

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MINAS

Dissertação de Mestrado

"Modelagem Matemática de Curvas
Tensão-Deformação"

Autor: Roney Eduardo Lino
Orientador: Prof. Ronaldo Barbosa

Dezembro/08

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MINAS

Roney Eduardo Lino

MODELAGEM MATEMÁTICA DE CURVAS
TENSÃO-DEFORMAÇÃO

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso
de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e
de Materiais da Universidade Federal de Minas
Gerais

Área de concentração: Conformação Mecânica
Orientador: Prof. Ronaldo Barbosa

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2008

À minha mãe Maria das Graças, meu Pai
Justo, e meus irmãos Wellington, Helbert e
Fernanda

Agradecimentos

Primeiramente a Deus que permitiu a realização desse trabalho.

À minha família e amigos pelo apoio e incentivo durante minha vida acadêmica.

Ao professor Ronaldo Barbosa pelos conselhos, incentivo, orientação e ensinamentos, a quem sou muito grato.

Aos professores, funcionários e colegas do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

À ArcelorMittal Monlevade, em especial ao João Garcia pelo incentivo e apoio neste trabalho.

Pelo apoio e auxílio: Cláudia, Luciana Almeida, Aparecida Pacheco, Ilda, Elaine, Ângela, Patrícia, Andréia, Marivalda, Dagoberto, Paulo Cetlin, Vicente Buono, Giovane Azevedo, Urias, Efigênia, Vicentinho, Paulo Modenesi, Rodrigo, Nelson, Goreti, Ivete, Paulinho, Marcelino, Jânio, Carlos Augusto, Erick, Paola, Édina, Agnaldo, Eliana, Michela, Francisco, José Carlos, Maria de Lurdes, Paulo, João Lino, Neli da Glória, Luzia, Emanuele, Ana Paula, Wagner, Magda, os amigos do curso de metalurgia, enfim, a todos os amigos que contribuíram nessa caminhada.

Sumário

Lista de Figuras	v
Lista de Tabelas.....	viii
Resumo	ix
Abstract	x
1 Introdução	1
2 Objetivos.....	3
3 Revisão Bibliográfica.....	4
3.1 Equação de Zener Hollomon e Energia de Ativação	4
3.2 Deformação a quente e recristalização dinâmica	6
3.3 Modelos semi-empíricos	8
3.3.1 Modelo de Sellars	9
3.3.2 Modelo de Jonas	12
4 Metodologia Experimental.....	18
4.1 Materiais.....	18
4.2 Ensaio mecânicos de torção.....	19
4.3 Estudo Termodinâmico	22
5 Modelagem de curvas tensão-deformação do aço inoxidável AISI 304.....	23
5.1 Resultados	23
5.2 Discussão.....	26
5.3 Conclusões	32
6 Modelagem de curvas tensão-deformação de aços livres de intersticiais.....	33
6.1 Resultados	33
6.2 Discussão.....	43
6.3 Conclusões	57
7 Conclusões Gerais.....	58
8 Revisão Bibliográfica.....	59

Lista de Figuras

- Figura 3.1 Curvas de fluxo típicas de materiais que apresentam recristalização dinâmica durante a deformação a quente: a) presença de vários picos de tensão e b) presença de um único pico de tensão.7
- Figura 3.2 a) Curvas tensão-deformação para a liga Al-1%Mg medidas em testes de compressão plana a 400°C e a diferentes taxas de deformação; b) curvas tensão-deformação modeladas para a liga Al-1%Mg nas mesmas condições de a)...10
- Figura 3.3 a) Ilustração de curvas tensão-deformação medidas e calculadas para aços C-Mn que apresentam recristalização dinâmica. Condições: taxa de deformação = $4,5s^{-1}$, temperatura = 900°C e tamanho de grão inicial = 17 μ m.12
- Figura 3.4 a) Curvas tensão-deformação para amostras ensaiadas, b e c) Pontos críticos de curva tensão-deformação necessários à descrição da cinética de recristalização dinâmica, d) descrição da metodologia utilizada na medição desses pontos críticos.13
- Figura 3.5 a) ampliação de curva tensão deformação na região de início de recristalização dinâmica, b) Dependência da taxa de encruamento com a tensão durante deformação na região ampliada, c) Ajuste polinomial de parte da curva mostrada em (b) com a finalidade de se medir o valor de ϵ_c , d) Medição de ϵ_c a partir de gráfico da derivada da taxa de encruamento em função da tensão aplicada...16
- Figura 4.1 Desenho do corpo de prova utilizado nos ensaios de torção a quente.21
- Figura 5.1 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para o aço AISI-304 nas temperaturas de 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) $1s^{-1}$ e b) $3s^{-1}$25
- Figura 5.2 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para o aço AISI-304 nas temperaturas de 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constantel de $8s^{-1}$26
- Figura 5.3 Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars para o aço inoxidável 304 nas temperaturas de 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constante de $1s^{-1}$31

Figura 5.4	Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars adaptado ao modelo de cinética de RXD proposto por Jonas, para o aço inoxidável 304 nas temperaturas de 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constante de 1s^{-1}	31
Figura 5.5	Gráfico das tensões $\sigma_{\text{ep}/2}$, σ_{p} e σ_{ss} medidas versus calculadas em função de Z para o aço inoxidável 304.....	32
Figura 6.1	Estimativa segundo o Thermocalc das frações de fases em equilíbrio em função da temperatura para as ligas a) Fe- α e b) LI-Ti.....	34
Figura 6.2	Estimativa segundo o Thermocalc das frações de fases em equilíbrio em função da temperatura para a liga LI-Nb.....	35
Figura 6.3	Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga Fe- α nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) $0,1\text{s}^{-1}$ e b) 1s^{-1}	36
Figura 6.4	Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga Fe- α nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) 3s^{-1} e b) 10s^{-1}	37
Figura 6.5	Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga LI-Ti nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) $0,1\text{s}^{-1}$ e b) 1s^{-1}	38
Figura 6.6	Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga LI-Ti nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) 3s^{-1} e b) 10s^{-1}	39
Figura 6.7	Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga LI-Nb nas temperaturas de 850, 900, 950, 1000 e 1050°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) $0,1\text{s}^{-1}$ e b) 1s^{-1}	40
Figura 6.8	Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga LI-Nb nas temperaturas de 850, 900, 950, 1000 e 1050°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) 3s^{-1} e b) 10s^{-1}	41

- Figura 6.9 Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars para a liga Fe- α nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constante de 1s^{-1}47
- Figura 6.10 Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars para a liga LI-Ti nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constante de 1s^{-1}47
- Figura 6.11 Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars para a liga LI-Nb nas temperaturas de 900, 950, 1000 e 1050°C, a taxa de deformação nominal constante de 1s^{-1}48
- Figura 6.12 Gráfico das tensões $\sigma_{\text{ep}/2}$, σ_{p} e σ_{ss} medidas versus calculadas em função de Z para a liga Fe- α48
- Figura 6.13 Gráfico das tensões $\sigma_{\text{ep}/2}$, σ_{p} e σ_{ss} medidas versus calculadas em função de Z para a liga LI-Ti.49
- Figura 6.14 Gráfico das tensões $\sigma_{\text{ep}/2}$, σ_{p} e σ_{ss} medidas versus calculadas em função de Z para a liga LI-Nb.49
- Figura 6.15 Influência da temperatura e do tipo de aço na deformação necessária para 5% de recristalização dinâmica para taxas de deformação de a) $0,1\text{s}^{-1}$ e b) 10s^{-1} 51
- Figura 6.16 Estimativa segundo o Thermocalc das frações de equilíbrio dos elementos em solução sólida na austenita em função da temperatura para as ligas a) Fe- α e b) LI-Ti.52
- Figura 6.17 Estimativa segundo o Thermocalc das frações de equilíbrio dos elementos em solução sólida na austenita em função da temperatura para a liga LI-Nb.53
- Figura 6.18 Influência da temperatura e do tipo de aço na deformação necessária para 95% de recristalização dinâmica para taxas de deformação de a) $0,1\text{s}^{-1}$ e b) 10s^{-1} 56

Lista de Tabelas

Tabela IV.1	Composição química das ligas utilizadas nos experimentos, todos os números % em peso, exceto quando mencionado de outra forma.	18
Tabela V.1	Sumário das equações empregadas na modelagem das curvas tensão-deformação.	27
Tabela VI.1	Valores de Q_{def} e de n para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb.....	43
Tabela VI.2	Valores das constantes K1 e K2 para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb.....	44
Tabela VI.3	Valores da constante C_1 para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb.	45
Tabela VI.4	Valores das constantes B1, B2 e B3 para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb.....	46

Resumo

Titânio ou outros elementos como, por exemplo, o Nióbio e o Vanádio, quando adicionados como microligantes, exercem um efeito retardador na cinética de recristalização estática provocando panqueamento da austenita quando deformada a temperaturas compatíveis com as de acabamento na laminação comercial. O efeito dessas adições na cinética de recristalização dinâmica é menos conhecido. O objetivo deste trabalho é propor um modelo que represente bem o comportamento de alguns aços na deformação a quente e avaliar se a adição de microligantes seria capaz de igualmente atrasar a cinética de recristalização dinâmica.

Adotou-se como metodologia neste trabalho o estudo da forma de curvas tensão versus deformação obtidas de ensaios de torção a quente isotérmicos. Análise das derivadas primeira e segunda da tensão com relação à deformação, quando traçadas em função da tensão, dá claras evidências do início e do final da recristalização dinâmica, podendo a mesma ser acompanhada durante todo o processo. Para a modelagem das curvas tensão-deformação foram utilizados dois modelos, o de Sellars que já é bem conhecido e divulgado na literatura, e uma adaptação do modelo de Sellars onde empregou-se o modelo de Jonas para acompanhar a recristalização dinâmica.

Os resultados indicam que ambos os modelos propostos representam bem o comportamento dos materiais na conformação a quente. Similarmente ao caso da recristalização estática, a recristalização dinâmica é também atrasada significativamente pela adição de elementos microligantes. Com os resultados obtidos foi feita uma avaliação da influência de cada elemento microligante presente nas ligas no início e no final do processo de recristalização dinâmica.

Abstract

Ti or other elements as, for instance, Nb or V, when added as microalloying elements, exert a retarding effect on the kinetics of static recrystallization, leading to pancaking of austenite when deformed at temperatures compatible to those in the finishing of commercial hot rolling mills. The effects of these additions on the kinetics of dynamic recrystallization is less known. This work proposes a model that will best represent the behavior of some steels in the hot deformation and assess whether the addition of microalloying elements would be able to also delay the kinetics of dynamic recrystallization

It was adopted as a methodology in this work the study of the shape of the stress-strain curves obtained from isothermal hot torsion experiments. Analysis of the first and second derivative of the stress with respect to the strain when plotted against the stress gave clear evidence of the start and finish of dynamic recrystallization allowing the kinetics to be followed fully. For the modeling of stress-strain curves two models were used, one by Sellars¹ which is already well known and disclosed in the literature, and an adaptation of Sellars's model where a model proposed by Jonas to monitor the dynamic recrystallization part was used.

The results indicate that both proposed models represented well the behavior of materials in the hot deformation. Similarly to the case of static recrystallization, dynamic recrystallization is also delayed significantly by the addition of microalloying elements. As a result, an assessment of the influence of each microalloying element at the beginning and end of the process of dynamic recrystallization could be here made.

1 Introdução

Recristalização dinâmica é um processo de amaciamento que ocorre durante deformação de materiais com baixas energias de falha de empilhamento, tais como a austenita^(1,2). Uma vez disparada, a recristalização dinâmica ocorre através de reação de nucleação e crescimento, de modo similar a mais conhecida recristalização estática. Uma das diferenças entre as duas, entretanto, é que a recristalização dinâmica, por ocorrer sob a aplicação de tensões, tende, sob condições idênticas, a ser mais rápida que a recristalização estática. Por outro lado, a imposição de deformação concomitante à ocorrência de recristalização faz com que o crescimento de grão durante o processo de recristalização se desacelere rapidamente, produzindo, como conseqüência, grãos mais finos que sua congênere estática.

A importância tecnológica da recristalização dinâmica se revela no refino de grão da austenita e, por conseqüência, no refino de grão ferrítico, como amplamente demonstrado em simulações de processos de laminação de tiras a quente⁽³⁾. Recristalização dinâmica também determina os valores de carga de laminação e quedas súbitas nessas cargas de cadeira a cadeira, principalmente no caso de tiras a quente têm sido atribuídas à ocorrência desse tipo de amaciamento⁽³⁾.

Não obstante sua clara importância tecnológica, o estudo da cinética de recristalização dinâmica tem atraído esforços dos melhores pesquisadores por razões conhecidas. Primeiramente, torna-se sempre difícil a preservação de microestruturas decorrentes desse tipo de recristalização através de resfriamentos rápidos, seja porque essas microestruturas se transformam no resfriamento, seja porque os tempos requeridos para resfriamento, por mais curtos, tendem a permitir alguma transformação antes que a microestrutura seja de fato revelada. Dessa forma, até os dias de hoje, uma medição da cinética de recristalização por vias indiretas, através de mudanças na taxa de encruamento, parece ser o método mais simples e promissor.

Nesse aspecto, avanços foram introduzidos por Ryan e McQueen⁽²³⁾ quando propuseram uma maneira de se medir o valor de uma deformação crítica necessária para se dar início ao processo de amaciamento por recristalização dinâmica. Poliak e Jonas⁽²⁴⁾ mostraram claramente que essa deformação poderia ser medida mesmo nos casos onde um pico de tensões não estivesse presente. Mais recentemente, *Stewart et al.*⁽¹⁶⁾ mostraram que não só essa deformação crítica podia ser medida mas também a deformação onde ocorre máximo amaciamento pós pico poderia ser medida e que, além disso, com essas medições seria possível acompanhar quantitativamente a cinética de recristalização dinâmica.

O presente trabalho aplica a metodologia descrita acima para modelar as curvas tensão-deformação e medir a cinética de recristalização dinâmica ocorrendo em duas linhas de aços usados industrialmente: uma liga de aço inoxidável austenítico AISI 304 e três ligas de aços ultra baixo carbono, também conhecidos como aços livres de intersticiais.

2 Objetivos

São objetivos desta dissertação os que se seguem:

1. Modelar as curvas tensão-deformação dos aços selecionados utilizando modelos propostos na literatura;
2. Avaliar a influência de elementos microligantes na cinética de recristalização dinâmica.

3 Revisão Bibliográfica

3.1 Equação de Zener Hollomon e Energia de Ativação

Equações constitutivas que relacionam tensão a taxas de deformação e temperaturas são empregadas rotineiramente para estimar-se cargas de conformação a quente^(1,2,3,4,5,6). De todas as expressões publicadas na literatura^(7,8,9,10), provavelmente a mais usada é a função do seno hiperbólico que relaciona Z , o parâmetro de Zener-Hollomon, à tensão,

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_{def} / RT) = A(\sinh \alpha \sigma)^n \quad (3.1)$$

Onde, Q_{def} é a energia de ativação para a deformação quente, $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação, T é a temperatura absoluta de deformação, A , α e n são constantes, σ é a tensão e R é a constante universal dos gases (8,31J/Kmol). Em um gráfico $\log Z$ versus $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ esta expressão de \sinh resulta em uma dependência linear, independentemente do nível de tensão, enquanto que, as equações equivalentes de potência e exponenciais perdem linearidade em altas e baixas tensões respectivamente. Nas curvas tensão deformação, a tensão de pico resultante da ocorrência da recristalização dinâmica, RXD, e também a tensão de estado estacionário associada ao térmico do primeiro ciclo de RXD, podem ser modeladas com sucesso pela expressão acima^(11,12,13). Como a tensão depende de uma função exponencial da temperatura da deformação, sendo esta dependência relacionada à Q_{def} , torna-se então importante medir e prever exatamente o valor dessa energia.

Recentemente, várias expressões empíricas foram publicadas na literatura descrevendo a dependência de Q_{def} com a composição química para vários aços^(14,15). Segue-se abaixo a equação proposta pelo modelo de Medina e Hernandez (MH)⁽¹⁴⁾:

$$\begin{aligned}
Q_{def} (J / mol) = & 267000 - 2535.52(C\%) + 1010(Mn\%) + 33620.76(Si\%) \\
& + 35651.28(Mo\%) + 93680.52(Ti\%)^{0.5919} + 31637.46(V\%) \\
& + 70729.85(Nb\%)^{0.5649}
\end{aligned} \quad (3.2)$$

Uma outra equação, proposta pelo modelo de Cho e colaboradores (CKJ)⁽¹⁵⁾, é apresentada da seguinte forma:

$$Q_{def} (kJ / mol) = 297 + 641(Nb\%) + 123(Mo\%) + (Ni\%) - 111(Cr\%) \quad (3.3)$$

Os dois grupos de pesquisa trabalharam com uma combinação diferente de aços. Medina e Hernandez usaram uma série de 18 ligas alterando sistematicamente os teores de C, Si, Mn, Mo, Ti, V e Nb. Os níveis dos elementos microligantes mudaram dentro dos teores usuais para aços HSLA (High Strength Low Alloy) e as quantidades de C estavam na escala de 0,11 a 0,44 em % de peso. Cho e co-autores, por outro lado, usaram amostras com teores significativamente mais baixos de C. Os elementos microligantes em suas ligas eram Ti em um teor constante de 0,015 para todas as amostras e Nb que variava de 0,032 a 0,056, todos os números dados em % de peso. Vanádio, um outro elemento microligante comum, esteve ausente nas ligas experimentais. Além disso todos os aços utilizados para derivar o modelo continham Ni entre 0,2 a 0,5%, Cr na escala de 0,3 a 0,6% e Mo, em torno de 0,07%.

As diferenças nas composições químicas dos aços usados por ambos os grupos de pesquisa conduziram à tendências importantes que diferem os modelos em suas concepções. O mais importante destas discrepâncias, talvez, é como as adições do Nb influenciam o cálculo de Q_{def} . O modelo do MH prediz um efeito de saturação em Q_{def} para aumentos no teor de Nb visto que o modelo de CKJ considera um aumento linear em Q_{def} com mudanças no Nb. Conseqüentemente, ambos os modelos predizem valores divergentes para uma dada composição química. Por exemplo, para uma liga base HSLA com composição química de 0,05% de C e 0,05% de Nb, os valores preditos são de 291 e 329kJ/mol para as expressões de MH e de CKJ, respectivamente. Estas diferenças são ainda mais exacerbadas para o caso da austenita dos aços IF já que apresenta simul-

taneamente níveis muito baixos de C e teores relativamente médios a altos de microligantes. As previsões para uma composição de 0,002% de C e 0,1% de Nb, por exemplo, dão valores de Q_{def} iguais a 297 e a 361kJ/mol respectivamente, nos modelos de MH e de CKJ.

3.2 Deformação a quente e recristalização dinâmica

Durante uma deformação a temperaturas elevadas, vários mecanismos físicos produzem-se simultaneamente. Assim, o encruamento é limitado pela restauração dinâmica, ou seja, um rearranjo contínuo das deslocações durante a deformação. Este fenômeno é ainda mais eficaz se a energia de falha de empilhamento é alta (superior a 0,1 J/m²). Este mecanismo produz um amaciamento que limita o encruamento e conduz a um estado estacionário a tensão constante para deformações elevadas. Esta estabilidade resulta de um equilíbrio dinâmico entre a velocidade de geração e aniquilação das deslocações⁽²⁶⁾.

Em materiais de baixa energia de falta empilhamento, a restauração dinâmica é menos eficaz e existe um valor crítico de deformação acima do qual novos grãos podem aparecer. Esta recristalização é dita dinâmica, pois se produz durante a deformação. A presença destes grãos recristalizados, contendo uma densidade de deslocações muito baixa, produz um forte amaciamento da estrutura. As curvas de fluxo (**Figura 3.1**) são caracterizadas pela existência de um ou vários picos de tensão, de acordo com as condições de temperatura e velocidade de deformação. No caso da **Figura 3.1a**, ocorrem várias oscilações onde a cinética de recristalização dinâmica é suficientemente rápida para atingir recristalização completa antes que um novo ciclo comece nos grãos recristalizados (casos de uma velocidade de deformação baixa e/ou da temperatura elevada). Já no caso da **Figura 3.1b**, diferentes ciclos de recristalização sobrepõem-se parcialmente conduzindo a curvas com somente um pico e um patamar de regime estacionário.

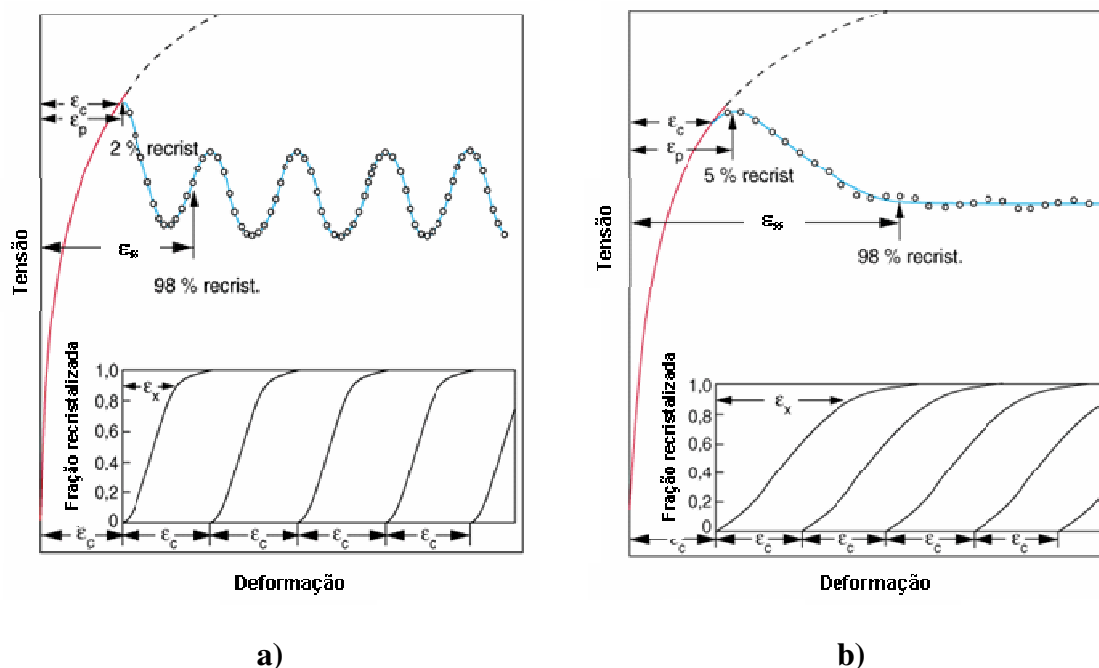


Figura 3.1 Curvas de fluxo típicas de materiais que apresentam recristalização dinâmica durante a deformação a quente: a) presença de vários picos de tensão e b) presença de um único pico de tensão⁽²⁶⁾.

Em condições termomecânicas próximas às situações industriais de conformação (velocidade de deformação superior a $0,1s^{-1}$ e uma temperatura entre 850 e $1200^{\circ}C$), as curvas de fluxo apresentam apenas um único pico no qual sua posição, ϵ_p , depende da temperatura, da velocidade de deformação e do tamanho de grão antes da deformação. Após este pico, há um decrescimento da tensão seguido de uma estabilização da tensão com a deformação (regime estacionário). Neste domínio estacionário, considera-se que a estrutura está completamente recristalizada, ou seja, cada um dos grãos presentes no início da deformação foi pelo menos uma vez recristalizado. O tamanho de grão médio aparente não evolui mais, pelo menos em escala macroscópica.

A temperatura e a velocidade de deformação controlam ao mesmo tempo a cinética de recristalização dinâmica, as estruturas resultantes e o estado de tensão. Uma diminuição da temperatura, ou um aumento da velocidade de deformação conduz a um crescimento da deformação de pico. Se a velocidade de recristalização é tal que ela ocorra num intervalo de deformação inferior a deformação crítica de desencadeamento do ciclo de recristalização seguinte, os diferentes ciclos de encruamento/recristalização são dissociados totalmente. Os picos sucessivos correspondem então a alternâncias de fases encru-

adas e recristalizadas. Quando a temperatura não é muito elevada ou a velocidade de deformação é suficientemente grande (caso mais usual), ocorre então a superposição destes ciclos.

Para uma certa liga, o tamanho médio de grão recristalizado dinamicamente d_{RXD} é unicamente função da temperatura e da velocidade de deformação, e é independente do tamanho de grão inicial. Ao contrário da recristalização estática, d_{RXD} diminui quando a velocidade de deformação aumenta ou quando a temperatura diminui. Os grãos recristalizados dinamicamente são extremamente finos em relação aos que se pode obter após recristalização estática, nas mesmas condições de velocidade de deformação e de temperatura.

Quando a deformação aplicada excede a deformação de entrada no regime estacionário, a estrutura evolui de maneira bastante similar à produzida após recristalização estática. Em contrapartida, quando a deformação é interrompida próximo ao pico, a situação não é muito bem descrita. A estrutura final depende fortemente da taxa de recristalização dinâmica no momento de parada da deformação. Os núcleos dos novos grãos já estão parcialmente presentes no material. Em relação à recristalização estática, esta recristalização dita pós-dinâmica ou metadinâmica não requer período de incubação e aparece conseqüentemente muito mais rápida.

3.3 Modelos semi-empíricos

Atualmente, grande parte da metalurgia da conformação a quente é bem entendida e pode ser descrita em termos físicos. Não obstante, a necessidade de se fornecer modelos para a evolução da microestrutura durante o processamento termomecânico demanda que o empirismo seja usado a fim de se preencher as lacunas ainda não compreendidas. Esta seção apresenta algumas fórmulas usadas na literatura^(16, 17) para descrever a evolução e o resultado de eventos microestruturais, fundamentados na sua base física e sendo complementados em parte pelo empirismo.

3.3.1 Modelo de Sellars

Os eventos dinâmicos são aqueles onde as mudanças microestruturais ocorrem durante a deformação. Para processamentos termomecânicos os fenômenos mais importantes são encruamento, a recuperação dinâmica e a recristalização dinâmica. A alta difusão relativamente fácil a altas temperaturas garante que os processos de recuperação sejam ativados logo que as deslocações aparecerem durante a deformação plástica. Para metais tais como o alumínio e aços inoxidáveis ferríticos, uma vez que a recuperação é estabelecida, seu efeito é suficientemente eficiente para conter o encruamento e a curva tensão-deformação segue uma reta na horizontal (**Figura 3.2**). A característica microestrutural predominante da recuperação dinâmica de metais é uma estrutura de subgrãos bem definida. O nível da tensão do fluxo depende das condições prevalecentes de temperatura, deformação e taxa de deformação.

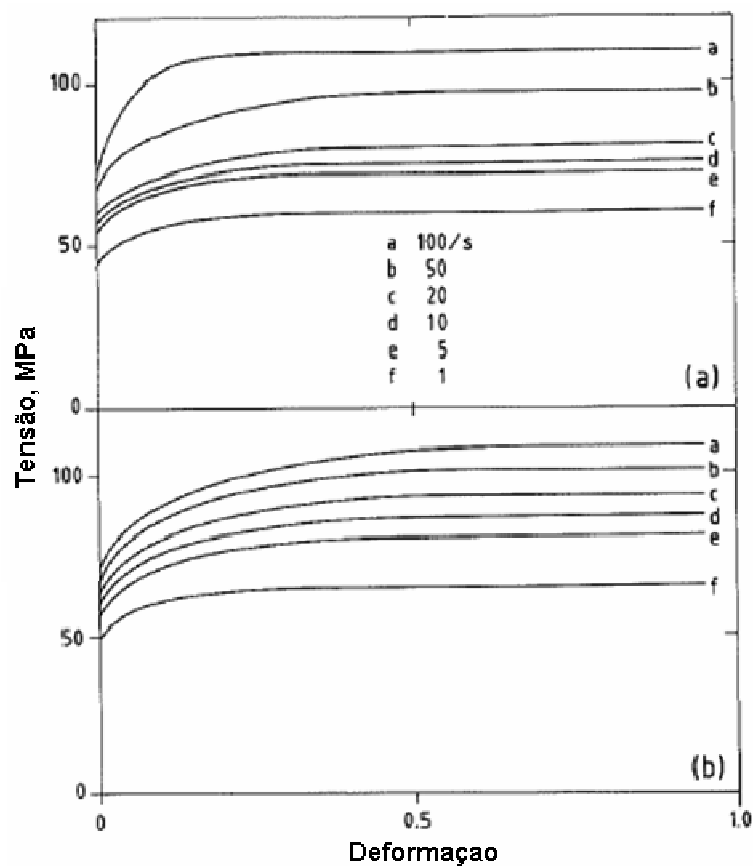


Figura 3.2 a) Curvas tensão-deformação para a liga Al-1%Mg medidas em testes de compressão plana a 400°C e a diferentes taxas de deformação; b) curvas tensão-deformação modeladas para a liga Al-1%Mg nas mesmas condições de a).

Uma expressão bastante usada na literatura para descrever o comportamento de metais no regime de recuperação dinâmica é a seguinte equação do tipo Voce:

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_e - \sigma_0)[1 - \exp(-C\varepsilon)]^m \quad (3.4)$$

onde σ representa a tensão de fluxo em uma deformação ε , σ_0 é a tensão para uma deformação plástica próximo de zero, σ_e é a tensão de fluxo de estado estacionário atingida em deformações elevadas, e m é o expoente de encruamento. C depende das condições de deformação, assim como σ_0 e σ_e . A forma geral das tensões de fluxo é ilustrada por:

$$\sigma_o = A_1 \sinh^{-1} \left[\left(\frac{Z}{A_2} \right)^{A_3} \right] \quad (3.5)$$

Onde A_n são parâmetros que dependem do material, e Z é o parâmetro de Zener-Hollomon.

A [Figura 3.2](#) inclui também as curvas modeladas que podem ser comparadas com as curvas medidas. Em metais que apresentam os mecanismos de recuperação menos eficientes, o acúmulo das deslocações pode conduzir à nucleação e ao crescimento de grãos recristalizados durante a deformação. O aparecimento de novos cristais não deformados produz inicialmente uma queda na curva tensão-deformação, mas logo o nível de tensão se torna estável, devido aos ciclos contínuos de encruamento e de recristalização. Esse comportamento pode ser incluso na modelagem subtraindo uma contribuição de amaciamento da tensão de fluxo da [Equação 3.4](#):

$$\Delta \sigma = (\sigma_e - \sigma_{ss}) \left\{ 1 - \exp \left[-k' \left(\frac{\varepsilon - a\varepsilon_p}{\dot{\varepsilon}} \right)^{m'} \right] \right\} \quad (3.6)$$

para condições onde $\varepsilon > a\varepsilon_p$. Para situações onde $\varepsilon < a\varepsilon_p$, temos que $\Delta \sigma = 0$.

Na [Equação 3.6](#), σ_{ss} é a nova tensão de estado estacionário atingida em deformações elevadas quando ocorre recristalização dinâmica, e pode ser expressa pela [Equação 3.2](#). ε_p é a deformação para o pico na tensão de fluxo dado por:

$$\varepsilon_p = A_4 d_o^p Z^q \quad (3.7)$$

onde d_o é o tamanho de grão antes da deformação. Os parâmetros k' , a , m' , A_4 , p e q são todos dependentes do material. A [Figura 3.3](#) mostra um exemplo do uso destas fórmulas para a construção de uma curva tensão-deformação que coincide bem com a curva medida sobre toda a escala inteira de deformação.

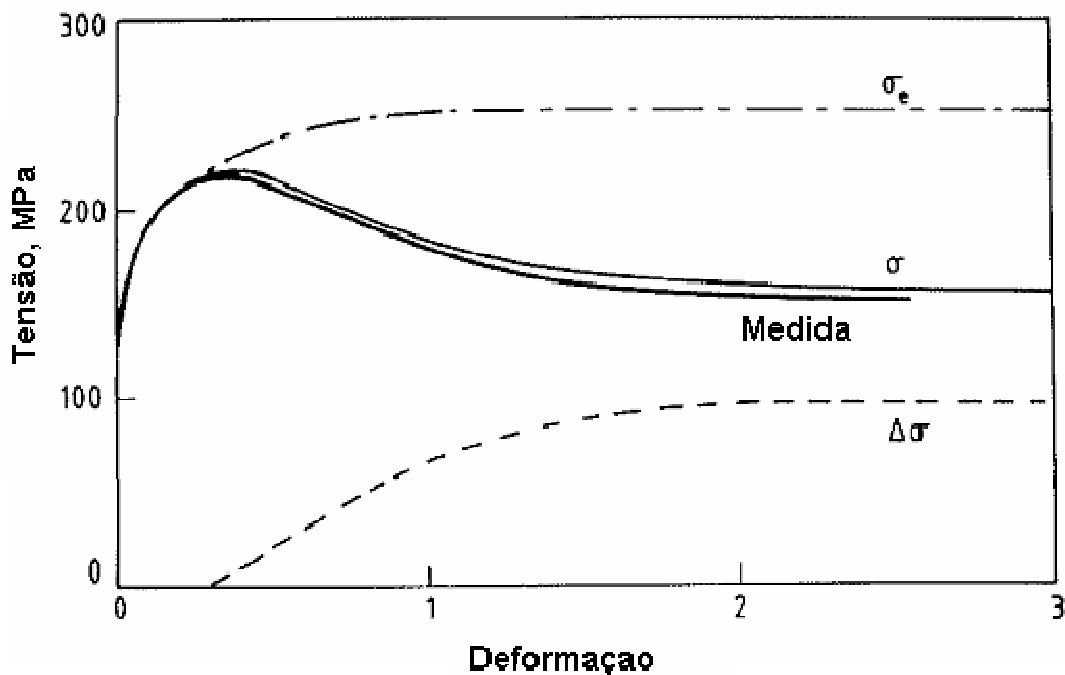


Figura 3.3 a) Ilustração de curvas tensão-deformação medidas e calculadas para aços C-Mn que apresentam recristalização dinâmica. Condições: taxa de deformação = $4,5s^{-1}$, temperatura = $900^{\circ}C$ e tamanho de grão inicial = $17\mu m$.

3.3.2 Modelo de Jonas

Forma das curvas tensão-deformação e avaliação de pontos críticos

A [Figura 3.4a](#) mostra resultados de curvas tensão-deformação de aços livres de intersticiais obtidos dos ensaios de torção a quente⁽²⁵⁾. Nota-se que as curvas apresentam formatos similares, isto é, todas mostram um pico de tensões seguido por amaciamento dinâmico com queda de tensões e por um estado “estacionário” em que essas tensões permanecem independentes da deformação.

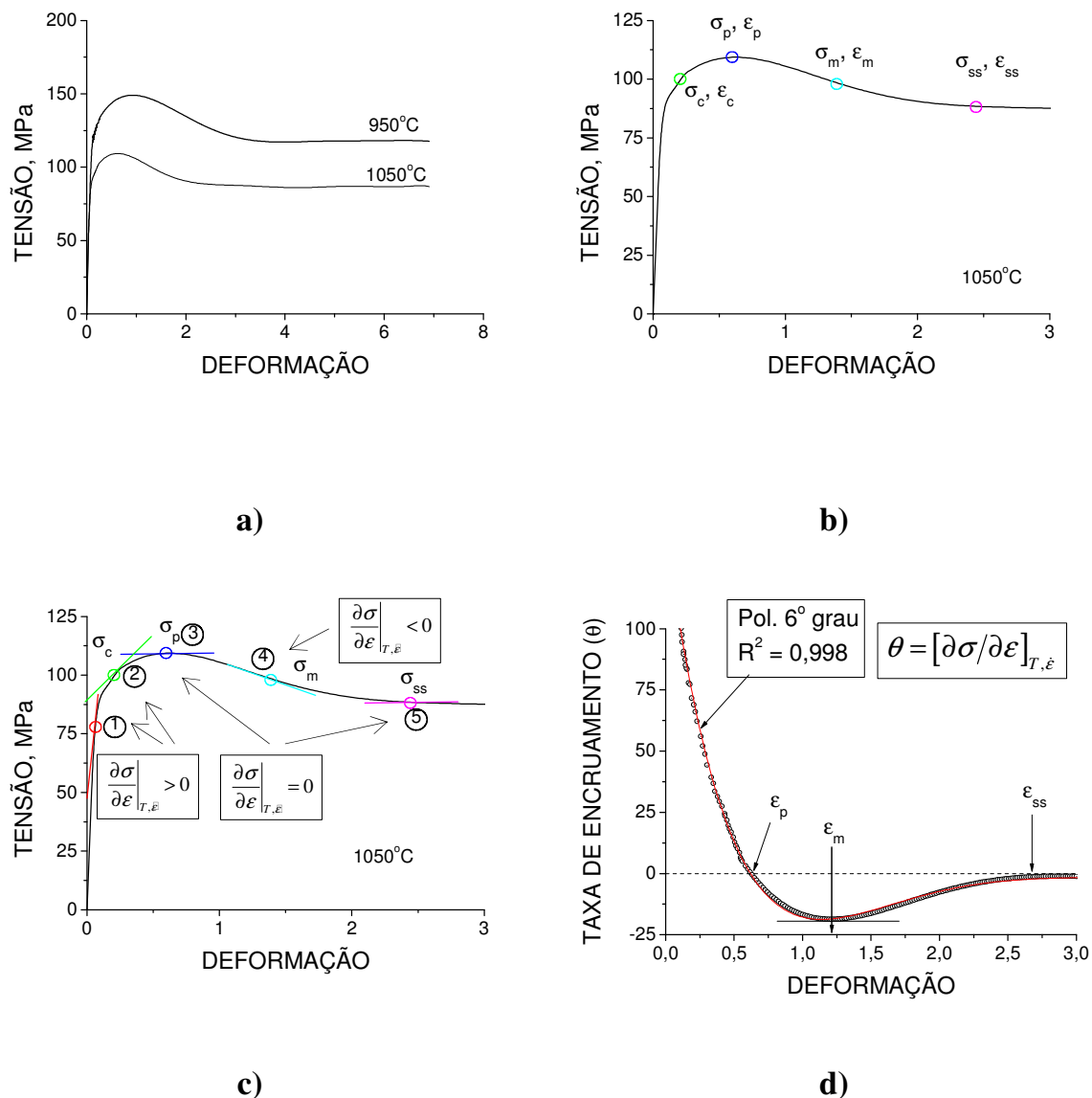


Figura 3.4 a) Curvas tensão-deformação para amostras ensaiadas; b,c e d) Pontos críticos de curva tensão-deformação necessários à descrição da cinética de recristalização dinâmica.

As Figuras 3.4b e 3.4c mostram os pontos críticos relevantes à descrição da cinética de recristalização dinâmica. Inicialmente a tensão cresce com a deformação até que um ponto crítico para início de recristalização dinâmica seja atingido em ϵ_c . Até este ponto, a taxa de encruamento decresce em função apenas da ocorrência de recuperação dinâmica. A partir dessa deformação crítica, entretanto, a taxa de encruamento acelera seu decréscimo atingindo um valor nulo na deformação de pico, conforme se vê na Fig. 3.4c. Deformação após ϵ_p leva a decréscimo da tensão até que um estado estacionário

de tensões é atingido em ϵ_{ss} . A partir desse ponto, o nível da tensão não mais depende da deformação aplicada.

O amaciamento por recristalização dinâmica, como se vê, se inicia em ϵ_c e se estende até 100% de amaciamento quando ϵ_{ss} é atingido. A recristalização dinâmica, como característica de reações de nucleação e crescimento, apresenta um período de taxas lentas de transformação no início e no final de transformação. A taxa máxima de transformação se dá então em ϵ_m , que pode ser obtido conforme se mostra na [Figura 3.4d](#). Uma vez obtidas essas deformações críticas, a cinética de recristalização pode então ser calculada.

Medição da deformação crítica para início de recristalização dinâmica

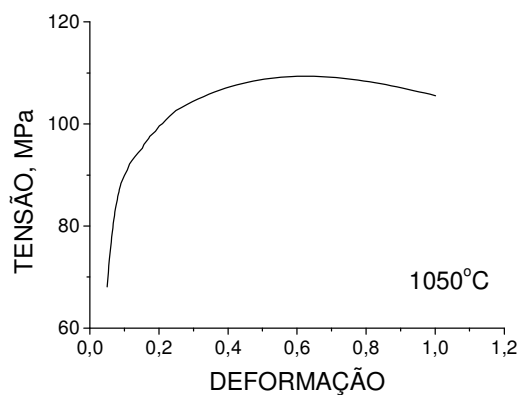
De todas as deformações recém listadas, ϵ_c , a deformação crítica para início de recristalização dinâmica é a de mais difícil medição. A [Figura 3.5](#) mostra como essa medição pode ser feita diretamente de curvas tensão-deformação.

A [Figura 3.5a](#) mostra uma ampliação da curva tensão-deformação da [Figura 3.4b](#) na área de interesse, próxima de onde se inicia a recristalização dinâmica. Sabe-se que o valor de ϵ_c se encontra entre 50 e 80% de ϵ_p , sendo que a deformação de pico não é difícil de se obter. Neste caso, $\epsilon_p \sim 0,60$. Logo ϵ_c estará entre 0,30 e 0,48. Traça-se então um gráfico conforme se mostra na [Figura 3.5b](#), isto é, da taxa de encruamento versus a tensão aplicada durante a deformação. A taxa de encruamento reflete a maneira como deslocamentos são inseridas na subestrutura através da deformação e a maneira como essas deslocamentos são eliminadas dessa mesma subestrutura. Inicialmente, essa retirada se dá pelo mecanismo de recuperação dinâmica, isto é, pela eliminação de deslocamentos em eventos individuais, sem movimentos de contornos de novos grãos. Esse mecanismo provoca um aumento na inclinação da curva taxa de encruamento versus tensão com o aumento da tensão, como se mostra na [Figura. 3.5b](#) até um valor de tensão próximo de 100MPa. A partir daí, ocorre uma mudança na tendência anterior da curva taxa

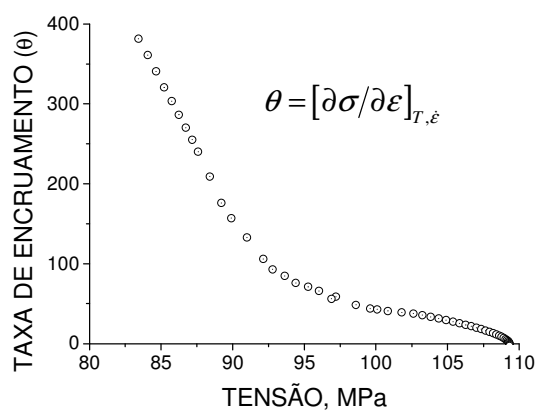
de encruamento versus tensão. Nesta transição ocorre um ponto de inflexão na curva e a partir desse ponto a inclinação da curva diminui com o aumento da tensão. Esse comportamento é causado pela mudança no mecanismo de retirada de deslocações da subestrutura devido ao início da eliminação dessas em eventos coletivos, ou seja, pelo movimento de contornos de novos grãos.

O ponto exato em que essa mudança ocorre não é claramente visível da [Figura 3.5b](#) e por isso faz-se necessário primeiro ampliá-la na região de interesse, conforme se mostra na [Figura 3.5c](#), e depois derivar essa curva, mais uma vez, em função da deformação, conforme se mostra na [Figura 3.5d](#). O valor da deformação crítica para início da recristalização dinâmica pode ser obtido do máximo da curva da [Figura 3.5d](#).

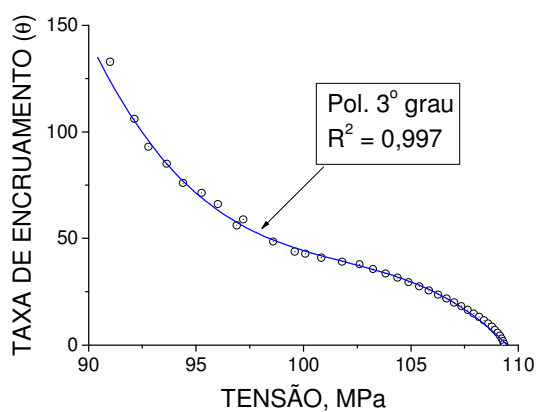
Uma vez medidas as deformações pertinentes ao processo de recristalização dinâmica diretamente de curvas tensão-deformação, a cinética de recristalização pode ser calculada mediante uso da equação de Avrami, conforme se mostra abaixo.



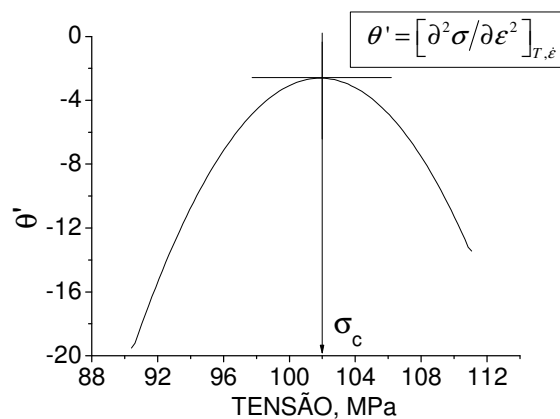
a)



b)



c)



d)

Figura 3.5 a) Ampliação de curva tensão-deformação na região de início de recristalização dinâmica; b) Dependência da taxa de encruamento com a tensão durante deformação na região ampliada; c) Ajuste polinomial de parte da curva mostrada em (b) com a finalidade de se medir o valor de ϵ_c ; d) Medição de ϵ_c a partir de gráfico da derivada da taxa de encruamento em função da tensão aplicada.

Cinética de recristalização dinâmica

A cinética de recristalização dinâmica pode ser acompanhada a partir da equação de Avrami modificada, ou seja,

$$X = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_m - \epsilon_c} \right)^2 \right] \quad (3.8)$$

Aqui, as deformações são as definidas anteriormente e, uma vez conhecidos esses valores a dada temperatura e taxa de deformação, a cinética de recristalização pode ser calculada.

Segundo *Jonas et al.*⁽¹⁶⁾, uma aproximação razoável poderia ser feita considerando a deformação onde ocorre a taxa máxima de amaciamento ϵ_m como equivalente à deformação para que ocorra 50% de recristalização dinâmica. Assim, ϵ_m em uma dada temperatura e taxa de deformação pode ser estimada como uma função de Z, o parâmetro de Zener-Hollomon, da seguinte forma:

$$\epsilon_m = A_m Z^{q_m} = A_m \left[\dot{\epsilon} \exp(Q_{def} / RT) \right]^{q_m} \quad (3.9)$$

Onde A_m é uma constante, Q_{def} é a energia de ativação associada à deformação a quente, R a constante dos gases ideais, T, a temperatura absoluta e q_m , o expoente de Zener-Hollomon.

4 Metodologia Experimental

4.1 Materiais

Para o presente estudo foram selecionadas duas linhas de aço usados industrialmente: uma liga de aço inoxidável austenítico AISI 304, e três ligas de aços ultra baixo carbono, também conhecidos como aços livres de intersticiais. Detalhes das composições químicas das quatro ligas são dados na [Tabela IV.1](#).

Tabela IV.1 Composição química das ligas utilizadas nos experimentos, todos os números % em peso, exceto quando mencionado de outra forma.

<i>LIGA</i>	<i>C(ppm)</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Al</i>	<i>Ti</i>	<i>Nb</i>	<i>N2(ppm)</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>
<i>AISI-304</i>	260	1,71	0,23	0,038	0,0284	0,007	0,003	-	1004	18,22	8,22
<i>Fe-α</i>	89	0,13	0,01	0,008	0,01	0,058	-	-	22	-	-
<i>LI-Ti</i>	28	0,15	0,01	0,013	0,009	0,058	0,083	-	38	-	-
<i>LI-Nb</i>	24	1,7	0,17	0,006	0,002	0,021	0,014	0,11	9	-	-

O aço *AISI-304* foi utilizado como uma liga de referência no estudo da conformação a quente pelo fato de o mesmo não sofrer transformação de fase durante a etapa de resfriamento após a conformação em temperaturas elevadas, o que possibilita uma posterior avaliação metalográfica dos dados obtidos na modelagem matemática.

A liga *LI- α* é, na verdade, um aço de baixíssimo teor de C sem adições de microligantes. A liga *LI-Ti* é, por sua vez, similar à primeira com exceção da adição de 0,083% de Ti. A liga *LI-Nb* é também semelhante às duas ligas anteriores, porém apresenta um teor de Mn cerca de dez vezes maior, além da adição de 0,014% de Ti e 0,11% de Nb.

4.2 Ensaios mecânicos de torção

Vários métodos de laboratório têm sido utilizados na simulação física dos processos de conformação mecânica a quente, podendo destacar os ensaios de compressão, torção e laminação. O ensaio de torção é um dos testes de laboratório que mais tem sido utilizado para a simulação física do processamento a quente. O estado de tensão atuante na superfície de uma amostra cilíndrica submetida a um esforço de torção está ilustrado na **Figura 4.1**. A tensão cisalhante máxima atua em dois planos mutuamente perpendiculares, ou seja, perpendicular e paralelamente ao eixo da amostra. As tensões principais σ_1 e σ_3 formam ângulos de 45° com o eixo do corpo de prova e são iguais em magnitude às tensões cisalhantes máximas. σ_1 é a tensão trativa, σ_3 é a tensão compressiva de igual valor e σ_2 , que é igual a zero, é a tensão intermediária.

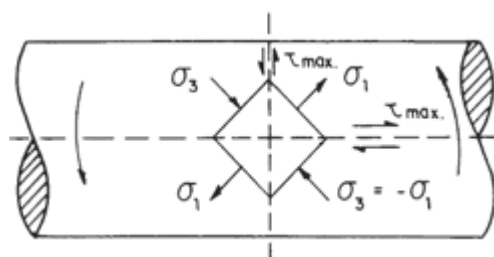


Figura 4.1 Representação do estado de tensões atuante na superfície de uma amostra cilíndrica submetida a um esforço de torção.

A modelagem das curvas tensão-deformação e o estudo da cinética de recristalização dinâmica foram conduzidos fazendo-se uso de ensaios mecânicos de torção a quente. Esta técnica foi utilizada porque permite aplicação de deformações elevadas até a ruptura quando comparado ao ensaio de tração, ou sem barrilamento, quando se compara com o ensaio de compressão, além da possibilidade de aplicação de taxas de deformação relativamente altas. Esta característica foi particularmente importante aqui, pois se pretendeu acompanhar neste trabalho a cinética de recristalização dinâmica na sua totalidade e, como será visto, foram necessárias grandes deformações para garantir completa recristalização durante processo de deformação.

Durante o ensaio, o momento torçor é aplicado ao corpo de prova por meio de um motor, que pode ter a sua velocidade controlada e variada, permitindo realizar ensaios com taxas similares às impostas nas seqüências de passes dos processos industriais. Além do controle do ensaio, a instrumentação de um equipamento desse tipo permite medidas do torque (tensão de escoamento plástico), do deslocamento angular (deformação e taxa de deformação) e da temperatura.

Como mostra a [Figura 4.2](#), corpos de prova de torção foram usinados com formato cilíndrico, medindo na sua parte útil 16 mm de comprimento e 6,2 mm de diâmetro.

Os ensaios de torção consistiram em, primeiramente, se aquecer as amostras à temperatura de encharque de 1200°C, permanecendo a amostra nesta temperatura pelo período de 15 min. Dois tipos de ensaios de torção foram então realizados:

a) no primeiro tipo foi realizado um ensaio com resfriamento contínuo da amostra à taxa de 1°C/s com aplicação de deformações equivalentes iguais a 0,3 sendo as mesmas realizadas em intervalos de tempo de 30 s. O objetivo deste ensaio foi o de se determinar as temperaturas de não recristalização, T_{nr} , e as temperaturas de início da decomposição da austenita no resfriamento contínuo, Ar_3 .

b) no segundo tipo de ensaio, as amostras foram resfriadas à taxa de 1°C/s até que a temperatura de ensaio fosse atingida. Os corpos de prova foram então mantidos nesta temperatura por um período de 180s com o propósito de se homogeneizar a temperatura interna e de se retirar qualquer gradiente advindo do resfriamento. Os experimentos foram então conduzidos sobre condições isotérmicas deformando-se essas amostras às temperaturas de 1123, 1173, 1223, 1273, 1323 e 1373 K (850, 900, 950, 1000, 1050 e 1100°C) e às taxas de deformação de 0,1, 1, 3 e 10s⁻¹. As temperaturas foram medidas empregando-se termopares tipo cromel-alumel revestidos com tubos de 1,5mm de diâmetro de aço inoxidável ABNT 316 com isolamento mineral.

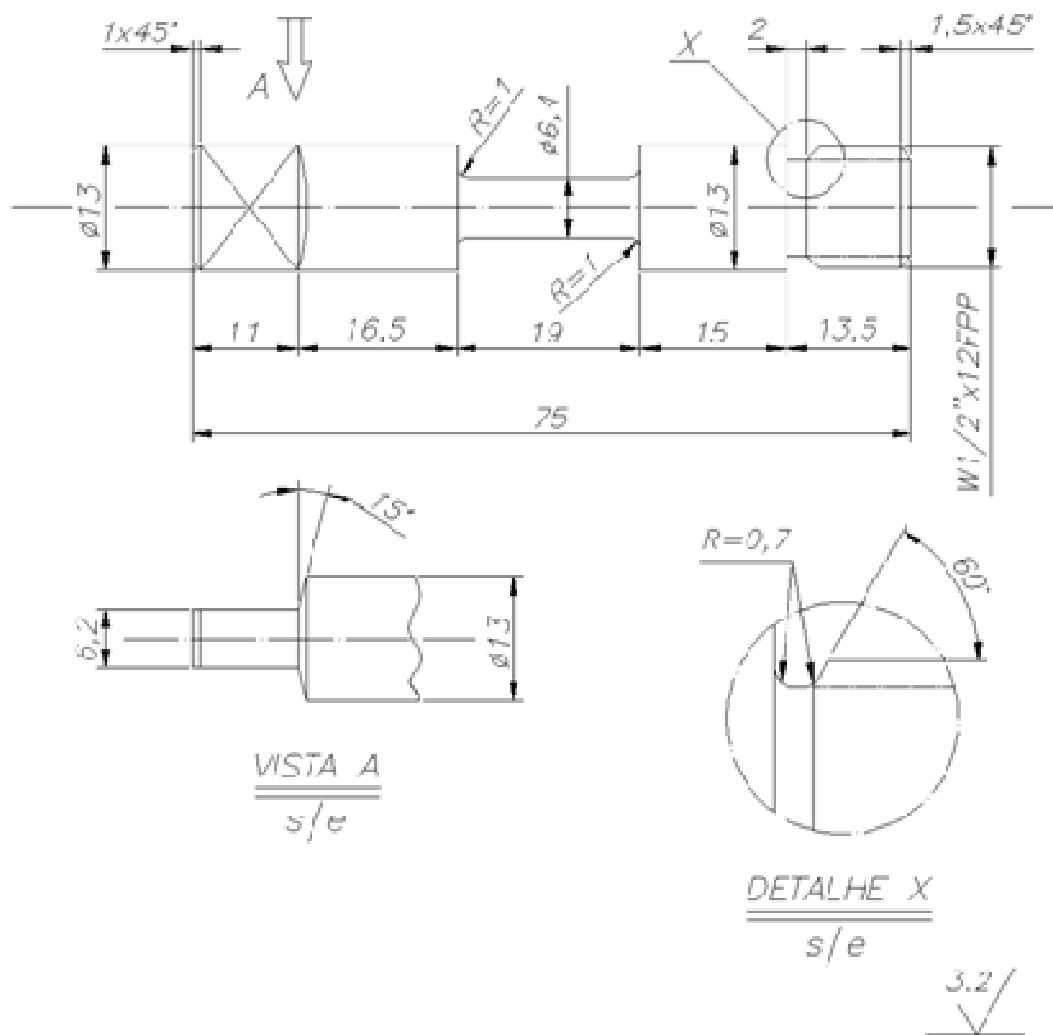


Figura 4.2 Desenho do corpo de prova utilizado nos ensaios de torção a quente.

Os ensaios foram realizados em máquina servo-hidráulica fabricada pela MTS equipada com uma unidade de torção com torque máximo de 250 Nm. O equipamento é comandado por uma interface digital e os dados de torque e posição angular são adquiridos durante ensaio e armazenados para pós-processamento, sendo então convertidos em valores de tensão e de deformação equivalentes, utilizando as equações propostas por Fields e Backofen⁽¹⁸⁾:

$$\sigma = \frac{3.3\sqrt{3}}{2\pi} \frac{\Gamma}{R^3} \quad (4.1)$$

e

$$\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{R}{L} \theta \quad (4.2)$$

Onde R e L o raio e o comprimento da amostra, respectivamente e Γ e θ o valor medido do torque e da deformação angular. As amostras ficaram, durante todo o ensaio, imersas em gás Argônio com o propósito de se evitar oxidação superficial bem como descarbonetação e desnitretação das mesmas.

4.3 Estudo Termodinâmico

Para as ligas de aços livres de intersticiais foram feitas simulações do comportamento termodinâmico de cada uma através do software termodinâmico Thermocalc[®]. Para isso, foram consideradas as composições químicas de cada liga na faixa de temperatura em estudo e observado o comportamento das fases em equilíbrio e as interações entre os elementos químicos de interesse.

5 Modelagem de curvas tensão-deformação do aço inoxidável AISI 304

Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos na modelagem das curvas tensão-deformação do aço inoxidável AISI 304, a partir de experimentos de torção a quente, utilizando três temperaturas e três taxas de deformação diferentes. Para isso, foram usados dois modelos: O primeiro foi o modelo já bem conhecido na literatura, proposto por *Sellars et al.*⁽¹⁷⁾ que leva em consideração uma curva idealizada onde ocorreria somente recuperação dinâmica subtraída de uma fração recristalizada dinamicamente cuja cinética depende da temperatura e da taxa de deformação. O segundo modelo proposto é na verdade uma implementação do primeiro, onde o termo cinético do modelo de Sellars é substituído por um novo termo cinético proposto por *Jonas et al.*⁽¹⁶⁾.

5.1 Resultados

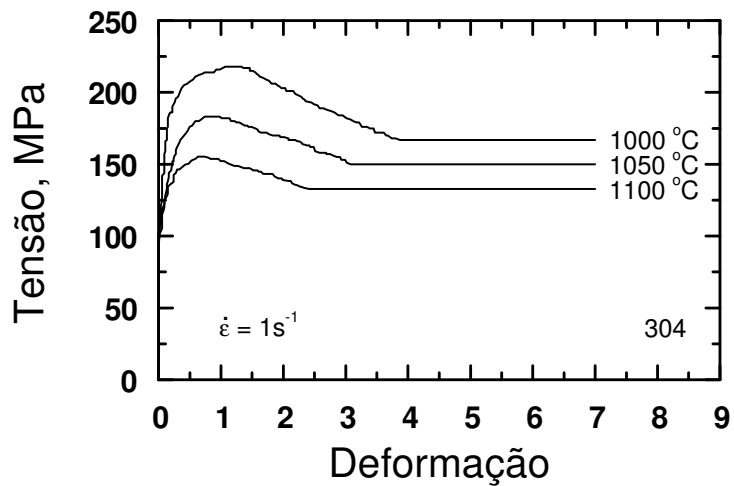
Nas **Figuras 5.1 e 5.2** estão apresentadas curvas tensão-deformação medidas para o aço inoxidável AISI 304. As curvas apresentam formatos similares não importando a taxa de deformação e a temperatura de ensaio. Pode-se observar que, à medida que a taxa de deformação aumenta ou a temperatura de ensaio diminui, a tensão a uma dada deformação aumenta, e tanto a deformação de pico quanto a deformação para a tensão de estado estacionário aumentaram.

Nota-se a existência de um pico de tensão em todas as curvas, seguido de uma queda de tensão e atingindo um estado estacionário. Essas duas tensões são características de um processo de deformação a quente onde há ocorrência de recristalização dinâmica, lembrando que o termo “dinâmico” quer dizer “simultâneo ou concomitante com a aplicação de tensão”.

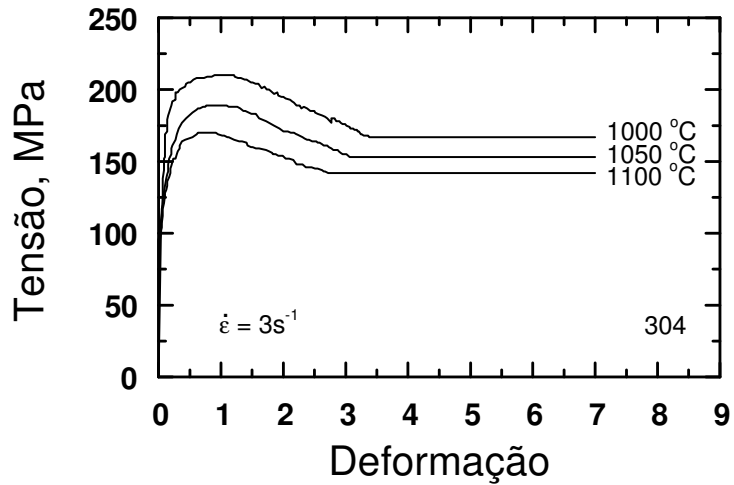
Desse modo, curvas com o formato apresentando um pico de tensão seguido por uma tensão de estado estacionário claramente indicam que, em certo momento da deformação, uma transformação com nucleação e crescimento de novos grãos deu-se início, substituindo a matriz encruada anterior. Entretanto, por ser diferente de sua contraparte, a recristalização estática, aqui se entendendo por “estática” aquela recristalização que

ocorre “sem a aplicação de tensão”, os grãos resultantes da recristalização dinâmica são progressivamente deformados ao mesmo tempo em que outros se iniciam no processo de recristalização. Por esta razão, a tensão não retorna ao seu valor de metal recozido alcançando, porém, um valor intermediário entre tensão de pico e de escoamento devido ao equilíbrio interno entre grãos recristalizados sendo continuamente deformados e aqueles que se encontram recristalizando.

Observa-se ainda que a diferença entre tensão de estado estacionário e de pico diminuiu com o acréscimo da temperatura e com a diminuição da taxa de deformação. Isso ocorre devido à forma e à velocidade com que as deslocações são geradas e eliminadas da microestrutura deformada e recristalizada.



a)



b)

Figura 5.1 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para o aço AISI-304 nas temperaturas de 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) 1 s^{-1} e b) 3 s^{-1} .

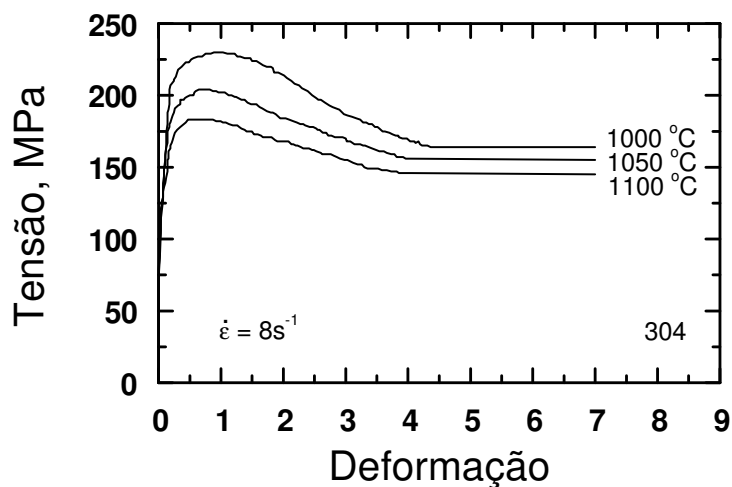


Figura 5.2 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para o aço AISI-304 nas temperaturas de 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constante de 8 s^{-1} .

5.2 Discussão

A Tabela V.1 apresenta um sumário das equações empregadas neste trabalho para modelar as curvas tensão-deformação. A dependência da tensão a uma deformação constante em relação a Z é dada pela lei de sinh, como apresentado na Equação 5.1, e a energia de ativação para deformação foi estimada da curva $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ vs. $\log(1/T)$, à taxa de deformação constante, considerando α igual a $0,012 \text{ MPa}^{-1}$, como sugerido na literatura⁽⁹⁾ para diversos tipos de aços e n foi calculado para uma dada temperatura a partir das inclinações dos gráficos $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ vs. $\log(\dot{\epsilon})$. Os valores de Q e de n foram $472 \pm 30 \text{ kJ/mol}$ e $5,3 \pm 0,2$, respectivamente.

Tabela V.1 Sumário das equações empregadas na modelagem das curvas tensão-deformação.

Eventos	Equações
Parâmetro de Zener-Hollomon	$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_{def} / RT) = A(\sinh \alpha \sigma)^n \quad (5.1)$ $Q_{def} = (472 \pm 30) \text{ kJ/mol (medido)}$
Deformação crítica para o início da recristalização dinâmica	$\epsilon_c = a\epsilon_p \quad (5.2)$ $a = 0,6 \pm 0,1 \text{ (medido)}$ $\epsilon_p = 3,4 \times 10^{-2} Z^{0,074} \quad (5.3)$
Tensão a valor de Z constante na região de recuperação dinâmica ($\epsilon < \epsilon_c$)	$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_e - \sigma_0)[1 - \exp(-C\epsilon)]^m \quad (5.4)$ $m = 0,5 \pm 0,1 \text{ (medido)}$ $C = \frac{1}{(\epsilon_p/2)} \ln \left[1 - \frac{\left[\frac{\sigma(\epsilon_p/2) - \sigma_0}{\sigma_e - \sigma_0} \right]^{\frac{1}{m}}}{1} \right] \quad (5.5)$ $\sigma_0 = 83 \sinh^{-1} [Z/3,2 \times 10^{16}]^{0,2}$ $\sigma_e = 83 \sinh^{-1} [Z/2,5 \times 10^{15}]^{0,2}$ $\sigma_{\epsilon_x} = 83 \sinh^{-1} [Z/4,0 \times 10^{15}]^{0,2} \quad (5.6)$
Tensão a um valor de Z constante nas regiões de recuperação dinâmica e de recristalização dinâmica ($\epsilon \geq \epsilon_c$)	$\sigma = \{ \sigma_0 + (\sigma_e - \sigma_0)[1 - \exp(-C\epsilon)]^m \} - \Delta\sigma \quad (5.7)$ $\Delta\sigma = (\sigma_e - \sigma_{ss}) \left\{ 1 - \exp \left[-k' \left(\frac{\epsilon - a\epsilon_p}{\dot{\epsilon}} \right)^{m'} \right] \right\}$ $m' = 1,4 \pm 0,1 \text{ (medido)}$ $k' = 0,0048 \dot{\epsilon}^{1,66} \exp \left(\frac{47 \times 10^3}{RT} \right)$ $\sigma_{ss} = 83 \sinh^{-1} [Z/2,0 \times 10^{16}]^{0,2} \quad (5.8)$

A RXD se inicia num valor particular de deformação, ϵ_c , a deformação crítica para o início da RXD, e termina em ϵ_{ss} , a deformação mínima para o início da tensão de estado estacionário. O início de RXD, porém, não fica claramente definido na curva tensão-deformação porque a transição da região onde há ocorrência apenas de recuperação dinâmica, RVD, à região onde passarão a ocorrerem RVD e RXD é muito suave. Desse modo, o valor de ϵ_c foi medido da primeira e segunda derivada da tensão com relação à tensão, como descrito por Poliak e Jonas⁽²⁴⁾.

Além disso, a determinação do valor de ϵ_c , dado pelas [Equações 5.2 e 5.3](#), tem fundamental importância na modelagem das curvas tensão-deformação, já que ele determina o conjunto adequado de equações a ser usado em função da deformação. Para deformações menores que ϵ_c , a tensão foi calculada utilizando a [Equação 5.4](#), onde σ representa a tensão de fluxo em uma deformação ϵ , σ_0 é a tensão para uma deformação plástica próximo de zero, σ_e é a tensão de fluxo de estado estacionário atingida em deformações elevadas considerando que houvesse somente RVD, e m é o expoente de encruamento. C é uma função da curvatura inicial da curva tensão-deformação, representada por uma tensão a um nível de deformação constante em um dado Z , neste caso, a metade do valor da deformação de pico. A constante m na [Eq. 5.4](#) foi medida como $0,5 \pm 0,1$, concordando com valores relatados derivados de modelos com bases mais fundamentadas⁽²⁰⁾. No início do estado estacionário, [Eq. 5.4](#) produzirá uma tensão de saturação, σ_e , dada pela expressão na [Equação 5.6](#). Essa tensão é uma função de Z e sua medição para cada valor de Z foi realizada seguindo um método de extrapolação, recentemente publicado na literatura⁽²¹⁾.

Para deformações maiores que ϵ_c , o amaciamento por RXD deve ser levado em consideração na modelagem das curvas tensão-deformação. A prática metalográfica é uma possível maneira de se acompanhar a cinética de recristalização dinâmica, porém é uma forma pouco prática, pois demanda uma grande quantidade de experimentos. Uma outra maneira de se acompanhar a cinética de recristalização dinâmica é por meios indiretos, sendo o valor da fração do volume recristalizado retirado do formato da curva tensão-deformação⁽¹⁾, que foi o método utilizado no presente estudo. Neste caso, a fração recristalizada dinamicamente é proporcional ao amaciamento sofrido pelo material duran-

te a deformação, e então medida a partir da diferença entre uma curva idealizada onde o material apresentaria somente recuperação dinâmica e a curva experimental na qual o material apresenta completa recristalização dinâmica, como apresentado na [Equação 5.7](#). O amaciamento máximo, ou seja, uma fração do material 100% recristalizada é atingida quando a tensão experimental atinge um valor de estado estacionário σ_{ss} , dada pela expressão na [Equação 5.8](#). A cinética de recristalização dinâmica segue, como esperado, uma expressão tipo Avrami e o expoente de tempo medido aqui foi m' igual a $1,4 \pm 0,1$.

Embora haja, reconhecidamente, alguma imprecisão na modelagem da recristalização dinâmica, essa, aparentemente, não afetou intensamente o grau de eficiência com que as curvas tensão-deformação puderam ser calculadas, conforme pode ser visto na [Figura 5.3](#).

Uma outra forma mais simples de se acompanhar a cinética de recristalização dinâmica a partir das curvas tensão-deformação é através do modelo proposto por *Jonas et al.*⁽¹⁶⁾. Em seu estudo Jonas mostrou que, na curva tensão-deformação, a deformação na qual ocorre a maior taxa de amaciamento ou a velocidade máxima de recristalização, ϵ_m , corresponde a uma fração recristalizada de aproximadamente 50%. Isto faz sentido quando levamos em consideração que a recristalização é um processo que envolve nucleação e crescimento, cuja cinética segue uma curva sigmoideal, onde a taxa máxima de transformação ocorre exatamente a 50%. Assim sendo, a cinética de RXD foi então acompanhada utilizando a seguinte expressão:

$$X = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_m - \epsilon_c} \right)^2 \right] \quad (5.9)$$

onde a deformação de início de RXD, ϵ_c , e a deformação de taxa máxima de amaciamento, ϵ_m , são função de Z , como mostrado nas [Equações 3.9 e 5.2](#).

Um novo método para a modelagem das curvas tensão-deformação foi proposto neste trabalho, utilizando uma combinação do modelo para curvas tensão-deformação proposto por Sellars e o modelo para cinética de recristalização dinâmica proposto por Jonas. A metodologia experimental é basicamente a mesma. Foi utilizado o mesmo conjunto de equações mostrado na **Tabela V.1**, com somente uma modificação na **Equação 5.7** onde o termo cinético $1-\exp[-k'((\varepsilon-a\varepsilon_p)/\dot{\varepsilon})^m]$ foi substituído pela expressão da **Equação 5.9**. Como já mostrado para o modelo de Sellars, algumas curvas tensão-deformação medidas e calculadas pelo modelo adaptado estão apresentadas na **Figura 5.4**. Pode-se claramente perceber que a diferença nas curvas devido ao método utilizado no cálculo da cinética de RXD foi muito pequena, tendo pouca influência no resultado final.

As diferenças de valores medidos e calculados tornaram-se desprezíveis na porção inicial das curvas, isto é, aquelas relativas a deformações menores que as do pico. De fato, uma análise mais quantitativa, como a mostrada na **Figura 5.5**, leva à conclusão que o modelo se adequa bem no caso do aço inoxidável AISI 304. A figura mostra também os limites de predição do modelo, limites nos quais estatisticamente 95% dos dados estarão contidos. O valor do coeficiente de correlação R foi maior que 0,93, indicando assim uma boa representabilidade do modelo.

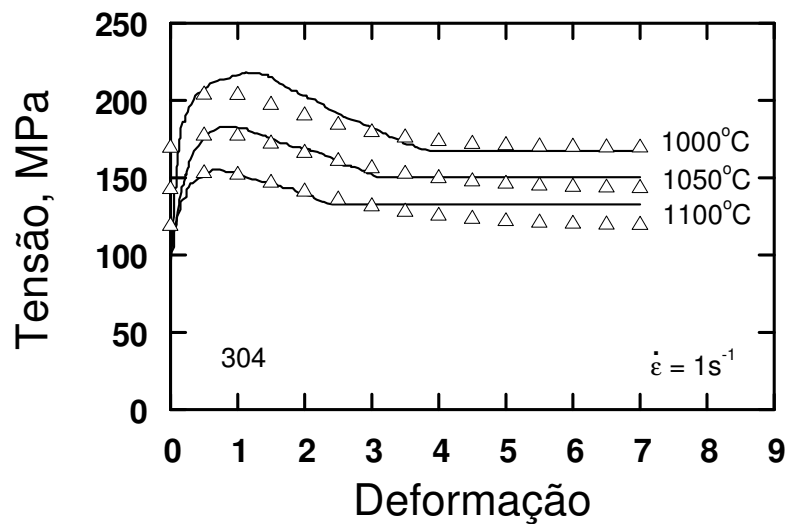


Figura 5.3 Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars para o aço inoxidável 304 nas temperaturas de 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constante de 1 s^{-1} .

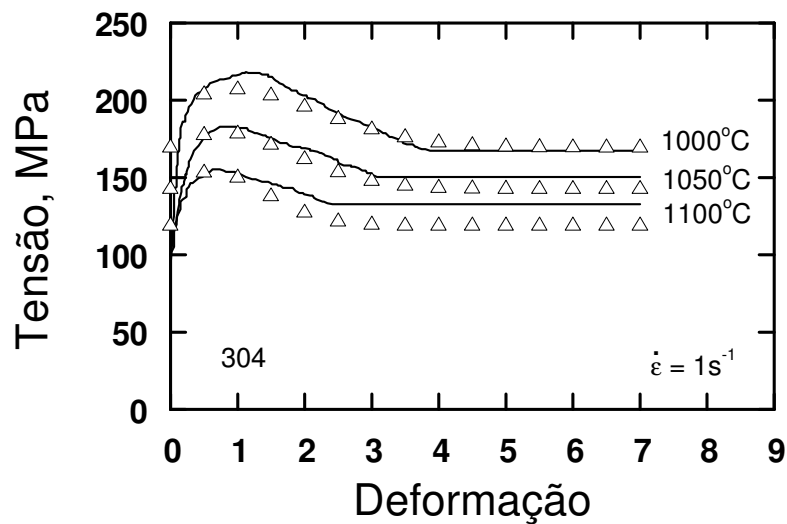


Figura 5.4 Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars adaptado ao modelo de cinética de RXD proposto por Jonas, para o aço inoxidável 304 nas temperaturas de 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constante de 1 s^{-1} .

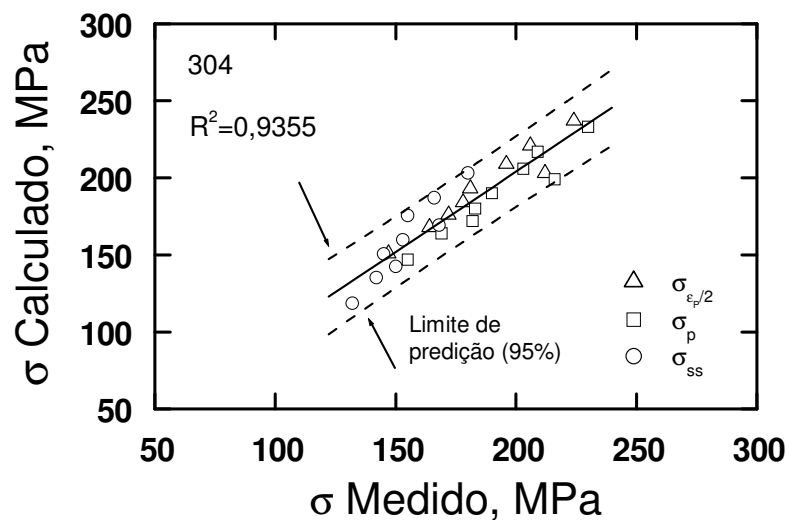


Figura 5.5 Gráfico das tensões $\sigma_{\epsilon_p/2}$, σ_p e σ_{ss} medidas versus calculadas em função de Z para o aço inoxidável 304.

5.3 Conclusões

Do relatado até aqui pode-se concluir o que se segue:

- 1) Tanto o modelo de Sellars quanto o de Sellars adaptado com o cálculo de uma cinética de recristalização dinâmica proposto por Jonas e al. modelam razoavelmente bem as curvas experimentais obtidas para o aço 304; dessa forma, a escolha de um dos modelos para simular curvas torna-se irrelevante. Porém, no caso do presente trabalho, as curvas tensão-deformação experimentais das composições químicas remanescentes serão calculadas empregando-se o modelo de Sellars, visto o fato de este ser o mais utilizado na literatura.

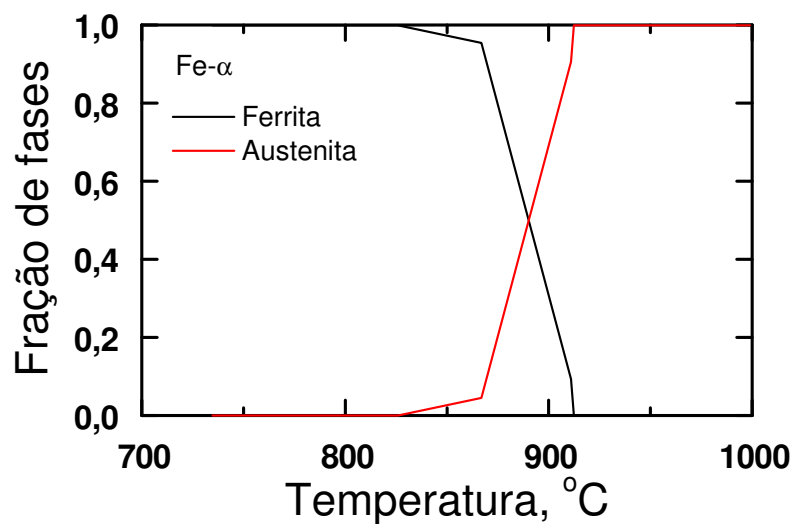
6 Modelagem de curvas tensão-deformação de aços livres de intersticiais

Na seção anterior foram utilizadas duas metodologias para se modelar as curvas tensão-deformação do aço inoxidável AISI 304. Visto que ambas as metodologias aplicadas obtiveram boa concordância com os dados experimentais, foi utilizado então o modelo de Sellars, já bem conhecido e aceito na literatura para a modelagem das curvas tensão-deformação dos aços livres de intersticiais. Como já foi descrito na metodologia experimental, foram empregadas três ligas com teores ultra baixo de C e de N, sendo uma utilizada como liga de referência sem a adição de microligantes, uma com a adição de Ti como microligante e a outra com a adição de Ti mais Nb. Ao final desta seção foi feita uma discussão a respeito da influência desses elementos microligantes no início e no final do processo de recristalização dinâmica, para diferentes taxas de deformação e temperaturas.

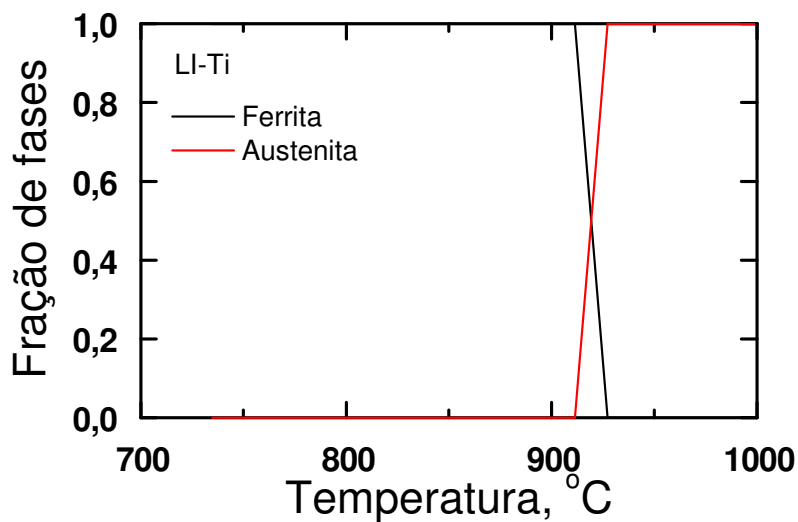
6.1 Resultados

As Figuras 6.1 e 6.2 apresentam os diagramas de fases em equilíbrio em função da temperatura, obtidos em função da composição química de cada liga através do software termodinâmico Thermocalc. As temperaturas de transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ no equilíbrio, A3, para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb foram de 915, 925 e 860°C respectivamente, ou seja, quanto maior for a presença de elementos microligantes na liga menor é a temperatura de transformação de fase, o que significa que os elementos microligantes Ti e Nb tendem a estabilizar a fase CFC austenita nas ligas de aços livres de intersticiais. Essa mesma tendência pode ser observada nas temperaturas de transformação de fase no resfriamento contínuo, Ar3, obtidas via ensaios de torção múltipla como descrito na seção 4.2, onde os valores de Ar3 para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb foram de 910, 875 e 750°C respectivamente. Porém, analisando cada liga separadamente, pode-se observar que a diferença entre a temperatura de transformação de fase no equilíbrio A3 e a temperatura de transformação de fase no resfriamento contínuo Ar3 é bastante diferente para cada liga, sendo de 5°C para a liga Fe- α , 50°C para a liga LI-Ti e de 110°C para a liga LI-Nb. Isso indica que, a presença de elementos microligantes atua de forma intera-

tiva com a taxa de resfriamento no início do processo de transformação de fase, ou seja, quanto maior for a presença de elementos microligantes, maior será o efeito da taxa de resfriamento na temperatura de início de transformação de fase.



a)



b)

Figura 6.1 Estimativa segundo o Thermocalc[®] das frações de fases em equilíbrio em função da temperatura para as ligas a) Fe- α e b) LI-Ti.

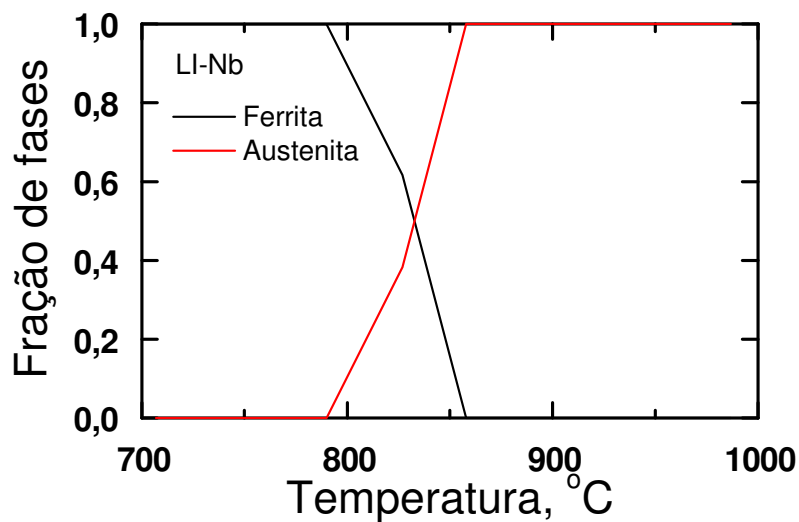
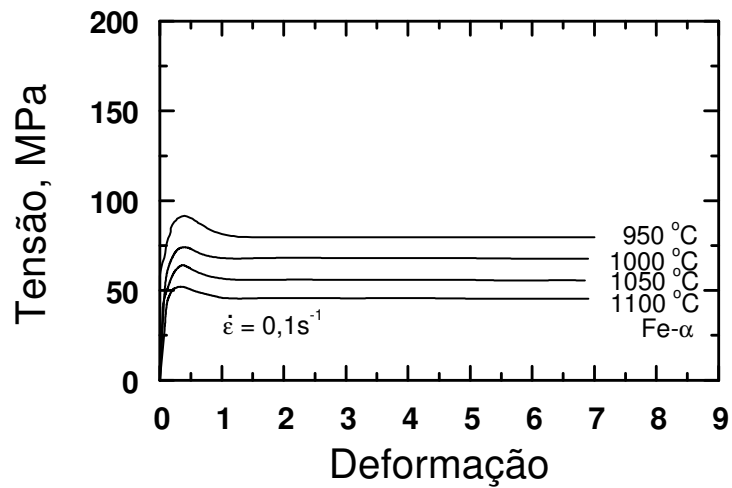
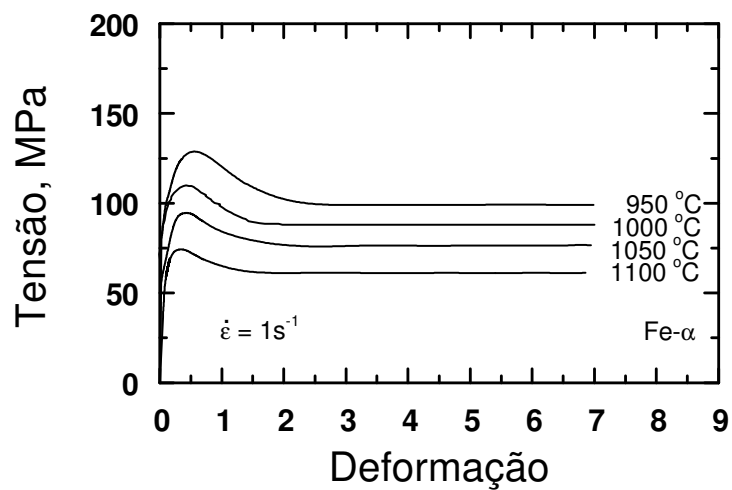


Figura 6.2 Estimativa segundo o Thermocalc[®] das frações de fases em equilíbrio em função da temperatura para a liga LI-Nb.

As Figuras 6.3 a 6.8 mostram uma série de curvas tensão-deformação para as três ligas usadas neste trabalho. De um modo geral, não importando composição química, temperatura ou taxa de deformação, todas as curvas têm formas muito similares. A tensão, em todas elas cresce até um valor máximo (tensão de pico) e depois começa a cair progressivamente até atingir um valor de equilíbrio independente da continuidade da deformação (tensão de estado estacionário). Essas duas tensões são características de um processo de deformação a quente onde há ocorrência de recristalização dinâmica.

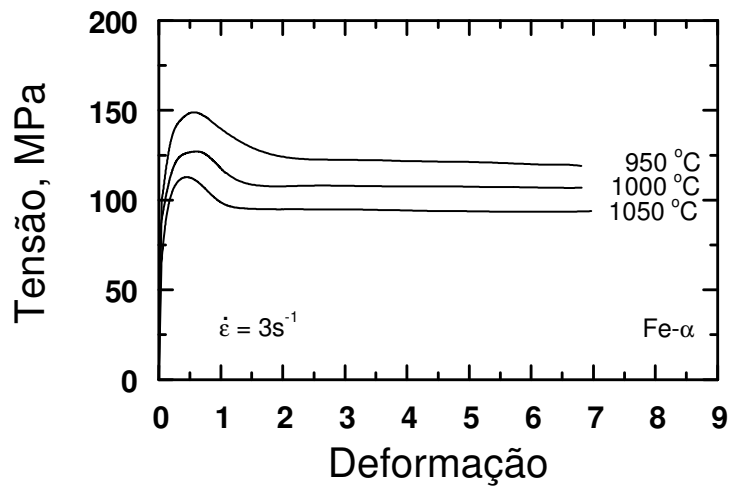


a)

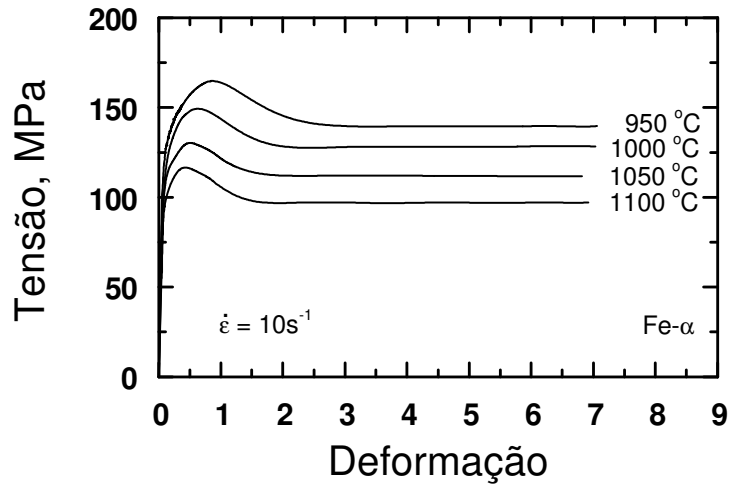


b)

Figura 6.3 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga Fe- α nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ e b) 1 s^{-1} .

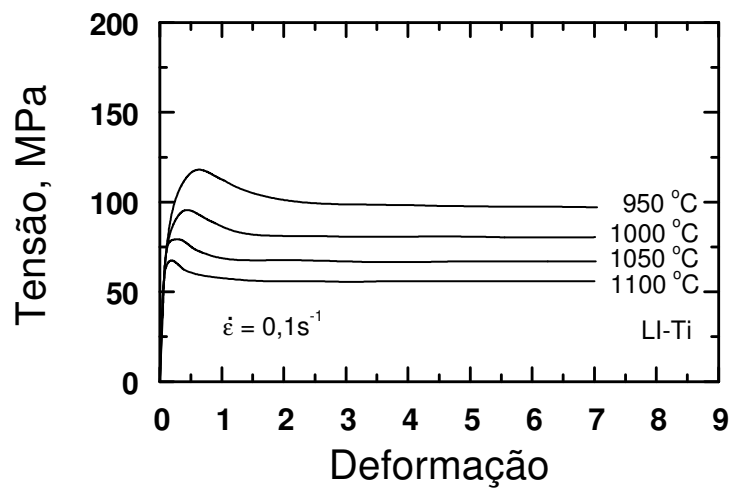


a)

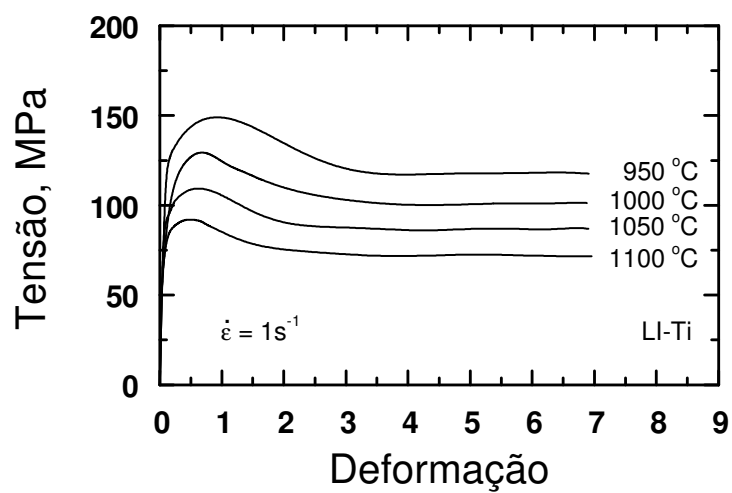


b)

Figura 6.4 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga Fe- α nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) 3 s^{-1} e b) 10 s^{-1} .

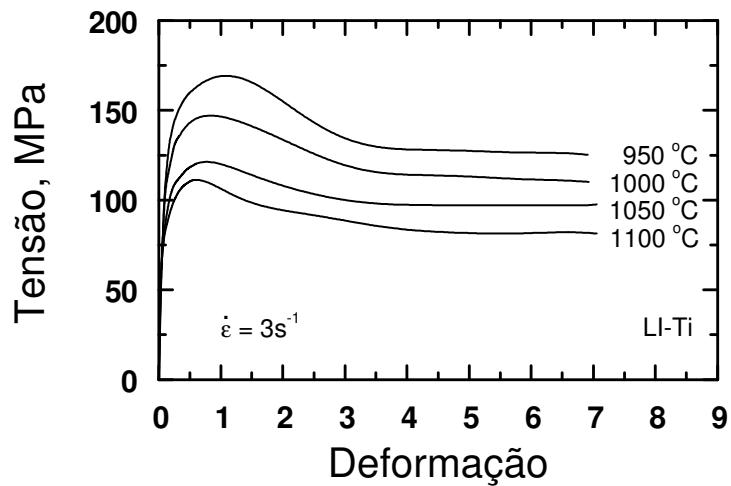


a)

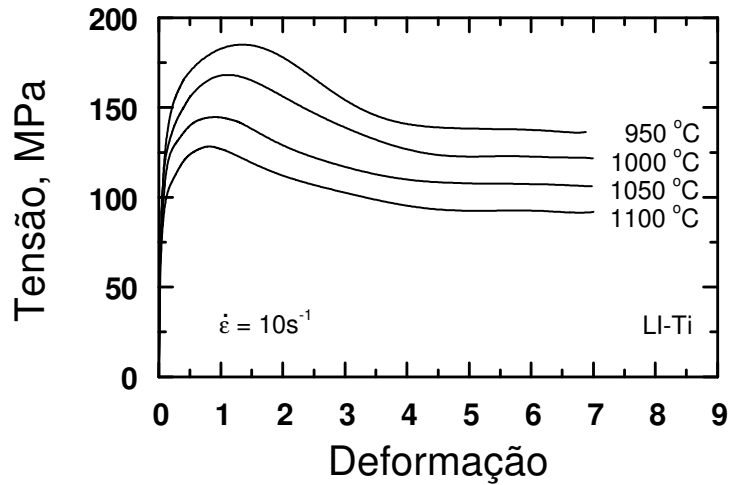


b)

Figura 6.5 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga LI-Ti nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ e b) 1 s^{-1} .

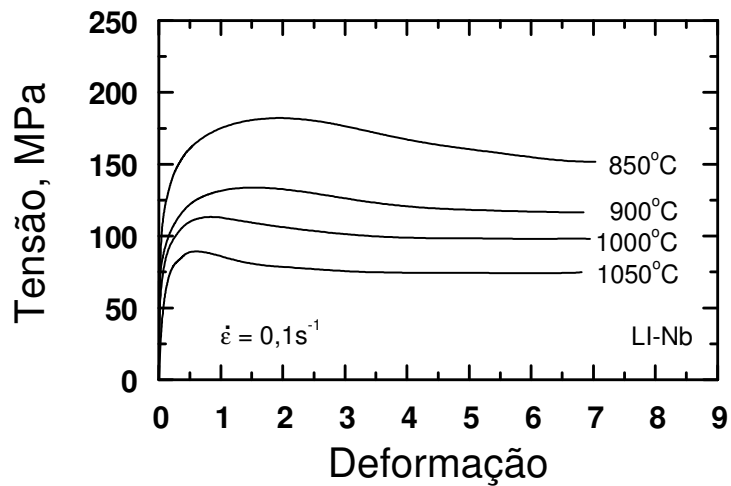


a)

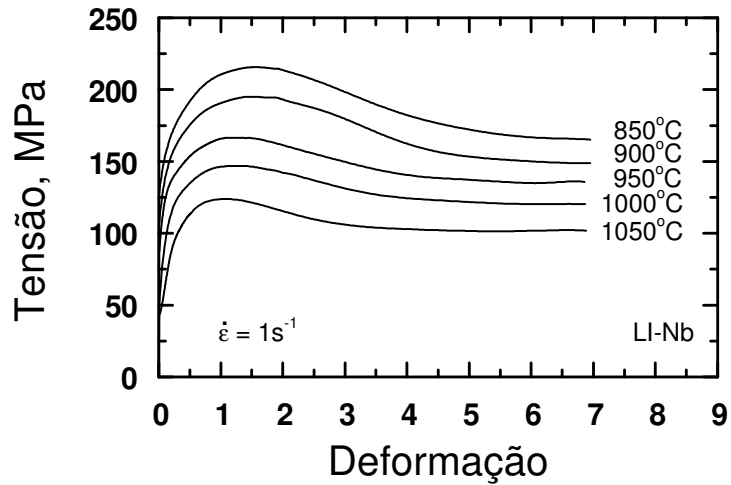


b)

Figura 6.6 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga LI-Ti nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) 3 s^{-1} e b) 10 s^{-1} .

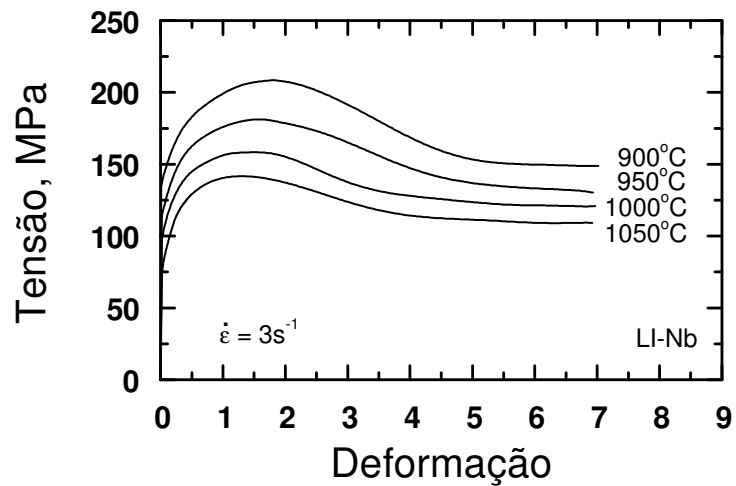


a)

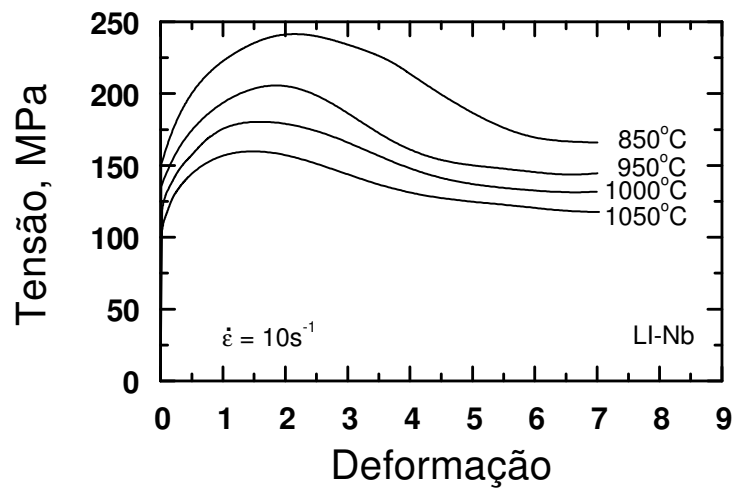


b)

Figura 6.7 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga LI-Nb nas temperaturas de 850, 900, 950, 1000 e 1050°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ e b) 1 s^{-1} .



a)



b)

Figura 6.8 Curvas tensão-deformação obtidas via ensaio de torção a quente para a liga LI-Nb nas temperaturas de 850, 900, 950, 1000 e 1050°C, a taxas de deformação nominais constantes de a) 3s^{-1} e b) 10s^{-1} .

Outra característica importante apresentada nas curvas mostradas nas Figuras 6.3 a 6.8 são os valores da tensão de pico e da deformação de pico que crescem com o aumento do teor de elementos microligantes presentes, com o aumento da taxa de deformação e com a diminuição da temperatura. A recristalização dinâmica, como já mencionada, é um mecanismo de amaciamento ocorrendo através das reações de nucleação e de crescimento. A presença de elementos microligantes atrasa o início da nucleação de recristalização dinâmica porque esses elementos dificultam, de certo modo, a ocorrência de recuperação dinâmica sem a qual se torna impossível a formação de núcleos de recristalização. A presença desses elementos também atrasa o crescimento dos núcleos de recristalização, como será discutido mais adiante. Claramente, o aumento da taxa de deformação apresenta também o mesmo efeito, apesar de o mesmo se originar de causa diferente; a diminuição de tempo disponível à recuperação dinâmica e, conseqüentemente, um atraso na reação de nucleação e de crescimento dos grãos. Já o aumento da temperatura tem um efeito contrário aos dois casos anteriores. Neste caso, o aumento da temperatura favorece a atuação da ativação térmica, que por conseqüência torna o processo de recuperação mais eficaz, facilitando assim a reação de nucleação de novos grãos e crescimento dos mesmos.

6.2 Discussão

Assim como foi feito para a liga AISI 304, a energia de ativação para deformação foi estimada da curva $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ vs. $\log(1/T)$, a taxa de deformação constante, considerando α igual a $0,012 \text{ MPa}^{-1}$ e n foi calculado para uma dada temperatura a partir das inclinações dos gráficos $\log[\sinh(\alpha\sigma)]$ vs. $\log(\dot{\epsilon})$. Os valores de Q_{def} e de n para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb estão apresentados na **Tabela VI.1** seguinte:

Tabela VI.1 Valores de Q_{def} e de n para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb.

Liga	$Q_{\text{def}}, \text{ kJ mol}^{-1}$	n
<i>Fe-α</i>	272	4,8
<i>LI-Ti</i>	293	5,3
<i>LI-Nb</i>	305	5,1

A deformação crítica para o início da RXD, ϵ_c , foi medida da primeira e segunda derivada da tensão com relação à tensão, como descrito por Poliak e Jonas⁽²⁴⁾, sendo que a relação média de ϵ_c/ϵ_p se manteve constante e igual a 0,6 para as três ligas. Os valores de ϵ_p apresentaram boa correlação em relação à Z através da seguinte expressão:

$$\epsilon_p = K1.Z^{K2} \quad (6.1)$$

Os valores das constantes $K1$ e $K2$ estão apresentados na **Tabela VI.2** para os 3 aços.

Tabela VI.2 Valores das constantes K1 e K2 para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb.

Liga	Constantes	
	K1	K2
<i>Fe-α</i>	7,08E-3	0,162
<i>LI-Ti</i>	5,46E-3	0,177
<i>LI-Nb</i>	1,03E-2	0,162

Para deformações menores que ε_c , a tensão foi calculada utilizando a [Equação 5.4](#), onde σ representa a tensão de fluxo em uma deformação ε . σ_0 é a tensão para uma deformação plástica próximo de zero, e σ_e é a tensão de fluxo de estado estacionário atingida em deformações elevadas, ambas com dependência em Z representada pela [Equação 6.2](#), e m é o expoente de encruamento. C é uma função da curvatura inicial da curva tensão-deformação, representada por uma tensão a um nível de deformação constante em um dado Z, neste caso, a metade do valor da deformação de pico ([Equação 5.5](#)). A constante m na [Eq. 5.4](#) foi medida como $0,5 \pm 0,1$. Os valores das constantes C_1 da [Equação 6.2](#) estão representados na [Tabela VI.3](#) para as três ligas.

$$\sigma = (1/\alpha)\sinh^{-1}[Z/C_1]^n \quad (6.2)$$

Tabela VI.3 Valores da constante C_1 para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb.

Liga	C_1		
	σ_0	σ_e	σ_{ss}
Fe- α	6,31E+11	1,00E+10	2,00E+11
LI-Ti	5,01E+12	1,00E+10	1,58E+11
LI-Nb	2,18E+12	1,31E+10	3,16E+10

Para deformações maiores que ϵ_c , o amaciamento por RXD foi levado em consideração na modelagem das curvas tensão-deformação, sendo valor da fração do volume recristalizado retirado do formato da curva tensão-deformação⁽¹⁾. Assim como foi feito para o aço inoxidável AISI 304, a fração recristalizada foi estimada proporcional ao amaciamento sofrido pelo material durante a deformação, e medida a partir da diferença entre uma curva idealizada onde o material apresentaria somente recuperação dinâmica e a curva experimental na qual o material apresenta completa recristalização dinâmica (Equação 6.3 – Tabela VI.4). A recristalização completa é atingida quando a tensão de fluxo atinge o valor de estado estacionário σ_{ss} , dada pela expressão na Equação 6.2, cuja constante C_1 está apresentada na Tabela VI.3 para as 3 ligas. A cinética de recristalização dinâmica segue uma expressão tipo Avrami e o expoente de tempo medido foi m' igual a $1,4 \pm 0,1$.

$$\sigma = \{ \sigma_0 + (\sigma_e - \sigma_0) [1 - \exp(-C\varepsilon)]^m \} - \Delta\sigma$$

$$\Delta\sigma = (\sigma_e - \sigma_{ss}) \left\{ 1 - \exp \left[-k' \left(\frac{\varepsilon - a\varepsilon_p}{\dot{\varepsilon}} \right)^{m'} \right] \right\} \quad (6.3)$$

$$k' = B1.Z^{B2} \exp(-B3/RT)$$

Tabela VI.4 Valores das constantes B1, B2 e B3 para as ligas Fe- α , LI-Ti e LI-Nb.

Liga	Constantes		
	B1	B2	B3
<i>Fe-α</i>	54,4	1,32	36531
<i>LI-Ti</i>	31,6	1,14	39087
<i>LI-Nb</i>	245,9	1,45	66898

As Figuras 6.9 a 6.11 mostram de forma qualitativa uma comparação entre as curvas tensão-deformação medidas e as curvas calculadas segundo o modelo de Sellars para as três ligas estudadas. Como pode ser visto, as curvas calculadas segundo o modelo seguem bem o amaciamento presente nas curvas experimentais, fato que nos leva a conclusão de que o modelo apresentado é bastante eficaz no acompanhamento da cinética de recristalização dinâmica para esses aços LI. Outra importante observação que pode ser notada nesses gráficos é que os valores de tensão das curvas calculadas *vs* medidas, apesar de não serem exatamente coincidentes, apresentam baixa discrepância nos valores. Isso pode ser visto de forma mais evidentes nas Figuras 6.12 a 6.14 que mostram uma comparação quantitativa dos valores de tensão $\sigma_{\epsilon_p/2}$, σ_p e σ_{ss} medidas versus previstos em função de Z. Esses valores de tensão foram escolhidos, pois abrangem toda a faixa de deformação presente nas curvas tensão-deformação, podendo assim dar uma visão geral da representatividade do modelo proposto em relação às ligas, temperaturas e taxas de deformação utilizadas. A figura apresenta ainda os limites de predição do modelo, limites nos quais estatisticamente 95% dos dados ficarão contidos. Foram obtidos bons coeficientes de correlação R, sempre maior que 0,98.

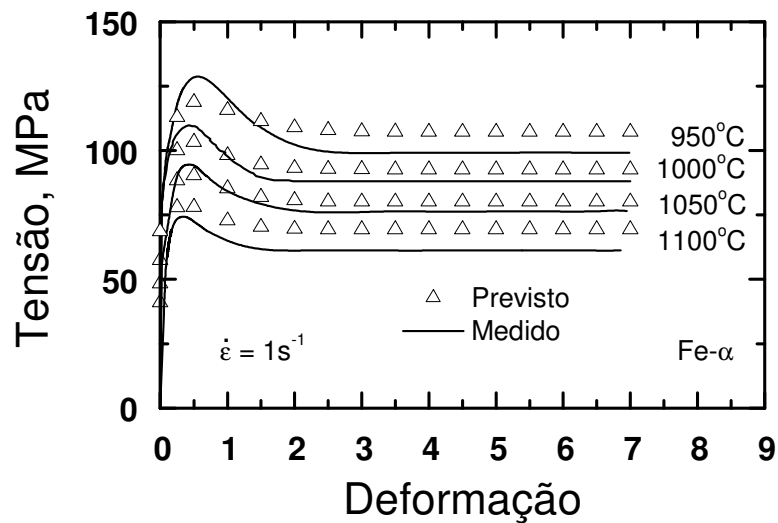


Figura 6.9 Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars para a liga Fe- α nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constante de 1s^{-1} .

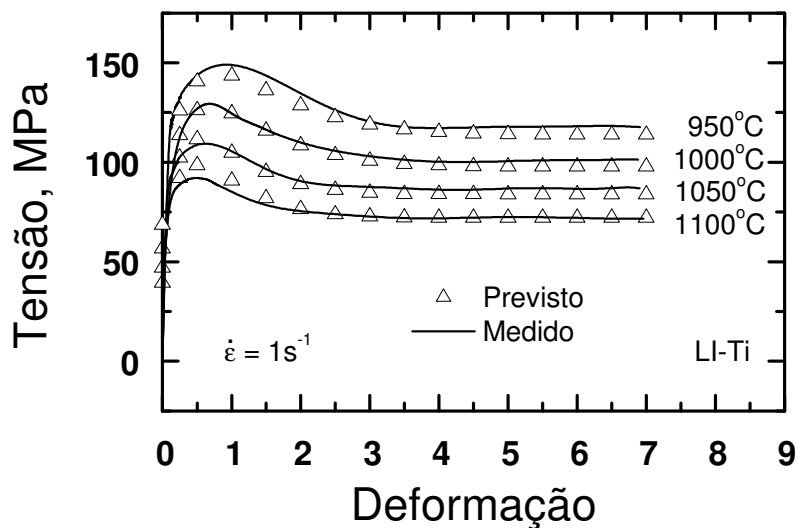


Figura 6.10 Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars para a liga LI-Ti nas temperaturas de 950, 1000, 1050 e 1100°C, a taxa de deformação nominal constante de 1s^{-1} .

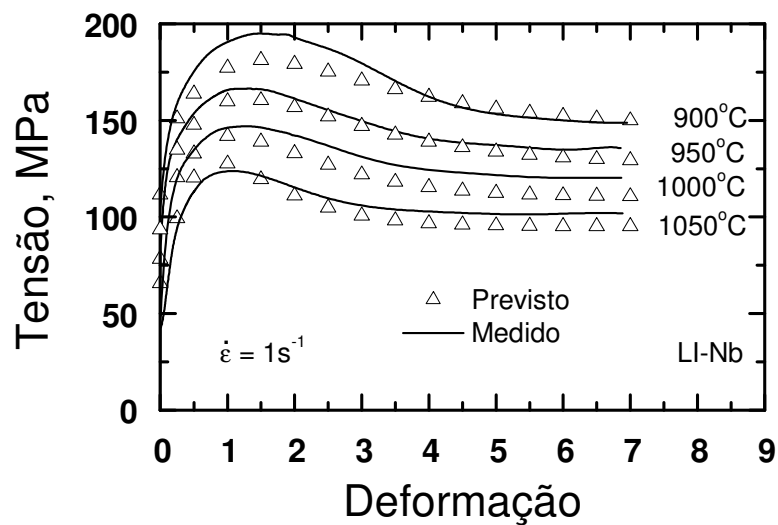


Figura 6.11 Curvas tensão-deformação medidas e calculadas segundo o modelo de Sellars para a liga LI-Nb nas temperaturas de 900, 950, 1000 e 1050°C, a taxa de deformação nominal constante de 1s^{-1} .

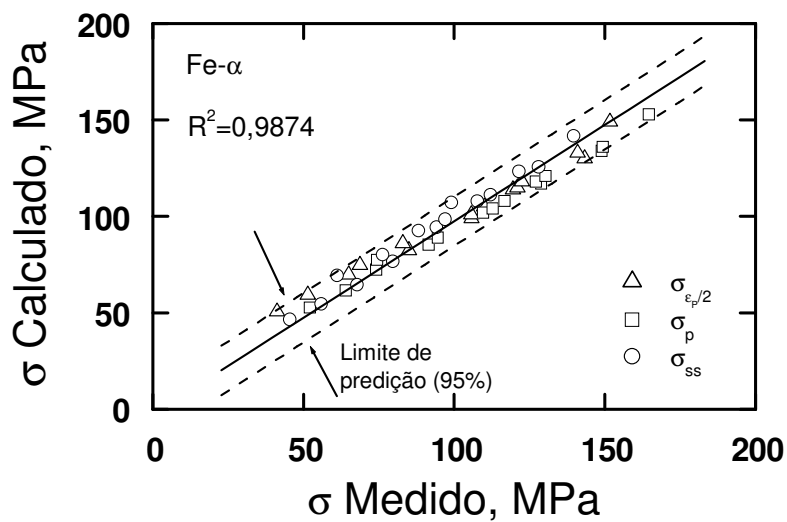


Figura 6.12 Gráfico das tensões $\sigma_{\epsilon_p/2}$, σ_p e σ_{ss} medidas versus calculadas em função de Z para a liga Fe- α .

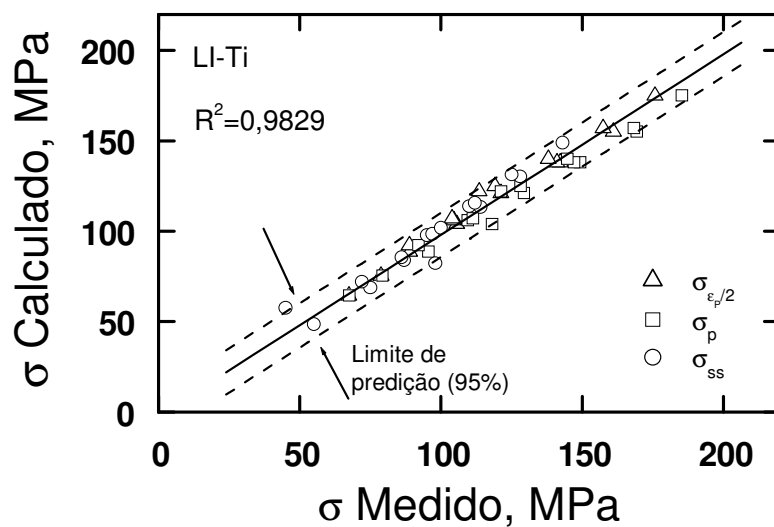


Figura 6.13 Gráfico das tensões $\sigma_{\epsilon_p/2}$, σ_p e σ_{ss} medidas versus calculadas em função de Z para a liga LI-Ti.

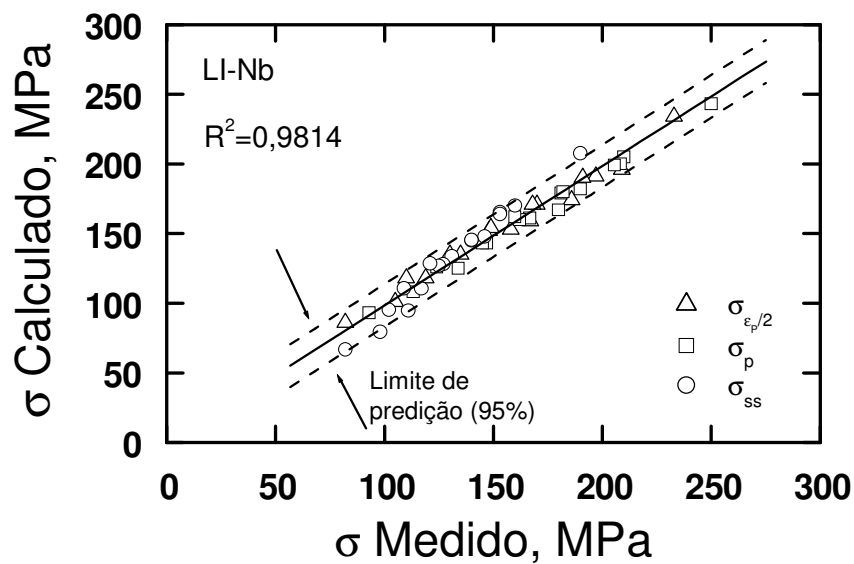
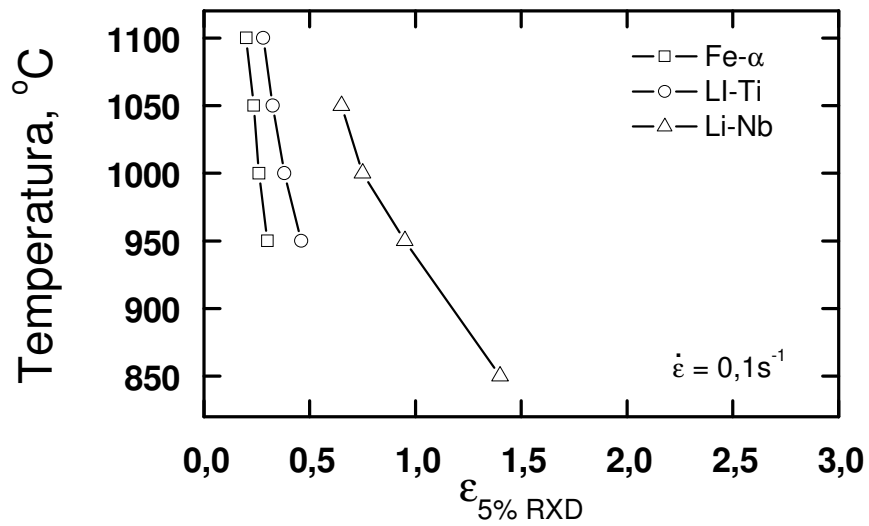


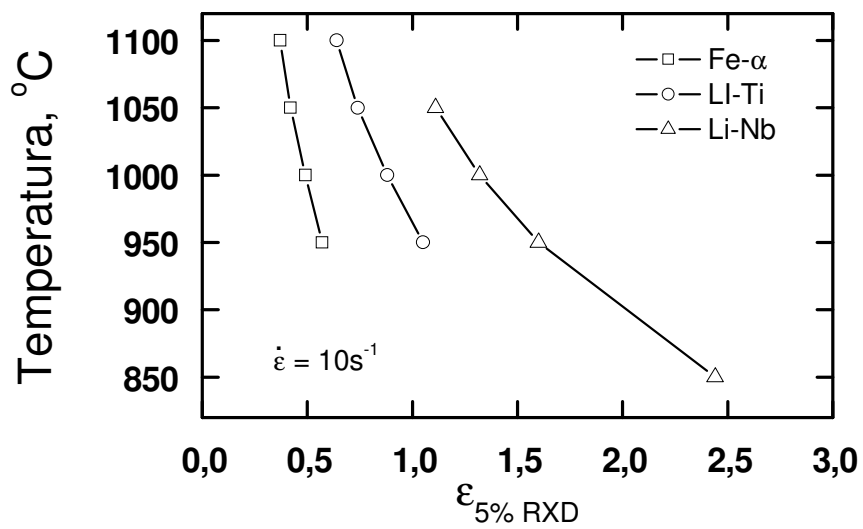
Figura 6.14 Gráfico das tensões $\sigma_{\epsilon_p/2}$, σ_p e σ_{ss} medidas versus calculadas em função de Z para a liga LI-Nb.

A **Figura 6.15a** apresenta as deformações necessárias para que ocorra 5% de recristalização dinâmica $\epsilon_{5\%RXD}$ em diversas temperaturas de deformação a uma taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, para os 3 aços LI em estudo. Essa deformação $\epsilon_{5\%RXD}$ foi escolhida pelo fato de apresentar uma fração de volume recristalizado muito baixa, o que permite que esta seja relacionada ao início do processo de recristalização. Comparando as 3 ligas fica bem claro na figura o efeito retardador da adição dos elementos microligantes Ti e principalmente do Nb no início do processo de RXD. Esses elementos, de certo modo, dificultam o processo de recuperação dinâmica, o que resulta em um atraso na nucleação de novos grãos dentro matriz deformada e encruada. Os diagramas das frações dos elementos C, N, Ti e Nb calculados em função da temperatura para cada liga, empregando o software Thermocalc (**Figuras 6.16 e 6.17**), mostram que não há variações bruscas na evolução das frações dos elementos microligantes em solução sólida. Isso indica que, seria improvável termodinamicamente que algum processo intensivo de precipitação de carbonitretos pudesse se desenvolver de maneira a interferir significativamente com o processo de recristalização. Logo, esse efeito retardador presente nas ligas LI-Ti e LI-Nb está associado ao efeito de arraste de soluto propiciado pelos teores mais elevados de Ti e Nb, que seria o principal mecanismo controlador da cinética de recristalização dinâmica desses aços.

A temperaturas mais baixas, esse efeito é ainda maior que a temperaturas mais elevadas. A temperaturas mais elevadas, a ativação térmica facilita o processo de recuperação dinâmica, através da reorganização da microestrutura encruada, gerando contornos de alto ângulo nos quais origina-se a formação de núcleos para a recristalização dinâmica^(23,26).

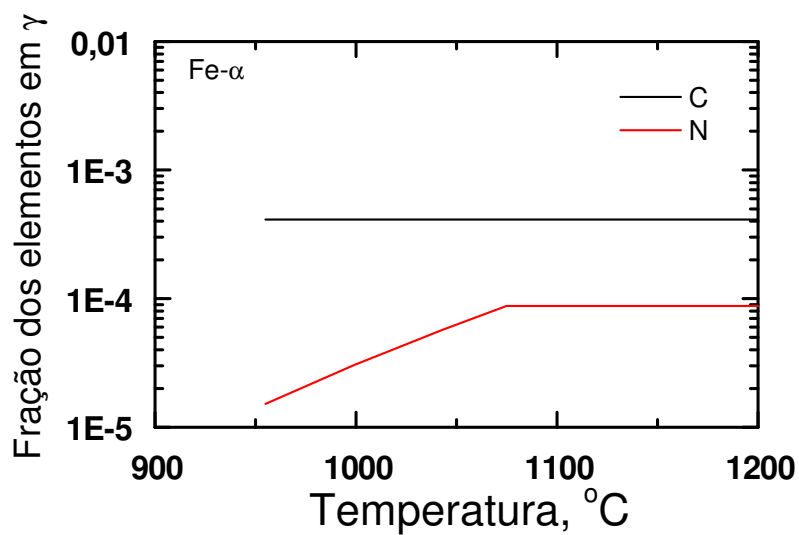


a)

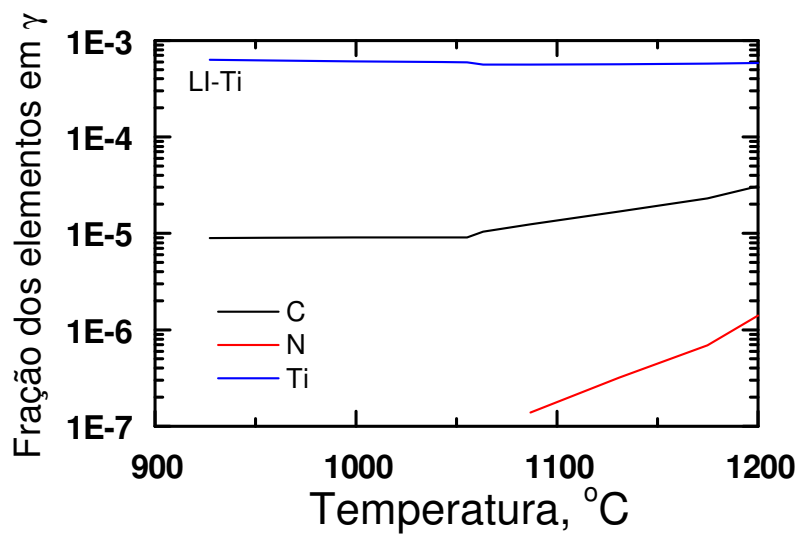


b)

Figura 6.15 Influência da temperatura e do tipo de aço na deformação necessária para 5% de recristalização dinâmica para taxas de deformação de a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ e b) 10 s^{-1} .



a)



b)

Figura 6.16 Estimativa segundo o ThermoCalc[®] das frações de equilíbrio dos elementos em solução sólida na austenita em função da temperatura para as ligas a) Fe- α e b) LI-Ti.

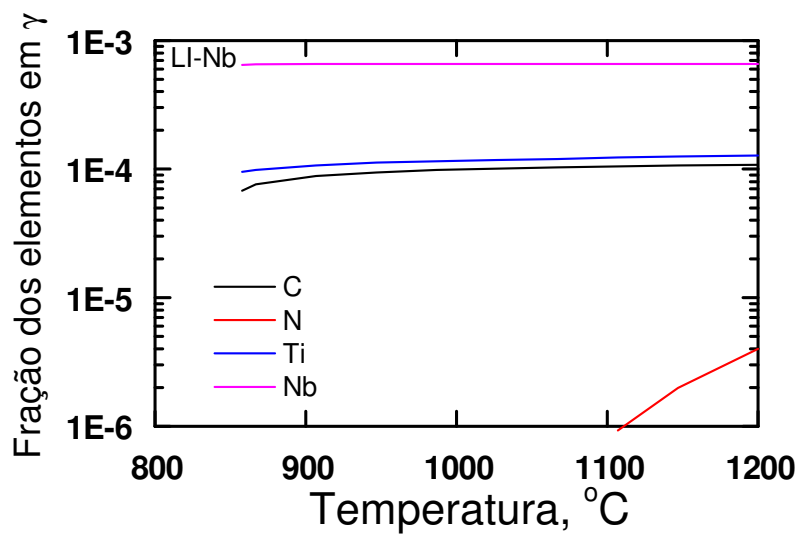


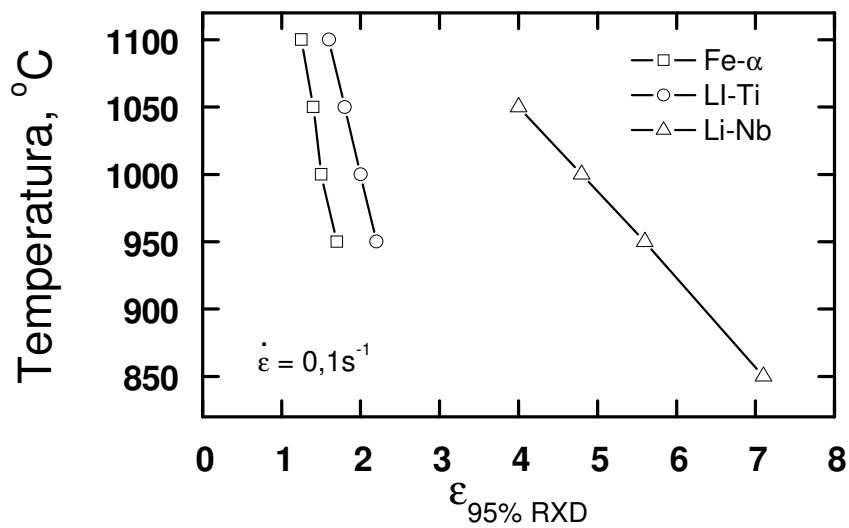
Figura 6.17 Estimativa segundo o Thermocalc[®] das frações de equilíbrio dos elementos em solução sólida na austenita em função da temperatura para a liga LI-Nb.

A **Figura 6.15b** apresenta as deformações necessárias para que ocorra 5% de recristalização dinâmica em diversas temperaturas de deformação a uma taxa de deformação de 10 s^{-1} , ou seja, uma velocidade de deformação 100 vezes maior ou um tempo de deformação 100 vezes menor que na **Figura 6.15a**, para os 3 aços LI em estudo. Mais uma vez pode-se ver o efeito da adição de elementos microligantes no processo de nucleação. A taxa de deformação de 10 s^{-1} , o efeito do Ti é um pouco mais evidente no processo de nucleação que à taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, ou seja, sua adição resulta numa diminuição na cinética de recuperação dinâmica e, conseqüentemente, um atraso na nucleação de novos grãos. O mesmo ocorre para a Liga LI-Nb onde a presença do Nb tem um efeito retardador no processo de nucleação ainda maior que o Ti.

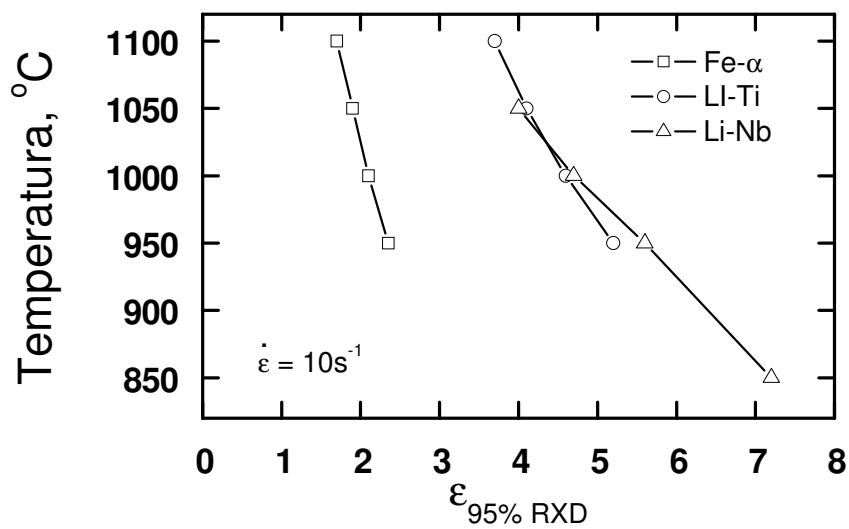
A **Figura 6.18a** mostra as deformações necessárias para que ocorra 95% de recristalização dinâmica $\epsilon_{95\%RXD}$ em diversas temperaturas de deformação a uma taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, para os 3 aços LI em estudo. Essa deformação $\epsilon_{95\%RXD}$ foi escolhida pelo fato de apresentar uma fração de volume recristalizado muito alta, o que permite que esta seja relacionada ao fim do processo de recristalização. A comparação entre $\epsilon_{5\%RXD}$ e $\epsilon_{95\%RXD}$ das ligas Fe- α e LI-Ti a uma taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$ mostra que, a presença do elemento Ti na liga LI-Ti tem uma influência muito pequena na cinética de crescimento de grãos durante a RXD desta liga, uma vez que a diferença entre os valores de $\epsilon_{5\%RXD}$ e $\epsilon_{95\%RXD}$ se manteve praticamente constante para essas duas ligas. Isso indica que, a presença do elemento Ti em aços LI a baixas taxas de deformação tem pouca influência no efeito de arraste de soluto durante a fase de crescimento de grãos na RXD. Por outro lado, analisando a cinética de RXD da liga LI-Nb, pode-se perceber que a diferença entre $\epsilon_{5\%RXD}$ e $\epsilon_{95\%RXD}$ cresce em relação às ligas Fe- α e LI-Ti a uma taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$. Isso mostra que a presença do elemento Nb em aços LI a baixas taxas de deformação tem muita influência no efeito de arraste de soluto durante a fase de crescimento de grãos na RXD, ocasionando um atraso considerável em sua cinética.

A **Figura 6.18b** apresenta as deformações necessárias para que ocorra 95% de recristalização dinâmica em diversas temperaturas de deformação a uma taxa de deformação de 10 s^{-1} , ou seja, uma velocidade de deformação 100 vezes maior ou um tempo de defor-

mação 100 vezes menor que na [Figura 6.18a](#), para os 3 aços LI em estudo. A comparação entre $\epsilon_{5\%RXD}$ e $\epsilon_{95\%RXD}$ das ligas Fe- α e LI-Ti a uma taxa de deformação de $10s^{-1}$ mostra que, a presença do elemento Ti na liga LI-Ti afeta significativamente a cinética de crescimento de grãos durante a RXD desta liga, uma vez que a diferença entre os valores de $\epsilon_{5\%RXD}$ e $\epsilon_{95\%RXD}$ aumentou significativamente nessas duas ligas, ao contrário da condição anterior onde a taxa de deformação era 100 vezes menor. Isso indica que, a presença do elemento Ti em aços LI a taxas de deformação relativamente altas afeta bastante o efeito de arraste de soluto durante a fase de crescimento de grãos na RXD. Pode-se concluir o mesmo analisando $\epsilon_{5\%RXD}$ e $\epsilon_{95\%RXD}$ entre as ligas Fe- α e LI-Nb, já que a diferença entre $\epsilon_{5\%RXD}$ e $\epsilon_{95\%RXD}$ das duas ligas aumentou bastante, demonstrando mais uma vez o efeito retardador do Nb à uma taxa de deformação de $10 s^{-1}$.



a)



b)

Figura 6.18 Influência da temperatura e do tipo de aço na deformação necessária para 95% de recristalização dinâmica para taxas de deformação de a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ e b) 10 s^{-1} .

6.3 Conclusões

Do relatado neste capítulo pode-se concluir o que se segue:

- 1) O modelo de Sellars pode bem representar as curvas tensão-deformação dos 3 aços livres de intersticiais;
- 2) Na RXD a presença de Ti atrasa ligeiramente a etapa de nucleação a uma taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, sendo seu efeito mais evidente a uma taxa de deformação de 10 s^{-1} . O Ti praticamente não tem efeito na etapa de crescimento a uma taxa de deformação de $0,1 \text{ s}^{-1}$, mostrando, porém, um grande efeito retardador a uma taxa de deformação de 10 s^{-1} .
- 3) A presença de Nb tem um grande efeito retardador nas etapas de nucleação e crescimento de grão, independentemente da taxa de deformação.

7 Conclusões Gerais

Do relatado nesse trabalho com um todo se pode concluir o seguinte:

- 1) Tanto o modelo de Sellars quanto o de Sellars adaptado com o cálculo de uma cinética de recristalização dinâmica proposto por Jonas e al. modelaram razoavelmente bem as curvas experimentais obtidas para o aço 304;
- 2) No presente trabalho, as curvas tensão-deformação experimentais das composições químicas remanescentes foram calculadas empregando-se o modelo de Sellars, visto o fato de este ser o mais utilizado na literatura.
- 3) Em todos os casos, o modelo apresentou ótima correlação com os dados experimentais, o que dá sustento a base matemática e metalúrgica utilizada.
- 4) Desta forma, o presente trabalho se torna uma importante ferramenta que pode ser empregada na linha industrial, uma vez que possibilita prever cargas de deformação, fenômenos metalúrgicos e microestrutura através de parâmetros de processo bem conhecidos, tais como temperatura, deformação e taxa de deformação.
- 5) Esse estudo pode ser enriquecido futuramente com o auxílio da caracterização metalográfica, de forma que, a microestrutura real possa ser correlacionada com a prevista pelo modelo.

8 Referências

1. C. M. SELLARS: *The Kinetics of Softening Processes During Hot Working of Austenite*. **Czech. Journal of Physic**, v35, pp. 771, 1985.
2. K.P. RAO, E.B. HAWBOLT, H.J. MCQUEEN and D. BARAGAR: *Constitutive Relationships For Hot Deformation Of A Carbon-Steel - A Comparison Study Of Compression Tests And Torsion Tests*. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v32 (2), pp. 165-175, 1993.
3. F. SICILIANO JR., K. MINAMI, T.M. MACCAGNO and J.J. JONAS: *Mathematical Modeling Of The Mean Flow Stress, Fractional Softening And Grain Size During The Hot Strip Rolling Of C-Mn Steels*. **ISIJ International**, v36 (12), pp. 1500-1506, 1996.
4. F. SICILIANO, JR. and J.J. JONAS: *Mathematical Modeling Of The Hot Strip Rolling Of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr-Mo, And Plain C-Mn Steels*. **Metallurgical and Materials Transactions**, v31 (2), pp. 511-530, 2000.
5. S.B. DAVENPORT, N.J. SILK, C.N. SPARKS and C.M. SELLARS: *Development Of Constitutive Equations For Modelling Of Hot Rolling..* **Materials Science and Technology**, v16 (5), pp. 539-546, 2000.
6. J.J. JONAS: *The hot strip mill as an experimental tool*. **ISIJ International**, v40 (8), pp. 731-738, 2000.
7. W.A. WONG and J.J. JONAS: *Aluminum Extrusion as A Thermally Activated Process*. **Transactions of the Metallurgical Society Of AIME**, v242 (11), pp. 2271, 1968.

8. C.M. SELLARS and W.J. MCG. TEGART: *Hot Workability*. **International Metallurgical Reviews**, v17, pp. 1, 1972.
9. N.D. RYAN and H.J. MCQUEEN: *Flow-Stress, Dynamic Restoration, Strain-Hardening And Ductility In Hot-Working Of 316-Steel*. **Journal of Materials Processing Technology**, v21 (2), pp. 177-199, 1990.
10. H.J. MCQUEEN: *Elevated-Temperature Deformation at Forming Rates Of 10(-2) To 10(2) S(-1)*. **Metallurgical and Materials Transactions**, v33 (2), pp. 345-362, 2002.
11. J.J. JONAS, C.M. SELLARS and W.J. MCG. TEGART: *Strength and Structure Under Hot Working Conditions*. **Metall. Rev.** v14, pp. 1, 1969.
12. C.A.C. IMBERT and H.J. MCQUEEN: *Flow Curves up to Peak Strength Of Hot Deformed D2 And W1 Tool Steels*. **Materials Science and Technology**, v16 (5), pp. 524-531, 2000.
13. A.M. ELWAZRI, P. WANJARA and S. YUE: *Dynamic Recrystallization of Austenite in Microalloyed High Carbon Steels*. **Materials Science and Engineering A**, v339 (1-2), pp. 209-215, 2003.
14. S.F. MEDINA and C.A. HERNANDEZ: *General Expression Of The Zener-Hollomon Parameter as a Function of the Chemical Composition of Low Alloy and Microalloyed Steels*. **Acta Materialia**, v44 (1), pp. 137-148, 1996.
15. S-H CHO, K-B KANG and J.J. JONAS: *Mathematical Modeling of the Recrystallization Kinetics of Nb Microalloyed Steels*. **ISIJ International**, v41 (7), pp. 766-773, 2001.

16. G.R. STEWART, A.M. ELWAZRI, S. YUE and J.J. JONAS: *Modelling Of Dynamic Recrystallisation Kinetics in Austenitic Stainless and Hypereutectoid Steels*. **Materials Science And Technology**, v22 (5), pp. 519-524, 2006.
17. J.H. BEYNON and C.M. SELLAR: *Modelling Microstructure and its Effects During Multipass Hot Rolling*. **ISIJ International**, v32 (3), pp. 359-367, 1992.
18. D.S. FIELDS and W.A. BACKOFEN: *Determination of Strain-Hardening Characteristics by Torsion Testing*. **American Society for Testing and Materials**, v57, pp. 1259-1272, 1957.
19. R. LINO and R. BARBOSA: *Prediction of the Activation Energy for Hot Deformation of Interstitials Free Austenite*. **15th Rolling Conference of IAS**, San Nicolas – Argentina, pp. 79-86, 2004.
20. ESTRIN and H. MECKING: *Unified Phenomenological Description of Work Hardening and Creep and Based on One-Parameter Models*. **Acta Metall.**, v32, pp. 57, 1984.
21. S. H. ZAHIRI, C. H. J. DAVIES and P. D. HODGSON: *A Mechanical approach to Qualify Dynamic Recrystallization in Polycrystalline Metals*. **Scripta Mater.**, v52, pp. 299, 2005.
22. L.N. PUSSEGODA E J.J. JONAS: *Comparison of dynamic recrystallization and conventional controlled rolling schedules by laboratory simulation*. **ISIJ International**, v31, pp. 278-288, 1991
23. H.J. McQUEEN E N.D. RYAN: *Constitutive analysis in hot working*. **Materials Science and Engineering A**, v322, pp. 43-63, 2002
24. J.J. JONAS E E.I. POLIAK: *The critical strain for dynamic recrystallization in rolling mills*. **Materials Science Forum**, v426-432, pp. 57-66, 2003

25. R. LINO and R. BARBOSA: *Efeito da Adição de Ti na Cinética de Recristalização Dinâmica de Aços Microligados*. **62º Congresso Anual da ABM**, Vitória – Espírito Santo, 2007
26. M. BERVEILLER, JH. SCHIMITT: **Le livre de l'acier**; *Déformation des cristaux et polycristaux*. Capítulo 7. Sollac groupe Usinor France. CD ROM: V2.3d Issue: 512281