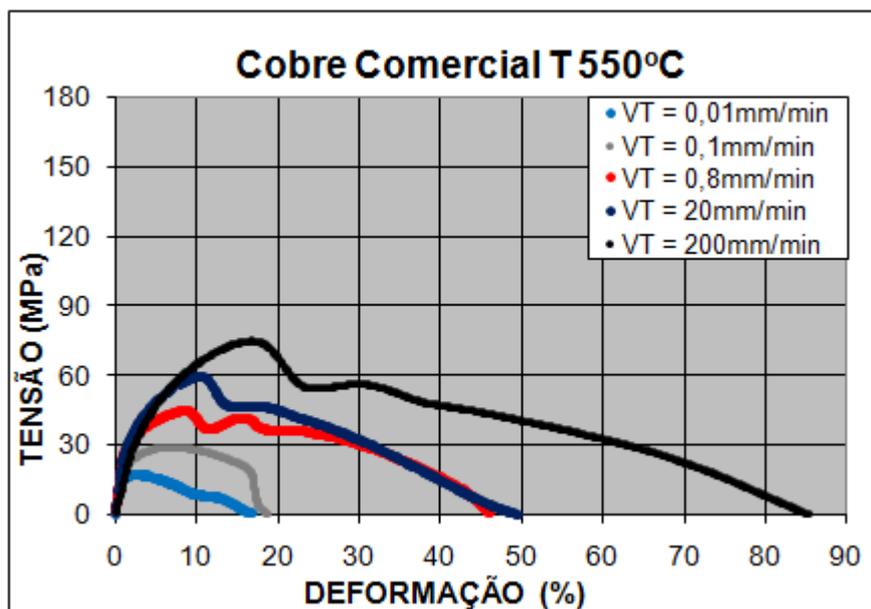


Figura 4.7 Curvas Tensão-Deformação para Diferentes Velocidades de Tração a 550°C

Materiais com baixa ou moderada energia de falha de empilhamento como o níquel e o cobre podem recrystalizar dinamicamente durante o trabalho a quente uma vez que a recuperação dinâmica não é eficiente nestes materiais. A aniquilação das discordâncias durante a deformação a quente é

inferior à geração das mesmas, sendo assim, em um dado momento a energia armazenada pelas discordâncias é suficiente para iniciar o processo de recristalização. Entretanto, os autores Lim e Lu [15] observaram em ensaios de tração no cobre a 700°C que em taxas de deformação menores que $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ($\approx 0,01 \text{ mm/min}$) somente tem ocorrência a recuperação dinâmica, não havendo acúmulo de deformação suficiente para dar início à recristalização dinâmica. Isto pode explicar a não observação de recristalização dinâmica na velocidade de tração mais baixa utilizada neste trabalho.

Em taxas de deformação moderadas, principalmente com 0,8mm/min, a recristalização dinâmica tornou-se periódica e seguida por ciclos de encruamento. Nas taxas de deformação mais elevadas, estes ciclos diminuíram de periodicidade a tal ponto que a recristalização dinâmica após o pico de tensão é praticamente contínua e a curva deixou de apresentar grandes oscilações. Sakai e Jones [30] sugeriram através de um modelo que a presença de um pico único na curva tensão deformação estaria relacionada com o tamanho relativo dos grãos antes e após a recristalização dinâmica, de forma que, se o tamanho relativo dos grãos for superior a 1,8 : 1 a curva tensão-deformação deixa de apresentar múltiplos picos. Provavelmente a presença de vários picos em uma mesma curva se dá pela ocorrência simultânea dos efeitos de estricção (com encruamento localizado) e recristalização dinâmica durante o teste de tração nesse material.

Um estudo desenvolvido por Prasad e Rao [29] indica que a presença de múltiplos picos também é influenciada pela quantidade de oxigênio presente no cobre. Uma comparação entre resultados dos ensaios de compressão a quente realizados no cobre contendo alto e baixo teor de oxigênio mostrou que um maior número de oscilações na curva tensão-deformação é observada no cobre com maior grau de impureza de oxigênio.

O material utilizado na pesquisa de Prasad e Rao é o cobre com baixo teor de oxigênio ($\approx 2 \text{ ppm}$) e o cobre eletrolítico com elevado teor de oxigênio ($\approx 100 \text{ ppm}$). A Figura 4.8 mostra o resultado dos testes de compressão a quente no cobre com diferentes níveis de oxigênio. Em taxas de deformação até 10 s^{-1} a curva tensão-deformação das duas classes do cobre apresentaram

recristalização dinâmica, porém, em geral, não pode ser observado oscilações de encruamento e recristalização da mesma forma da curva do cobre eletrolítico.

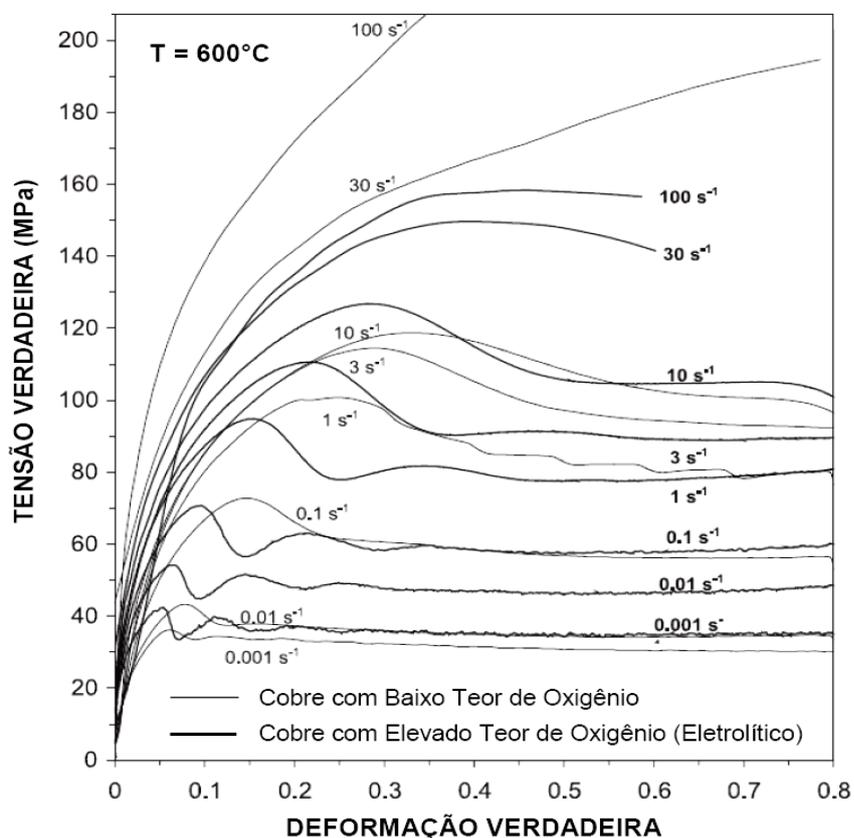


Figura 4.8 Gráfico adaptado de Prasad e Rao [29] contendo as curvas obtidas em torção, comparando o escoamento do cobre com alto e baixo teor de oxigênio.

4.1.2 Variação do Limite de Escoamento, Limite de Resistência, Alongamento Final e Redução de Área com a Temperatura e a Taxa de Deformação

Nas Figuras anteriores de 4.1 a 4.7, nota-se que o limite de resistência a tração e a tensão de escoamento decrescem à medida que a temperatura aumenta. Este fato pode ser melhor observado nas Figuras 4.9 e 4.10 que analisam a variação de ambos parâmetros com a temperatura, para cada

velocidade de tração empregada. Da mesma forma, estes parâmetros também dependem da taxa de deformação, como indicam as Figuras 4.11 e 4.12. Nestas figuras pode-se observar que um aumento na taxa de deformação causa um aumento no limite de resistência e uma tendência de aumento na tensão de escoamento.

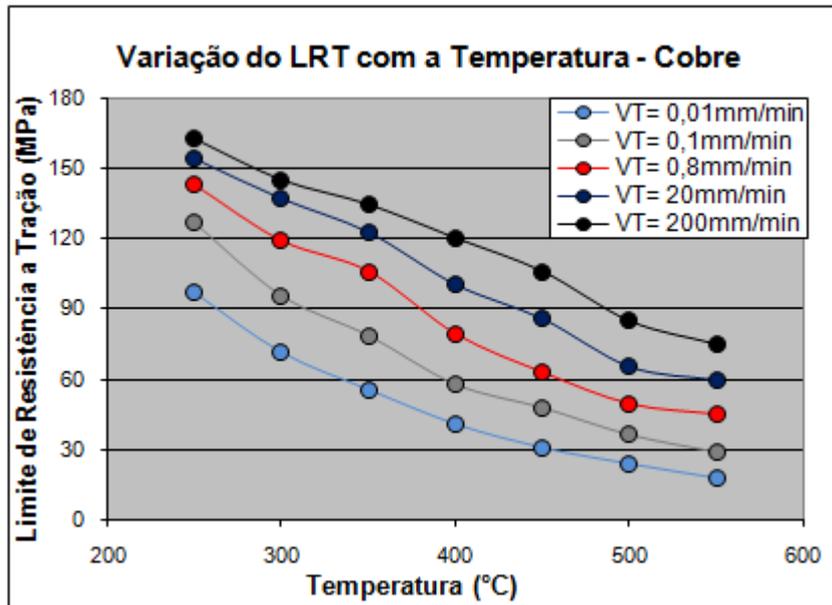


Figura 4.9 Variação do Limite de Resistência a Tração com a Temperatura

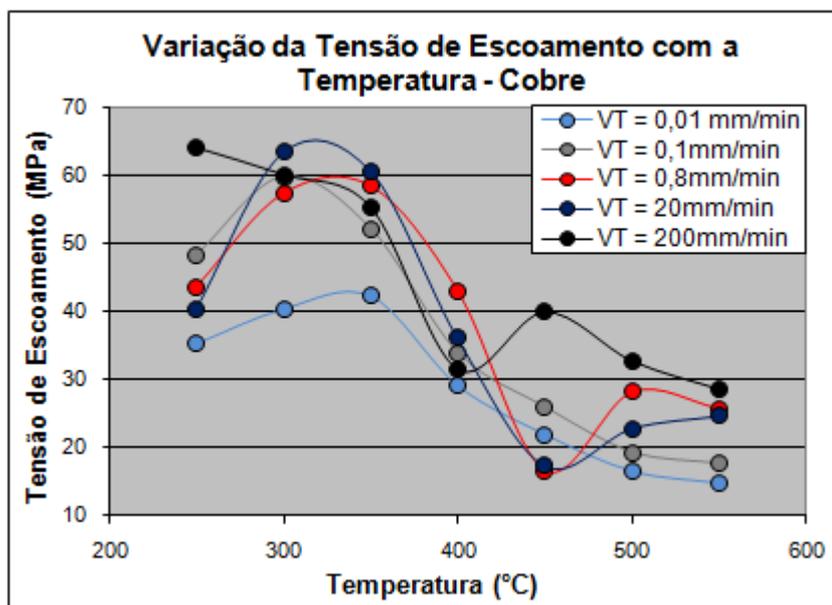


Figura 4.10 Variação da Tensão de Escoamento com a Temperatura

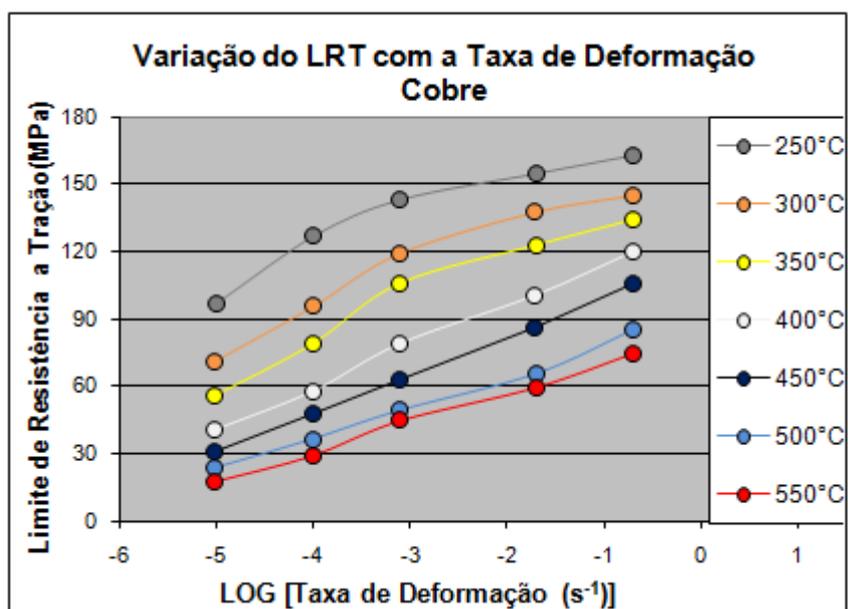


Figura 4.11 Variação do Limite de Resistência a Tração com a Taxa de Deformação

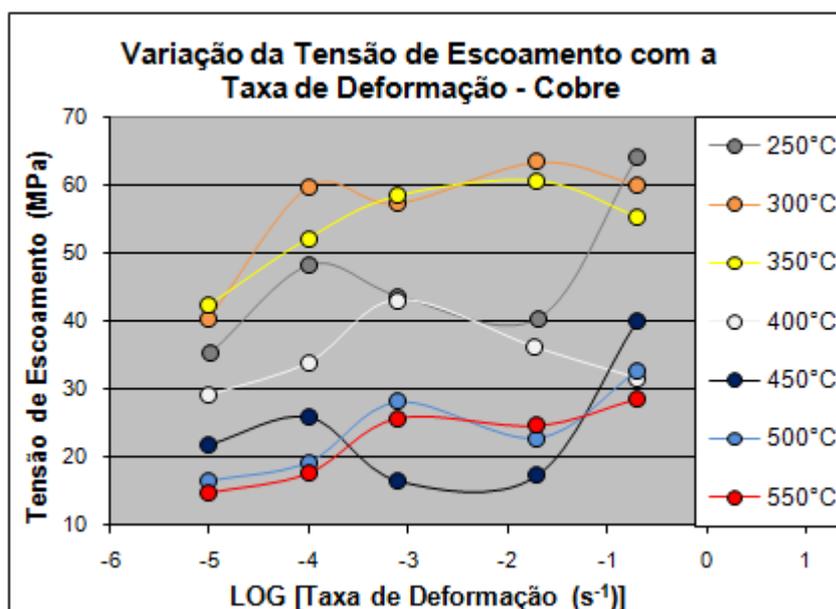


Figura 4.12 Variação da Tensão de Escoamento com a Taxa de Deformação

Nota-se um maior espalhamento dos dados nas Figuras 4.10 e 4.12 em relação às figuras 4.9 e 4.11. Este espalhamento possivelmente foi causado pela imprecisão em obter com exatidão o início do escoamento de 0,2% em certos gráficos pois a região elástica da curva tensão-deformação algumas vezes pareceu não ter sido claramente linear.

As Figuras de 4.13 a 4.16 mostra o comportamento do alongamento final e da redução de área com a temperatura e a taxa de deformação. O alongamento final em função da temperatura aparentemente só apresentou grandes variações nas velocidades de 20 e 200 mm/min, onde se notou a presença de um maior ou menor número de ciclos do fenômeno que alterou a forma da curva tensão-deformação e, provavelmente, acabou influenciando também no alongamento final.

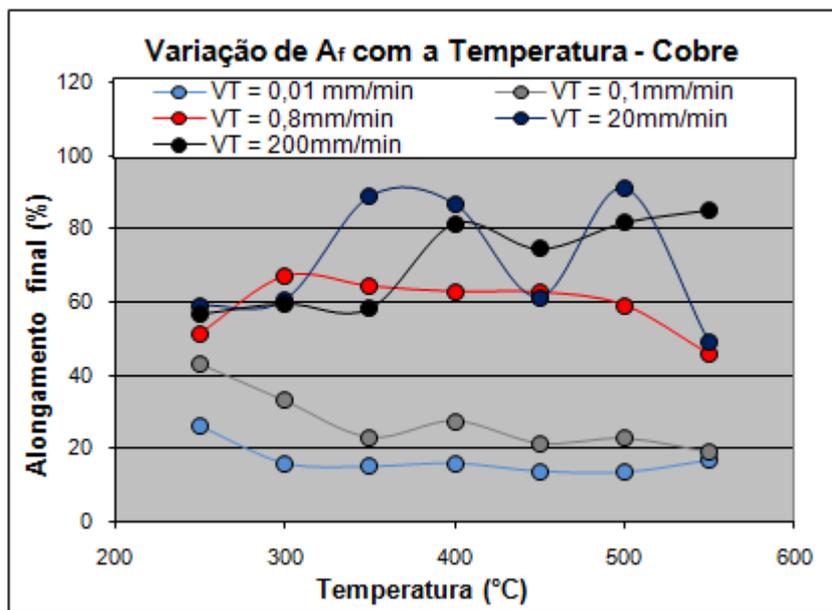


Figura 4.13 Variação do Alongamento Final com a Temperatura

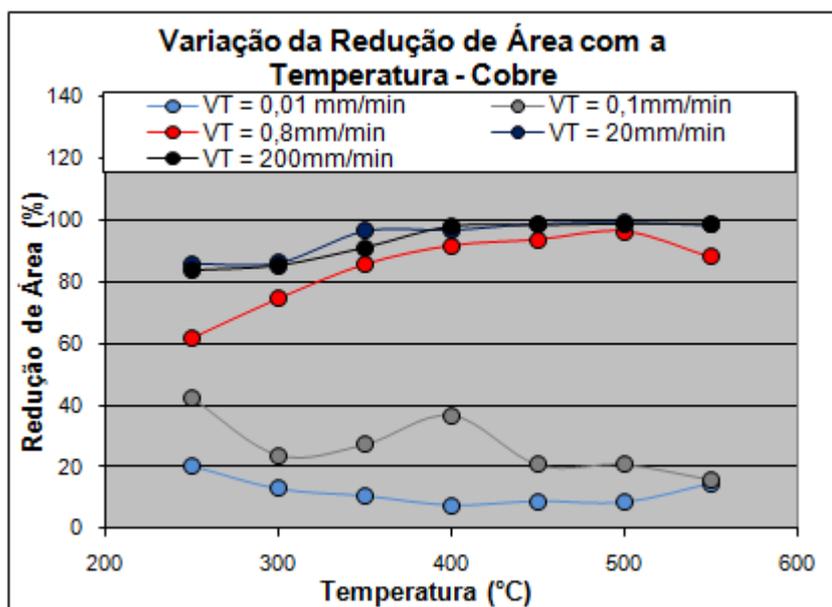


Figura 4.14 Variação da Redução de Área com a Temperatura

Na Figura 4.14 acima, a variação da redução de área com a temperatura foi pequena nas velocidades de 0,1 e 0,01 mm/min, situando-se principalmente na faixa de 10 a 20%. Entretanto, nas velocidades mais altas ocorreu uma tendência sistemática de aumento da redução de área até próximo de 100%. Em geral, o alongamento final e a redução de área aumentaram com a taxa de deformação.

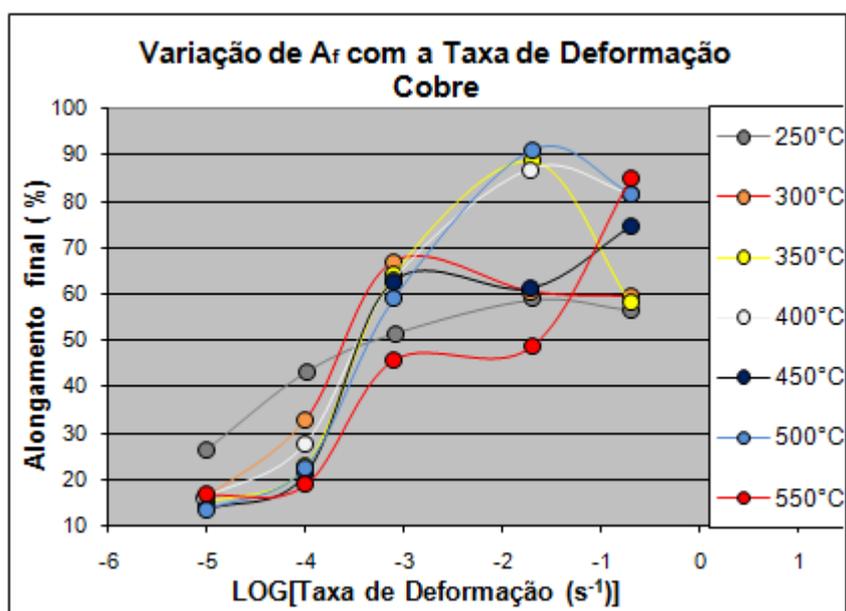


Figura 4.15 Variação do Alongamento Final com a Taxa de Deformação

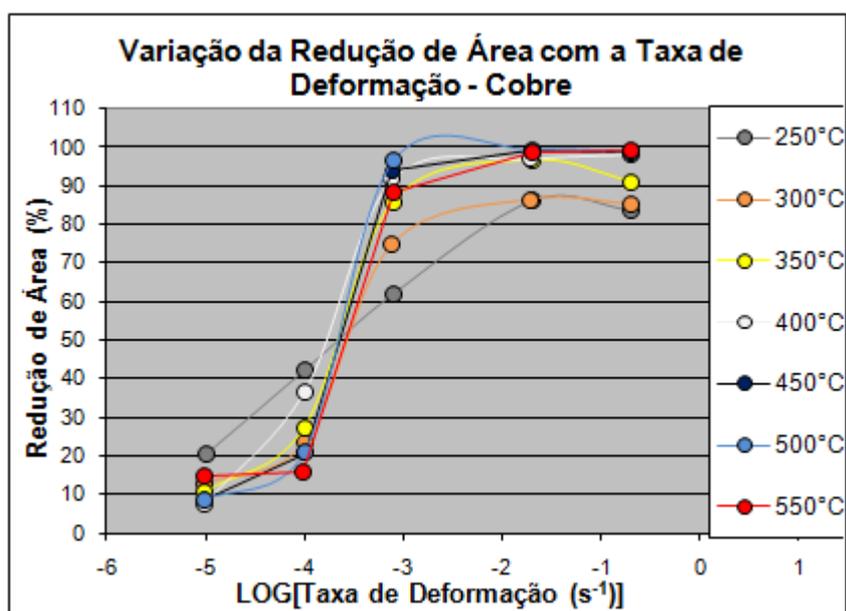


Figura 4.16 Variação da Redução de Área com a Taxa de Deformação

4.1.3 Avaliação dos Parâmetros de Encruamento e Sensibilidade à taxa de Deformação n' , K' , m' e C'

De uma maneira geral, a curva tensão-deformação pode ser descrita com boa precisão pela equação de Ludwic: $\sigma = K' \varepsilon^{n'} \Big|_{\dot{\varepsilon}, T}$ onde n' é o expoente de encruamento e K' é um coeficiente de resistência do material. O valor n é determinado pela equação: $n' = d(\text{LOG } \sigma) / d(\text{LOG } \varepsilon)$, que representa a inclinação do gráfico $\log \sigma \times \log \varepsilon$, obtido à taxa de deformação e temperatura constantes, sendo $0 < n' < 1$.

As Figuras 4.17 e 4.18 mostram respectivamente como o expoente de encruamento n' varia com a temperatura e com a taxa de deformação. Apesar de um notável espalhamento, é possível verificar que o expoente de encruamento decresce com a temperatura em todas as velocidades de tração. Na faixa 250°C a 550°C em que os ensaios foram realizados, o valor de n ficou, aproximadamente, entre 0,1 e 0,4 e o encruamento aumentou à medida que a taxa de deformação foi elevada como mostra a Figura 4.18

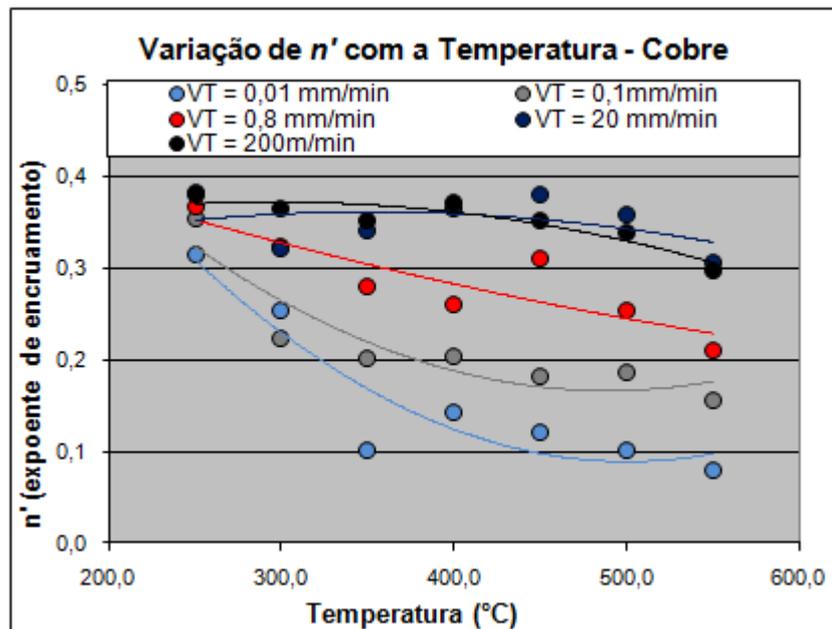


Figura 4.17 Variação do expoente de encruamento com a temperatura, nos 5 níveis de velocidade de tração

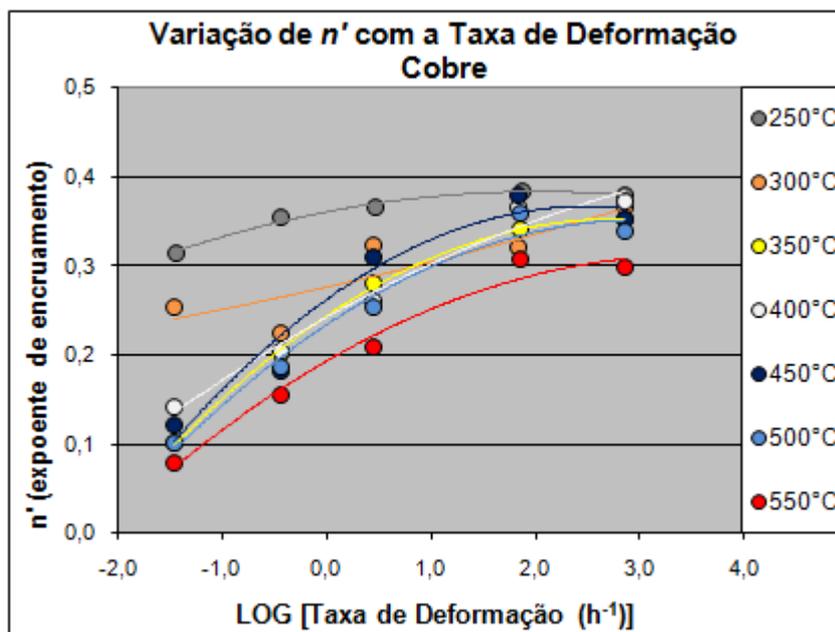


Figura 4.18 Variação do expoente de encruamento em função da taxa de deformação para os 7 níveis de temperaturas estudadas.

As Figuras 4.19 e 4.20 acima mostram respectivamente a variação do coeficiente de resistência K' com a temperatura e a taxa de deformação.

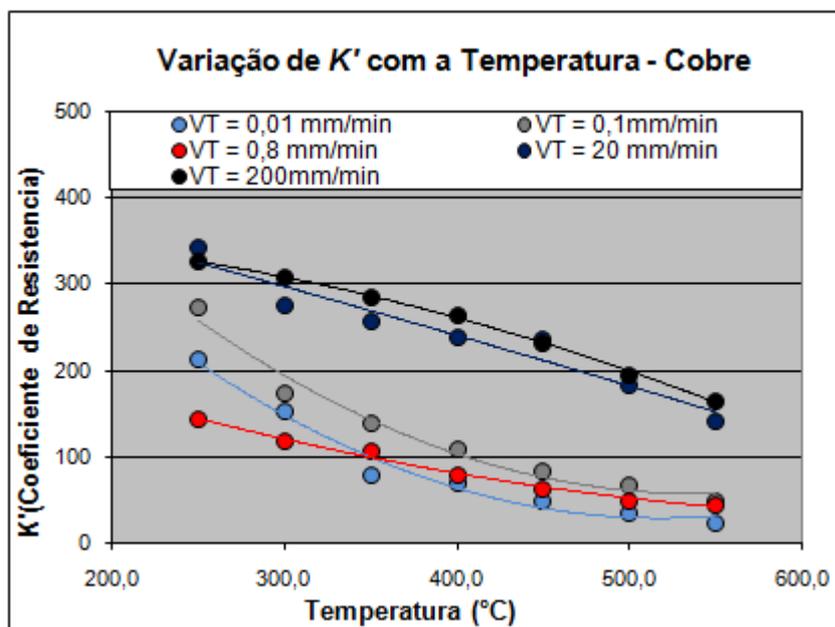


Figura 4.19 Variação do coeficiente de resistência com a temperatura, nos 5 níveis de velocidade de tração

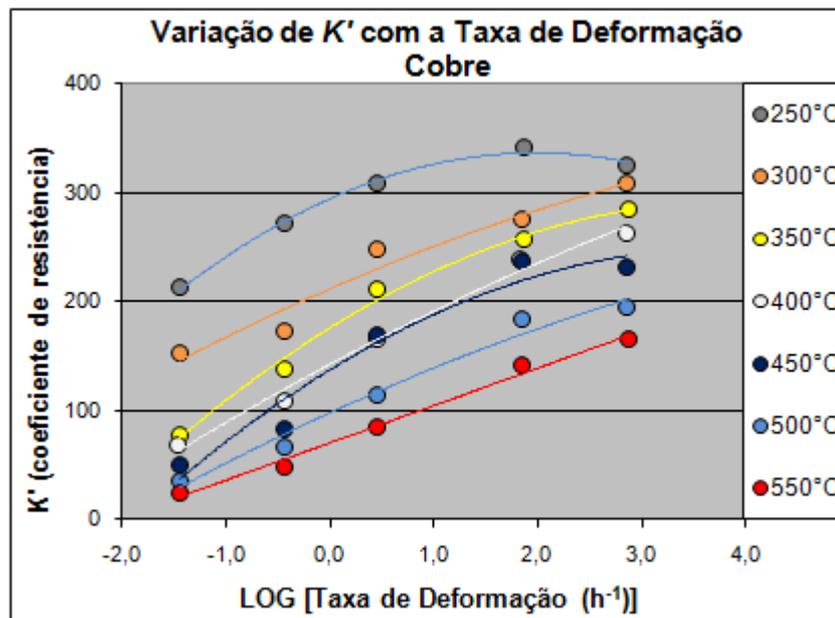


Figura 4.20 Variação do coeficiente de resistência em função da taxa de deformação nas 7 temperaturas estudadas.

O valor de K' também diminui com a temperatura e apresentou valores entre, aproximadamente, 25 e 340 ao longo da faixa de temperatura estudada. Assim como o expoente de encruamento, o coeficiente de resistência aumentou com a taxa de deformação em todas as temperaturas como mostra a Figura 4.20.

A dependência da tensão com taxa de deformação pode ser descrita por uma relação geral do tipo: $\sigma = C' \cdot (\dot{\epsilon})^{m'} \Big|_{\epsilon, T}$, onde m' e C' são respectivamente o expoente e o coeficiente de sensibilidade da tensão com a taxa de deformação. O valor de m pode ser determinado pela equação: $m' = d(\text{LOG } \sigma) / d(\text{LOG } (\dot{\epsilon}))$, que representa a inclinação do gráfico $\log \sigma \times \log \dot{\epsilon}$ obtido à temperatura e deformação constantes, sendo $0 < m' < 1$.

A Figura 4.21 apresenta um exemplo da forma de obtenção dos parâmetros m' e C' . Rigorosamente esses parâmetros são determinados para um nível de temperatura, deformação e estado estrutural constante do material. Essa condição só é conseguida com o emprego de sequências de variações rápidas da taxa de deformação, em certo nível de deformação, durante o ensaio de um mesmo corpo de prova, à temperatura constante [31]. Como

neste trabalho foi utilizado um corpo de prova para cada condição de ensaio, optou-se pela determinação específica da sensibilidade da tensão de limite de resistência do material com a taxa de deformação, em cada nível de temperatura.

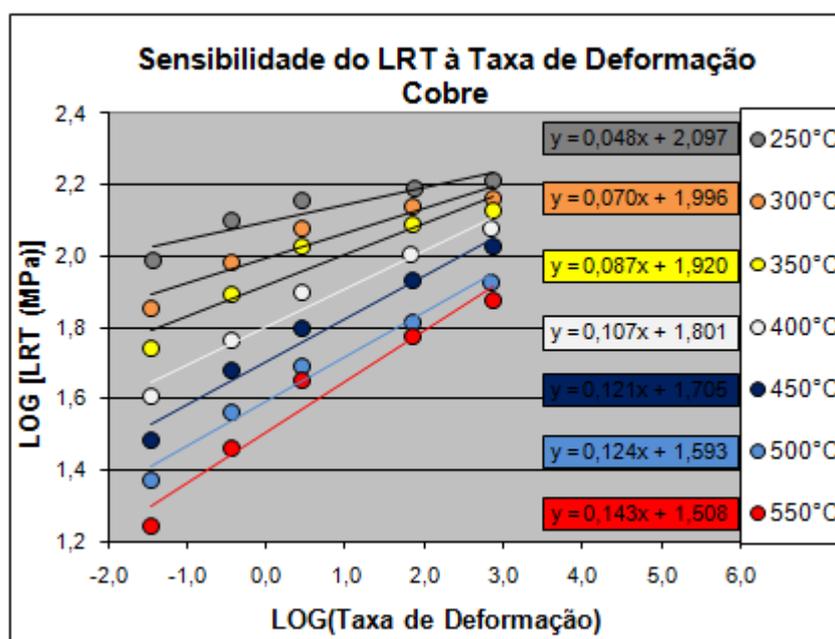


Figura 4.21 Método para obtenção dos parâmetros da sensibilidade da tensão do limite de resistência à taxa de deformação.

Embora se tenha encontrado um valor médio de m em todas as temperaturas, o gráfico mostra que os pontos não tendem a se comportar linearmente. É possível que o valor de m varie com a taxa de deformação, como se verifica em materiais superplásticos, em que a curva $\text{LOG } \sigma$ versus $\text{LOG } (\dot{\epsilon})$ apresenta comportamento sigmoidal [32]

A Figura 4.22 mostra a variação do expoente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação (m') com a temperatura. Neste gráfico o valor de m aumentou de 0,05 até próximo a 0,15 quando a temperatura foi elevada de 250 a 550°C.

A Figura 4.23 mostra a queda do valor C' , coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação, de 125 para 32 com o aumento da temperatura.

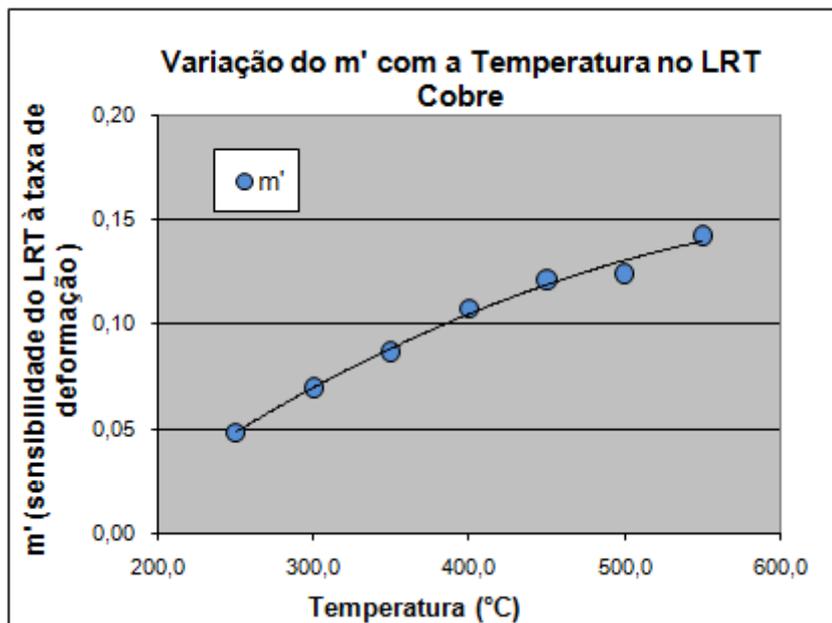


Figura 4.22 Variação do expoente de sensibilidade da tensão com a taxa de deformação no LRT com a temperatura

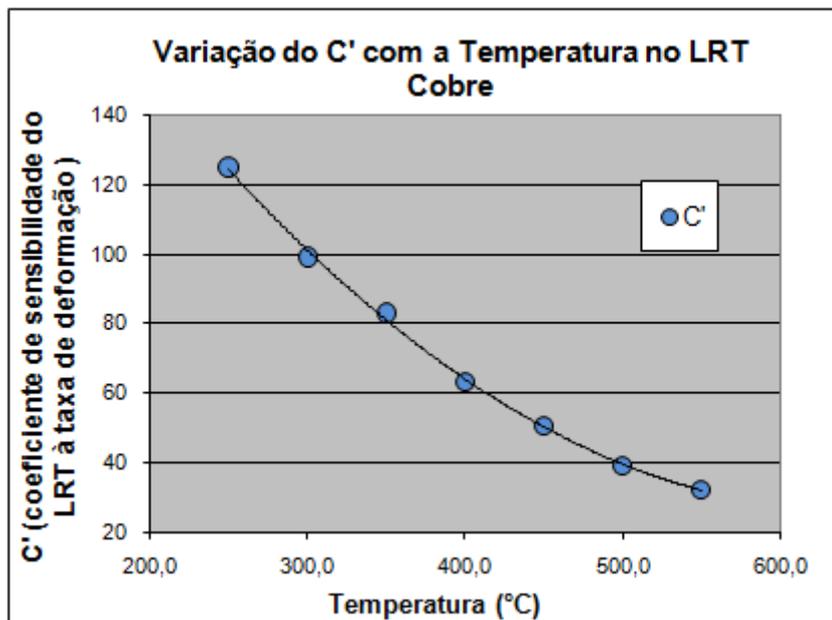


Figura 4.23 Variação do coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação no LRT com a temperatura. Obs. Valores de C' para Tensão em MPa e Taxa de Deformação em s^{-1} .

Comparando as Figuras 4.17 e 4.22 pode se observar que os expoentes n' e m' se comportam de maneiras diferentes com a temperatura. À

temperatura ambiente o encruamento é alto e a sensibilidade da tensão à taxa de deformação é bastante baixa. Com o aumento da temperatura o encruamento é amenizado pelos efeitos de recuperação e o expoente n tem o valor reduzido. Por outro lado, o expoente m indica que o material é cada vez mais sensível a mudanças na taxa de deformação à medida que a temperatura aumenta.

4.1.4 Mecanismos de Fratura em Tração

A explicação para a forte dependência do alongamento final e a redução de área com a taxa de deformação pode estar na mudança do mecanismo de fratura apresentado com o aumento da taxa de deformação. Com baixas velocidades de tração (0,01 e 0,1mm/min) o alongamento final e a redução de área são pequenos em função do mecanismo de fratura intergranular predominante. Lim e Lu [15] observaram que em baixas taxas de deformação a fratura ocorre de maneira frágil causada pelo crescimento de vazios nos contornos de grão fazendo com que a ductilidade seja pequena. A ductilidade é elevada nas maiores velocidades de tração onde prevalece a fratura transgranular, verificando-se a presença de acentuada estrição nos corpos de prova após a ruptura.

A Figura 4.24 mostra como ocorreu a fratura nos diversos corpos de prova à medida que a velocidade de tração aumentou. Ao contrário das velocidades de tração mais altas, em 0,01 e 0,1mm/min não foi possível observar nenhuma formação de estrição, o que caracteriza uma fratura frágil de origem intergranular.

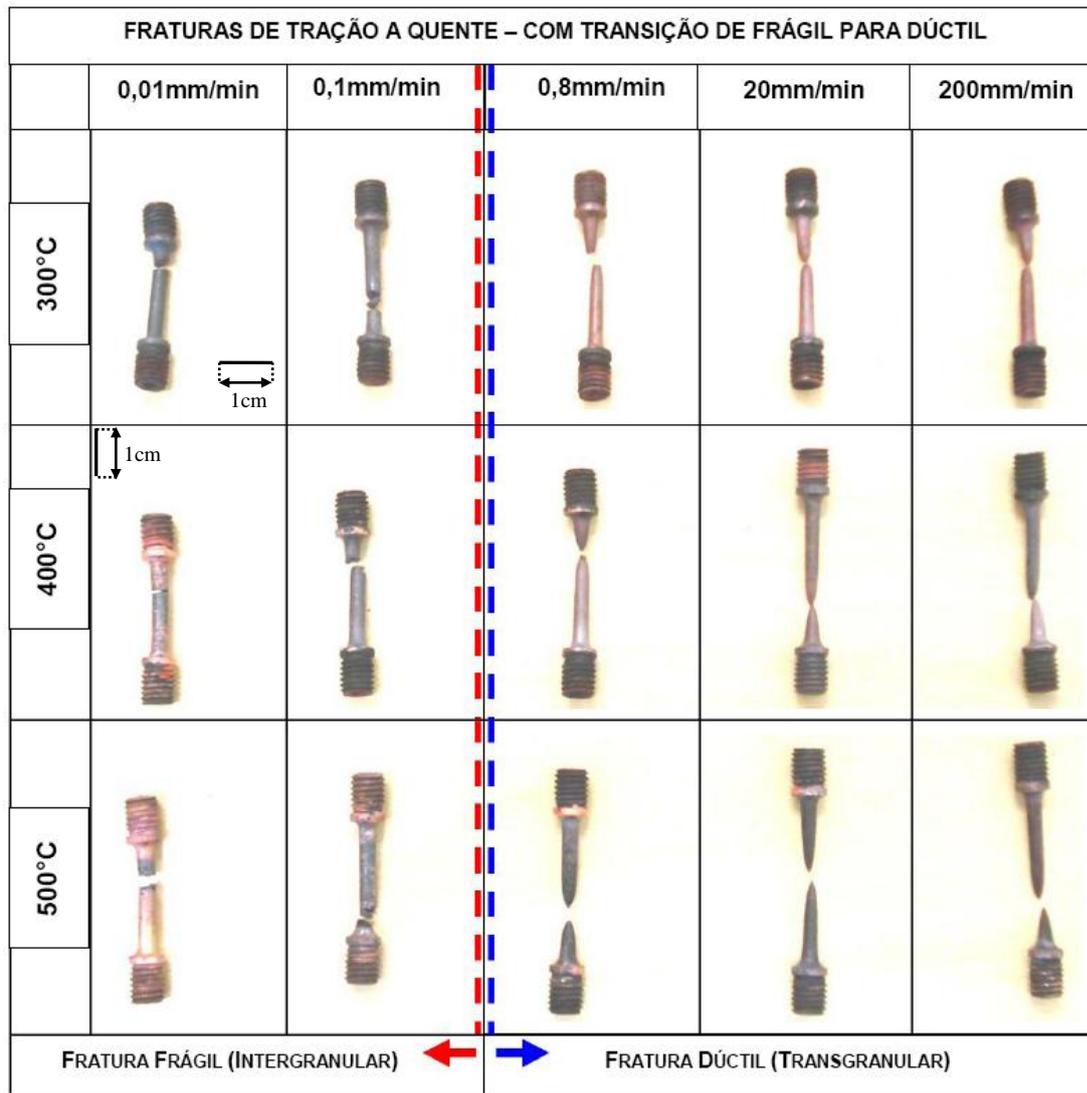


Figura 4.24 Fraturas em Tração a Quente Mostrando a Dependência do Mecanismo de Fratura com a Velocidade de Tração

Uma amostra da microestrutura do corpo de prova relativo ao ensaio a 500°C com 0,8 mm/min é apresentada na Figura 4.25. A região apresentada na foto é extremidade lateral da área útil do corpo de prova. Como mostra a Figura 4.24, este ensaio de tração está na região pertencente ao modo de fratura dúctil, com a presença de estricção e uma região de fratura pontiaguda. Por este modo de fratura dúctil apresentado, não era de se esperar que a microestrutura apresentasse trincas na área útil do corpo de prova, como foi comprovado pela análise metalográfica realizada. O tamanho médio dos grãos, aparentemente está maior que aqueles resultantes do tratamento térmico a

600°C por 1 hora. Provavelmente, este crescimento de grão é devido ao fenômeno de recristalização dinâmica ocorrida durante este ensaio (Figura 4.6 - curva vermelha).

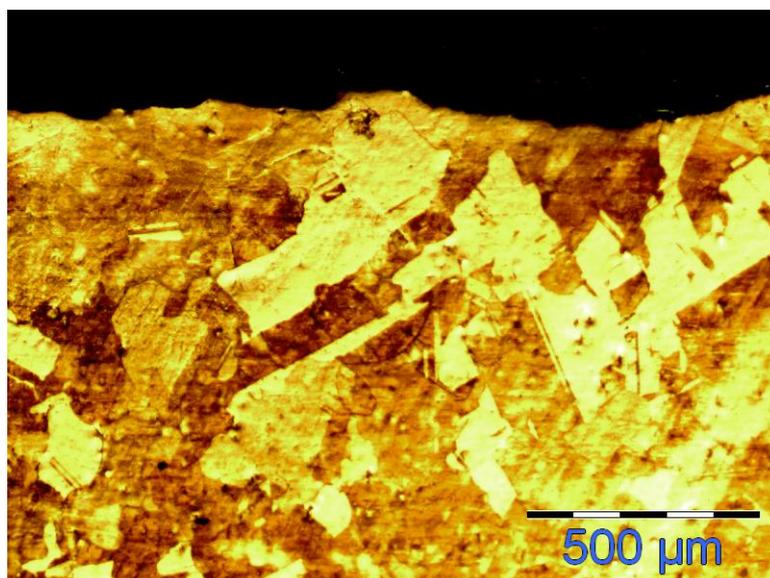


Figura 4.25 Microestrutura do cobre comercial ensaiado a tração a 500°C com a velocidade de 0,8 mm/min. Região da parte útil do corpo de prova

4.2 Ensaio de Fluência

4.2.1 Curvas de Fluência

Os ensaios de fluência apresentaram tempos de ruptura variando entre 3,68h e 2540h, e taxas mínimas variando entre $1,4 \times 10^{-2} \text{ h}^{-1}$ e $2,9 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$, correspondentes ao ensaio mais curto e mais longo respectivamente. Um total de cerca de 5450 horas de ensaio foram dedicadas para os ensaios de fluência. A Tabela 4.1 mostra as condições de temperatura e tensão que foram realizados os ensaios de fluência, com destaque para os tempos de ruptura de cada ensaio

Tabela 4.1 Condições de Temperatura e Tensão e Tempo de Ruptura dos Ensaio de Fluência.

T(°C)	TENSÕES (MPa) / TEMPOS DE RUPTURA (h)							
	7,5	10	15	20	30	40	50	60
250					826,3			
275							40,5	
300				648,8		39,2	15,2	8,9
325					57,7		7,6	
350		2540,2			26,6	8,6		
400		763,1		38,7	7,1			
450		168,7	21,31	8,5				
475		58,1						
500	129,8	27,5		3,7				
525			5,2					

As Figuras 4.26 e 4.27 mostram alguns exemplos de curvas de ensaios de fluência acelerados, indicando como as variáveis: taxa de fluência e tempo de ruptura são alteradas quando a tensão ou a temperatura sofrem variações. Dentre as diversas temperaturas utilizadas nos ensaios de fluência, a de 300°C foi escolhida para mostrar como a taxa mínima de fluência e o tempo de ruptura dependem da tensão aplicada a 40, 50 e 60 MPa. Da mesma forma, impondo uma carga constante de 50 MPa, a taxa mínima de fluência e o tempo de ruptura são significativamente alterados quando a temperatura varia progressivamente de 25 em 25°C passando por 275, 300 e 325°C.

Nos gráficos das Figuras 4.26 e 4.27 pode ser observado como o tempo de ruptura e a taxa de deformação são dependentes da tensão e da temperatura. Um pequeno aumento de 25°C na temperatura ou de 10 MPa na tensão são suficientes para diminuir o tempo de ruptura e aumentar a taxa de deformação modificando significativamente a curva de fluência.

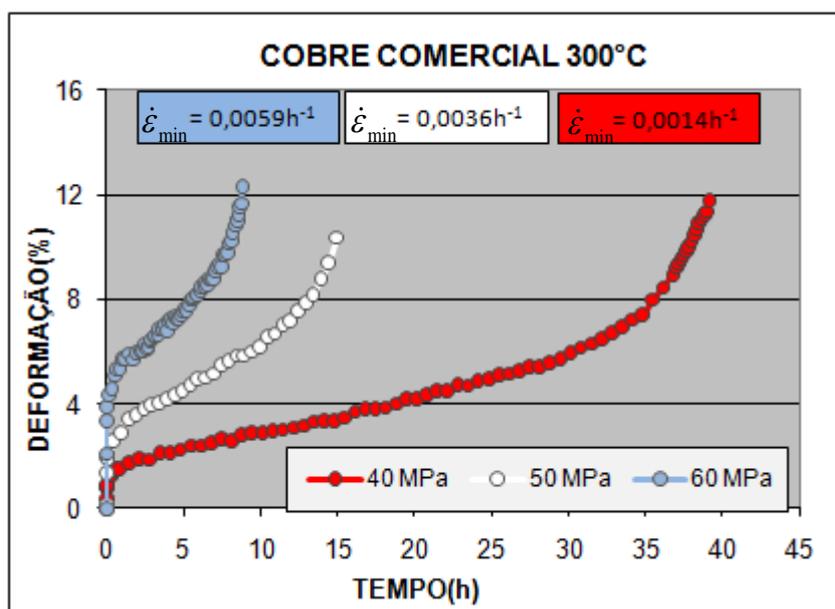


Figura 4.26 Exemplos de curvas de fluência para o cobre policristalino puro a 300°C, com tensões de 40, 50 e 60 MPa

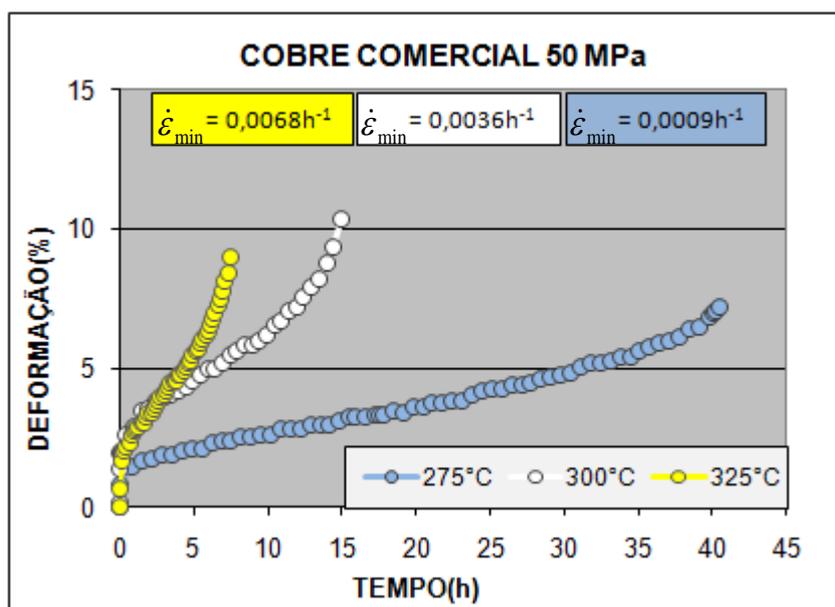


Figura 4.27 Exemplos de curvas de fluência para o cobre policristalino puro a 50 MPa, nas temperaturas de 275, 300 e 325°C.

4.2.2 Relações de Monkman-Grant, Norton, Arrhenius e Zener-Hollomon

A análise envolvendo as correlações da taxa mínima de fluência com o tempo de ruptura e com a tensão, são apresentadas na Figuras 4.28 e 4.29, procurando-se verificar a validade das relações de Norton e Monkman-Grant, respectivamente.

O diagrama de Norton indica que os dados podem ser razoavelmente bem expressos por linhas retas, com pouco espalhamento. Na faixa de tensões e temperaturas estudadas, o valor de n variou entre 2,7 a 4,2, com uma média de $n \approx 3,5$. Ainda que aparentemente a tendência das linhas de iso-tensão seja uma reta, para elevadas tensões o valor de n (expoente de Norton) deve aumentar à medida que a tensão também aumenta. A melhor maneira de fazer esta e outras análises, como Arrhenius e Zener-Hollomon, seria normalizando a tensão pelo módulo elástico, ou, mais precisamente pelo módulo da tensão de cisalhamento G , como indica a equação 2.10. Entretanto, frente à falta de equipamento, neste trabalho, para obter medidas da variação do módulo elástico do cobre com a temperatura, a forma abordada representa uma aproximação da equação mais geral de fluência.

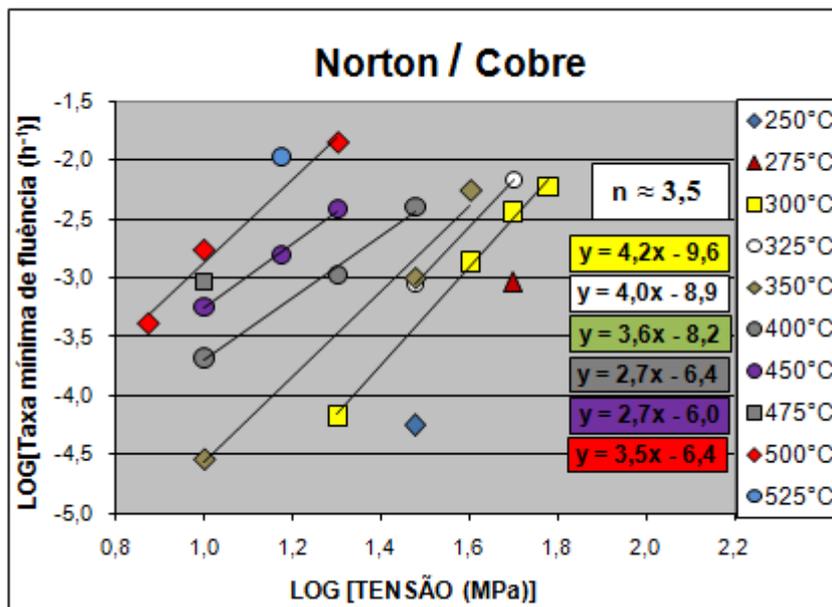


Figura 4.28 Gráfico referente à relação de Norton

A relação de Monkman-Grant, apesar de evidenciar alguns pontos espalhados, apresentou uma linha reta satisfatória passando pelos dados de fluência, sendo possível se determinar o valor da constante ($m \approx 0,9$) da equação de Monkman-Grant que geralmente é bem próximo da unidade, como reportado em geral para vários materiais metálicos [33].

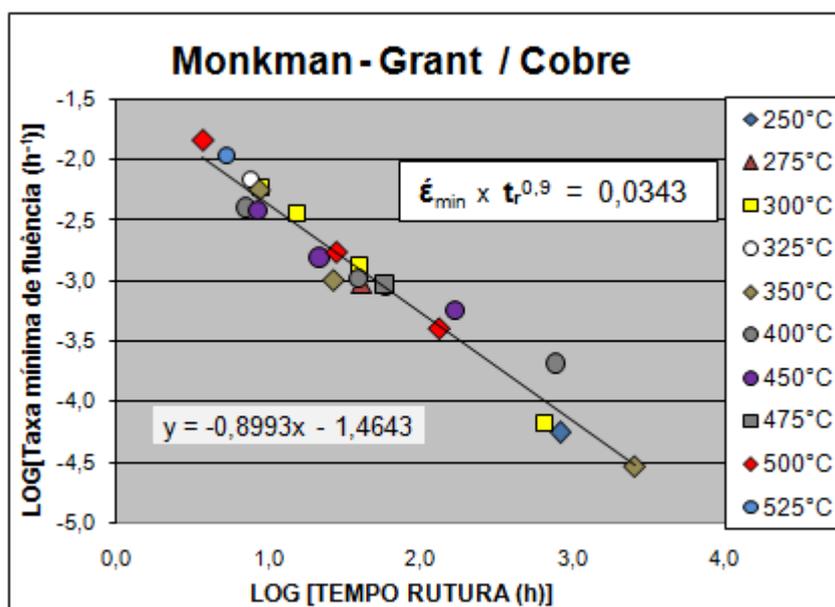


Figura 4.29 Gráfico referente à relação de Monkman-Grant

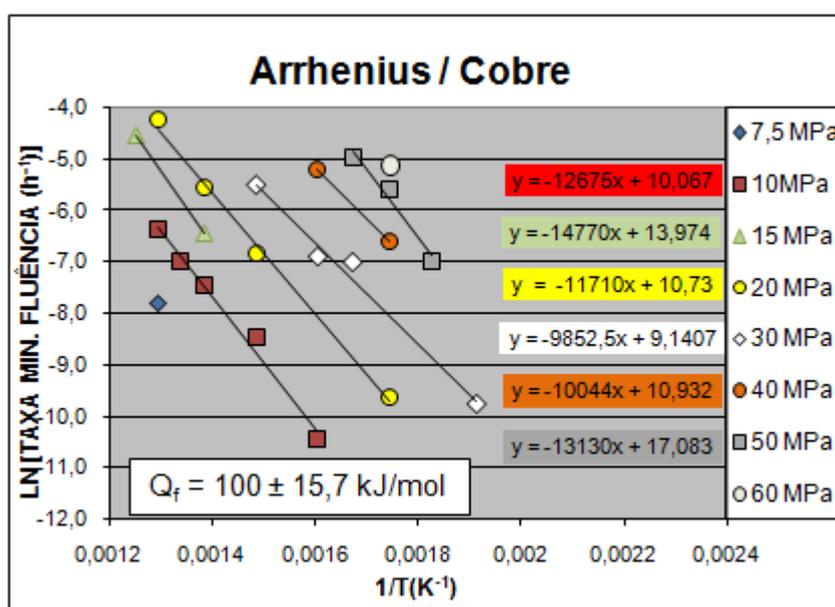


Figura 4.30 Diagrama de Arrhenius para as 6 linhas de iso-tensão

O diagrama de Arrhenius (Figura 4.30) foi construído com 6 linhas de iso-tensão permitindo calcular a energia de ativação aparente para fluência $Q_f = 100$ kJ/mol. A Tabela 4.2 mostra o valor de energia de ativação de cada linha de iso-tensão, a média e o desvio padrão.

Tabela 4.2 Valores da Energia de Ativação Aparente média para Fluência

Isotensão	Coefficiente angular	Q_f (kJ/mol)
10	12675	105,3
15	14770	122,7
20	11710	97,3
30	9852,5	81,9
40	10044	83,5
50	13130	109,1
	Média	$Q_f = 100,0$
	Desvio Padrão	$\Delta Q_f = 15,7$

A energia média de ativação aparente para a fluência encontrada no trabalho (100 kJ/mol) pelo diagrama de Arrhenius está em concordância com valores encontrados em outros trabalhos no cobre policristalino, como por exemplo, o valor mencionado de $Q_f = 110$ kJ/mol por Wilshire e Battenbough [17]. Valores maiores ou menores que 110 kJ/mol, têm sido relatados por diversos autores, dependendo da faixa de temperatura e tensão em que se realizam os ensaios de fluência, sendo o cobre um material particularmente complexo de apresentar reprodutibilidade nos resultados, uma vez que a sua facilidade de absorção de oxigênio e a interferência de recristalização dinâmica durante deformação em altas temperaturas podem mascarar sobremaneira o comportamento de estágio secundário de fluência [33]

Com o valor da energia de ativação aparente média para a fluência ($Q_f = 100$ kJ/mol) obtido neste trabalho, foi construído o diagrama de Zener-Hollomon, que é apresentado na Figura 4.31. Nota-se que o parâmetro Z correlaciona muito bem os dados da Figura 4.28, na forma de uma única curva paramétrica.

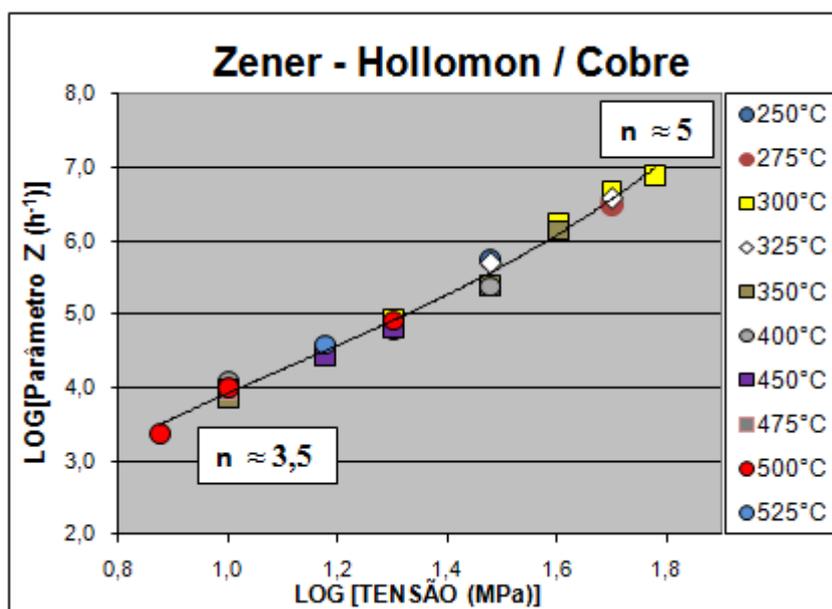


Figura 4.31 Gráfico do parâmetro de Zener-Hollomon. No caso, o parâmetro Z é igual: $\dot{\epsilon}_{\min} \times \exp(100000 / RT)$.

O gráfico do parâmetro de Zener-Hollomon teve como resultado um expoente de tensão médio, para baixas tensões, próximo a 3,5, no entanto, a curva polinomial de terceiro grau traçada nos pontos indica que o expoente de Norton assume maiores valores para tensões mais elevadas chegando próximo a 5. Segundo Wilshire [9,34], essa faixa de valores de n indica predominância de mecanismos de fluência controlados por movimento viscoso de discordâncias e por movimento de discordâncias controlado por escalagem.

4.2.3 Mecanismos de Fratura em Fluência

A Figura 4.32 mostra as fotos dos corpos de prova fraturados em fluência colocados em uma ordem crescente de tempos de ruptura. Foi observado que, Independentemente da temperatura, tensão ou duração do ensaio o mecanismo de fratura do cobre nos ensaios de fluência foi de origem intergranular e frágil sem qualquer presença de estrição.



Figura 4.32 Corpos de prova fraturados por fluência organizados em ordem crescente do tempo de ruptura.

Uma análise nos corpos de prova após os ensaios permitiu observar que a fratura aconteceu de maneira frágil por não apresentar nenhuma tendência de formação de pescoço. Assim como observado por Wilshire [17] a fratura por fluência no cobre ocorre em função do crescimento de vazios, ou, cavidades nos contornos de grão, que já podem ser evidenciados ao final do estágio primário.

Ao observar que o número de cavidades e trincas diminuem da superfície do corpo de prova para o seu interior, Wilshire [17] sugere que a nucleação das cavidades ocorrem preferencialmente em pequenas partículas de óxido que surgem nos contornos de grão com a entrada do oxigênio durante a exposição em fluência.

As Figuras a seguir 4.33 e 4.34 mostram como se apresentou a microestrutura após os ensaios de fluência respectivamente a 350°C e 450°C, ambas com a tensão de 10 MPa. Em ambas as Figuras, 4.33a e 4.34a correspondem à região da rosca do corpo de prova, enquanto as 4.33b e 4.34b correspondem à região útil do corpo do prova.

Nas regiões correspondentes à rosca, para ambos os ensaios analisados, pode-se perceber uma estrutura homogênea sem qualquer presença de trincas e com grãos de tamanhos bastante próximos aos resultantes do tratamento térmico realizado a 600°C por 1 hora. Isto significa que nos ensaios a 350°C e 450°C com 10 MPa, a região que, teoricamente,

está livre das tensões (região da rosca) não teve o tamanho de grão alterado com várias horas de exposição a estas temperaturas.

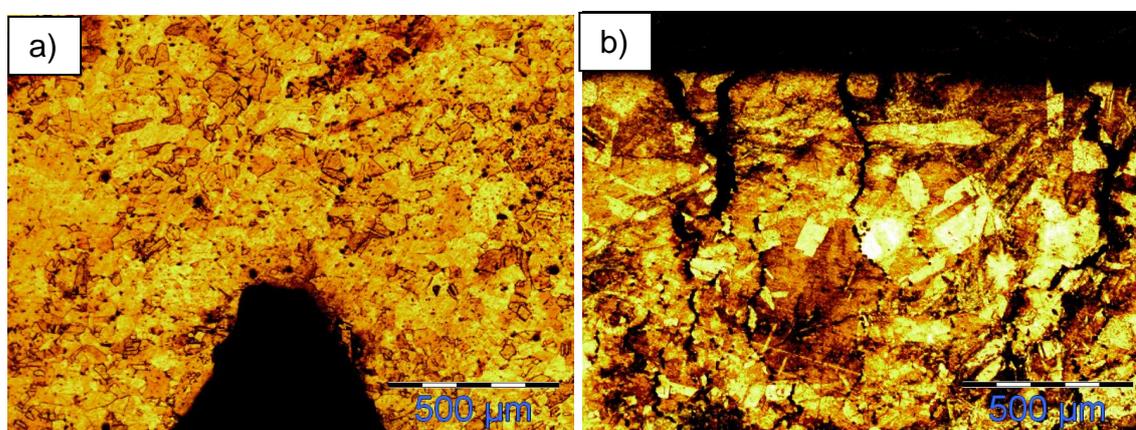


Figura 4.33 Micrografias do cobre comercial após o ensaio de fluência a 350°C com 10 MPa. a) Região da rosca; b) Região útil do corpo de prova.

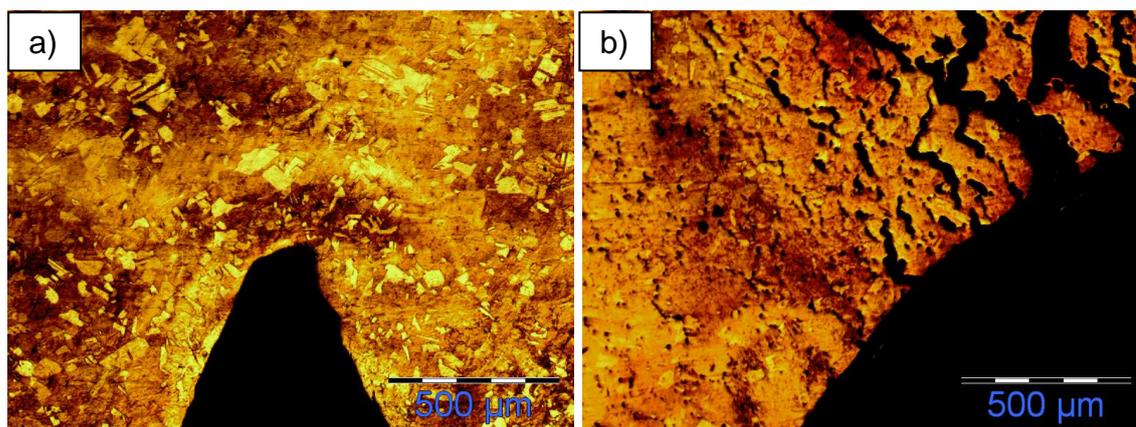


Figura 4.34 Micrografias do cobre comercial após o ensaio de fluência a 450°C com 10 MPa. a) Região da rosca; b) Região útil do corpo de prova.

Por outro lado, na região corresponde às partes úteis é possível observar claramente a presença de inúmeras trincas que são as responsáveis por controlar a vida útil do material em fluência e se originam de cavidades que surgem no material. A Figura 4.33b corresponde à extremidade lateral da parte útil do corpo de prova e a Figura 4.34b corresponde ao raio de curvatura do corpo de prova, ou seja, região de transição da região da rosca para a parte útil. Por este motivo observa-se a região da rosca que é praticamente uniforme

e isenta de trincas, seguida pela região de início e aumento do número e tamanho das trincas na parte útil.

4.2.4 Parametrização de Dados de Fluência

O gráfico da queda de resistência à fluência com o tempo de ruptura, Figura 4.35, apresenta os dados de LOG (σ) e função de LOG (tr) para cada nível de temperatura, os quais deverão colapsar em uma única curva de referencia, com a aplicação das metodologias de parametrização.

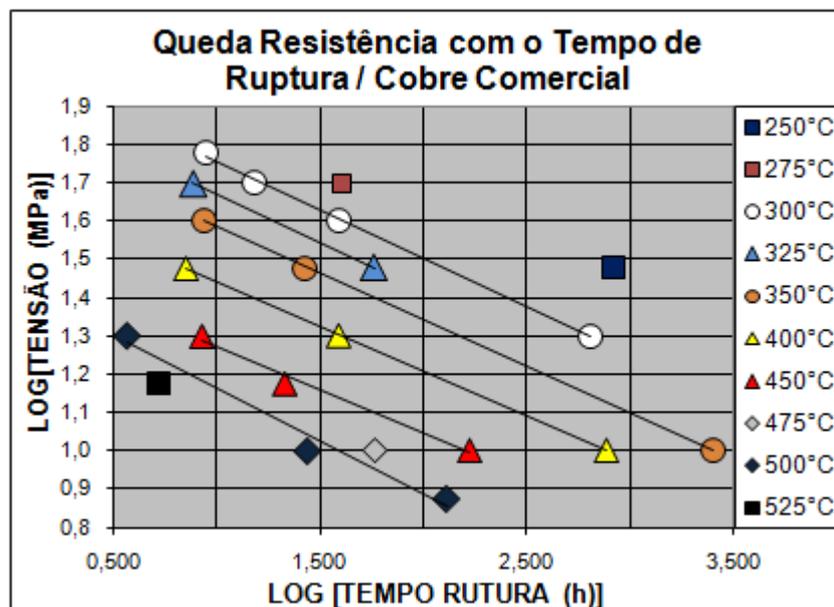


Figura 4.35 Queda de Resistência à Fluência com o Tempo de Ruptura.

As Figura 4.36 e 4.37 apresentam os gráficos dos dados de LOG (tr) em função da temperatura e LOG (tr) em função do inverso da temperatura respectivamente, que servem como base para a obtenção dos principais parâmetros relacionados com cada metodologia utilizada. A fim de possibilitar a racionalização dos resultados por qualquer um dos métodos citados, torna-se necessário trabalhar com valores médios das constantes envolvidas, imaginando certo padrão de convergência ou paralelismo exigido em cada caso. Foram tomados apenas os valores correspondentes à media dos pontos

de interseção e de inclinação das retas de iso-tensão, que fornecem valores aproximados dos reais.

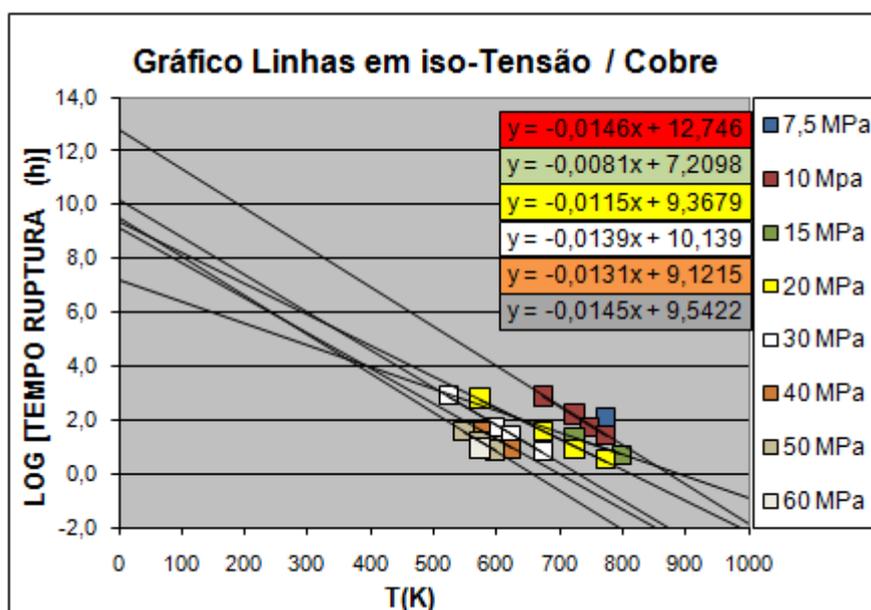


Figura 4.36 Variação do tempo de ruptura com a temperatura, para cada nível de tensão.

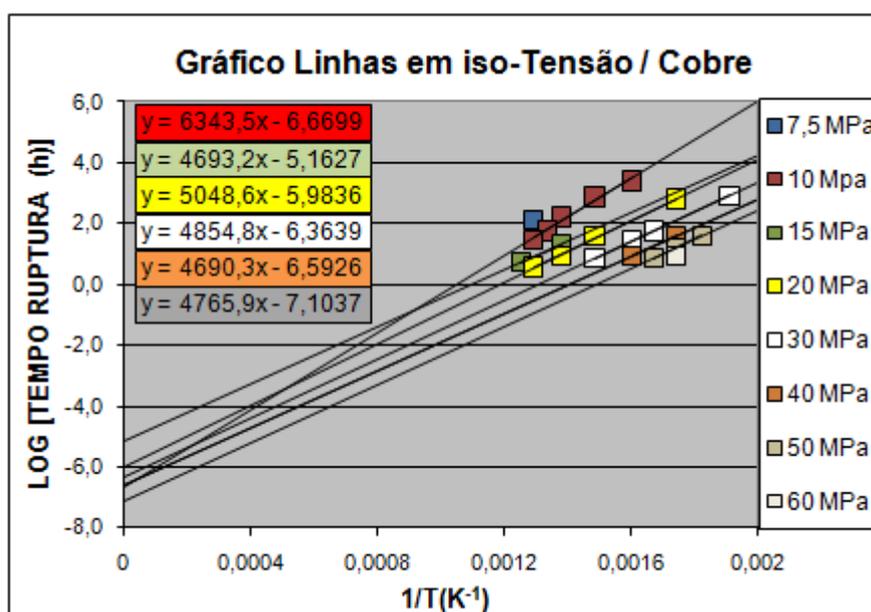


Figura 4.37 Variação do tempo de ruptura com o inverso da temperatura, para cada nível de tensão.

Nas linhas de iso-tensão da Figura 4.36, os valores médios de convergência e paralelismo correspondentes aos parâmetros de Manson-Haferd e Manson-Succop são respectivamente 9,523 e -0,0124. Na Figura 4.37, os valores médios de convergência e paralelismo correspondentes aos parâmetros de Larson-Miller e Orr-Sherby-Dorn são respectivamente 6,313 e 5066,05.

A Figura 4.38 mostra a curva de parametrização dos dados obtida pelo método de Larson-Miller, fazendo a suposição de que se poderia estabelecer a convergência dos dados em um ponto $[0, -C]$, sendo $C = 6,31$ dado pelo valor médio das linhas de iso-tensão interceptando o eixo $\text{Log}(tr)$. Dentre os 4 métodos utilizados, o de Larson-Miller mostrou o melhor resultado, utilizando-se para ajuste um polinômio de 2º grau com $R^2 = 0,9967$.

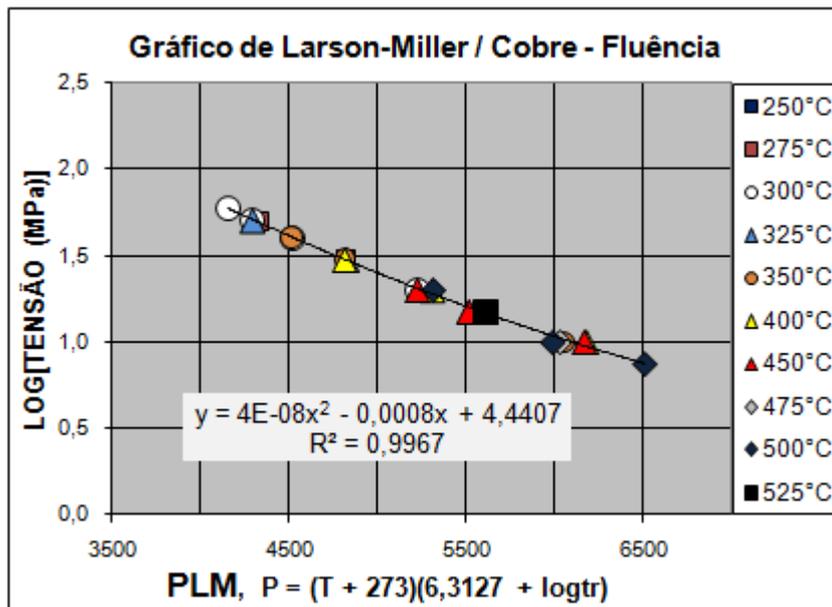


Figura 4.38 Curva paramétrica de Larson-Miller, com $C = 6,313$

A Figura 4.39 mostra a curva de parametrização obtida pelo método de Manson-Haferd. Neste caso, procedeu-se da mesma forma como na análise de Larson-Miller, supondo-se uma possível convergência das linhas de iso-tensão no ponto $[T^* = 0, \text{Log}(tr^*) = 9,5226]$

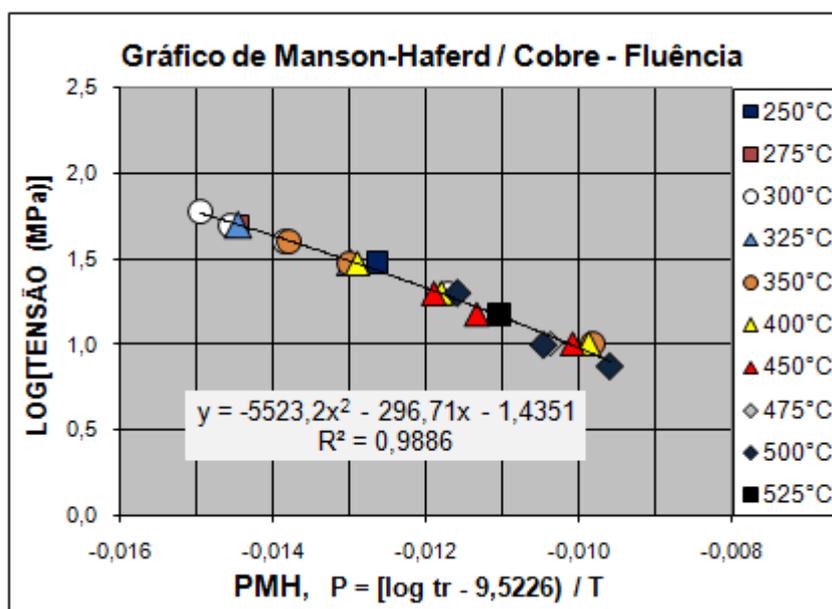


Figura 4.39 Curva paramétrica de Manson-Haferd, com $T^* = 0$ e $\text{LOGtr}^* = 9,523$.

A Figura 4.40 apresenta a curva de parametrização pelo método de Manson-Succop, imaginando paralelismo das linhas de iso-tensão, dado pela média das inclinações das retas ajustadas aos dados, conforme mostra a Figura 4.36.

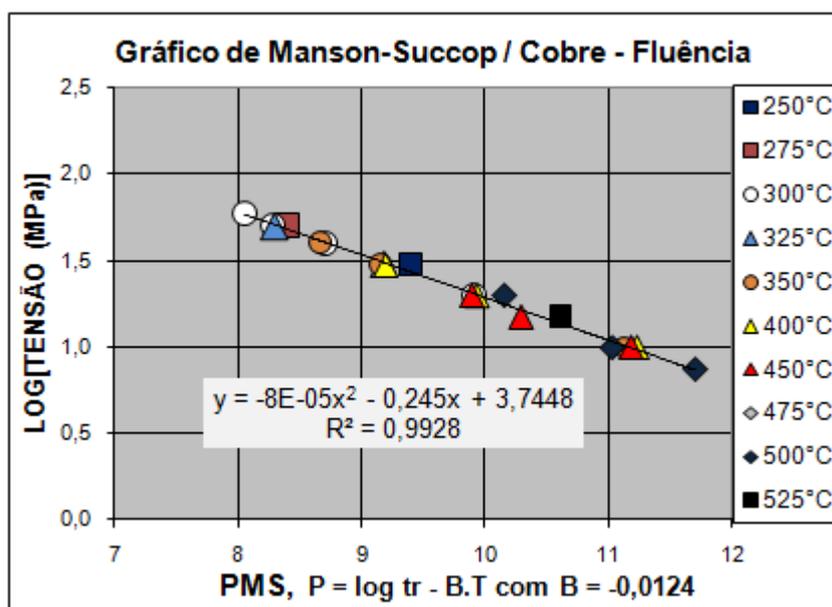


Figura 4.40 Curva paramétrica de Manson-Succop, com $B = -0,0124$

A Figura 4.41 apresenta a curva de parametrização obtida pelo método de Orr-Sherby-Dorn, fazendo-se a suposição de paralelismo entre as linhas de iso-tensão pela média dos valores da inclinação de cada reta de ajuste indicada na Figura 4.37. Da mesma forma, escolheu-se um polinômio de segundo grau para representação dos pontos da curva de referência, estando sua equação e o grau de ajuste também indicados na Figura 4.41.

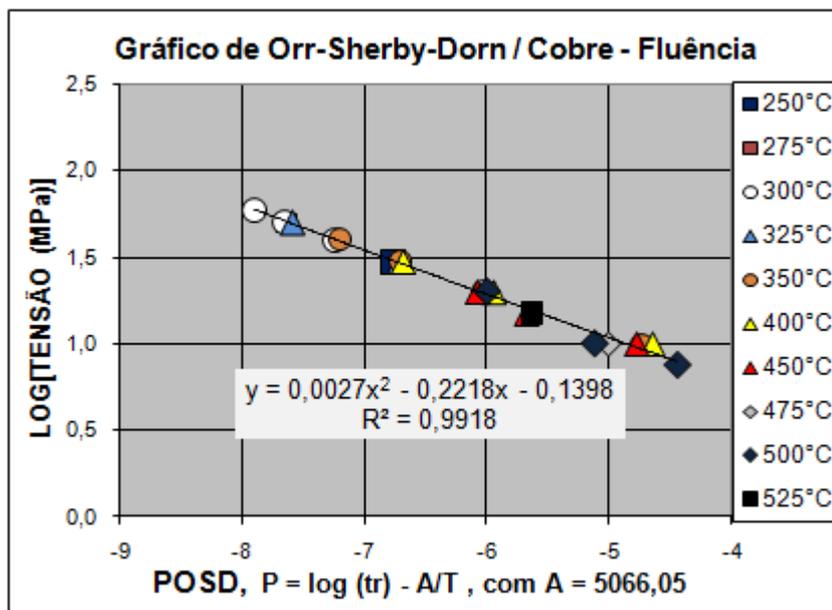


Figura 4.41 Curva paramétrica de Orr-Sherby-Dorn, com A = 5066,05

É apresentado na Figura 4.42 o teste de eficiência do método de Larson-Miller que foi escolhido por ter apresentado o menor desvio do polinômio ajustado. Nota-se que a curva se aproxima razoavelmente dos pontos, embora não os ajuste perfeitamente em nenhuma temperatura. Ainda assim, de uma maneira geral, este resultado pode ser considerado satisfatório.

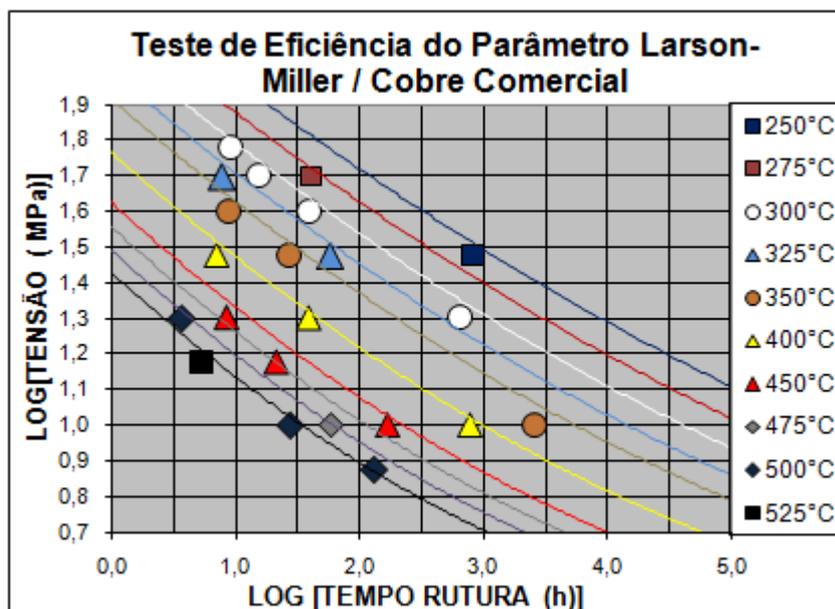


Figura 4.42 Teste da eficiência do método de Larson-Miller com os dados de fluência

4.3 Correlação de dados de Tração a Quente e Fluência

4.3.1 Análises Segundo as Relações de Norton, Zener-Hollomon e Monkman-Grant

Após analisar separadamente os resultados de tração a quente e fluência, nesta seção ambos os resultados são analisados conjuntamente nas relações de Norton, Arrhenius, Zener-Hollomon e Monkman-Grant segundo o critério em análise [1].

A Figura 4.43 apresenta os dados de Tração a Quente e Fluência colocados na forma do gráfico de Norton, para as 5 temperaturas de ensaio em que os dados puderam ser correlacionados. Para todas as condições de isoterma do diagrama de Norton, os dados de tração a quente e de fluência mostraram ótima concordância entre si, quando analisados conjuntamente de acordo com o critério estabelecido. Cada uma dessas curvas indica que o valor de n (expoente de Norton) na verdade não é constante, mas gradativamente

crecente, à medida que a tensão aumenta, o que está de acordo com trabalhos reportados na área de fluência para vários materiais [9].

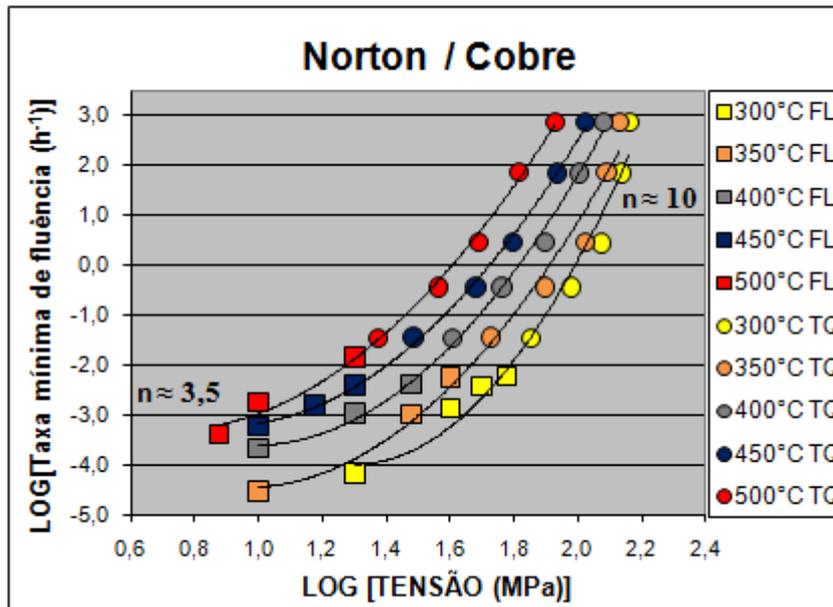


Figura 4.43 Relação de Norton para os dados de fluência juntamente com os de tração a quente.

A análise da correlação Tração a Quente/Fluência segundo Arrhenius é limitada pela impossibilidade de se obter linhas de iso-tensão nos ensaios de tração a quente. No entanto, a Figura 4.44 mostra a tendência das linhas relativas a cada valor de iso-tensão, ajustadas manualmente, de serem observadas passando próximo aos valores dos Limites de Resistências dos ensaios de tração.

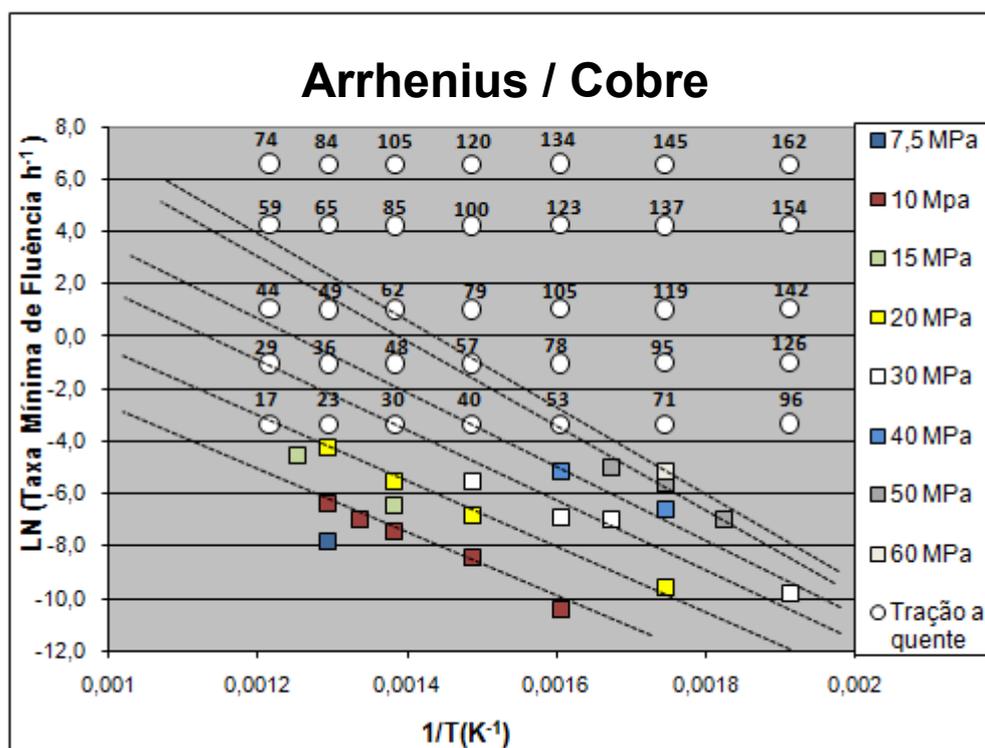


Figura 4.44 Diagrama de Arrhenius para as linhas de iso-tensão em fluência se aproximando dos valores de Limite de Resistência dos ensaios de tração a quente

Na Figura 4.45 é apresentado o diagrama de Zener-Hollomon que foi construído utilizando a energia de ativação aparente média para fluência 100 kJ/mol, obtido pelo diagrama de Arrhenius (Figura 4.30 da seção 4.2.2). Nota-se que o parâmetro Z correlaciona muito bem os dados da Figura 4.43, na forma de uma única curva paramétrica, tanto no caso de tração a quente como fluência.

O diagrama de Zener-Hollomon mostrou uma boa concordância entre os dados de tração a quente e os de fluência com pouca dispersão. Esse gráfico tem um significado especial, pois indica a possibilidade de parametrização dos dados do diagrama de Norton (Figura 4.43), segundo uma única curva de referência, com um único valor de energia aparente de ativação ($Q_f = 100$ kJ/mol). Na verdade, o produto $\dot{\epsilon}_{\min} \times \exp(100000/RT)$ teria uma correlação linear com o tempo de ruptura t_r , se na relação de Monkman-Grant o valor de m fosse exatamente $m = 1$. A inclinação da curva de Zener-Hollomon

corresponde ao valor de n (expoente de Norton) do material, que varia de aproximadamente 3,5 a 10, na região onde há predominância dos dados de fluência (baixas tensões) e onde há predominância dos dados de tração a quente (altas tensões), respectivamente.

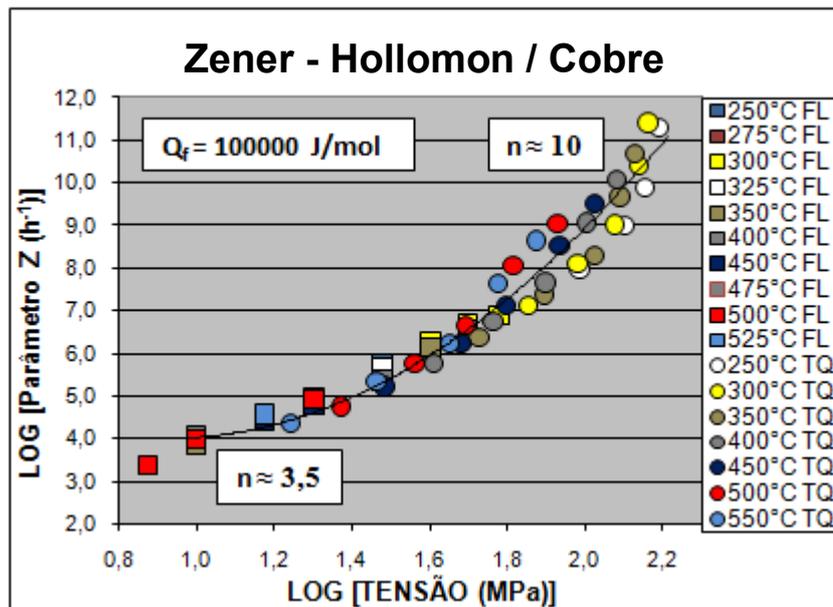


Figura 4.45 Diagrama de Zener-Hollomon contendo dados de fluência juntamente com os de tração a quente. No caso, $Z = \dot{\epsilon}_{\min} \times \exp(100000 / RT)$.

Segundo Wilshire [34], a fluência no cobre policristalino ocorre por difusão controlada pelo movimento de discordâncias quando $n > 4$ em elevadas tensões, passando a ser controlada pelo processo de difusão com $n \approx 1$ quando a tensão é diminuída. Similarmente, um decréscimo na energia de ativação aparente para fluência, Q_f , diminui de aproximadamente 200 kJ/mol para menos de 130 kJ/mol com o decréscimo da temperatura de fluência para cerca de $0,7 T_f$ ocorrendo uma significativa mudança no processo de difusão na rede cristalina para difusão ao longo das discordâncias e contornos de grão.

Energias de ativação como esta, em torno de 130 kJ/mol, tem mostrado bons resultados na parametrização conjunta de dados de tração a quente e fluência. O diagrama a seguir (Figura 4.46), também de Zener-Hollomon, foi construído utilizando essa energia de ativação aparente para fluência e o

resultado foi uma parametrização conjunta dos dados com excelente ajuste do polinômio grau 4 utilizado.

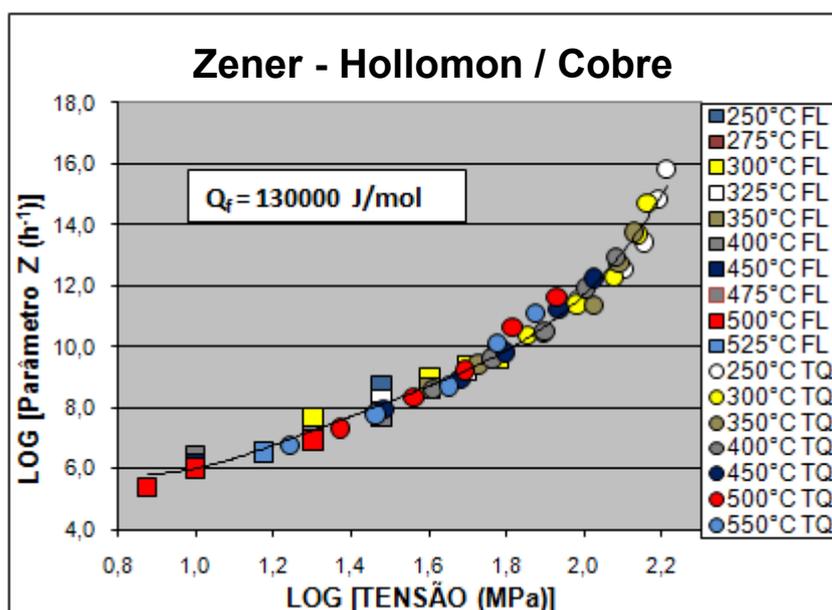


Figura 4.46 Diagrama de Zener-Hollomon contendo dados de fluência juntamente com os de tração a quente. No caso, $Z = \dot{\epsilon}_{\min} \times \exp(130000 / RT)$.

Na Figura 4.47, são apresentados os dados de tração a quente e fluência na forma do diagrama de Monkman-Grant, indicando que a linha reta que passa na região dos dados de fluência passa também pela região dos dados de tração a quente.

A relação de Monkman-Grant também correlacionou satisfatoriamente os dados de tração a quente e fluência. Normalmente essa relação, (assim como a de Norton) é aplicada apenas para dados de fluência. No entanto, nota-se que uma única reta, correspondente à relação $\dot{\epsilon}_{\min} \times tr^{1,136} = 0,095$, se ajusta adequadamente aos dois tipos de teste. O valor da constante m da equação de Monkman-Grant é bem próximo da unidade, como reportado em geral para materiais metálicos [9]. Os dados de tração a quente apresentaram uma tendência sistemática de espalhamento em torno da linha reta, em cada nível de taxa de deformação, ficando os dados de maior temperatura à esquerda e os de mais baixa temperatura à direita da linha. Em geral, os

gráficos de Monkman-Grant para dados de fluência são conhecidos por apresentarem acentuado grau de espalhamento também [16].

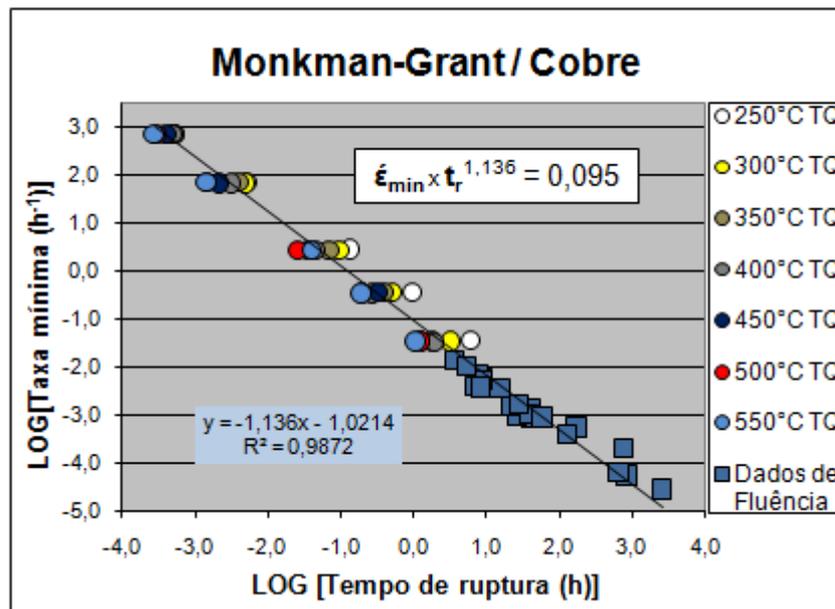


Figura 4.47 Gráfico de Monkman-Grant para os dados de fluência e de tração a quente.

4.3.2 Análise Segundo as Metodologias de Parametrização: Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn, Manson-Haferd e Manson-Succop

Após as análises da correlação entre tração a quente e fluência segundo as relações de Norton, Zener-Hollomon e Monkman-Grant, esta seção estuda a correlação avaliando a eficiência das metodologias tradicionais de parametrização consideradas neste trabalho, são elas: Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn, Manson-Haferd e Manson-Succop.

O gráfico a partir do qual foram aplicadas as metodologias de parametrização é o gráfico do LOG (Tensão) versus LOG (Tempo de Ruptura), também conhecido como gráfico da queda de resistência com o tempo, apresentado na Figura 4.48. Uma ótima concordância entre os dados de tração a quente e dados de fluência em todos os níveis de temperatura pode ser observado nesta figura. Este é um resultado bastante importante, pois indica

que os dados de tração a quente são totalmente compatíveis com os de ruptura por fluência, para o cobre policristalino comercialmente puro.

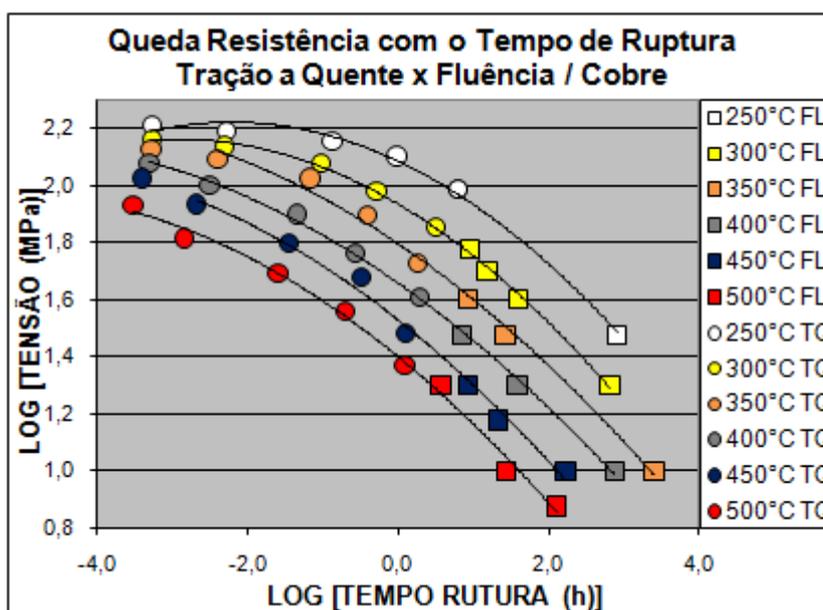


Figura 4.48 Gráfico da queda de resistência com o tempo para os dados de tração a quente e de fluência

As mesmas linhas de iso-tensão dos gráficos do LOG (tr) versus T (Figura 4.36) e LOG (tr) versus $1/T$ (Figura 4.37) da seção 4.2.4 forneceram os mesmos valores dos parâmetros utilizados para a correlação dos dados de tração a quente e fluência utilizados nesta seção, pois, somente os dados de fluência são considerados nestes gráficos.

A Figura 4.49 corresponde à parametrização dos dados apresentados na Figura 4.48, segundo o método de Larson-Miller. Essa figura corresponde à utilização da constante $C = 6,313$, que expressa o ponto focal do conjunto de linhas de iso-tensão no eixo Y.

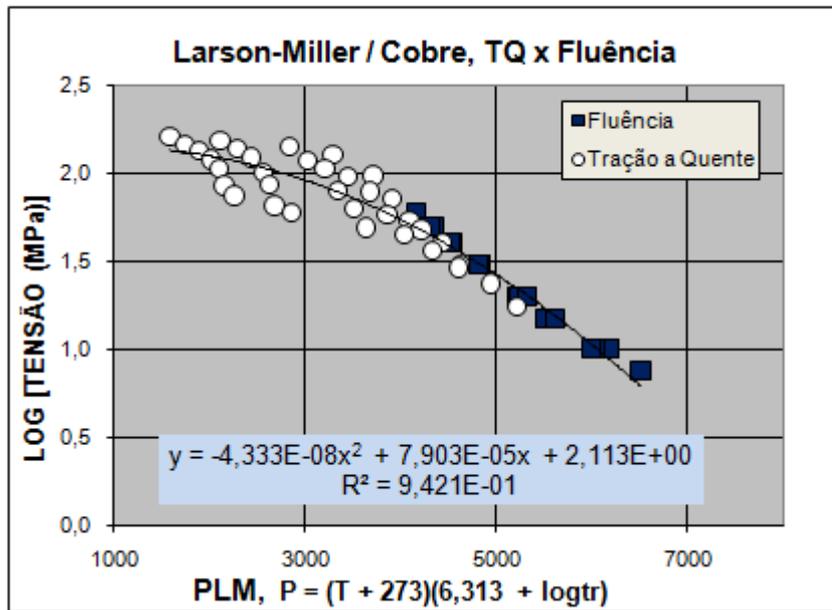


Figura 4.49 Curva paramétrica de Larson-Miller para $C = 6,3127$.

Observa-se que os dados de fluência ficam muito bem parametrizados. No entanto, os dados de tração a quente continuam dispersos, alinhados segundo as diferentes temperaturas utilizadas nos testes. O coeficiente de correlação $R^2 = 0,942$ também não é satisfatório. Dessa forma, a metodologia Larson-Miller não foi eficaz em correlacionar os dois grupos de dados em uma única curva de referência.

A Figura 4.50 apresenta a parametrização segundo o método de Orr-Sherby-Dorn. A constante utilizada foi $A = 5066,05$ que corresponde ao paralelismo médio das linhas de iso-tensão na Figura 4.37. A racionalização dos dois conjuntos de dados neste caso é bem melhor que no caso anterior, exibindo um valor de $R^2 = 0,9777$.

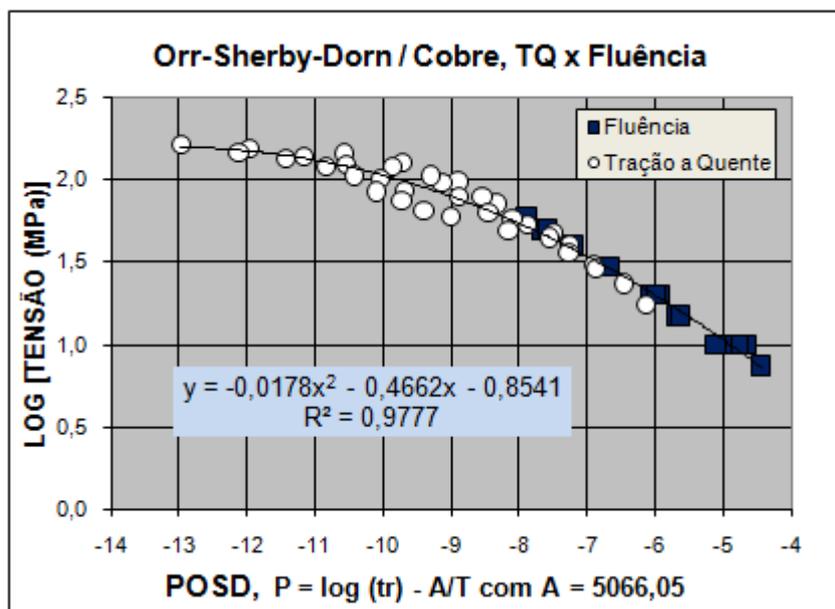


Figura 4.50 Curva paramétrica de Orr-Sherby-Dorn, com $A = 5066,05$

A Figura 4.51 apresenta o resultado de parametrização com o método de Manson-Succop. A constante desse método foi tomada como $B = -0,0124$, que corresponde também ao paralelismo das linhas de iso-tensão na Figura 4.36. A qualidade de ajuste para ambos os conjuntos de dados ($R^2 = 0,9825$) também é muito boa, semelhante à obtida com o método de Orr-Sherby-Dorn.

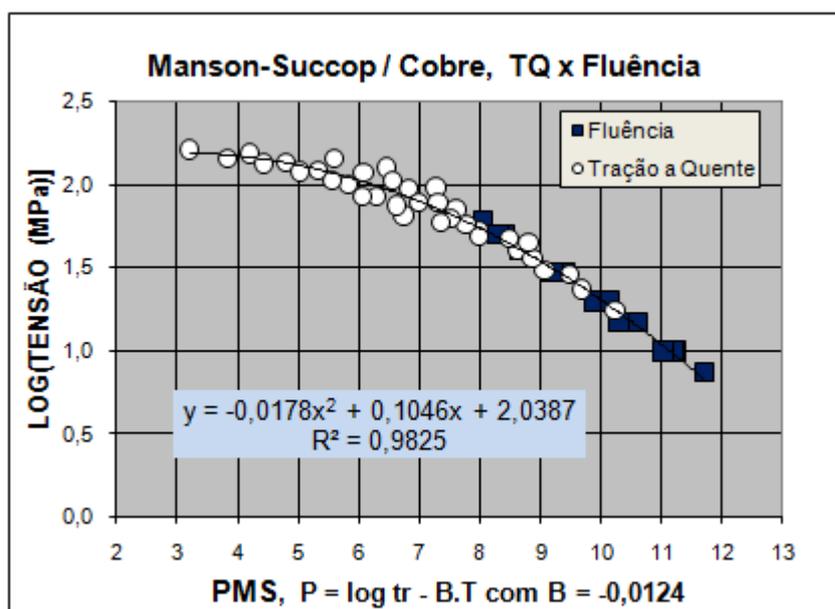


Figura 4.51 Curva paramétrica de Manson-Succop, com $B = -0,0124$

Na última parametrização foi utilizado o método de Manson-Haferd cujo resultado está representado na Figura 4.52. Como mencionado anteriormente, o valor de T^* foi considerado como zero. O cálculo da intersecção média com o eixo Y apresentou um valor $\text{LOGtr}^* = 9,5226$. Observa-se que a capacidade de racionalização de ambos os conjuntos de dados por este método foi excelente, exibindo um grau de ajuste notável: $R^2 = 0,9918$.

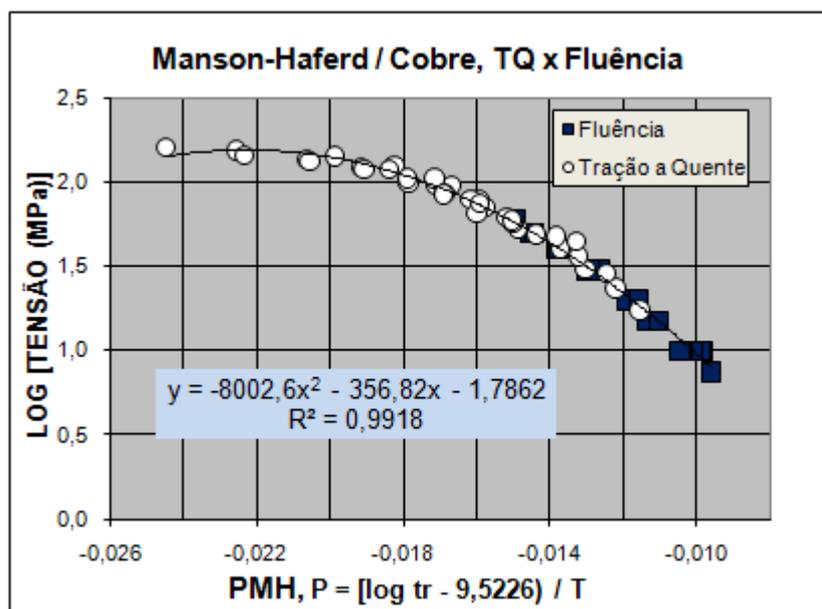


Figura 4.52 Curva paramétrica de Manson-Haferd, com $T^* = 0$ e $\text{LOGtr}^* = 9,5226$.

Com exceção do método de Larson-Miller, todos os outros métodos de parametrização, considerados para análise neste trabalho, mostraram boa compatibilidade entre os dois grupos de testes, indicando consistência para seu futuro uso em técnicas de extrapolação de dados. Os métodos de Orr-sherby-Dorn e Manson-Succop se mostraram bastante eficazes, produzindo apenas certa dispersão nos dados de tração a quente, acompanhada por ótima racionalização dos dados de fluência. O método de Manson-Haferd apresentou os melhores resultados entre os quatro investigados. Tanto os grupos de dados de tração a quente como o de fluência apresentaram um grau mínimo de dispersão, sendo excelente o grau de compatibilidade entre os dois tipos de dados.

Um teste de eficiência do método de Manson-Haferd foi realizado e é apresentado na Figura 4.53. Nota-se que as linhas traçadas de acordo com o parâmetro de Manson-Haferd se ajustam muito bem aos dados de tração a quente e fluência em todos os níveis de temperatura onde a correlação foi estabelecida.

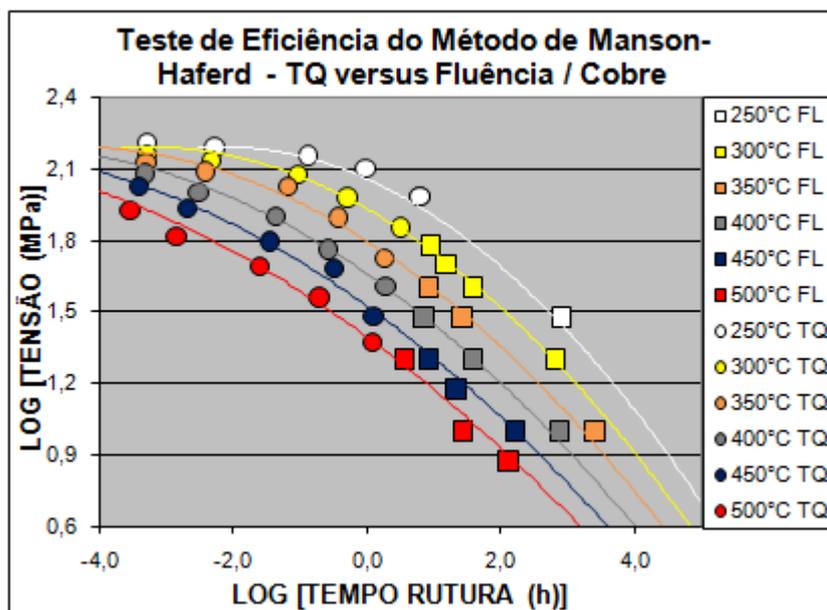


Figura 4.53 Teste de eficiência do método de Manson-Haferd

4.4 Discussão Geral dos Resultados

O formato das curvas de escoamento do cobre foi alterado pelo efeito da recristalização dinâmica que aconteceu acima de 300°C tornando-se mais frequente com o aumento da temperatura. À medida que a velocidade de tração diminuiu, a recristalização dinâmica tornou-se cíclica com outros picos de menor amplitude após o LRT. Em velocidades de tração muito baixas, principalmente em 0,01mm/min não foram presenciados efeitos da recristalização dinâmica, pois, possivelmente, nestas velocidades a recuperação dinâmica predominou [15]. O mecanismo de fratura frágil, de natureza intergranular, foi alterado para dúctil entre as velocidades de 0,1 e

0,8mm/min. Essa alteração no mecanismo resultou em uma grande diferença entre os valores de alongamento final e redução de área em baixas e altas velocidades de tração.

O comportamento dos dados de fluência nas diversas relações discutidas teve resultados satisfatórios da maneira como era esperado. Praticamente todos os resultados encontrados, inclusive os valores das constantes de energia de ativação aparente para fluência, o expoente de tensão e o mecanismo de fratura estão coerentes com outros trabalhos publicados nesta área para o mesmo material. De acordo com Frost e Ashby [19] os valores das energias de ativação para o cobre puro nas condições de difusão pela rede cristalina, pelos contornos de grão e ao longo de canais das discordâncias são respectivamente 197, 104 e 117 kJ/mol. A energia de ativação de 100 kJ/mol encontrada neste trabalho indica que o movimento de discordâncias durante fluência é controlado principalmente por difusão em contornos de grão.

No diagrama de Zener-Hollomon os valores do expoente de Norton para os dados de fluência ficaram entre, aproximadamente 3,5 e 5, indicando que o mecanismo predominante na deformação por fluência é o movimento de discordâncias. Para $n \approx 3$ o mecanismo dominante é o de deslizamento de discordâncias controlado pelo atrito viscoso na rede cristalina, quando $n \approx 5$ o movimento de discordâncias ocorre por escalagem. Com esses valores de n entre 3,5 e 5, pode-se afirmar que não existe contribuição significativa do mecanismo de fluência difusão, mecanismo este que ocorre quando n está próximo a 1.

A Figura 4.54 mostra, novamente, o mapa de deformação do cobre, contendo agora as regiões aproximadas onde os dados dos ensaios de tração a quente e fluência se encontram concentrados. Nota-se que os dados de fluência aparecem, praticamente, limitados na região do *Power Law*, ou seja, descrito pela lei potencial de fluência. Já os dados de tração a quente, por envolverem tensões mais elevadas, estão na região de *Breakdown*, onde a lei potencial de fluência perde validade.

não existe uma mudança drástica de mecanismo ao cruzar a fronteira, e sim que um mecanismo está perdendo sua predominância em relação ao outro.

Uma técnica de processamento denominada ECAP (Extrusão em Canal Angular) tem-se mostrado como uma ferramenta que pode aumentar a vida útil do cobre em fluência. Segundo Dvořák et al [35], logo após o primeiro passe pelo canal de extrusão a taxa de deformação diminui e o tempo de ruptura em fluência aumenta resultando em significativo melhoramento na resistência a fluência. Entretanto, esse aumento no tempo de ruptura e diminuição na taxa de deformação é limitado ao número de passes pelo canal, diminuindo com o número de passes subsequentes. Dvořák et al [35], trabalharam também com o cobre puro, com tamanho de grão médio de 1,2 mm, e encontraram um valor bastante semelhante ao deste trabalho para a energia de ativação aparente de fluência: $Q_f = 106,1 \pm 0,2$. Como mostrado anteriormente, valores próximos a estes, em torno de 104 kJ/mol, indicam a predominância do mecanismo de fluência controlado pela movimentação atômica ao longo dos contornos de grão [19].

Em fluência, a análise dos dados de tempo de ruptura do cobre comercial puro indicou possibilidade de sua parametrização segundo vários procedimentos da metodologia tradicional, com graus de eficiência aproximadamente equivalentes entre si. O método de Larson-Miller apresentou um desempenho ligeiramente superior em relação aos Orr-Sherby-Dorn, Manson-Haferd e Manson-Succop na reprodução dos dados experimentais.

Assim como verificado anteriormente para alguns aços, o critério de conversão tração / fluência [1] mostrou-se bastante eficiente neste material que não possui ferro na composição. Nas diversas situações envolvendo variáveis como taxas de deformação, tempo de ruptura, temperatura e tensão aplicada, o critério de conversão de dados tornou possível a análise comum dos dados de tração a quente com os de fluência segundo todas as relações analisadas neste trabalho. Com exceção do gráfico do parâmetro de Larson-Miller, todas as parametrizações tiveram excelentes resultados, com destaque para o método de Manson-Haferd, que apresentou o melhor ajuste dentre os métodos estudados.

5 CONCLUSÕES

5.1 Ensaio de Tração a Quente:

a – O formato das curvas de escoamento do cobre foi alterado pelo efeito da recristalização dinâmica que aconteceu acima de 300°C tornando-se mais frequente com o aumento da temperatura. À medida que a velocidade de tração diminuiu, a recristalização dinâmica tornou-se cíclica com outros picos de menor amplitude após o LRT. Em velocidades de tração muito baixas, principalmente em 0,01mm/min não foram presenciados efeitos da recristalização dinâmica, pois, possivelmente, nestas velocidades a recuperação dinâmica predominou.

b – Na faixa 250°C a 550°C em que os ensaios foram realizados, o valor de n' ficou, aproximadamente, entre 0,1 e 0,4 e o encruamento aumentou à medida que a taxa de deformação foi elevada

c – O valor de K' diminuiu com a temperatura e apresentou valores entre, aproximadamente, 25 e 340 ao longo da faixa de temperatura estudada. Assim como o expoente de encruamento, o coeficiente de resistência aumentou com a taxa de deformação em todas as temperaturas.

d – O aumento do valor do expoente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação (m') com a temperatura foi de 0,05 até próximo a 0,15 quando a temperatura foi elevada de 250 a 550°C.

e – O valor do coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação (C') sofreu uma queda de 125 para 32 com o aumento da temperatura.

f – O mecanismo de fratura frágil, de natureza intergranular, foi alterado para dúctil entre as velocidades de 0,1 e 0,8 mm/min. Essa alteração no mecanismo resultou em uma grande diferença entre os valores de alongamento final e redução de área em baixas e altas velocidades de tração.

5.2 Ensaio de Fluência

a – Na faixa de tensões e temperaturas estudadas, o valor do expoente de Norton (n) variou entre 2,7 a 4,2, de acordo com cada linha de iso-tensão, obtendo a média de $n \approx 3,5$.

b – A relação de Monkman-Grant, apesar de evidenciar alguns pontos espalhados, apresentou uma linha reta satisfatória passando pelos dados de fluência, sendo possível se determinar o valor da constante ($m \approx 0,9$) da equação de Monkman-Grant que geralmente é bem próximo da unidade.

c – A Energia de Ativação aparente encontrada de 100 kJ/mol, sendo metade da energia para auto-difusão, indica que a difusão acontece nos contornos de grão para as condições de fluência estudadas.

d – O gráfico do parâmetro de Zener-Hollomon teve como resultado um expoente de tensão médio, para baixas tensões, próximo a 3,5, no entanto, a curva de terceiro grau traçada nos pontos indica que o expoente de Norton assume maiores valores para tensões mais elevadas chegando próximo a 5. Os mecanismos de deformação referente a estes valores do expoente de Norton indicam que a fluência é controlada pelo movimento de discordâncias. Para $n \approx 3,5$ o mecanismo dominante é o de deslizamento de discordâncias controlado pelo atrito viscoso na rede cristalina. Quando $n \approx 5$ o movimento de discordâncias ocorre por escalagem.

e – Uma análise nos corpos de prova após os ensaios permitiu observar que a fratura aconteceu de maneira frágil de origem intergranular, sem qualquer presença de estrição, ocasionada em função do crescimento de vazios, ou, cavidades nos contornos de grão.

f – Dentre os 4 métodos utilizados para parametrização dos dados de fluência, o de Larson-Miller mostrou o melhor resultado, utilizando-se para ajuste um polinômio de 2º grau com $R^2 = 0,9967$.

5.3 Correlação Tração a Quente/Fluência

a – Para todas as condições de iso-temperatura do diagrama de Norton, os dados de tração a quente e de fluência mostraram ótima concordância entre si, quando analisados conjuntamente de acordo com o critério estabelecido. Cada uma dessas curvas indica que o valor de n (expoente de Norton) na verdade não é constante, mas gradativamente crescente, à medida que a tensão aumenta.

b – Na correlação de dados segundo a relação de Arrhenius, as linhas relativas a cada valor de iso-tensão, ajustadas manualmente, seguiram uma tendência de serem observadas passando próximo aos valores dos Limites de Resistências dos ensaios de tração.

c – O diagrama de Zener-Hollomon mostrou uma boa concordância entre os dados de tração a quente e os de fluência com pouca dispersão. A inclinação da curva de Zener-Hollomon corresponde ao valor de n (expoente de Norton) do material variou de aproximadamente 3,5 a 10, na região onde há predominância dos dados de fluência (baixas tensões) e onde há predominância dos dados de tração a quente (altas tensões), respectivamente.

d – A relação de Monkman-Grant também correlacionou satisfatoriamente os dados de tração a quente e fluência ocorrendo apenas um pequeno espalhamento em torno da linha reta, em cada nível de taxa de deformação, ficando os dados de maior temperatura à esquerda e os de mais baixa temperatura à direita da linha. O valor da constante m da equação de Monkman-Grant ficou próximo da unidade, com o valor de 1,136.

e – O método de Manson-Haferd apresentou os melhores resultados entre investigados para a parametrização conjunta de dados de tração a quente e fluência. Ambos tipos de dados apresentaram um grau mínimo de dispersão, sendo excelente o grau de compatibilidade entre os dois tipos de dados ($R^2 = 0,9918$).

f – Os resultados obtidos para a correlação entre tração a quente e fluência no cobre comercial foram bastante satisfatórios e alcançaram o objetivo principal do trabalho. Para todas as condições estudadas, os

resultados se mostraram consistentes caracterizando muito bem o material na faixa de temperatura estudada.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1 Estudar detalhadamente como a microestrutura do cobre é alterada durante o processo de recristalização dinâmica com a formação dos ciclos de encruamento.

2 Testar a aplicação do critério em ensaios de fluência com temperaturas mais baixas e tempos de ruptura mais longos, cerca de 10000 h.

3 Estudar a eficiência do critério de correlação tração a quente / fluência em materiais não ferrosos diferentes do cobre, tais como os de energias de falha de empilhamento mais elevadas como o alumínio, e outros não ferrosos com diferentes estruturas cristalinas: CCC e HC tais como o ferro puro e o Titânio.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 – BUENO, L.O. Creep Behaviour of 2,25Cr-1Mo steel. An Equivalence Between Hot Tensile and Creep Testing Data. In: CREEP & FRACTURE IN HIGH TEMPERATURE COMPONENTS – Design and Life Assessment Issues. **Proceedings of ECCC 2005**. *DEStech Publ.* London, 2005. p. 969-980,
- 2 – REIS SOBRINHO, J.F. **Correlação entre os comportamentos de tração a quente e fluência do aço 2,25Cr-1Mo na faixa de temperatura de 500°C a 700°C**. 2004. 212 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e Tecnológicas, UFSCar, São Carlos, 2004.
- 3 – SANTOS, N.B. **Avaliação de um critério de equivalência entre dados de tração a quente e fluência em aços**. 2007, 125 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e Tecnológicas, UFSCar, São Carlos, 2007.
- 4 – MORETO, J. A. **Avaliação do desempenho de aços inoxidáveis ferríticos com relação a propriedades mecânicas e oxidação em altas temperaturas**. 2008, 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) UFPR, Curitiba, 2008.
- 5 – STEEN, M. Creep Life Assessment by Low Strain Rate Tensile Testing. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 14, n. 4, p. 201-225, 1983.
- 6 – OSGERBY,S.; DYSON, B.F. Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures. **Proceedings of the 5th.Intl.Conf.** Swansea, edited by B. Wilshire & R. W. Evans, The Institute of Metals, London, p. 53-61, 1993
- 7 – DYSON, B.F.; McLEAN, M. Creep Deformation of Engineering Alloys: Developments from Physical Modelling. *ISIJ International*, v. 30, n. 10, p. 802-811, 1990
- 8 – PENNY, R.K. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 66, p. 263-280,1996.

- 9 – EVANS, R.W.; WILSHIRE, B. **Creep of Metals and Alloys**. The Institute of Metals, London. p. 221, 1985
- 10 – DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. New York. Mc Graw-Hill, 1986. 615p.
- 11 – MEYERS, M. ; CHAWLA, K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. Editora Edgard Blucher Ltda. São Paulo, 1982. 561p.
- 12 – GUEST, J.C. Standards in elevated temperature tensile and uniaxial creep testing. Chapter 3 in Measurement of High Temperature Mechanical Properties of Materials. **Proceedings of Conf. at Nat.Phys.Lab.** 3-5 June 1981. Ed.by M.S.Loveday, M.F.Day, B.F.Dyson, 1982. p.23-30,.
- 13 – VERHOEVEN, J.J. **Fundamentals of Physical Metallurgy**. 1975
- 14 – JORGE JÚNIOR, A.M. **Análise do Comportamento Mecânico de Aços Inoxidáveis em Altas Temperaturas e Altas Taxas de Deformação**. 1997. 212 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e Tecnológicas, UFSCar, São Carlos, 1997
- 15 – LIM, L.C. ; LU, H.H. Dynamic grain growth and ductility enhancement at intermediate temperature. *Materials Science and Engineering*, Singapura, v. 176, p. 439 – 446, 1994
- 16 – VISWANATHAM, R. **Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components**. ASM International. New York, 1993. 110p.
- 17 – WILSHIRE, B.; BATTENBOUGH, A.J. Creep and creep fracture in polycrystalline copper. *Materials Science and Engineering*. v. 443, p. 156-166, 2007
- 18 – MUKHERJE, A.K. ; BIRD, J.E. ; DORN, J.E. Experimental Correlations for High-Temperature Creep. *ASM Transactions Quarterly*. v. 62, p. 155, 1969
- 19 – FROST, H.J. ; ASHBY, M.F. **Deformation Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics**. Pergamon Oxford, 1982.
- 20 – WILSHIRE, B. Observations, Theories and Predictions of High-Temperature Creep Behaviour. *Metallurgical and Materials and Transactions A*, v. 33A, p. 241-248, Fevereiro 2002.

- 21 – Ayensu, A.; Langdon, T. G. The Inter-Relationship between grain boundary sliding and cavitation during creep of polycrystalline copper. *Metallurgical and Materials Transitions A*. v. 27A, p. 901, 1996
- 22 – BOWYER, W. Creep of the Copper Canister. SKI Technical Report n. 2003:23, Tilford, England, 2003
- 23 – ANDERSSON, H.; SEITSLEAM, F.; and SANDSTRÖM, R. **Influence of phosphorous and sulphur as well as grain size on creep in pure copper**. SKB technical report TR-99-39. Swedish Nuclear fuel and waste management Co. Estocolmo, 1999
- 24 – SINGH, B.N.; TÄHTINEN, S.; MOILANEN, P.; JACQUET, P.; DEKEYSER, J. In-Reactor Uniaxial Tensile Testing of Pure Copper at a Constant Strain Rate at 90°C. *Journal of Nuclear Materials*. v. 320, p. 299 – 304, 2003
- 25 – PINHEIRO, I.P et al. Restauração dinâmica e evolução microestrutural do cobre deformado a quente por torção cíclica e monotônica. In: Congresso anual da ABM, 2004, São Paulo.
- 26 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM E-21. Standard Practice for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials, p.190-196, 1990.
- 27 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E-139-83 (re-approved 1990), Annual Book of ASTM Standards. Section 3, v. 03.01, p. 309-319, 1990.
- 28 – MANONUKUL, A ; DUNNE, F. P. E. Initiation of dynamic recrystallization under inhomogeneous stress states in pure copper. *Acta Materialia*, Oxford, US, v. 47, n. 17, p. 4339 - 4354, 1999.
- 29 – PRASAD, Y.V.R.K.; RAO, K.P. Influence of oxygen on rate-controlling mechanisms in hot deformation of polycrystalline copper: oxygen-free versus electrolytic grades. *Material Letters*, v. 58, p. 2061-2066, 2004.
- 30 – SAKAI, T.; JONES, J. J. Annealing Processes-Recovery, Recrystallization and Grain Growth, In: **Proceedings of 7th Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Science**, Roskilde, Denmark, p. 143, 1986.
- 31 – POIRIER J.P. – Plasticité a Haute Température des Solides Cristallins, Editions Eyrolles, Paris, p. 55-87, 1976.

- 32 – MAEHARA Y. e LANGDON T.G. Superplasticity of steels and ferrous alloys, *Materials Science and Engineering A*, v. 128, Issue 1, p.1-13, Agosto 1990.
- 33 – KASSNER, E.K.; PEREZ-PRADO, M.T. *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys*. New York: Elsevier, 2004.
- 34 – WILSHIRE, B.; PALMER, C.J. Grain size effects during creep of copper. University of Wales, Singleton Park, Swansea. *Scripta Materialia* v. 46, p. 483–488, 2002
- 35 – DVOŘÁK, J. ; SKLENIČKA, V. ; KRÁL, P. ; SVOBODA, M. ; SAXL, L. Characterization of creep behaviour and microstructure changes in pure copper processed by equal-channel angular pressing. Part I. creep behaviour. *Reviews on Advanced Materials Science*. v. 25, p. 225-232, 2010.