

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

**“ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO A QUENTE DO AÇO  
INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32760 ATRAVÉS DE MAPAS DE  
PROCESSAMENTO”**

Clayton Pereira Dias

São Carlos  
2013



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

“ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO A QUENTE DO AÇO  
INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32760 ATRAVÉS DE MAPAS DE  
PROCESSAMENTO”

Clayton Pereira 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. Oscar Balancin

São Carlos  
2013

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

D541ac

Dias, Clayton Pereira.

Análise do comportamento mecânico a quente do aço inoxidável super duplex UNS S32760 através de mapas de processamento / Clayton Pereira Dias. -- São Carlos : UFSCar, 2014.

73 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2013.

1. Metalurgia. 2. Trabalhabilidade a quente. 3. Mapas de processamento. 4. Super duplex. 5. UNS S32760. I. Título.

CDD: 669 (20<sup>a</sup>)

## DEDICATÓRIA

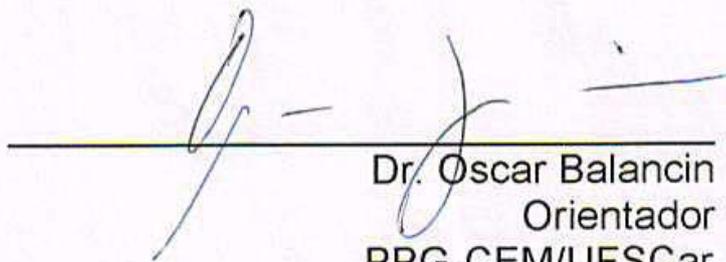
Dedico este trabalho aos meus Pais

## VITAE DO CANDIDATO

Engenharia de Materiais pela Universidade Presbiteriana Mackenzie (2010)

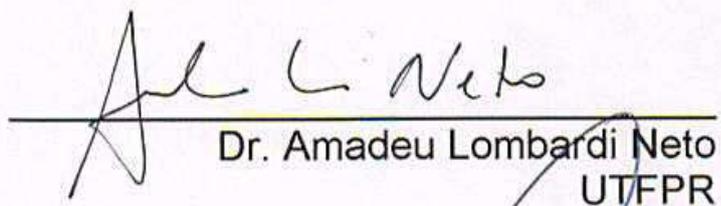
MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO  
DE  
CLAYTON PEREIRA DIAS  
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO  
CARLOS, EM 19 DE DEZEMBRO DE 2013.

BANCA EXAMINADORA:



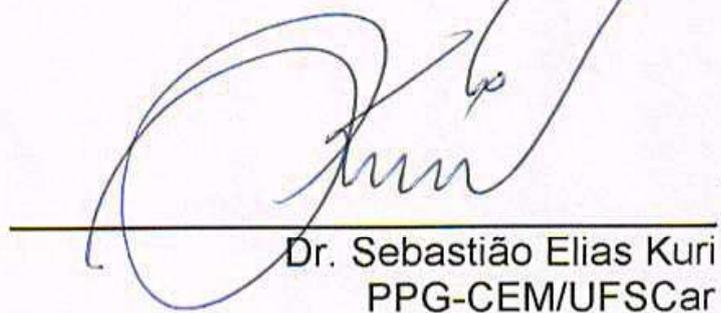
---

Dr. Oscar Balancin  
Orientador  
PPG-CEM/UFSCar



---

Dr. Amadeu Lombardi Neto  
UTFPR



---

Dr. Sebastião Elias Kuri  
PPG-CEM/UFSCar



## AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Prof. Dr. Oscar Balancin pela orientação e condução deste trabalho.

Agradeço ao Prof. Dr. Alberto Moreira Jorge Júnior, pelo auxílio nos cálculos dos coeficientes do Modelo Dinâmico de Materiais.

Agradeço ao Fábio (Barney), pelas explicações e materiais fornecidos dos modelos matemáticos dos mecanismos de deformação a quente.

Ao André Camargo, Cesar Santaella e Ari Tereran da MULTIALLOY, pelo apoio e fornecimento do material.

Aos amigos Nilton e Manoel pelo auxílio na usinagem dos corpos de prova.

Ao Professor Dr. Sérgio Vicente D. Pamboukian da Universidade Presbiteriana Mackenzie pelo auxílio na programação para construção dos Mapas de Processamento.

Aos Colegas Frederick e Eugênia da empresa Umicore pela preparação das amostras e metalografia.

À CPG-CEM pela oportunidade da realização deste trabalho.



## RESUMO

A necessidade de materiais com maior resistência mecânica e a corrosão em ambientes corrosivos, como na extração de petróleo em meios salinos, na indústria de papel e vasos de pressão, tem conduzido a utilização de aços inoxidáveis Super Duplex. A fabricação desses materiais envolve a etapa de processamento a quente, cujo desempenho depende da trabalhabilidade a quente do material. Neste trabalho investigam-se as condições de processamento em que aço inoxidável super duplex UNS S32760 pode ser trabalhado e a zona de trabalho em que o material pode falhar. A simulação física foi realizada por meio de ensaio de torção a quente. Os ensaios foram realizados com temperaturas variando de 900°C a 1200°C e taxas de deformação de 0,01s<sup>-1</sup> a 10s<sup>-1</sup>. Foi determinada a evolução da sensibilidade da tensão com a taxa de deformação(m) nas temperaturas investigadas em deformações de 0.25, 0.5, 0.75 e 1.0. De posse dos valores de m para cada condição de deformação, foram calculados os valores da eficiência da dissipação de potência ( $\eta$ ) e aplicando um critério de instabilidade ( $\xi$ ) construído mapas de processamento. Com esses mapas, os efeitos das condições de deformação na eficiência de dissipação de potência e na instabilidade plástica do material são discutidos. Foram relacionados os domínios dos mapas de processamento com as microestruturas observadas e aspectos das curvas de escoamento plástico.



## ABSTRACT

### ANALYSIS OF THE MECHANICAL BEHAVIOR OF HOT SUPER DUPLEX STAINLESS STEEL UNS S32760 THROUGH PROCESSING MAPS

The need for materials with higher mechanical and corrosion resistance in corrosive environments, such as in oil extraction in saline media, paper and pressure vessel industry, has led to the use of stainless steel Super Duplex. The manufacture of these materials involves the step of heat processing, whose performance depends on the hot workability of the material. In this paper we investigate whether the processing conditions in which super duplex stainless steel UNS S32760 can be worked and the work area in which the material can fail. The physical simulation was performed by means of hot torsion testing. The tests were performed at temperatures ranging from 900°C to 1200°C and strain rates of 0.01 s<sup>-1</sup> to 10 s<sup>-1</sup>. The evolution of strain rate sensitivity of the flow stress( $m$ ) at all temperatures investigated in strain of 0.25, 0.5, 0.75 and 1 was determined. After obtaining the values of  $m$  for each deformation condition, the values of the efficiency of power dissipation ( $\eta$ ) were calculated and applying a criterion of instability ( $\xi$ ) Processing maps were constructed. Using these maps, we discuss the effects of deformation conditions on the efficiency of power dissipation and the instability of plastic material. The domains of processing maps with the observed microstructures and aspects of plastic flow curves were related.



## **PUBLICAÇÕES**

C.P. Dias e O. Balancin – “Análise do Comportamento Mecânico a Quente de um Aço inoxidável Super Duplex através de Mapas de Processamento”. ECEM-Sancas 2013, São Carlos, 2013.



## ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pag.
BANCA EXAMINADORA: .....	i
AGRADECIMENTOS .....	iii
RESUMO .....	v
ABSTRACT .....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
ÍNDICE DE ASSUNTOS .....	xi
ÍNDICE DE TABELAS .....	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS .....	xv
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES .....	xix
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	3
2.1 História dos aços inoxidáveis Duplex.....	3
2.2 Composição química.....	5
2.3 Aço inoxidável duplex.....	8
2.3.1 Comportamento Plástico a quente .....	9
2.4 Desenvolvimento e Modelagem de Processos de Conformação.....	15
2.4.1 Trabalhabilidade .....	16
2.4.2 Mapas de processamento .....	17
2.4.3 Critério de Instabilidade Plástica .....	19
2.5 Mecanismos de Deformação a quente.....	21
2.5.1 Encruamento .....	22
2.5.2 Recuperação dinâmica.....	22
2.5.3 Recristalização dinâmica.....	23
2.5.4 Superplasticidade .....	23
2.5.5 Formação de trincas e vazios.....	23
2.5.6 Instabilidade de fluxo .....	24
2.6 Aplicação dos mapas de processamento.....	24
3. MATERIAIS E MÉTODOS .....	27
3.1 Material.....	27
3.2 Ensaio de Torção a quente.....	27
3.2.1 Equipamento utilizado .....	28

3.2.2	Determinação da tensão e Deformação Equivalentes no Ensaio de Torção a Quente.....	31
3.2.3	Ensaio contínuo até a Fratura.....	32
3.3	Análise Microestrutural.....	32
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	35
4.1	Curvas de escoamento plástico.....	35
4.2	Determinação dos coeficientes $m$ , $\eta$ e $\xi$ .....	38
4.2.1	Coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação ( $m$ ).....	38
4.2.2	Coeficiente de dissipação de energia ( $\eta$ ).....	41
4.2.3	Coeficiente de Instabilidade ( $\xi$ ).....	42
4.3	Mapas de dissipação de energia.....	44
4.4	Mapas de instabilidade plástica.....	49
4.5	Mapas de processamento.....	54
4.6	Evolução microestrutural.....	59
5.	CONCLUSÕES .....	65
6.	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS .....	67
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	69

**ÍNDICE DE TABELAS**

	Pag.
Tabela 2.1 – Composição Química de alguns aços inoxidáveis super duplex (% em peso).....	5
Tabela 3.1 – Composição química do aço Super Duplex UNS S32760 (Zeron 100), fornecido pela Empresa MULTIALLOY.....	27



## ÍNDICE DE FIGURAS

	Pag.
Figura 2.1 - Dependência do coeficiente de partição ( $k = \text{ferrita/austenita}$ ) dos elementos de liga em função da temperatura para os aços inoxidáveis duplex.....	6
Figura 2.2 - Corte do diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni para 68% de Fe..	7
Figura 2.3 - Variação da proporção de ferrita em função da temperatura de tratamento para o aço inoxidável duplex (4,5Ni-24Cr-2,9Mo-1Si) com diferentes teores de nitrogênio.....	7
Figura 2.4 - Representação tridimensional da microestrutura de um aço inoxidável super duplex UNS S32760.....	8
Figura 2.5 - Curvas de escoamento plástico típicas, obtidas por torção. (1) microestrutura essencialmente ferrítica; (2) matriz ferrítica com partículas coerentes de austenita finamente dispersas; (3) matriz ferrítica com partículas de austenita grosseiramente dispersas; e (4) microestrutura duplex.....	11
Figura 2.6 - Microestruturas – inicial (a) e finais (b, c e d) - típicas associadas às curvas descritas na Figura 2.5 a) curva 1, b) curva 2, c) curva 3 e d) curva 4. A austenita é a fase mais clara.....	12
Figura 3.1 - Dimensões do corpo de prova.....	28
Figura 3.2 - Máquina horizontal de ensaio de torção a quente.....	29
Figura 3.3 - Representação esquemática da máquina de ensaio de torção a quente.....	30
Figura 3.4 - Layout da tela dos parâmetros para ensaio de torção a quente.....	30
Figura 3.5 - Representação do estado de tensões atuante na superfície de uma amostra cilíndrica a um esforço de torção.....	31
Figura 3.6 - Representação esquemática do ensaio realizado.....	33
Figura 3.7 - Indicação da posição em que foram feitas as observações	

microestruturais.....	33
Figura 4.1 - Curvas de escoamento plástico obtidas nos ensaios de torção a quente, (a) 900°C, (b) 1000°C, (c) 1100°C e (d) 1200°C.....	36
Figura 4.2 - Curva de ductilidade para o aço inox super duplex UNS S32760 em diferentes taxas de deformação.....	37
Figura 4.3 - Curva de tensão de pico em função da temperatura para diferentes taxas de deformação.....	37
Figura 4.4 - Parte inicial das curvas de escoamento plástico apresentado nas Fig. 4.1 – 4.4, indicando as tensões para as deformações de 0,25, 0,50, 0,75 e 1,00.....	38
Figura 4.5 - Ajuste de curvas de segunda ordem para descrever a relação entre log da tensão e log da taxa de deformação com as deformações de (a) 0,25 (b) 0,50, (c) 0,75 e (d) 1.....	39
Figura 4.6 - Ajuste de curvas de terceira ordem para descrever a relação entre log da tensão e log da taxa de deformação com as deformações de (a) 0,25 (b) 0,50, (c) 0,75 e (d) 1.....	39
Figura 4.7 - Variação da sensibilidade da tensão à taxa de deformação (m) em função da quantidade de deformação para ajuste de segunda ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.....	40
Figura 4.8 - Variação da sensibilidade da tensão à taxa de deformação (m) em função da quantidade de deformação para ajuste de terceira ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.....	40
Figura 4.9 - Variação do coeficiente de eficiência de dissipação de energia em função da quantidade de deformação para ajuste de segunda ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.....	41
Figura 4.10 - Variação do coeficiente de eficiência de dissipação de energia em função da quantidade de deformação para ajuste de terceira ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.....	42
Figura 4.11 - Variação do coeficiente de instabilidade de fluxo em função	

da quantidade de deformação para ajuste de segunda ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.....	43
Figura 4.12 - Variação do coeficiente de instabilidade de fluxo em função da quantidade de deformação para ajuste de terceira ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.....	43
Figura 4.13 - Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,25 (ajuste de segunda ordem).....	43
Figura 4.14 - Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,50 (ajuste de segunda ordem).....	44
Figura 4.15 - Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,75 (ajuste de segunda ordem).....	45
Figura 4.16 - Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 1 (ajuste de segunda ordem).....	46
Figura 4.17 - Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,25 (ajuste de terceira ordem).....	46
Figura 4.18 - Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,50 (ajuste de terceira ordem).....	47
Figura 4.19 – Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,75 (ajuste de terceira ordem).....	48
Figura 4.20 - Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 1 (ajuste de terceira ordem).....	49
Figura 4.21 - Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,25 (ajuste de segunda ordem).....	50
Figura 4.22 - Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,50 (ajuste de segunda ordem).....	50
Figura 4.23 - Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,75 (ajuste de segunda ordem).....	51
Figura 4.24 - Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 1.0 (ajuste de segunda ordem).....	51
Figura 4.25 - Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,25 (ajuste de terceira ordem).....	52
Figura 4.26 - Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para	

deformação de 0,50 (ajuste de terceira ordem).....	52
Figura 4.27 - Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,75 (ajuste de terceira ordem).....	53
Figura 4.28 - Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 1 (ajuste de terceira ordem).....	53
Figura 4.29 - Mapa de processamento para deformação de 0,25.....	55
Figura 4.30 - Mapa de processamento para deformação de 0,50.....	55
Figura 4.31 - Mapa de processamento para deformação de 0,75.....	56
Figura 4.32 - Mapa de processamento para deformação de 1.....	56
Figura 4.33 - Mapa de processamento para deformação de 0,25.....	55
Figura 4.34 - Mapa de processamento para deformação de 0,50.....	57
Figura 4.35 - Mapa de processamento para deformação de 0,75.....	58
Figura 4.36 - Mapa de processamento para deformação de 1.....	58
Figura 4.37 - Microestruturas observadas após deformações em 900°C com: (a) 0.01, (b) 0.1, (c) 1 e (d) $10\text{ s}^{-1}$ .....	59
Figura 4.38 - Microestruturas observadas após deformações em 1000°C com: (a) 0.01, (b) 0.1, (c) 1 e (d) $10\text{ s}^{-1}$ .....	60
Figura 4.39 - Microestruturas observadas após deformações em 1100°C com: (a) 0.01, (b) 0.1, (c) 1 e (d) $10\text{ s}^{-1}$ .....	60
Figura 4.40 - Microestruturas observadas após deformações em 1100°C com: (a) 0.01, (b) 0.1, (c) 1 e (d) $10\text{ s}^{-1}$ .....	61

## SÍMBOLOS E ABREVIações

AOD	Argon Oxygen Descarburization
Creq	romo equivalente
$(dS/dt)$	taxa de produção de entropia
DSS	aço inoxidável Duplex
f1	função basicamente da ductilidade do material
f2	função da tensão e deformação impostas pelo processo
G	energia dissipada pelo trabalho plástico
J	dissipação de energia co-conteúdo
k	coeficiente de partição
L	comprimento útil do corpo de prova
M	torque aplicado
n	expoente de encruamento por deformação
Nieq	níquel equivalente
PREN	número equivalente de resistência ao pitting
Q	energia de ativação aparente para a deformação a quente (kJ/mol)
R	é a constante universal dos gases (8,31 J/mol. K)
r	raio do corpo de prova
SDSS	aço Super Duplex
T	temperatura
VOD	Vacuum Oxygen Descarburization
$\Gamma$	deformação de cisalhamento
$\Gamma'$	taxa de deformação de cisalhamento
$\varepsilon$	deformação verdadeira
$\varepsilon_{eq}$	deformação equivalente
$\bar{\varepsilon}$	deformação efetiva
$\dot{\varepsilon}$	taxa de deformação
$\eta$	eficiência da dissipação de potência
$\theta$	ângulo de torção
$\xi$	critério de instabilidade
$\sigma$	tensão verdadeira (MPa)
$\sigma_{eq}$	tensão equivalente
$\bar{\sigma}$	tensão efetiva
$\tau$	tensão de cisalhamento



## 1. INTRODUÇÃO

O aço inoxidável Duplex (DSS) e Super Duplex (SDSS) são definidos como o grupo dos aços inoxidáveis que contém estrutura composta de duas fases, ferrita e austenita, sendo que ambas as fases estão presentes em proporções aproximadamente iguais. Os aços da família duplex oferecem melhores propriedades mecânicas e de corrosão, quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos, devido aos elevados conteúdos de cromo, níquel e molibdênio, elementos que contribuem para o aumento à resistência a corrosão por pites, ao mesmo tempo em que adições maiores de nitrogênio promovem endurecimento estrutural elevando os valores de resistência ao escoamento sem prejudicar a tenacidade do material.

O aumento da utilização dos aços inoxidáveis super duplex na fabricação de produtos industrializados que necessitam de alto desempenho em ambientes corrosivos e salinos que contém cloretos, gerou a necessidade do estudo das etapas de seu processamento. A combinação da composição química adequada com as técnicas de processamento determina propriedades finais dos aços super duplex. Atualmente existem vários processos no qual o material é submetido para se obter a forma desejada. A maioria são processos de conformação a quente que consistem em aquecer o material até a temperatura de encharque, realizar as deformações desejadas nas etapas de processamento e em seguida promover o resfriamento controlado do material.

Os processos de conformação mecânica de materiais metálicos são realizados por equipamentos que consistem de uma fonte de energia mecânica, a qual fornece uma quantidade de potência às ferramentas ou matrizes e estas transmitem essa potência ao material que a dissipa durante a conformação. A peça dissipa esta energia através de seu fluxo plástico, para obter a forma desejada imposta pela zona de deformação.

Uma técnica experimental capaz de simular estas condições de processamento e que permite investigar os mecanismos que estão operando no momento do processamento é o ensaio de torção a quente, através das curvas de escoamento plástico e da evolução microestrutural. Com o ensaio de torção a quente pode-se realizar seqüência de deformações, impondo

parâmetros de processamento tais como temperatura de aquecimento, taxa de deformação, taxa de resfriamento, quantidade de deformação desejada e intervalos de deformação. Analisando a evolução da curva de escoamento plástico e a evolução microestrutural, podem-se determinar os mecanismos de deformação a quente dominante em cada etapa de processamento.

A análise dos dados experimentais pode ser feita avaliando a forma das curvas de escoamento plástico, o nível de tensão necessário para deformar o material e a quantidade de deformação que pode ser imposta sem que inicie os processos de fratura do material. Uma forma de fazer esta análise é a confecção de mapas de processamento, como os baseados no Modelo Dinâmico dos Materiais. Neste caso os experimentos são realizados cobrindo toda a janela de processamento industrial e a análise é baseada na sensibilidade da tensão à taxa de deformação. E assim, se determinam as regiões adequadas ao processamento e as regiões de instabilidade plástica apresentadas pelo material.

Neste trabalho investigam-se as condições de processamento em que o aço inoxidável super duplex UNS S32760 pode ser trabalhado e a zona de trabalho em que o material pode falhar

## **2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 História dos aços inoxidáveis Duplex**

Os aços inoxidáveis duplex foram produzidos primeiramente pela Avesta Jernverk no ano de 1929, como uma liga chamada 453E (25%Cr-5%Ni). Outro registro da primeira produção de produtos de aço inoxidável duplex é datado de 1933 devido a um erro de liga de J. Companhia Holtzer, França. Um tipo de aço inoxidável austenítico contendo 18%Cr-9%Ni-2,5%Mo, foi produzido com 20%Cr-8%Ni-2,5%Mo gerando um elevado volume de ferrita em uma matriz austenítica. Este material de duas fases foi então estudado e verificou-se que a liga não era sensível à corrosão intergranular em vários ambientes corrosivos, uma vantagem significativa em comparação com o aço inoxidável austenítico [1, 2].

Após a primeira descoberta várias ligas de duplex foram produzidas, para uso em várias aplicações industriais. Dadas as excelentes propriedades citadas anteriormente, esses aços são especificados para componentes de equipamentos expostos à água do mar, em trocadores de calor, em bombas centrifugadoras, tubos para equipamentos das indústrias química, petroquímica e de alimentos, em equipamentos para dessulfuração (controle de poluição) de gases, indústrias fotográficas, de papel e de tintas [3]. No entanto, devido à limitação na compreensão da metalurgia física e da técnica de refino, o desenvolvimento de ligas duplex sofria com muitos problemas em suas propriedades mecânicas e quando utilizadas em processos de soldagem.

O rápido desenvolvimento ocorreu em 1970, com a capacidade de melhor análise química, e com a introdução das técnicas de produção VOD (Vacuum Oxygen Decarburization) e AOD (Argon Oxygen Decarburization). O controle da composição química da liga e a remoção de oxigênio e enxofre foi significativamente melhorado. No início dos anos 70 uma grade de aço duplex contendo 22%Cr foi desenvolvida na Alemanha e Suécia. Alegou-se que com essa faixa de Cr na composição, o duplex não seria sensível à corrosão quando submetido à soldagem, devido ao balanceamento químico. Na década de 80 uma liga com teores mais elevados de Cr, Mo e N foi desenvolvida,

surgindo assim o super duplex. A liga do super duplex foi desenvolvida para suportar ambientes mais agressivos, mas também tendo um maior risco de precipitação de segundas fases, devido ao maior teor de elementos de liga. Na elaboração do super duplex, cromo e níquel são os elementos básicos, além de conterem tungstênio e mais nitrogênio na composição da liga. Os aços inoxidáveis super duplex geralmente são caracterizados por terem um número equivalente de resistência ao pitting (PREN) maior do que 40 [4].

PREN é o número equivalente de resistência ao pitting definido como:

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 (\% \text{Mo} + 0,5\% \text{W}) + 16(\% \text{N})$$

Os aços inoxidáveis duplex são geralmente classificados em quatro categorias [5-9].

Baixa liga – São ligas de baixo custo, livres de molibdênio do tipo 23Cr-4Ni-0,1N. Ligas alternativas ao AISI 304 e 316.

Liga 22%Cr – São ligas duplex do tipo 22Cr-5Ni-3Mo-0,17N. Estes aços que incluem a liga SAF 2205 (Fundida: ASTM A890-4A) são as mais populares e com o menor custo da família duplex. Além disso, essas ligas têm um PREN variando de 30 a 36, que é a resistência à corrosão que se encontra entre o AISI 316 e os aços inoxidáveis super austeníticos 6Mo.

Alta liga – São as ligas duplex que contém 25Cr e diferentes conteúdos de Mo e N. Também contém Cu ou W como elementos de liga. As ligas ASTM 255 e A890-1B se encaixam nessa categoria. Esta classe tem um PREN variando de 32 a 40.

Super Duplex – São ligas do tipo 25Cr-7Ni-3,5Mo-0,75W-0,27N e têm valores de PREN maiores do que 40. As ligas SAF 2507 (Fundida: A890-5A) e ZERON 100 se encaixam nessa categoria.

## 2.2 Composição química

As características mais marcantes dos aços inoxidáveis duplex resultam da atuação de mecanismos que dependem da composição química de cada liga, ou seja, dos efeitos de elementos de liga em solução sólida substitucional, em solução sólida intersticial, particularmente do N, e da fração volumétrica de cada uma das fases [14]. A existência da microestrutura bifásica nos aços inoxidáveis duplex é determinada pela partição preferencial dos elementos de liga que compõem as fases ferrítica e austenítica, principalmente pelos teores de ferro, cromo e níquel. Elementos de liga como o níquel, cobre, manganês e nitrogênio tendem a promover a formação da austenita. Esses elementos estão concentrados preferencialmente nessa fase e são chamados de gamagêneos.

Por outro lado, elementos de liga como o cromo, molibdênio e silício tendem a promover a formação da ferrita e estão concentrados preferencialmente nessa fase e são chamados de alfa-gêneos [10-14]. Havendo um aumento na fração volumétrica da ferrita, haverá uma diminuição na concentração de Cr e Mo na mesma, e a resistência à corrosão do material diminuirá [15]. A faixa de composição química para a grade dos aços inoxidáveis super duplex está mostrada na tabela 2.1.

Tabela 2.1 Composição Química de alguns aços inoxidáveis super duplex, (% em massa) [16].

Grade	UNS N°	EN N°	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W
2507	S32750	1.4410	0,03	24,0-26,0	6,0-8,0	3,0-5,0	0,24-0,32	1,20	0,50	
	S32760	1.4501	0,03	24,0-26,0	6,0-8,0	3,0-4,0	0,20-0,30	1,00	0,50-1,00	0,50-1,00
	S32808		0,03	27,0-27,9	7,0-8,2	0,8-1,2	0,30-0,40	1,10		2,10-2,50
	S32906		0,03	28,0-30,0	5,8-7,5	1,5-2,6	0,30-0,40	0,80-1,50	0,80	
	S32950		0,03	26,0-29,0	3,5-5,2	1,0-2,5	0,15-0,35	2,00		
	S39274		0,03	24,0-26,0	6,8-8,0	2,5-3,5	0,24-0,32	1,00	0,20-0,80	1,50-2,50
	S39277		0,025	24,0-26,0	6,5-8,0	3,0-4,0	0,23-0,33	0,80	1,20-2,00	0,80-1,20

Como foi mencionado, os aços inoxidáveis duplex são materiais com duas fases. As curvas da figura 2.1 mostram a dependência do coeficiente de partição  $k$  com a temperatura na faixa de 1000 a 1350°C para os aços inoxidáveis duplex. Pode-se notar nestas curvas que quando a temperatura aumenta existe uma redução na partição dos elementos substitucionais entre as fases ferrítica e austenítica, isto é,  $k$  tende para a unidade, ou seja, existirá uma distribuição mais homogênea dos elementos de liga nas fases presentes [17,18].

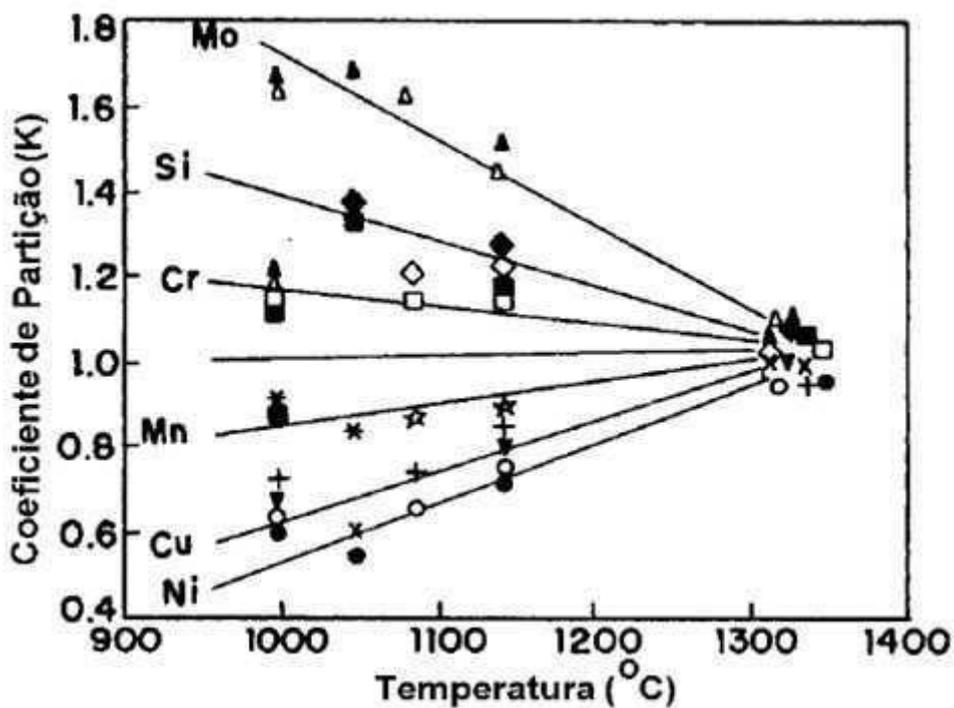


Figura 2.1 Dependência do coeficiente de partição ( $k = \text{ferrita/austenita}$ ) dos elementos de liga em função da temperatura para os aços inoxidáveis duplex [18].

A figura 2.2 mostra um diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni [19]. Os aços inoxidáveis duplex solidificam-se no campo ferrítico, quando submetidos a taxas de resfriamentos normais. Durante o resfriamento, ocorre a transformação no estado sólido da ferrita em austenita, que é naturalmente reversível. A temperatura e a cinética de transformação dependem da

composição química da liga. A razão ferrita/austenita e a estabilidade térmica da austenita são pontos-chave nos modernos aços inoxidáveis duplex, sendo o teor de nitrogênio um parâmetro essencial [17]. A variação da proporção de ferrita com a temperatura no aço inoxidável duplex (4,5Ni-24Cr-2Mo-1Si) com diferentes teores de nitrogênio é mostrado na figura 2.3. A influência do nitrogênio na estabilidade da austenita é marcadamente notada em altas temperaturas. A adição de 0,25% de nitrogênio em uma liga com 25% de Cr estabiliza uma fração volumétrica de ferrita em torno de 50% a 1250°C, enquanto que uma proporção de ferrita em torno de 80% é obtida quando se adiciona apenas 0,18% de N [14].

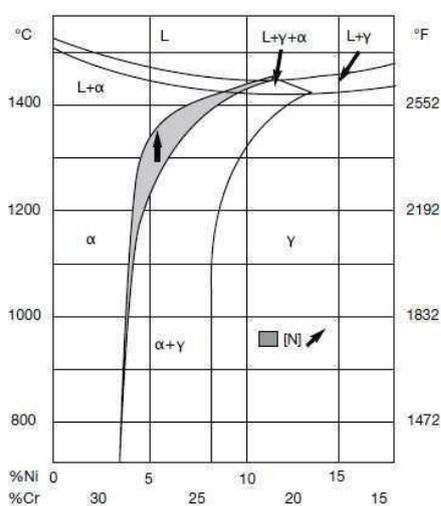


Figura 2.2 Corte do diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni para 68% de Fe [19].

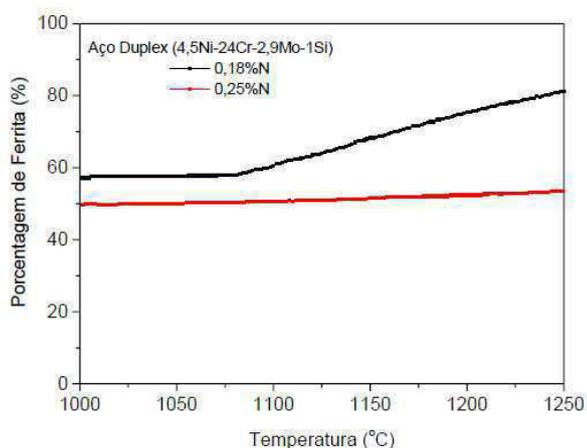


Figura 2.3 Variação da proporção de ferrita em função da temperatura de tratamento para o aço inoxidável duplex (4,5Ni-24Cr-2,9Mo-1Si) com diferentes teores de nitrogênio [14].

### 2.3 Aço inoxidável duplex

Durante a solidificação a primeira fase a solidificar é a ferrita, conforme a temperatura diminui a austenita vai se desenvolvendo. Para o duplex fundido uma estrutura com ilhas de austenita em uma matriz de ferrita pode ser observada. Para as ligas trabalhadas, como as forjadas, a microestrutura tem uma morfologia de ripas de austenita em uma matriz de ferrita. A figura 2.4 mostra a microestrutura típica de um aço inoxidável super duplex. Geralmente, a proporção de ferrita para a austenita em super duplex depende principalmente da composição química.

O equilíbrio de fases de ferrita / austenita na microestrutura pode ser previsto com regressão múltipla linear variável como segue:

$$C_{req} = \%Cr + 1,73 \%Si + 0,88 \%Mo$$

$$N_{req} = \%Ni + 24,55\%C + 21,75\%N + 0,4 \%Cu$$

$$\% \text{ Ferrita} = -20,93 + 4,01 C_{req} - 5,6 N_{req} + 0,016 T \text{ [20]}$$

onde T (em graus Celsius) é a temperatura de recozimento que varia de 1050 a 1150°C e as composições elementares estão em % em peso [20].



Figura 2.4 Representação tridimensional da microestrutura de um aço inoxidável super duplex UNS S32760.

### 2.3.1 Comportamento Plástico a quente

Os aços inoxidáveis duplex necessitam de cuidados especiais durante o processamento metalúrgico por apresentarem microestruturas bifásicas durante o trabalho a quente (Reis et al., 2000). A formação de duas fases é determinada pela partição preferencial dos elementos de liga que compõem as fases ferrítica e austenítica. Em consequência da partição de soluto, várias mudanças microestruturais podem ocorrer durante tratamentos térmicos e termomecânicos desses aços, sendo a transformação da ferrita em austenita a principal mudança estrutural que ocorre durante o processamento metalúrgico a quente. Esta transformação ocorre com a nucleação e crescimento de partículas de austenita. Estas partículas têm a forma de placas do tipo Widmanstätten [21], obedecem à relação de orientação de Kurdjumov-Sachs e conseqüentemente, são coerentes com a matriz ferrítica [22,23].

Devido às características das fases presentes durante a deformação a quente, os mecanismos de endurecimento e amaciamento atuam de forma diferente em cada uma das fases. Quando deformada isoladamente, a ferrita é amaciada significativamente por recuperação em baixas deformações, formando rapidamente uma subestrutura de subgrãos [24]. Na austenita, a região de encruamento é mais extensa, com maior acúmulo de energia interna, conduzindo o material à recristalização dinâmica [25]. Quando as duas fases são deformadas conjuntamente, a distribuição de deformação não é uniforme (Piñol-Juez et al., 2000). Inicialmente, a deformação se concentra na ferrita, que é a fase mais macia. No decorrer da deformação, os gradientes de deformações internos decrescem em consequência das transferências de tensões e de deformações da matriz para a austenita e da atuação de mecanismos de amaciamento tais como a recuperação e recristalização dinâmicas e o deslizamento de contornos de grãos.

Em consequência do comportamento plástico complexo apresentado pelos materiais bifásicos, diferentes formas da curva de escoamento plástico têm sido encontradas durante a deformação a quente de aços inoxidáveis duplex [23, 26, 27]. Curvas típicas de materiais que se recuperam dinamicamente, curvas com um pico de tensões em pequenas deformações ou

curvas com um patamar de tensões após o encruamento, seguido de amaciamento contínuo.

A seguir são apresentados alguns dados mostrados na literatura [28,29]. Esses resultados foram obtidos em dois aços inoxidáveis duplex com diferentes razões Cr/Ni equivalentes. O aço A (25,5Cr – 4,9Ni – 1,6Mo) com  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 4,8$  tem fração volumétrica de austenita em torno de 40% a temperatura ambiente, após recozimento a 900°C; e o aço B (22,2Cr – 5,6Ni – 3Mo) com  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3,5$  tem 50% de austenita a temperatura ambiente, após recozimento a 1100°C.

O comportamento plástico dos aços A e B foram avaliados determinando-se a evolução da tensão com a deformação nos ensaios de torção a quente. Tanto o nível de tensão quanto a forma da curva de escoamento plástico dependem de cada um dos materiais e das condições de deformação. Para os ensaios realizados, a curva tensão vs. deformação assumiu uma das quatro formas apresentadas na figura 2.5. A figura 2.6 mostra as microestruturas observadas em cada um dos ensaios descritos na figura 2.5. A curva 1 foi observada em ensaios realizados em altas temperaturas no aço A. A curva descrita refere-se ao ensaio realizado a 1200°C, após reaquecimento à mesma temperatura. Neste caso a fração volumétrica de austenita era próxima a 1% (ver figura 2.6a) e, assim, a deformação ocorreu em uma matriz essencialmente ferrítica. Resfriando até temperaturas menores, há a nucleação de partículas de austenita com a forma de Widmanstätten. Ao serem deformadas, essas partículas perdem a coerência e se alinham com a direção de deformação, como mostrado na figura 2.6b. A curva 2 foi observada no ensaio realizado a 900°C após reaquecimento a 1200°C.

As curvas 3 e 4 foram observadas no Aço B. Durante o reaquecimento não ocorria a dissolução completa da austenita, permanecendo partículas (ou lamelas) de austenita alongadas e alinhadas com a direção de laminação do processamento anterior. A curva 3 foi obtida em um ensaio realizado a 1250°C, após reaquecimento a 1250°C. Observa-se na figura 2.6c a presença de grãos/subgrãos dentro da matriz ferrítica e, também, que a fase austenítica

(mais clara) se apresenta na forma de partículas não contíguas (isoladas). A curva 4 foi obtida em um ensaio realizado em temperatura menor (1000°C), onde as lamelas de austenita se estendem por toda a microestrutura observada, sem nenhuma indicação da formação de grãos/subgrãos, como pode ser visto na figura 2.6d.

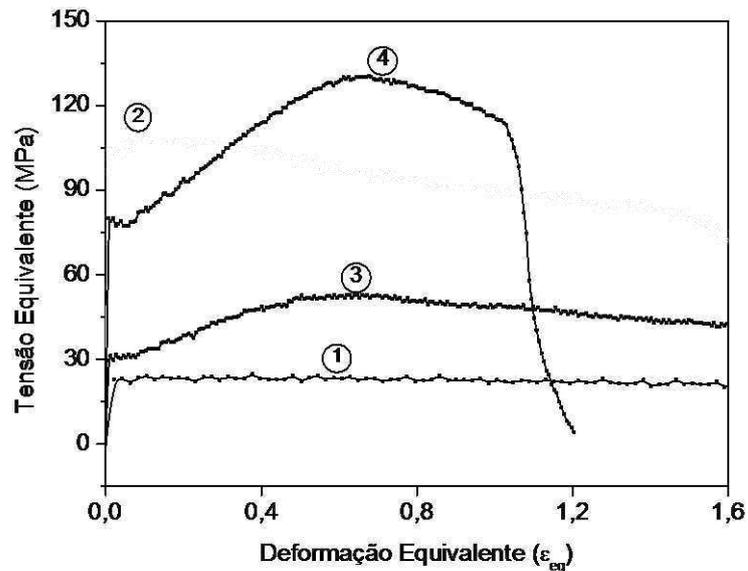


Figura 2.5. Curvas de escoamento plástico típicas, obtidas por torção. (1) microestrutura essencialmente ferrítica; (2) matriz ferrítica com partículas coerentes de austenita finamente dispersas; (3) matriz ferrítica com partículas de austenita grosseiramente dispersas; e (4) microestrutura duplex [28].

A seguir será analisada cada uma das formas da curva de escoamento plástico observadas.

### (i) Microestrutura essencialmente ferrítica

Aços inoxidáveis duplex como o aço A, com maiores razões cromo níquel equivalentes, têm nas condições de uso microestruturas constituídas de uma matriz ferrítica com partículas ou lamelas de austenita, sendo a fração volumétrica de ferrita maior que a de austenita. Ao ser reaquecido até altas temperaturas, a austenita não é mais estável e a microestrutura torna-se essencialmente ferrítica (figura 2.6a). Ao deformar a ferrita, o processo de amaciamento dinâmico por recuperação que ocorre simultaneamente ao

processo de geração de discordâncias é efetivo e estabelece o equilíbrio entre geração e aniquilação de discordâncias, após uma determinada quantidade de deformação. O prosseguimento da deformação conduz à formação de novos grãos através da rotação e gradual aumento na desorientação dos subgrãos, em um processo conhecido como recuperação dinâmica estendida ou recristalização dinâmica contínua [27]. Neste caso, a tensão aplicada aumenta rapidamente com a deformação imposta e estabelece um estado estacionário após uma determinada quantidade de deformação, como mostra a curva 1.

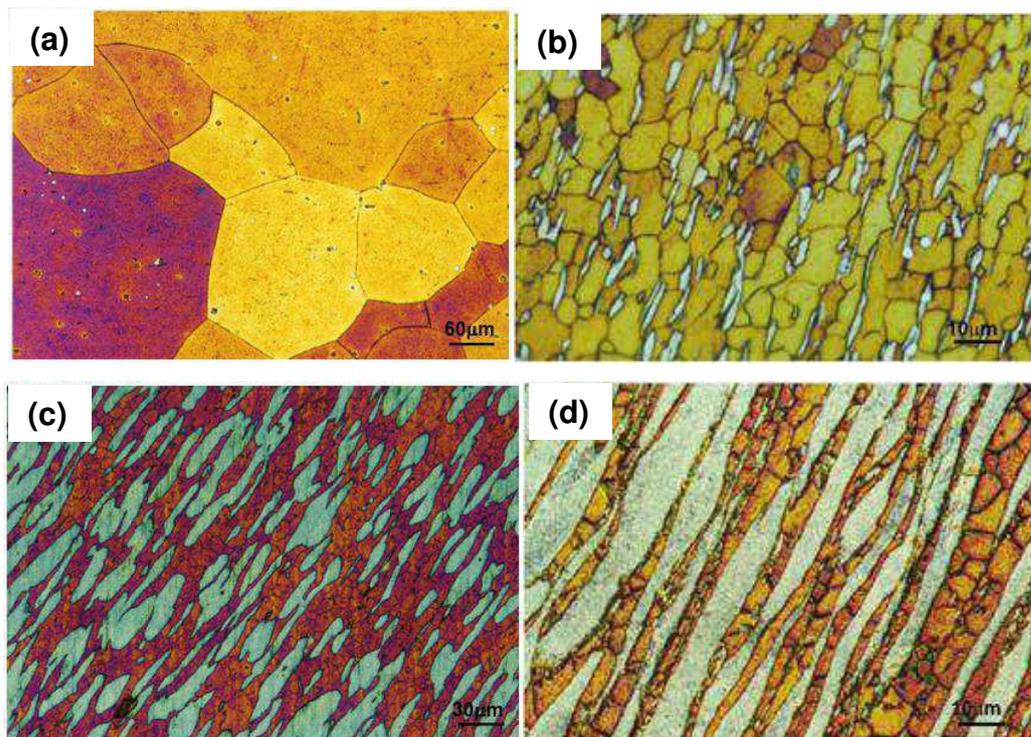


Figura 2.6 – Microestruturas – inicial (a) e finais (b, c e d) - típicas associadas às curvas descritas na Figura 2.5 a) curva 1, b) curva 2, c) curva 3 e d) curva 4. A austenita é a fase mais clara.

### ***(ii) Matriz ferrítica com partículas coerentes de austenita***

Ao realizar a deformação em temperaturas menores que a de solubilização, tem-se a precipitação de partículas de austenita na matriz ferrítica durante o resfriamento. Tem sido mostrado que para aços duplex a austenita obedece a relação de Kurdjumov-Sachs com respeito a ferrita. Por exemplo, Arboledas et al., 1996, encontraram que os planos  $(011)\alpha$  são

paralelos aos planos  $(111)\gamma$ , e que as direções  $[100]\alpha$  e  $[110]\gamma$  também são paralelas. Assim, a fase austenítica, formada por transformação da ferrita no estado sólido, é coerente com a matriz. Tal coerência aumenta o grau de interação entre precipitados e discordâncias. Durante o estágio inicial da deformação, as partículas de austenita inibem a deformação da matriz, aumentando a tensão de início de escoamento e a taxa de encruamento. Este efeito prevalece enquanto as partículas de austenita forem coerentes com a matriz.

Com o prosseguimento da deformação, tem-se o processo de recuperação dinâmica estendida da matriz ferrítica. Inicialmente são formados subgrãos, os quais são rotacionados em relação às partículas de austenita, perdendo a relação de orientação. Assim, o processo de amaciamento que decresce a tensão de escoamento em direção a um estado estacionário começa antes da formação de um número significativo de novos grãos [26]. Após completar o amaciamento, as partículas de austenita não são mais coerentes com a matriz. A evolução da tensão com a deformação toma a forma da curva 2 e a microestrutura final é a apresentada na figura 2.5b.

### ***(iii) Matriz ferrítica com partículas de austenita grosseiramente dispersas***

Aços inoxidáveis duplex como o aço B, com menores razões cromo níquel equivalentes, têm iguais proporções de fases nas condições de uso. Inicialmente as duas fases apresentavam-se alinhadas com a direção de laminação do processamento anterior. Ao serem reaquescidos até altas temperaturas há a dissolução de parte da austenita. Por exemplo, quando o aço B é reaquescido a  $1250^{\circ}\text{C}$  a fração volumétrica de austenita é em torno de 40%. As partículas de austenita já não mais percolam toda a microestrutura como ocorria antes do reaquescimento, mas se apresentam como partículas grosseiramente dispersas na matriz ferrítica.

Em aços inoxidáveis duplex, quando a fase ferrítica constitui a matriz, a fase austenítica mais dura oferece maior resistência à deformação que a matriz. Conseqüentemente, durante os primeiros estágios da deformação

plástica, a fase ferrítica acomoda a maior parte da deformação, resultando que, o endurecimento do material é controlado inicialmente pela recuperação dinâmica eficiente da ferrita, a qual leva a uma tensão de escoamento plástico constante, em pequenas deformações. Em deformações maiores há transferência de carga da ferrita para a austenita, conduzindo a um aumento no endurecimento do material, que aparece na curva 3 na forma de encruamento linear (aumento linear da tensão com a deformação).

Em conseqüência da concentração da deformação plástica na ferrita tem-se que a matriz flui ao redor ou paralelamente às partículas mais duras de austenita. Uma vez que a maioria das partículas de austenita não é contígua, após o alinhamento da microestrutura com a direção de deformação, a deformação volta a ocorrer preferencialmente na matriz e o nível de tensão decresce. Neste caso, a curva de escoamento é caracterizada por um pico separando uma extensa região de encruamento de uma extensa região de amaciamento, como mostra a curva 3 da figura 2.4.

#### ***(iv) Microestrutura Duplex***

Ao reaquecer amostras do aço B até temperaturas relativamente baixas como 1100°C, não há a dissolução de austenita. Quando as amostras são deformadas nestas temperaturas, ambas as fases estão em iguais proporções na forma de lamelas que percolam toda a amostra. Neste caso, a etapa inicial da curva de escoamento plástico é similar ao caso anterior: um pequeno patamar em baixas deformações seguido por um encruamento linear até o pico de tensões; após o pico, o nível de tensão decresce de forma suave até a falha do corpo de prova.

A diferença no comportamento plástico observado entre amostras com partículas dispersas e com lamelas percolando a microestrutura inicia-se no final da etapa de encruamento. Nesta etapa, as duas fases são deformadas simultaneamente, alongando as partículas e lamelas de austenita e conseqüentemente diminuindo a espessura das mesmas. Esta evolução geométrica sofre descontinuidade em níveis de deformações próximos aos correspondentes ao pico de tensões, iniciando-se um processo de

fragmentação da austenita. Com o aumento da densidade de partículas pequenas, a ferrita flui em torno destas partículas e a deformação concentra-se gradualmente na matriz até a fratura da amostra.

#### **2.4 Desenvolvimento e Modelagem de Processos de Conformação**

Vários ensaios mecânicos e técnicas de modelagem foram desenvolvidos para prevenir defeitos e/ou aperfeiçoar resultados nos processos de conformação de metais. Em geral essas ferramentas e técnicas para o projeto do processo têm um ou mais dos seguintes objetivos:

- (i) Prevenir que a geometria final da peça não defira a do projeto inicial.
- (ii) Prevenção de defeitos e trincas que acontecem com a conformação.
- (iii) Prevenir o desenvolvimento de microestruturas indesejadas que possam afetar as propriedades do material.
- (iv) Aperfeiçoar resultados em termos de parâmetros de processo, propriedade do produto (como homogeneidade microestrutural, características e tamanho de grãos) [30].

Cada objetivo que se deseja alcançar para um processo, necessita de tipos diferentes de ferramentas analíticas e/ou modelos. Por exemplo, modelos baseados na mecânica do contínuo, podem ter problemas de dados insuficientes, controle de formas inadequadas e condições de fratura. Em um processo existem fatores que devem ser considerado como, o fluxo do material, a trabalhabilidade a quente, as propriedades resultantes da microestrutura, fatores econômicos, eficiência e produtividade.

A primeira consideração que se deve ter na modelagem do processo é o material da peça e o seu comportamento plástico, ou seja: tensão de escoamento necessária para causar a deformação plástica do material, temperatura, taxa de deformação e quantidade de deformação prévia. Este comportamento pode ser modelado pela equação constitutiva do material que descreve a relação matemática entre tensão e taxa de deformação, durante a deformação plástica.

A segunda consideração que se deve ter é o comportamento à fratura do material e os efeitos de temperatura, estado de tensão e taxa de

deformação na fratura. Essas combinações determinam o comportamento da ductilidade e do estado de tensão na trabalhabilidade a quente em processos de conformação, até mesmo observar se a forma desejada é obtida, enquanto trincas ou outras descontinuidades possam aparecer. A terceira consideração principal é se a microestrutura final é a determinada pelo projeto, para que o produto seja aceitável [30].

### **2.4.1 Trabalhabilidade**

Trabalhabilidade é a facilidade relativa com que um material pode ser conformado por deformação plástica. Quanto maior for essa propriedade, maior será a deformação do material em aplicações com geometrias complexas sem que haja a fratura do mesmo. Do ponto de vista prático, trabalhabilidade pode ser definida também através de outros fatores como a geração de um fim de superfície áspero ou a inabilidade para alcançar uma tolerância exigida em uma dimensão crítica de uma peça [30].

A trabalhabilidade não é determinada somente pela microestrutura do material, temperatura, deformação e taxa de deformação, mas também pelo estado de tensão imposto pela ferramenta na zona de deformação. A trabalhabilidade devido ao estado de tensão depende da geometria da zona de deformação do processo e da natureza do estado de tensão aplicado. Por exemplo, em processos como a extrusão, em que o estado de tensão hidrostática é compressivo, podem-se impor maiores deformações sem que haja a falha do material, do que em processos que atuam tensões hidrostáticas trativas. Com componentes hidrostáticas trativas qualquer interface mais fraca no material irá abrir causando fratura interna. Assim, a parcela da trabalhabilidade devido ao estado de tensão é específica de cada processo de conformação e é independente do comportamento do material. [31]. Pode-se definir trabalhabilidade com a relação:

$$\text{Trabalhabilidade} = f_1 (\text{material}) \times f_2 (\text{processo})$$

onde:

$f_1$  = é função basicamente da ductilidade do material.

$f_2$  = é função da tensão e deformação impostas pelo processo.

Uma vez que  $f_1$  depende do material e do mecanismo de fratura,  $f_1$  é uma função da temperatura e taxa de deformação. Semelhantemente  $f_2$  depende das condições de processo como lubrificação e geometria da ferramenta. Então para se descrever a trabalhabilidade de uma forma fundamental, deve ser estabelecido um critério de fratura que define o limite de tensão como uma função da taxa de deformação e temperatura. Também será necessário manter um histórico da tensão, deformação, taxa de deformação e temperatura em locais com potencial que ocorra fratura [32].

Existem vários modelos conhecidos para caracterizar o comportamento do trabalho a quente de metais e ligas metálicas. Nestes modelos incluem-se o modelo cinético, modelo atomístico e um modelo conhecido como dinâmico de materiais e as suas variantes. Este último modelo que foi desenvolvido em 1984 tem duas funções principais. Primeira avaliar a resposta microestrutural do material considerando os parâmetros de processamento, a partir da equação constitutiva que se refere à tensão de escoamento, temperatura, deformação e taxa de deformação. Segunda integrar o comportamento dos materiais com o método de elementos finitos para simular o processamento do material utilizando a mecânica do fluxo plástico. Este trabalho está concentrado na primeira razão. A utilização desse modelo deve resultar em uma ferramenta de simulação confiável e robusta, que vai ajudar a indústria metalúrgica na resolução de problemas relacionados com a trabalhabilidade e controle microestrutural em materiais comerciais [33].

#### **2.4.2 Mapas de processamento**

Os mapas de processamento aqui utilizados foram desenvolvidos com base nos princípios do Modelo Dinâmico de Materiais [34]. A base física para os mapas de processamento é interdisciplinar e está contida nos conceitos de modelagem de sistemas físicos [35], mecânica do fluxo plástico [36] e caos determinístico em sistemas dinâmicos [37]. Os princípios extremos da termodinâmica irreversível e os processos de deformação plástica são particularmente úteis. Ziegler [36] tem mostrado que o comportamento de tal sistema segue o princípio da taxa máxima de produção de entropia.

Nos processos de conformação a quente, a uma dada temperatura, a taxa de dissipação de trabalho (potência) é diretamente proporcional à velocidade de produção de entropia interna [36], que é sempre positiva, uma vez que o processo é irreversível. No Modelo Dinâmico de Materiais a peça que está submetida ao trabalho é considerada como sendo um dissipador de energia. A potência dissipada na peça consiste de duas funções complementares: conteúdo (G) e co-conteúdo (J).

$$P = \sigma \cdot \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^i \sigma \cdot d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} \cdot d\sigma \quad (2.1)$$

onde  $\sigma$  é a tensão aplicada durante a deformação a quente e  $\dot{\varepsilon}$  representa a taxa de deformação.

A dissipação de energia ocorre através de um aumento de temperatura (conteúdo G) e uma variação da microestrutura (co-conteúdo J). A divisão entre as duas é decidida pela sensibilidade da tensão de escoamento ( $\sigma$ ) à taxa de deformação (m).

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\varepsilon} \cdot ds}{\sigma \cdot d\dot{\varepsilon}} = \frac{d \cdot \ln \sigma}{d \cdot \ln \dot{\varepsilon}} = m \quad (2.2)$$

A uma temperatura constante e a uma dada deformação, a resposta dinâmica do material da peça de trabalho a sofrer deformação a quente é representada pela equação constitutiva.

$$\sigma = C \cdot \dot{\varepsilon}^m \quad (2.3)$$

A sensibilidade da tensão à taxa de deformação (m) é o inverso do expoente de encruamento de tensão (n), na equação cinética padrão que descreve a deformação a quente. O co-conteúdo J é dado pela expressão abaixo:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma = \frac{\sigma \dot{\varepsilon} m}{m+1} \quad (2.4)$$

onde  $\sigma$  é a tensão e  $\dot{\varepsilon}$  é a taxa de deformação. Para uma dissipação linear ideal  $m = 1$  e  $J = J_{\max.} = \frac{\sigma \dot{\varepsilon}}{2}$ . A eficiência de dissipação de um dissipador de energia não-linear pode ser expressa como um parâmetro adimensional.

$$\eta = \frac{J}{J_{\max.}} = \frac{2m}{m+1} \quad (2.5)$$

onde a equação (2.5) indica que  $\eta$  é independente da  $\dot{\varepsilon}$ . Esta equação é aplicável somente se o gráfico de  $\sigma$  versus  $\dot{\varepsilon}$  para uma temperatura constante  $T$  e  $\varepsilon$  seguirem a lei de potência como descrita na equação (2.3).

### 2.4.3 Critério de Instabilidade Plástica

Vários critérios para avaliar os regimes de instabilidades de fluxo plástico foram desenvolvidos ao longo dos anos. O critério utilizado aqui é baseado nos princípios da mecânica do contínuo aplicado ao fluxo plástico proposto por Ziegler [37]. De acordo com este critério as instabilidades ocorrem quando:

$$\frac{\partial D}{\partial \dot{\varepsilon}} < \frac{D}{\dot{\varepsilon}} \quad (2.7)$$

Onde  $D(\dot{\varepsilon})$  é a função de dissipação a uma dada temperatura. Por este critério  $D(\dot{\varepsilon})$  é equivalente ao co-conteúdo  $J$ , que representa a dissipação de potência devido às alterações macroestruturais e, assim, e a equação acima se transforma em:

$$\frac{\partial J}{\partial \dot{\varepsilon}} < \frac{J}{\dot{\varepsilon}} \quad (2.8)$$

Que pode ser escrita na forma:

$$\frac{\partial \ln J}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} < 1 \quad (2.9)$$

Tomando os logaritmos de ambos os lados da equação (2.4):

$$\ln J = \ln \left( \frac{m}{m+1} \right) + \ln \sigma + \ln \dot{\varepsilon} \quad (2.10)$$

e diferenciando a equação (2.10) em relação à  $\ln \dot{\varepsilon}$  obtém-se:

$$\frac{\partial \ln J}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} = \frac{\partial \ln \left( \frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + 1 \quad (2.11)$$

Utilizando as equações (2.9), (2.10) e (2.11), a condição para a instabilidade é obtida pela equação abaixo:

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln \left( \frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (2.12)$$

Deve-se notar que a equação (2.10) para J em termos de m,  $\sigma$  e  $\dot{\varepsilon}$  é obtida assumindo a relação constitutiva (2.4), em que m é independente da  $\dot{\varepsilon}$ . Em seguida a equação (2.11) é reduzida a  $m < 0$  para a instabilidade metalúrgica. Assim a condição de instabilidade da equação (2.12) derivada por Kumar [38] e utilizados por Prasad [39] não é aplicável a qualquer tipo de curva

$\sigma$  versus  $\dot{\varepsilon}$ . Uma condição simples para a instabilidade metalúrgica a partir da equação (2.12) em termos de  $\eta$  e  $m$ , é derivada e é descrito abaixo. A derivada de  $J$ , com respeito à  $\dot{\varepsilon}$  a partir da equação (2.12) pode ser escrita como:

$$\frac{\partial J}{\partial \dot{\varepsilon}} = \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\varepsilon}} \dot{\varepsilon} = \sigma \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} = m\sigma \quad (2.13)$$

A partir da equação (2.13), a proporção de  $J$  para  $\dot{\varepsilon}$  pode ser escrita sob a forma:

$$\frac{J}{\dot{\varepsilon}} = \frac{1}{2} \eta \sigma \quad (2.14)$$

Substituindo as equações (2.13) e (2.14) na equação (2.8), com a condição de instabilidade metalúrgica em termos de  $\eta$ , pode ser escrita sob a forma:

$$2m < \eta \quad (2.15)$$

Assim para o fluxo de material estável,  $\eta < 2m$  e  $0 < m < 1$ . O critério de instabilidade equação (2.15) é válido para qualquer tipo de curva  $\sigma$  versus  $\dot{\varepsilon}$ . A aplicabilidade dessa condição foi verificada por vários materiais. A variação dos parâmetros de instabilidade  $\xi(\dot{\varepsilon})$  e  $2m/\eta$  com a temperatura e taxa de deformação consiste de dois mapas de instabilidade, que podem ser sobrepostos no mapa de dissipação de energia para a obtenção de um mapa de processamento. Esta metodologia tem sido utilizada para aperfeiçoar a trabalhabilidade a quente de uma variedade de materiais [39].

## 2.5 Mecanismos de Deformação a quente

Uma série de mecanismos microestruturais ocorre durante o processamento a quente. Dentre esses mecanismos pode-se destacar o encruamento, a recuperação dinâmica, a recristalização dinâmica, a

superplasticidade, a formação de vazios e trincas e os processos de instabilidade de fluxo plástico. A seguir faz-se uma breve descrição de cada um desses mecanismos.

### **2.5.1 Encruamento**

O encruamento é um dos mecanismos que contribui para o aumento da resistência mecânica dos materiais durante a deformação plástica. Sob o ponto de vista subestrutural, o encruamento é caracterizado pelo aumento da densidade de discordâncias e pelo tipo de arranjo no qual estes defeitos se apresentam. Durante a deformação plástica, podem estar presentes, na rede cristalina, basicamente, duas classes de discordâncias: as móveis, através das quais se tem mudanças de forma ou acomodações nos cristais, e as imóveis, que se acumulam interagindo entre si de forma aleatória, aprisionando-se e formando subestruturas emaranhadas, células ou subgrãos [40 e 41].

### **2.5.2 Recuperação dinâmica**

Recuperação dinâmica é o resultado da aniquilação de discordâncias, devido à facilidade de escalagem e deslizamento cruzado à temperatura de trabalho a quente, que geralmente ocorre na escala de temperatura homóloga de 0,4-0,6 e é, portanto, relevante para trabalho a quente e a morno de materiais [31]. Estes mecanismos de deformação produzem uma microestrutura consistida de grãos alongados, dentro das quais são bem desenvolvido, estruturas subgrãos fino, tipicamente da ordem de 1 a 10  $\mu\text{m}$ . A curva tensão-deformação de um metal em recuperação dinâmica mostra um aumento na tensão de escoamento até um valor de equilíbrio que corresponde ao desenvolvimento de um estado estacionário, subestrutura [32]. O nível do valor de estado estacionário aumenta com a taxa de deformação e uma diminuição da temperatura de deformação.

### **2.5.3 Recristalização dinâmica**

A recristalização dinâmica é o processo que se refere à ocorrência simultânea de recristalização durante a deformação por processos de nucleação e de crescimento. As características da recristalização dinâmica são decididas pela taxa de nucleação em função da taxa de crescimento em determinadas condições de temperatura e taxa de deformação imposta no processo. A recristalização dinâmica é um processo benéfico na deformação a quente, uma vez que não só contribui para um fluxo estável do material, como também para dar uma boa trabalhabilidade ao material, suavizando e também reconstituindo a microestrutura. Assim a recristalização dinâmica é um domínio escolhido para aperfeiçoar a trabalhabilidade a quente do material e controlar a microestrutura e é um domínio seguro para trabalhar o material quando envolve grandes faixas de deformação [32].

### **2.5.4 Superplasticidade**

Materiais com estrutura de grão fino e estável, quando deformada em velocidades baixas e altas temperaturas, apresentam alongamentos anormais e o processo é chamado de deformação superplástica [42]. Os mecanismos básicos envolvidos são deslizamento de contorno de grão e difusão de fluxo acomodado nos contornos de grãos nas junções triplas, evitando à formação de trincas em cunha. Superplasticidade também é observada em materiais de granulação grossa [43]. No entanto, para grandes tensões de deformação, superplasticidade pode causar micro porosidade nos contornos de grão, o processo é mais seguro quando se utiliza tensões menores.

### **2.5.5 Formação de trincas e vazios**

Sob condições de baixa taxa de deformação e altas temperaturas, onde ocorre deslizamento de contorno de grão sob tensão de cisalhamento, trincas em forma de cunha são produzidas nas junções triplas para aliviar a concentração de tensão. Se a concentração de tensão for aliviada pelo fluxo do material através de difusão, ocorre superplasticidade. A formação de trincas é reduzida através do aumento da taxa de deformação ou diminuindo a

temperatura ou crescimento de grão [44]. Havendo partículas duras em uma deformação de uma matriz macia, faz com que a interface da trinca se descole, uma vez que a matriz é submetida ao fluxo plástico, enquanto que as partículas não se deformam. Quando as tensões acumuladas se tornam grande, o interface pode separar-se ou a própria partícula pode quebrar, o que pode conduzir à criação de danos na microestrutura, a formação de cavidades contribuindo para à fratura dúctil do material. Este processo é dominante quando acontece à temperaturas mais baixas e taxas de deformação mais elevadas [44].

### **2.5.6 Instabilidade de fluxo**

As manifestações microestruturais de instabilidade de fluxo são muitas, mas o processo mais comum é a ocorrência de bandas de cisalhamento. Em altas taxas de deformação, o calor gerado, devido ao aumento da temperatura local, a deformação plástica não é conduzida para as regiões mais frias do corpo uma vez que o tempo disponível seja demasiado curto. A tensão de escoamento na faixa de deformação vai ser rebaixada e ainda mais, o fluxo plástico irá ficar localizado nessa região. A segunda manifestação de instabilidade de fluxo mais comum é o fluxo localizado [45]. O fluxo localizado é menos intenso do que a formação de bandas de cisalhamento e dá heterogeneidade microestrutural onde bandas de cisalhamento localizadas podem ser curvar ou ondular. Fluxo localizado também ocorre em altas taxas de deformação. Há outras manifestações de instabilidade de fluxo em materiais como bandas de Lüders, quando o envelhecimento ocorre por deformação dinâmica (taxas de deformação baixas) ou bandas de torção em materiais texturizados ou maclação mecânica em altas taxas de deformação.

## **2.6 Aplicação dos mapas de processamento**

As informações que são obtidas a partir de mapas de processamento podem ser integradas no projeto do processo, garantindo um processo seguro e estável. Enquanto que a temperatura e taxa de deformação são os parâmetros usados para definir o pico de eficiência no campo da recristalização dinâmica, o

processo deve ser controlado de tal modo que esses valores não ultrapassem para as faixas indesejáveis deixando o material sujeito à instabilidade de fluxo e trincas. Além disso, a escolha da máquina pode ser feita com base no intervalo da taxa de deformação para a recristalização dinâmica, o limite mais elevado da taxa de deformação é definida por aquela que inicia as instabilidades de fluxo. Além disso, se a faixa de temperatura para o domínio da recristalização dinâmica for estreita (por exemplo, cerca de 50°C) e/ou a taxa de deformação for inferior a cerca de  $0,01 \text{ s}^{-1}$ , é necessário escolher um processo que seja isotérmico.

Outro aspecto importante é o controle do tamanho do grão no processamento. Muitas vezes é requerido que o produto tenha um tamanho de grão fino, podemos ter programações de processo para se obter este efeito, porém a relação entre tamanho de grão e os parâmetros do processo deve ser conhecido. Para este fim, a análise cinética dos dados de fluxo de tensão dentro do intervalo de recristalização dinâmica será útil. Seria muito vantajoso se um mapa de processamento pudesse ser desenvolvido considerando todos os mecanismos de falha que pode acontecer para um determinado material em seu processamento nas mais variadas taxas de deformação e temperatura.



### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Material

Neste trabalho foram realizados ensaios de torção a quente em amostras de um aço inoxidável super duplex para o estudo do comportamento plástico desse material em condições similares às do processamento industrial. O aço utilizado foi o inoxidável Super Duplex UNS S32760 (Zeron 100), cuja composição química está apresentada na tabela 3.1. Este material foi fornecido pela empresa MULTIALLOY, com análise química e certificado de qualidade, sob a forma de barras laminadas com diâmetro de 18,5 mm e comprimento de 1500 mm, prontas para usinagem dos corpos de prova.

Tabela 3.1 Composição química do aço Super Duplex UNS S32760

Elemento	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	W	Cu	N	Fe
% em Peso	0,020	0,25	0,54	0,0005	0,018	25,18	7,04	3,57	0,53	0,55	0,230	Bal.

Os corpos de prova foram usinados a partir das barras laminadas com diâmetro útil de 8,00 mm por 12,00 mm de comprimento, como apresentado na figura 3.1. Para fixarem-se nas garras da máquina de ensaio de torção, uma das extremidades dos corpos de prova é rosqueada e a outra fresada para ser encaixada no dispositivo da máquina que irá transmitir o torque gerado pelo motor ao corpo de prova.

#### 3.2 Ensaio de Torção a quente

Os ensaios foram realizados em uma máquina horizontal de ensaios de torção a quente, conforme mostra a figura 3.2, a qual está acoplada a um micro-computador por meio de interfaces que possibilitam a intercomunicação máquina-computador, permitindo o controle do ensaio e a aquisição de dados. A máquina horizontal de torção a quente foi projetada e construída no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos (DEMA) [28]. O equipamento é constituído de uma máquina horizontal

de torção  
um sisterr

rova e de

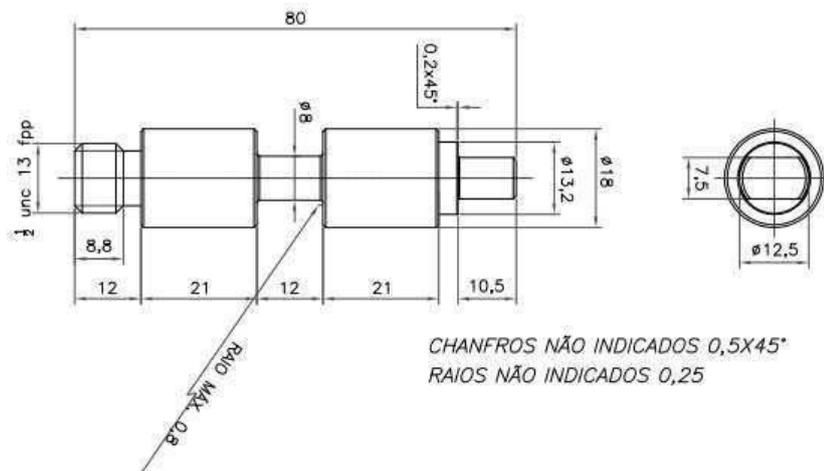


Figura 3.1 Dimensões do corpo de prova de torção a quente.

### 3.2.1 Equipamento utilizado

A máquina horizontal de torção consiste das seguintes partes: unidade motora, embreagem e freio eletromagnéticos, transdutor de rotação, garras e célula de carga. O eixo da máquina é dividido em duas partes, sendo uma delas o eixo torço, ao qual estão acoplados a uma embreagem e um freio eletromagnético e um transdutor de rotação. A outra parte possui apenas movimento de translação, o que facilita a colocação e retirada dos corpos de prova, a esta parte do eixo está acoplada a célula de carga, a figura 3.3 mostra um esquema básico da máquina de ensaio de torção a quente. Os esforços mecânicos são aplicados às amostras por um servo motor elétrico de 6 kVA com velocidade variável de 1 a 2000 RPM e são medidos por uma célula de carga com capacidade de 1000 kgf/cm. As amostras são aquecidas por um forno de radiação infravermelho de 6 kW acoplado à máquina. A deformação e a taxa de deformação são calculadas a partir de medidas do ângulo de rotação realizadas por um transdutor de rotação. A aquisição de dados é realizada por um computador interligado à máquina, que com um programa, controla os

ensaios impondo à temperatura, a deformação, a taxa de deformação e o tempo de espera entre deformação.

A figura 3.4 mostra o Layout da tela do computador com os parâmetros de ensaio e do corpo de prova para uma temperatura de ensaio de 900°C. Para simular as condições de processos de trabalho a quente é necessário impor diferentes taxas de aquecimento e de resfriamento nos corpos de prova. A temperatura do ensaio é lida por meio de um termopar que gera um sinal elétrico. Para proteger os corpos de prova da oxidação, foi adaptado um tubo de quartzo, passando pelo eixo horizontal do forno, por onde se faz circular um fluxo contínuo de gás argônio. Nesse mesmo tubo pode-se injetar água corrente, instantaneamente, em qualquer etapa do ensaio [28].



Figura 3.2 Máquina horizontal de ensaio de torção a quente

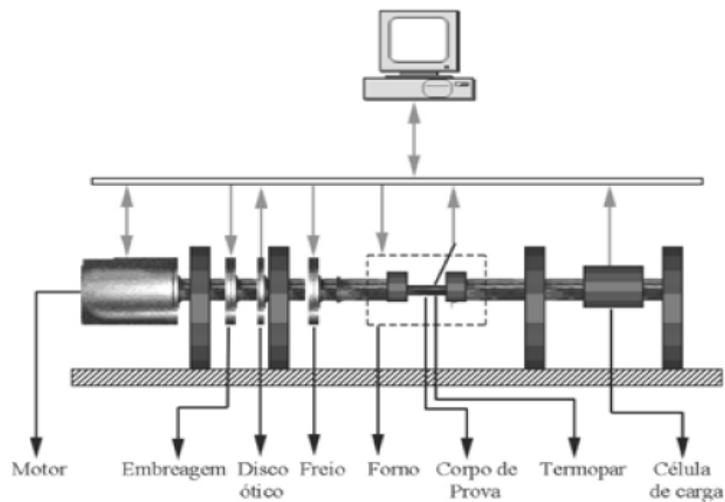


Figura 3.3 Representação esquemática da máquina de ensaio de torção a quente.

1	Ensaio de Torsão a Quente, Data: 28 / Mar / 2013						
2	UFSCar - DEMa Lab. de Tratamentos Termo-mecânicos.						
3							
4	Projeto :	Aco Duplex					
5	Operador:	Clayton					
6							
7	Diâmetro Interno do Corpo de prova (mm) :	0					
8	Diâmetro Externo do Corpo de prova (mm) :	7.95					
9	Comprimento do Corpo de prova (mm) :	12.09					
10							
11	Material do Corpo de prova :	UNS 32760					
12	Identificação do Corpo de prova :	900 - 1					
13							
14	Tipo do Forno :	Infravermelho					
15	Tipo de Sonda :	Termopar tipo K					
17	Tempo de espera até a Têmpera (s) :	0					
18	Tempo de Têmpera (s) :	0					
19							
20	Disparo do Digitalizador :	Encoder					
21							
	Tipo	Inicial	Final	Segundos	Aquec. / Resfr.	Deformação	Deformação
	Rampa	PID	1200.0	X	120	X	X
	Patamar	1200.0	1200.0	300.0	X	X	X
	Rampa	1200.0	900.0	X	120.0	X	X
	Patamar	900.0	900.0	100.0	X	X	X
	Ensaio	900.0	X	30.0	X	400.0	1.0
	FIM	#	#	#	#	#	#

Figura 3.4 Layout da tela dos parâmetros para ensaio de torção a quente.

### 3.2.2 Determinação da tensão e Deformação Equivalentes no Ensaio de Torção a Quente

No teste de torção, a deformação é causada por cisalhamento puro, assim, grandes deformações podem ser alcançadas. Como as taxas de deformações são proporcionais à velocidade de rotação, altas taxas de deformação podem ser prontamente obtidas nos ensaios. Outra característica importante no ensaio de torção é o fato de não ter atrito no teste, como pode acontecer em outros ensaios. Devido às vantagens anteriormente mencionadas, o ensaio de torção é freqüentemente utilizado para determinar curvas tensão-deformação sob as condições de trabalho a quente. No teste de torção são feitas as medições do momento  $M$ , para deformar a amostra e do ângulo de torção,  $\theta$ , ou o número de voltas ( $\theta = 2\pi$  rad por volta).

O estado de tensão em uma amostra sujeita a um esforço de torção pode ser ilustrado na figura 3.5, que representa as tensões em um ponto na superfície da barra.

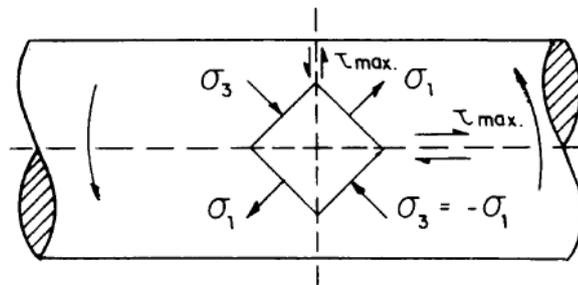


Figura 3.5 Representação do estado de tensões atuante na superfície de uma amostra cilíndrica submetida a um esforço de torção.

As curvas tensão equivalente versus deformação equivalente para a superfície dos corpos de provas são calculadas a partir do torque e ângulo de rotação, conforme já foi mencionado, utilizando as relações:

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3} \cdot M}{2 \cdot \pi \cdot r^3} (3 + m + n) \quad (1)$$

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \frac{r.\theta}{\sqrt{3}.L} \quad (2)$$

onde:

M = Torque aplicado

r = Raio útil do corpo de prova

L = Comprimento útil do corpo de prova

m = é o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação

n = é o coeficiente de encruamento

### 3.2.3 Ensaio contínuo até a Fratura

Para determinar as curvas tensão verdadeira versus deformação verdadeira do aço inoxidável Super Duplex UNS S32760 foram realizados ensaios de torção a quente isotérmicos e contínuos. A figura 3.6 mostra de forma esquemática o ciclo térmico utilizado. A temperatura de reaquecimento utilizada foi de 1200 °C por um intervalo de tempo de 5 minutos. Após o encharque, os corpos de prova foram resfriados até as temperaturas de ensaio com taxa de resfriamento de 2,0 °C/s e mantidas nestas temperaturas durante 0,5 minutos para eliminar os gradientes térmicos e em seguida deformados. Os testes de torção a quente foram realizados na faixa de temperaturas de 900°C a 1200°C em intervalos de 100 °C e com taxas de deformação de 0,01, 0,1, 1 e 10 s<sup>-1</sup>.

### 3.3 Análise Microestrutural

Para estudar a evolução microestrutural, as amostras foram cortadas no sentido transversal, como indicado na figura 3.7. Após o corte foram lixadas, em meio úmido, com afinamento progressivo das lixas, até a lixa 600. O polimento foi dado com pasta de diamante de 6 µm e o final com 0,05 µm. Foram atacadas com uma solução com a seguinte composição: 4,8 g de bifluoreto de amônia, 80 ml de água destilada, 40 ml de ácido clorídrico e 1,2 g

de bissulfito de potássio (Behara II modificado). As análises e registros das microestruturas por microscopia ótica foram realizados em um microscópio ótico ZEISS com aumento de até 1500x

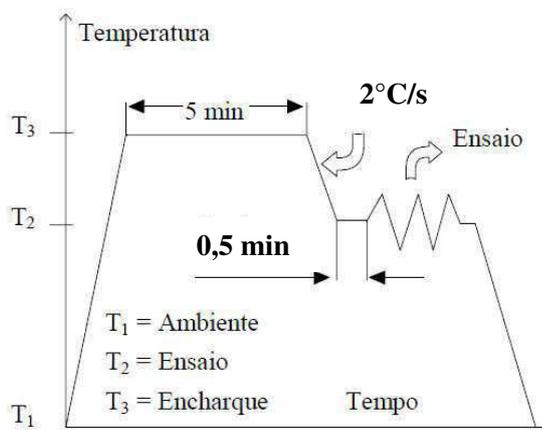


Figura 3.6 Representação esquemática do ensaio realizado

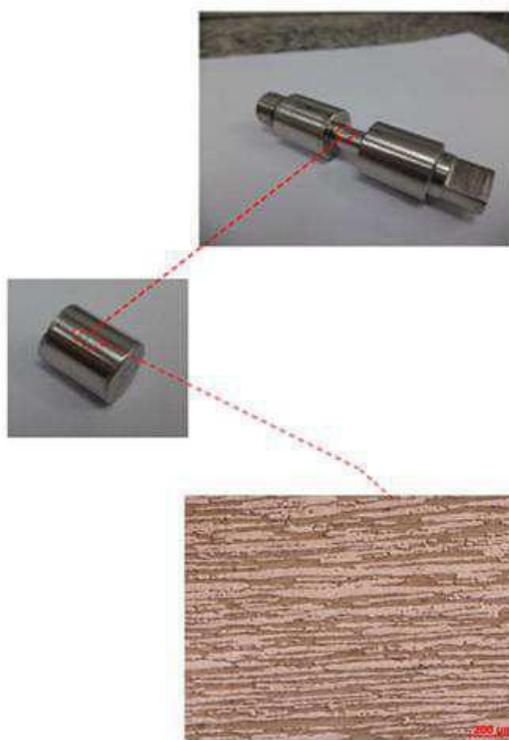


Figura 3.7 Indicação da posição em que foram feitas as observações microestruturais.



## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Curvas de escoamento plástico

A figura 4.1 mostra as curvas de escoamento plástico obtidas experimentalmente. Pode-se ver nesta figura que as amostras deformadas em baixas temperaturas e altas taxas de deformação falham com deformações próximas a 1.0. Por outro lado, amostras deformadas em altas temperaturas e baixas taxas de deformação suportam maiores deformações, sendo que em 1200°C e taxa de 0,01s<sup>-1</sup> o material não falhou mesmo com deformação de 4,0.

As curvas de escoamento têm a forma característica do comportamento mecânico a quente de materiais metálicos; a tensão aumenta com a deformação até um máximo e decresce em seguida. Todavia, existem diferenças significativas quando estas curvas são comparadas com as apresentadas por materiais monofásicos que recuperam e recristalizam dinamicamente. Pode-se notar na figura 4.1 que o estado estacionário não é alcançado. Em baixas temperaturas a curva tem uma forma arredondada, como pode ser observado em 900°C com taxas de 1.0 e 10s<sup>-1</sup> ou em 1000°C com taxa de 10 s<sup>-1</sup>. Em altas temperaturas, inicialmente a tensão aumenta com a deformação de forma aproximadamente linear até um máximo. Em seguida pode ou não apresentar uma faixa de deformações com tensão constante na região de máxima tensão, vindo a decrescer em seguida. Na figura 4.1, pode-se ver que essa transição ocorre com taxas de deformação de 0.1 s<sup>-1</sup>. Em 1100°C com taxa de deformação 0,1 s<sup>-1</sup> ed açnadum atsed olpmexe mu é euq , - forma, a curva apresenta um pequeno patamar de tensões logo no início da deformação.

Para a realização da análise da trabalhabilidade a quente de forma convencional foram construídas curvas de ductilidade e curvas de tensão de pico versus a temperatura de deformação, conforme podem ser vistas nas figuras 4.2 e 4.3 respectivamente. Para construir as curvas de ductilidade utilizamos os valores das deformações do material no momento da fratura e as temperaturas de ensaio. No eixo das ordenadas entramos com os valores das deformações e na abscissa com os valores das temperaturas de ensaio. Pode-

se ver na figura 4.2 que em baixas temperaturas o aço super duplex apresenta baixa ductilidade em qualquer taxa de deformação imposta. Essa quantidade de deformação aumenta continuamente com o aumento da temperatura indicando que o material pode ser processado em altas temperaturas

No gráfico de tensão de pico versus temperatura observa-se que quanto maior a temperatura de deformação, menor é a tensão de pico para qualquer taxa de deformação de ensaio. Assim, a quantidade de deformação que pode ser imposta em baixas temperaturas é limitada e o esforço que a máquina deve fazer assume valores máximos.

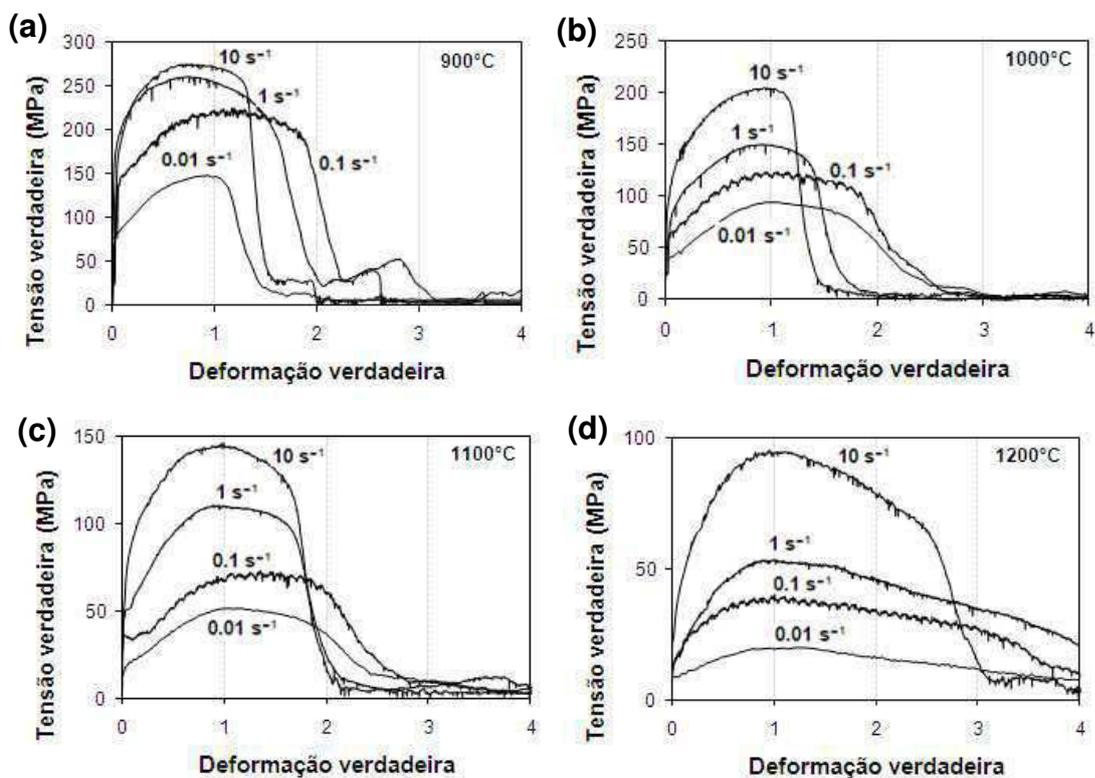


Figura 4.1. Curvas de escoamento plástico obtidas nos ensaios de torção a quente, (a) 900°C, (b) 1000°C, (c) 1100°C e (d) 1200°C.

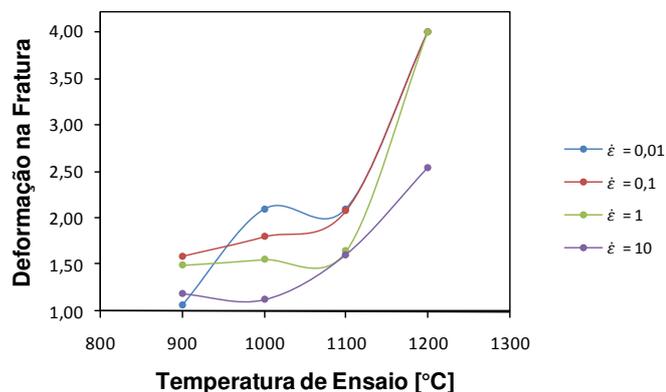


Figura 4.2 Curva de ductilidade para o aço inoxidável super duplex UNS S32760 em diferentes taxas de deformação.

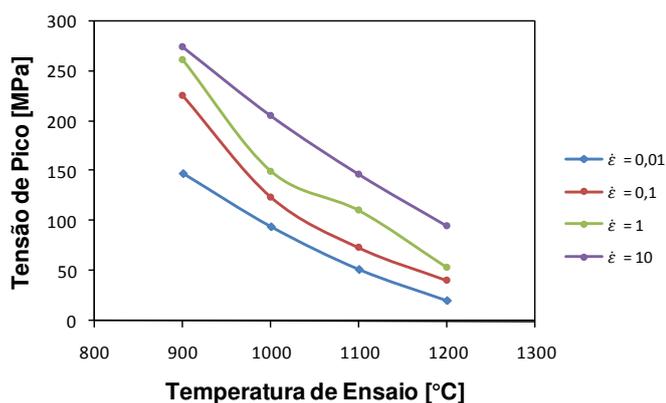


Figura 4.3 Curva tensão de pico em função da temperatura para diferentes taxas de deformação.

Para a construção dos mapas de processamento é necessário determinar a sensibilidade da tensão à taxa de deformação ( $m$ ) nas diferentes condições de deformação. Para realizar os cálculos de  $m$  foram lidos os valores das tensões nas curvas experimentais, como indicado na figura 4.4. Observa-se que para um melhor entendimento, o gráfico foi limitado na deformação de 1,0 e os valores das tensões para as deformações de 0,25, 0,50, 0,75 e 1,00 nas temperaturas de ensaio estão indicadas pelas linhas tracejadas.

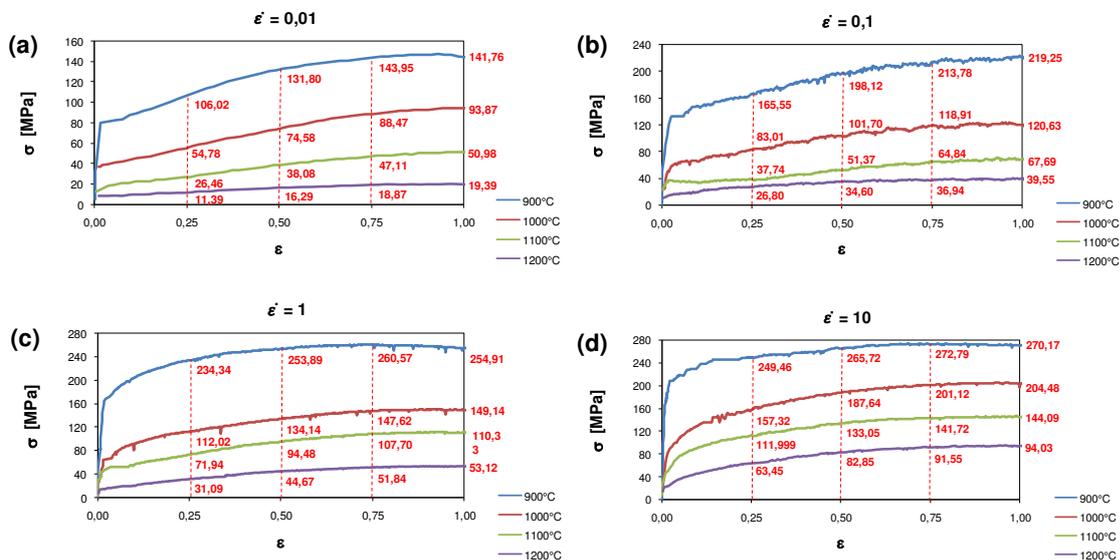


Figura 4.4. Parte inicial das curvas de escoamento plástico apresentado na Fig. 4.1, indicando as tensões para as deformações de 0,25, 0,50, 0,75 e 1,00.

## 4.2 Determinação dos coeficientes $m$ , $\eta$ e $\xi$

### 4.2.1 Coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação ( $m$ )

Com os valores da tensão para cada deformação em cada temperatura, lidos nas curvas da figura 4.4, foram determinados os pontos das curvas  $\ln \sigma$  versus  $\ln \dot{\epsilon}$ , como pode ser visto na figura 4.5. O coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação ( $m$ ) foi determinado interpolando esses pontos e fazendo a derivada dessas curvas. Na figura 4.5 fez-se a interpolação desses pontos com um polinômio do segundo grau. Pode-se ver que o ajuste não é perfeito; há desvios em 1100 e 1200°C. Para eliminar esse desvio fez-se o ajuste com polinômio do terceiro grau, como mostrado na figura 4.6. Independente do tipo de ajuste pode-se ver que em 900°C as curvas têm uma forma parabólica com a inclinação aumentando mais rapidamente em baixas taxas de deformação do que em taxas mais altas, exceção para o ajuste de terceiro grau em 900°C com deformação de 0,25. Esta tendência desaparece em 1000°C e em temperaturas maiores o polinômio do terceiro grau se ajusta melhor.

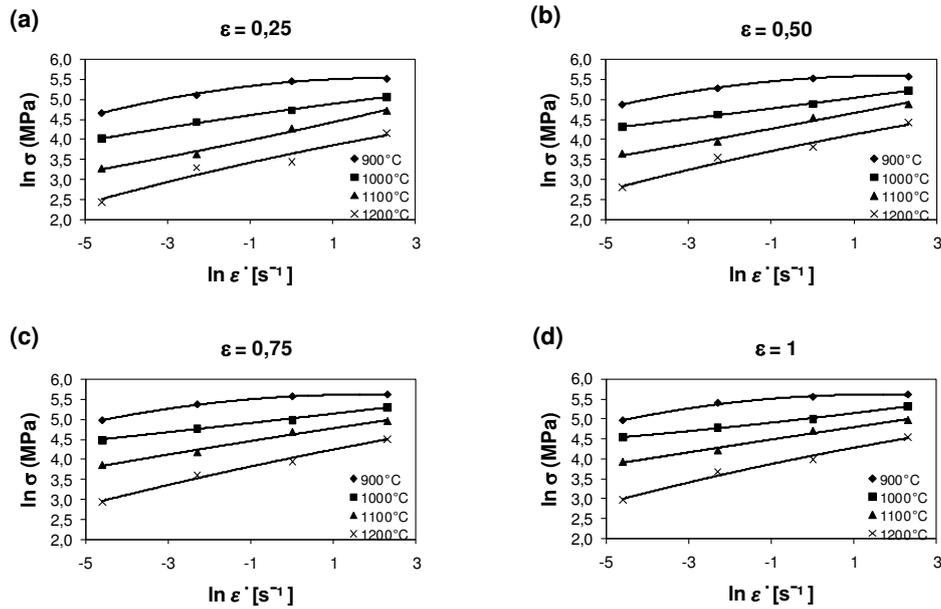


Figura 4.5. Dependência da tensão com a taxa de deformação mantendo a temperatura constante e a deformação de a) 0,25 (b) 0,50, (c) 0,75 e (d) 1. Ajuste utilizando um polinômio de segundo grau.

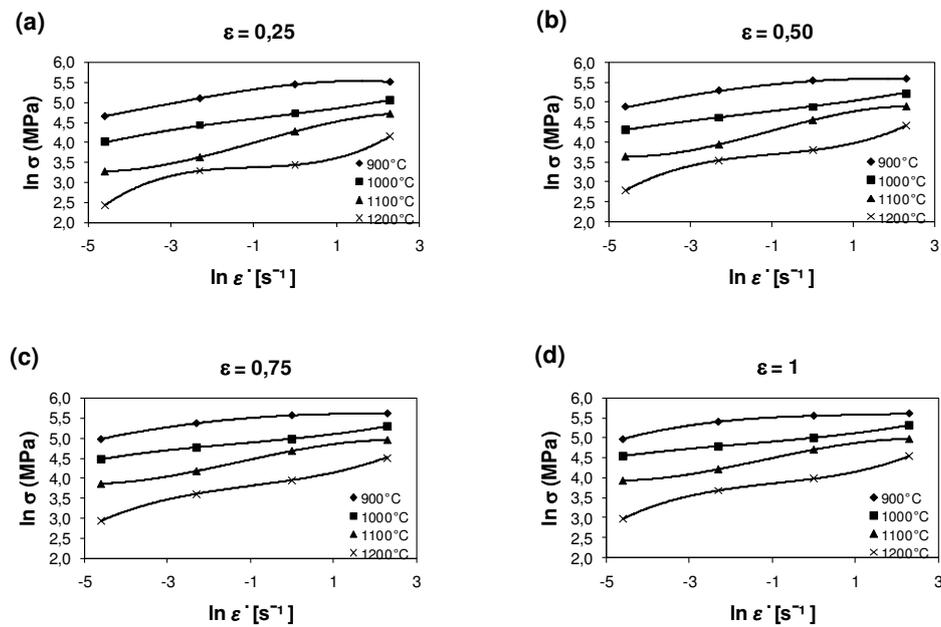


Figura 4.6. Dependência da tensão com a taxa de deformação mantendo a temperatura constante e a deformação de a) 0,25 (b) 0,50, (c) 0,75 e (d) 1. Ajuste utilizando um polinômio de terceiro grau.

Para avaliar o comportamento da sensibilidade da tensão à taxa de deformação, nas condições de ajuste de segunda e terceira ordem, foram feitos gráficos de  $m$  em função da deformação, apresentado nas figuras 4.7 e 4.8. Pode-se observar que ( $m$ ) aumenta quando a temperatura é aumentada e diminui com o aumento da deformação na mesma temperatura, isso significa que a sensibilidade da tensão à taxa de deformação do material é baixa em baixas temperaturas e altas deformações.

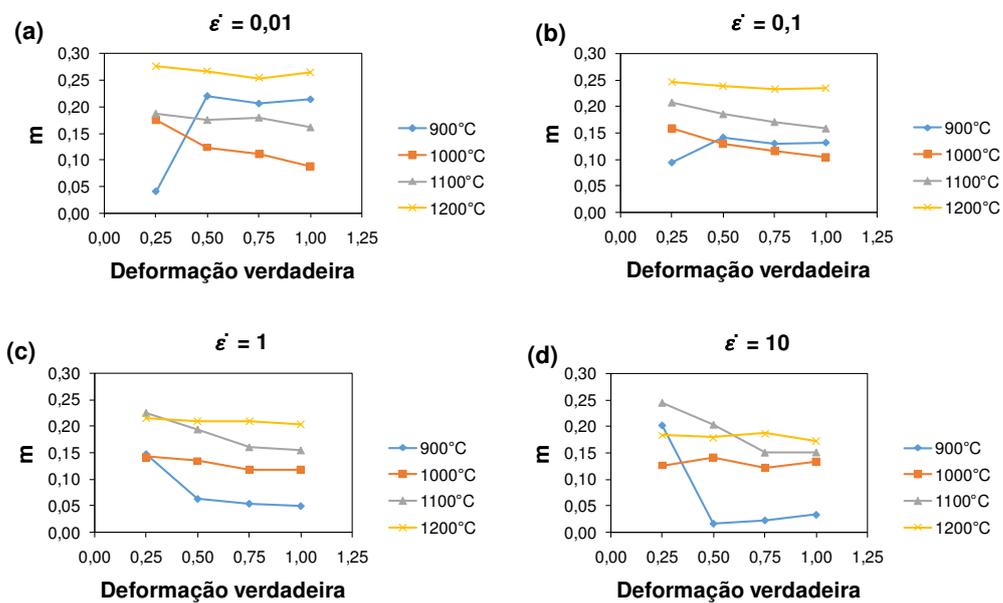
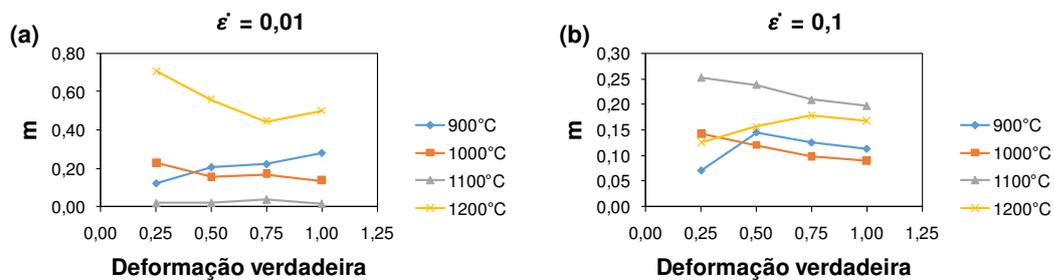


Figura 4.7. Variação da sensibilidade da tensão à taxa de deformação ( $m$ ) em função da quantidade de deformação para ajuste de segunda ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.



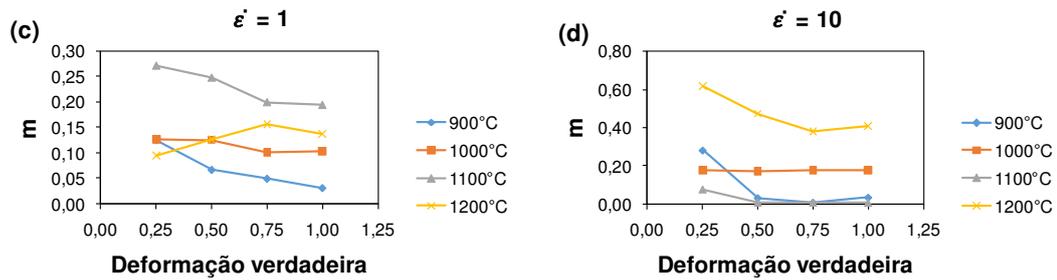


Figura 4.8. Variação da sensibilidade da tensão à taxa de deformação ( $m$ ) em função da quantidade de deformação para ajuste de terceira ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.

#### 4.2.2 Coeficiente de dissipação de energia ( $\eta$ )

De posse dos valores de ( $m$ ), o coeficiente de dissipação de energia ( $\eta$ ) foi calculado utilizando a equação (2.5). De forma similar aos procedimentos utilizados no cálculo de  $m$ , foram construídos gráficos do coeficiente de dissipação de energia em função da deformação para ajustes de segunda e terceira ordem.

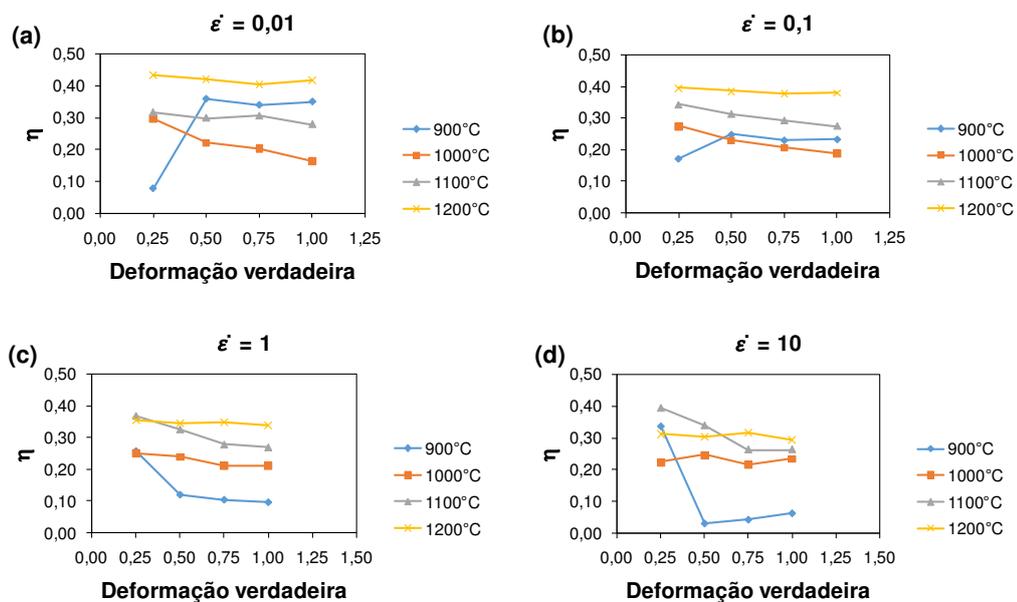


Figura 4.9. Variação do coeficiente de eficiência de dissipação de energia em função da quantidade de deformação para ajuste de segunda ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.

As figuras 4.9 e 4.10 mostram a variação da dissipação de energia em função da deformação para temperaturas variando de 900°C a 1200°C. A dissipação de energia tem um comportamento similar ao observado para a sensibilidade; pode ser visto que o material quando trabalhado acima de 1050°C tem um valor de dissipação acima de 25%.

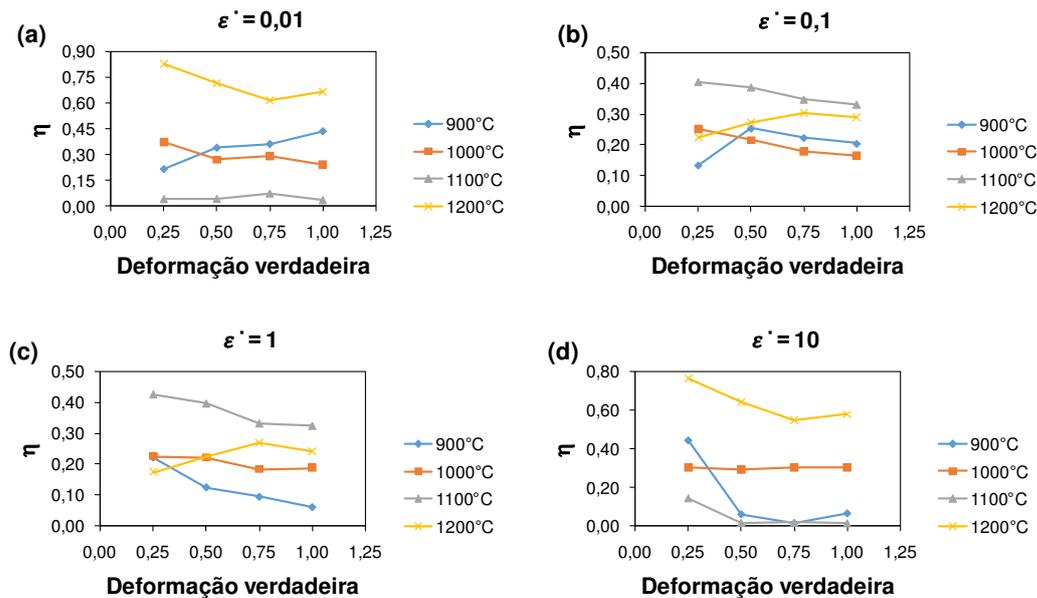


Figura 4.10. Variação do coeficiente de eficiência de dissipação de energia em função da quantidade de deformação para ajuste de terceira ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.

### 4.2.3 Coeficiente de Instabilidade ( $\xi$ )

O cálculo do coeficiente de instabilidade foi feito utilizando a equação (2.12). Neste critério, as instabilidades microestruturais irão ocorrer se  $\xi < 0$ . Para avaliar o comportamento microestrutural do material foram construídos gráficos do parâmetro de instabilidade em função da deformação. Aqui também foram utilizados os dados com ajuste de segunda e terceira ordem. As figuras 4.11 e 4.12 mostram os gráficos no ajuste de segunda e terceira ordem respectivamente.

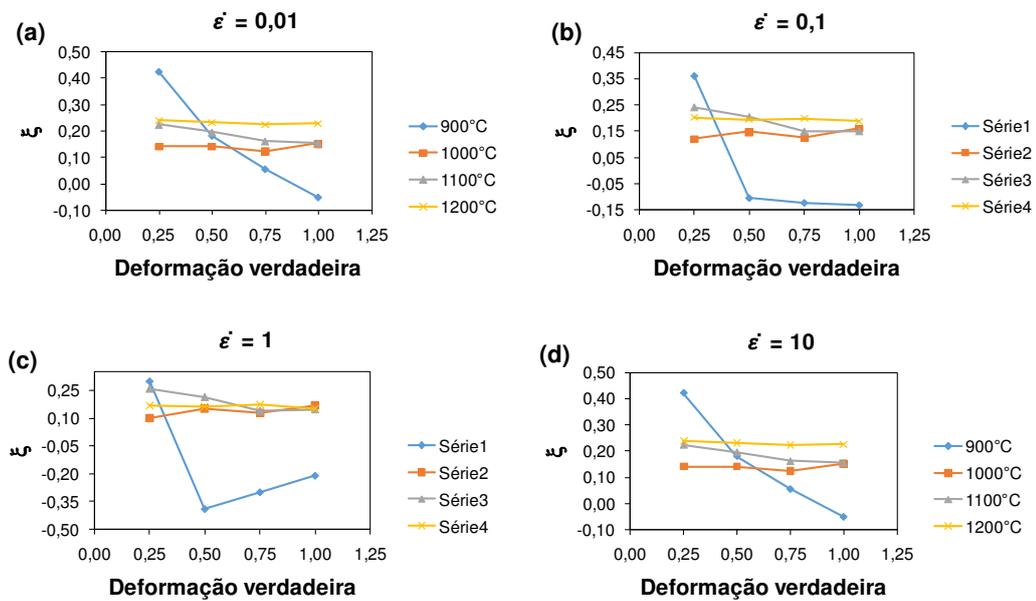


Figura 4.11. Variação do coeficiente de instabilidade de fluxo em função da quantidade de deformação para ajuste de segunda ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.

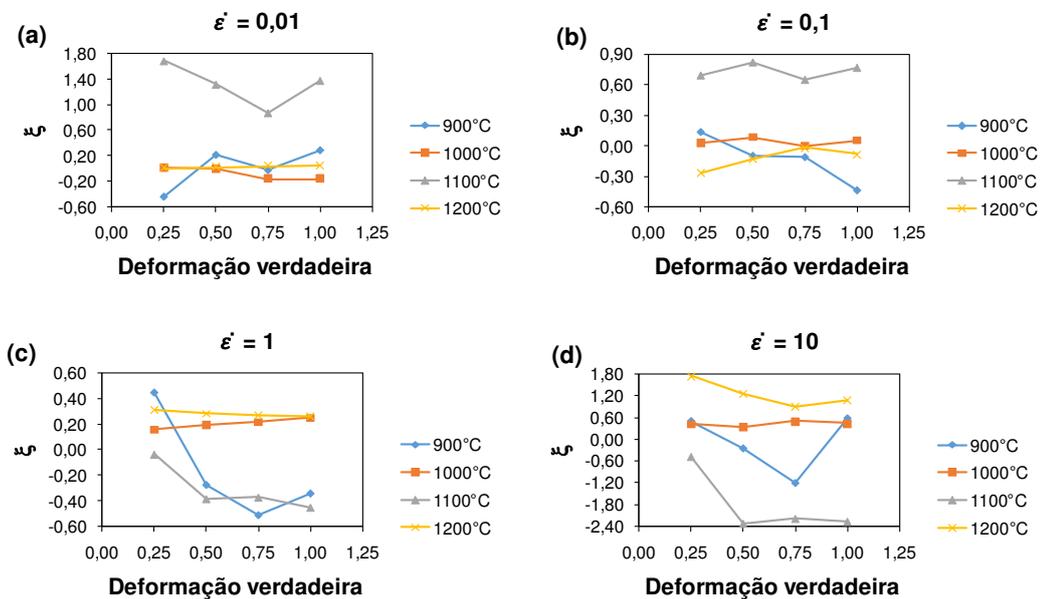
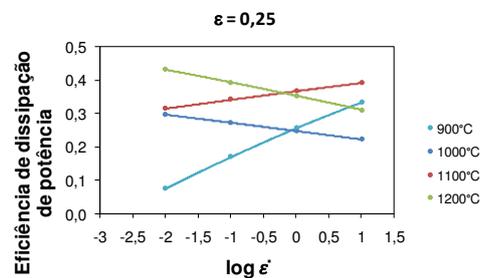
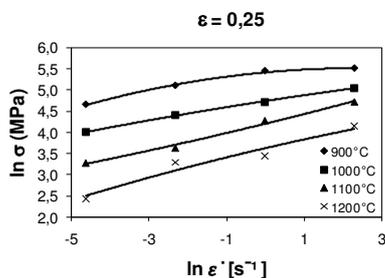


Figura 4.12. Variação do coeficiente de instabilidade de fluxo em função da quantidade de deformação para ajuste de terceira ordem, (a) 0,01, (b) 0,1, (c) 1 e (d) 10.

### 4.3 Mapas de dissipação de energia

De posse dos coeficientes de dissipação de energia apresentados no item 4.2.2 foram construídos os mapas de dissipação de energia. Nesses mapas, os valores da dissipação de energia são plotados em função das condições de deformação, ou seja, da temperatura e da taxa de deformação. Para construir os mapas utilizamos um software matemático com um módulo de superfície, através dos valores da dissipação de energia para cada temperatura e taxa de deformação foi construída uma matriz tridimensional, após a obtenção da matriz foi elabora um programa em linguagem C++, após a execução deste programa pelo software obtemos o mapa de superfície tridimensional. As figuras 4.13, 4.14, 4.15 e 4.16 mostram um conjunto de curvas e mapas de dissipação de energia para deformações de 0,25, 0,50, 0,75 e 1,0, utilizando os ajustes de segunda ordem.

De uma forma geral, pode-se observar que com ajuste de segunda ordem os mapas de dissipação indicam que em todas as deformações o comportamento é próximo. Em altas temperaturas, qualquer que seja a taxa de deformação, a dissipação de energia é alta. Enquanto que em baixas temperaturas a dissipação de energia decresce significativamente, sendo que para pequenas deformações (0,25 e 0,5) há indicação de um máximo em torno de 1100°C.



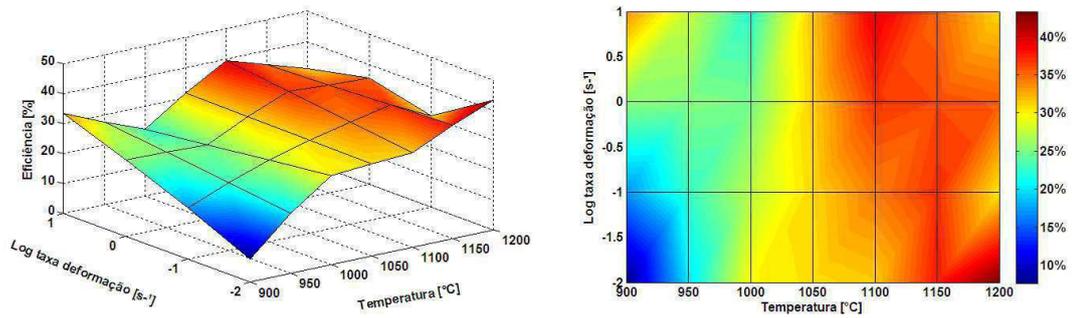


Figura 4.13. Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,25 (ajuste de segunda ordem).

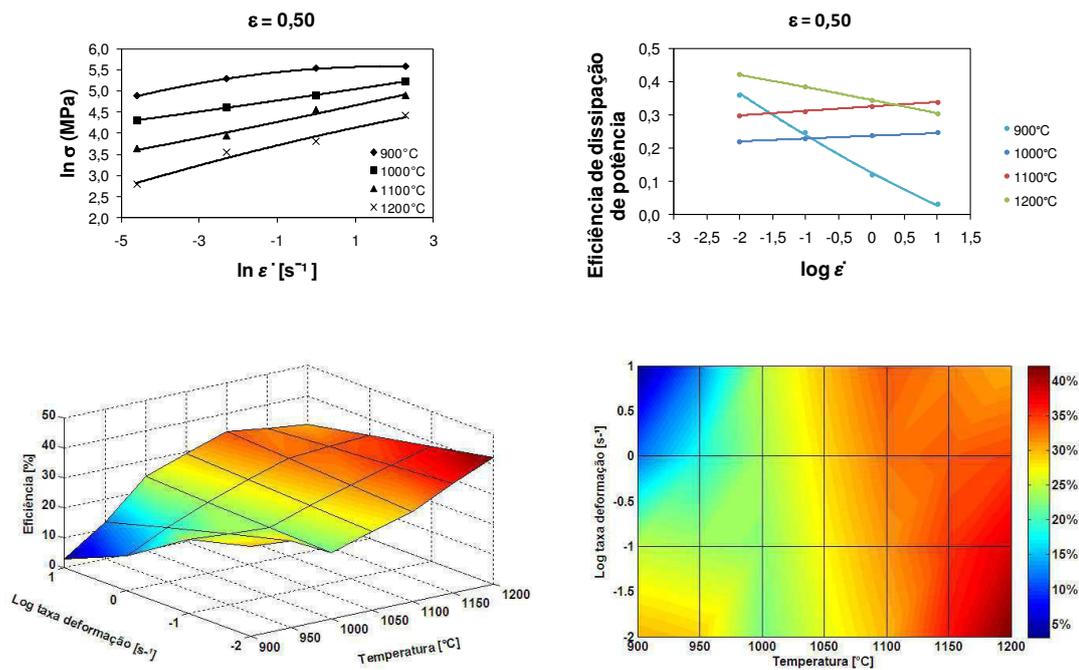


Figura 4.14. Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,50 (ajuste de segunda ordem).

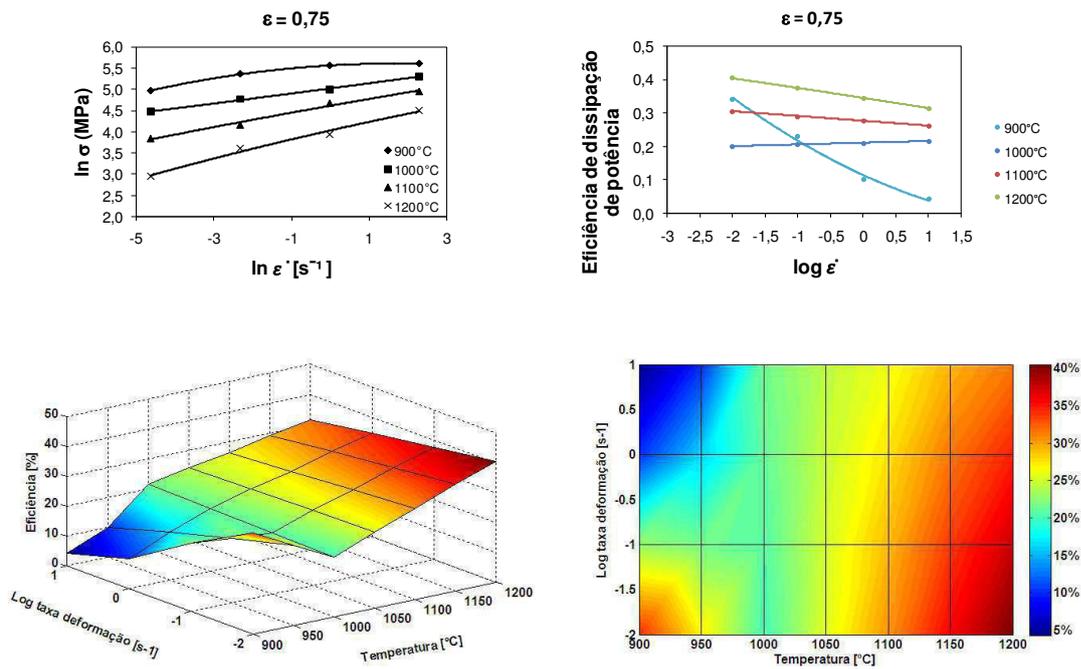


Figura 4.15. Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,75 (ajuste de segunda ordem).

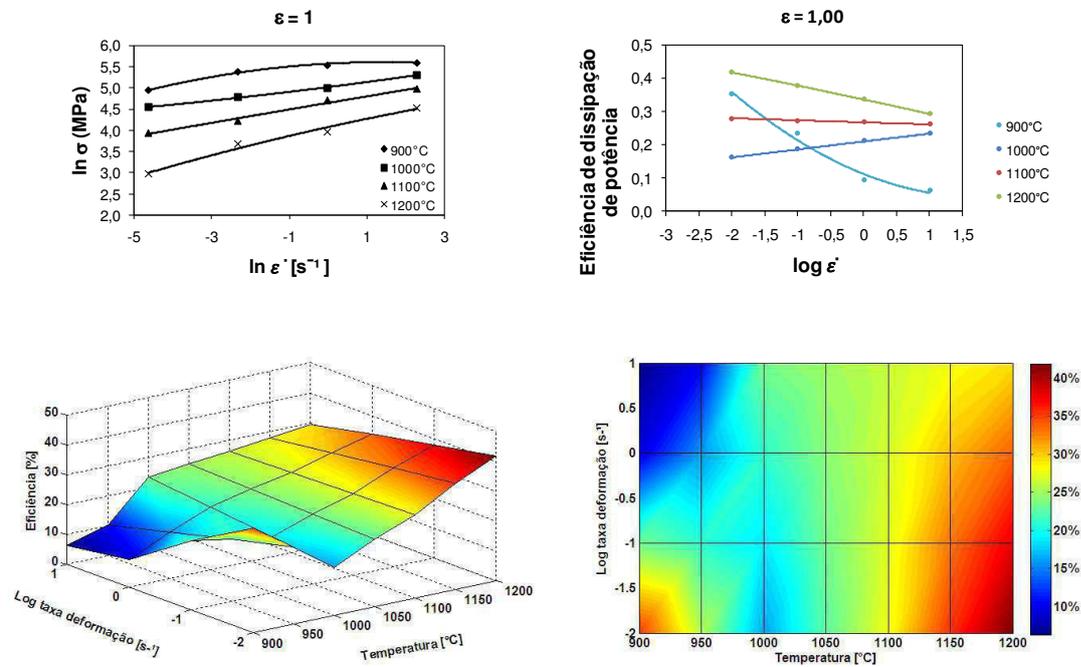


Figura 4.16. Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 1,0 (ajuste de segunda ordem).

As figuras 4.17 a 4.20 mostram conjuntos de curvas e mapas de dissipação de energia para ajustes de terceira ordem para deformações de 0,25, 0,50, 0,75 e 1,0. Pode-se ver que nos mapas com ajuste de terceira ordem têm-se algumas regiões com baixo valor de dissipação de energia em 1100°C e 1200°C.

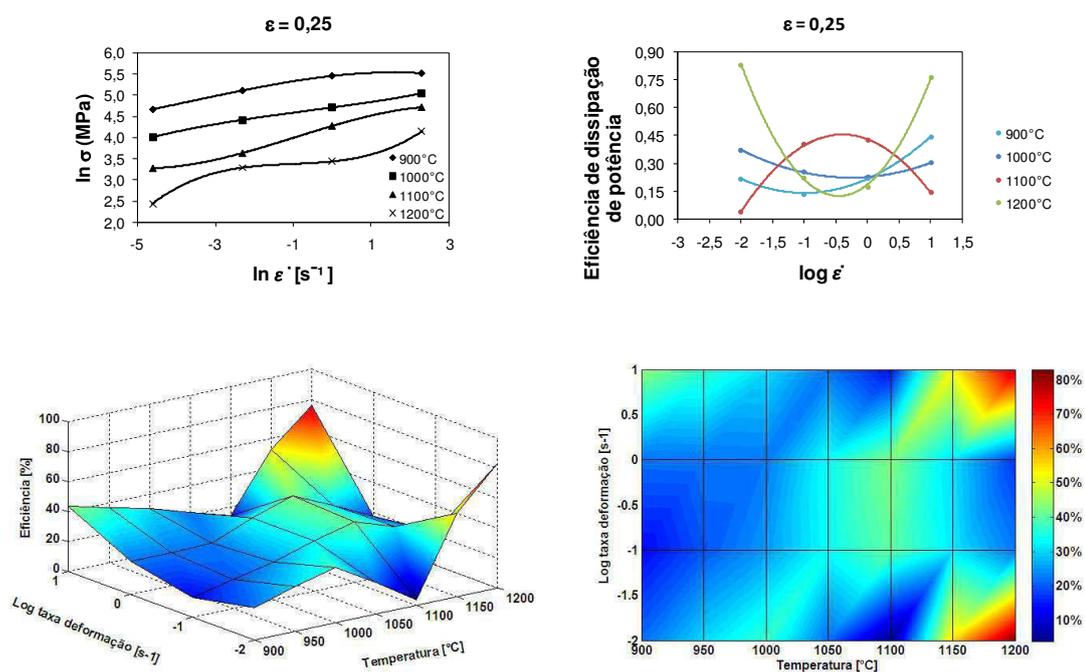
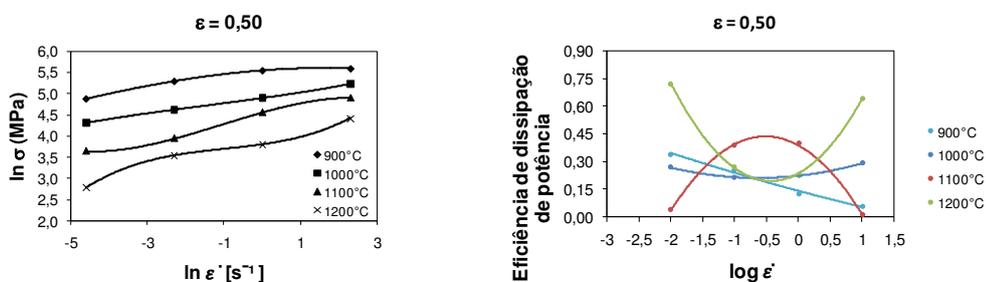


Figura 4.17. Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,25 (ajuste de terceira ordem).



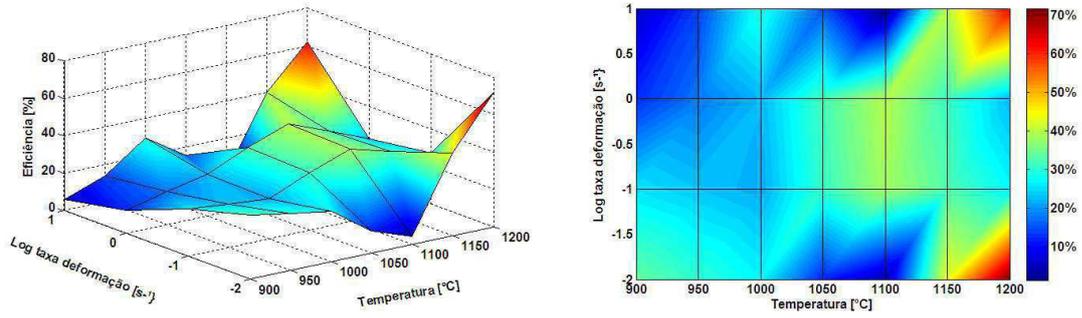


Figura 4.18. Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,50 (ajuste de terceira ordem).

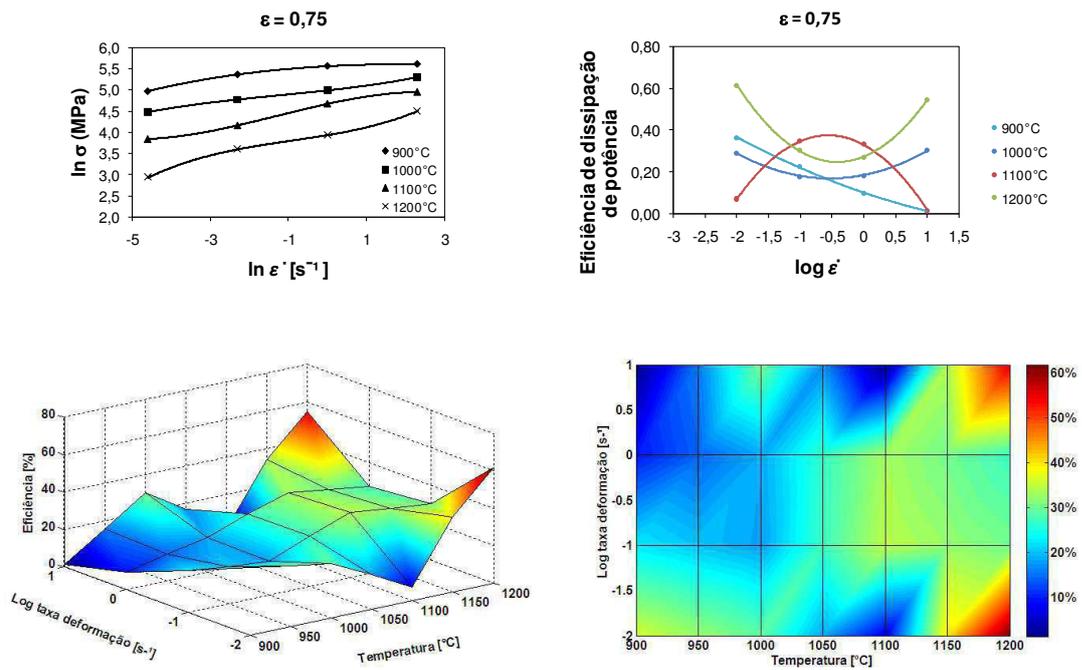


Figura 4.19. Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 0,75 (ajuste de terceira ordem).

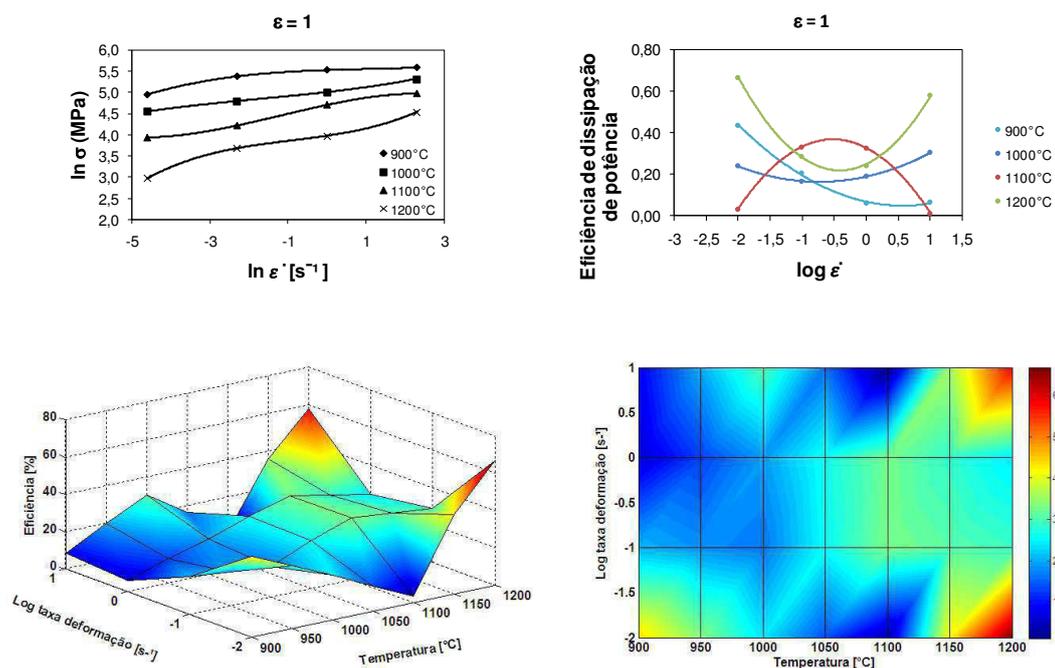


Figura 4.20. Conjunto de curvas e mapa de dissipação de energia para deformação de 1,0 (ajuste de terceira ordem).

#### 4.4 Mapas de instabilidade plástica

Nos mapas de instabilidade de fluxo, a variação da instabilidade é dada em função da taxa de deformação e temperatura. Assim como os mapas de dissipação de energia, os mapas de instabilidade foram construídos através de um software matemático seguindo os mesmos métodos, para deformações de 0,25, 0,50, 0,75 e 1,0 utilizando os dados obtidos com ajustes polinomiais de segunda e terceira ordem. As figuras 4.21 a 4.24 mostram um conjunto de curvas e mapas de instabilidade de fluxo para deformações de 0,25, 0,50, 0,75 e 1,0 para ajuste de segunda ordem.

Vê-se nos mapas apresentados que o material tende a ser estável quando deformado em temperaturas maiores e apresenta regiões de instabilidade em baixas temperaturas. Apenas em deformações de 0,25 não há indicação de instabilidades plásticas.

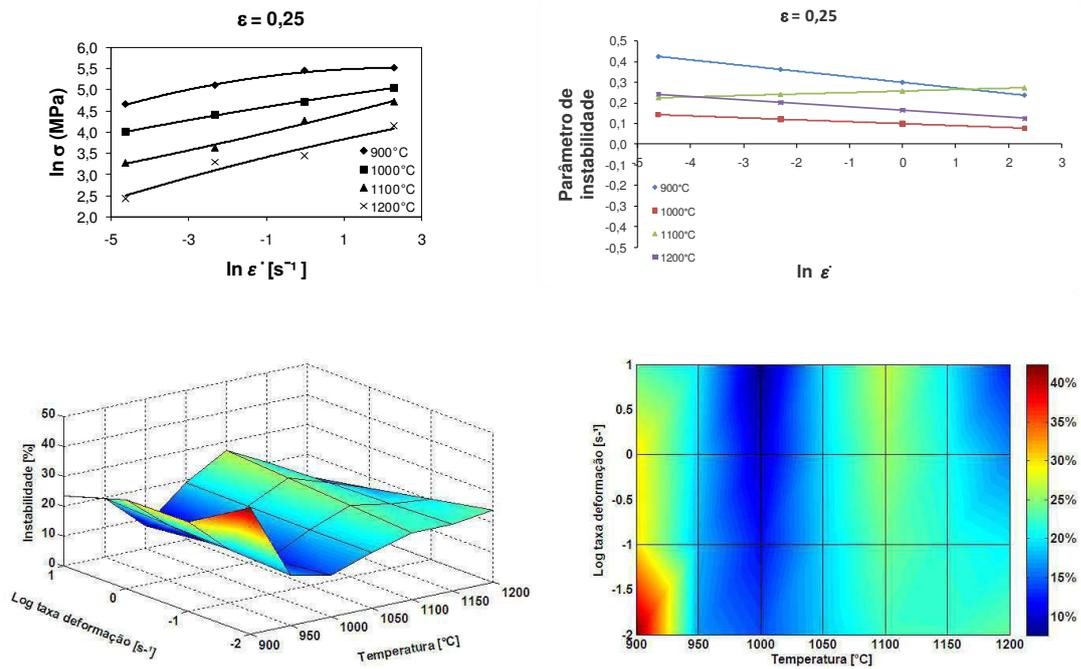


Figura 4.21. Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,25 (ajuste de segunda ordem).

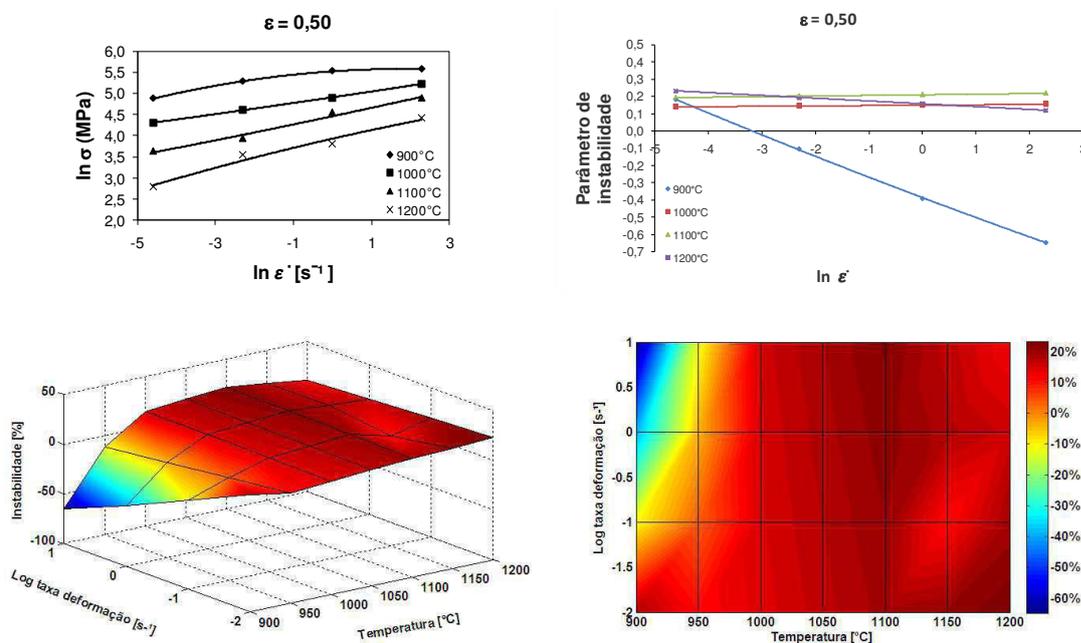


Figura 4.22. Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,50 (ajuste de segunda ordem).

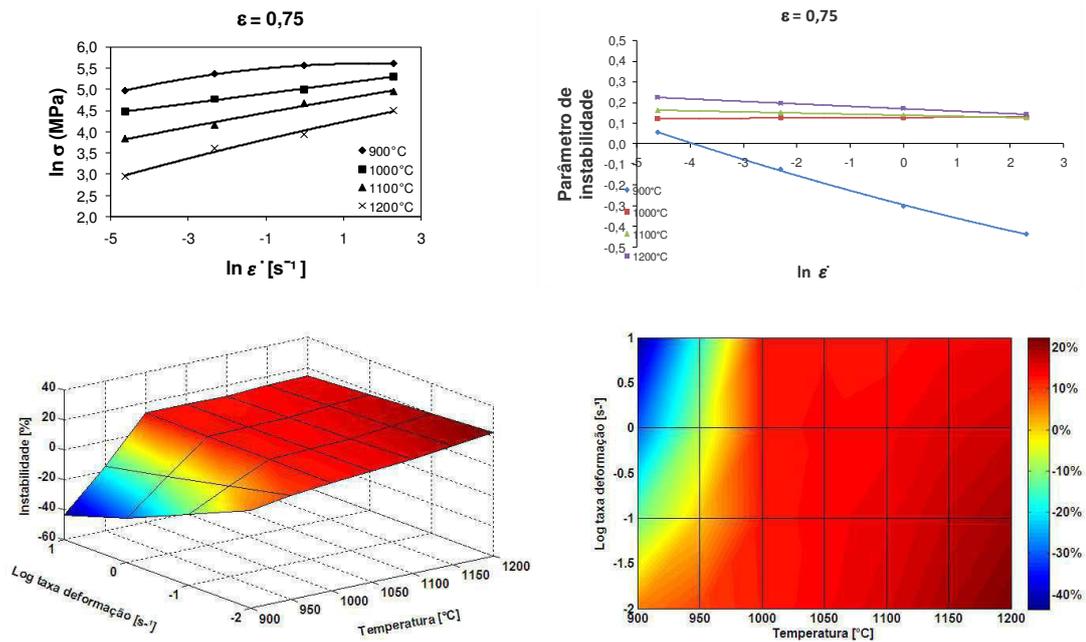


Figura 4.23. Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,75 (ajuste de segunda ordem).

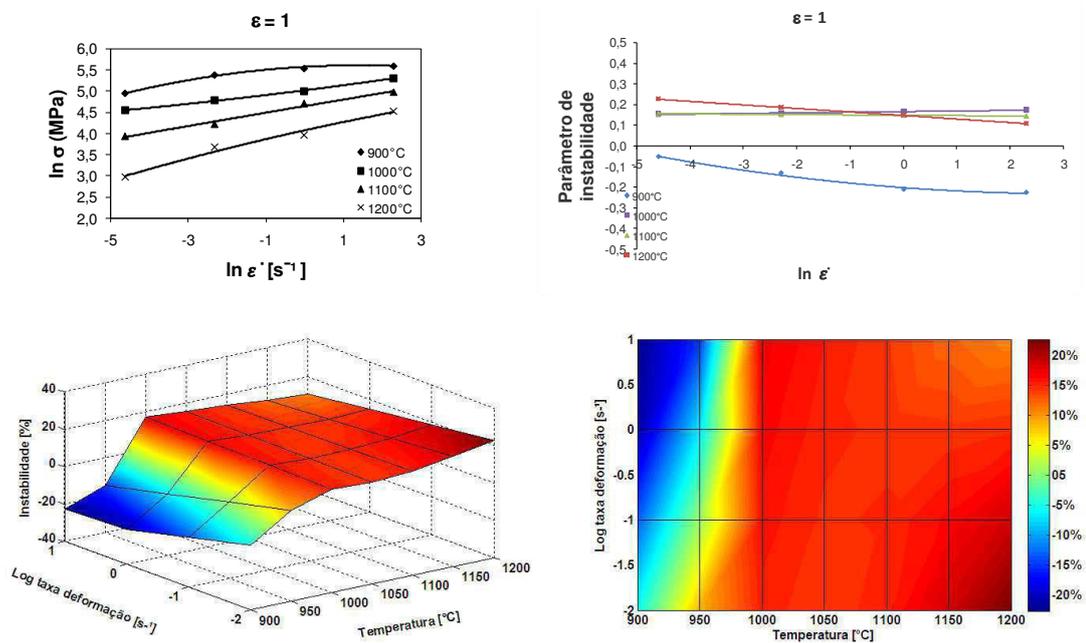


Figura 4.24. Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 1.0 (ajuste de segunda ordem).

As figuras 4.21 a 4.24 mostram um conjunto de curvas e mapas de instabilidade de fluxo para deformações de 0,25, 0,50, 0,75 e 1,0 para ajustes de terceira ordem. Neste caso, há alterações significativas nos mapas. Além de indicações de instabilidade em baixas temperaturas há domínios de instabilidade plástica em 1100 e 1200°C.

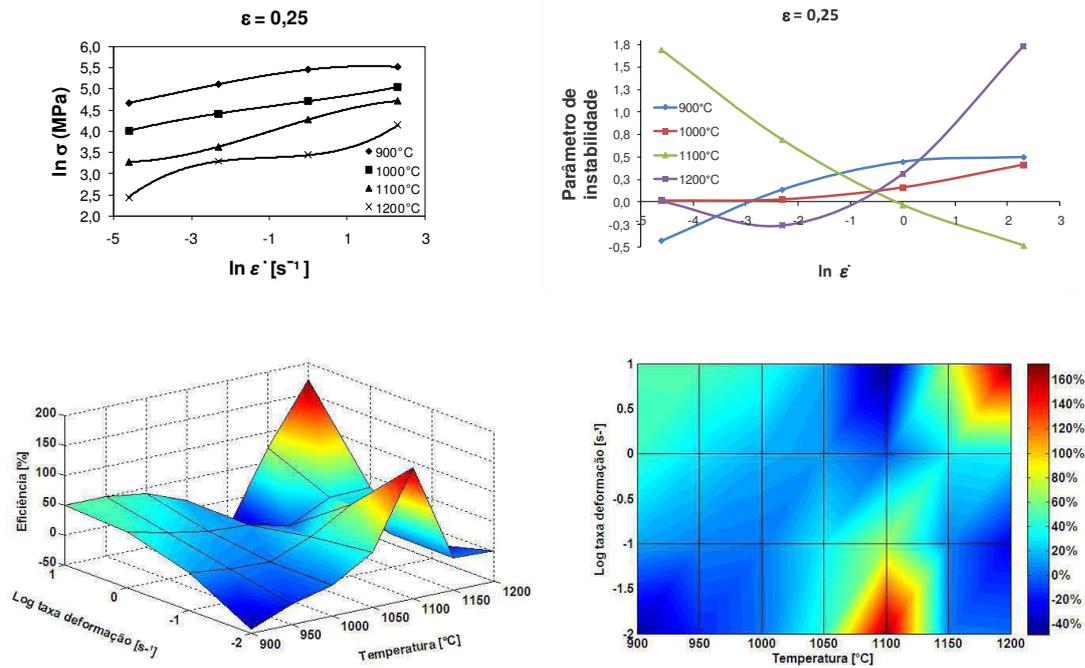
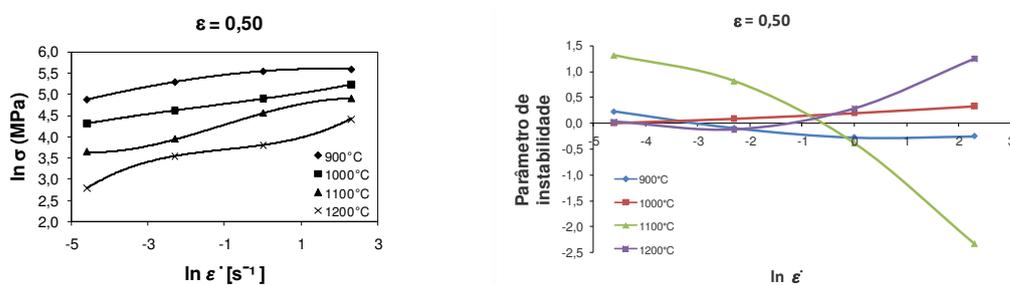


Figura 4.25. Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,25 (ajuste de terceira ordem).



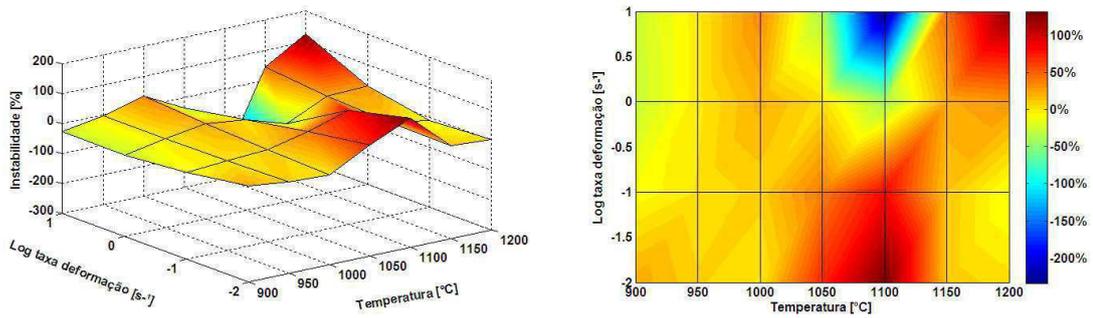


Figura 4.26. Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,50 (ajuste de terceira ordem).

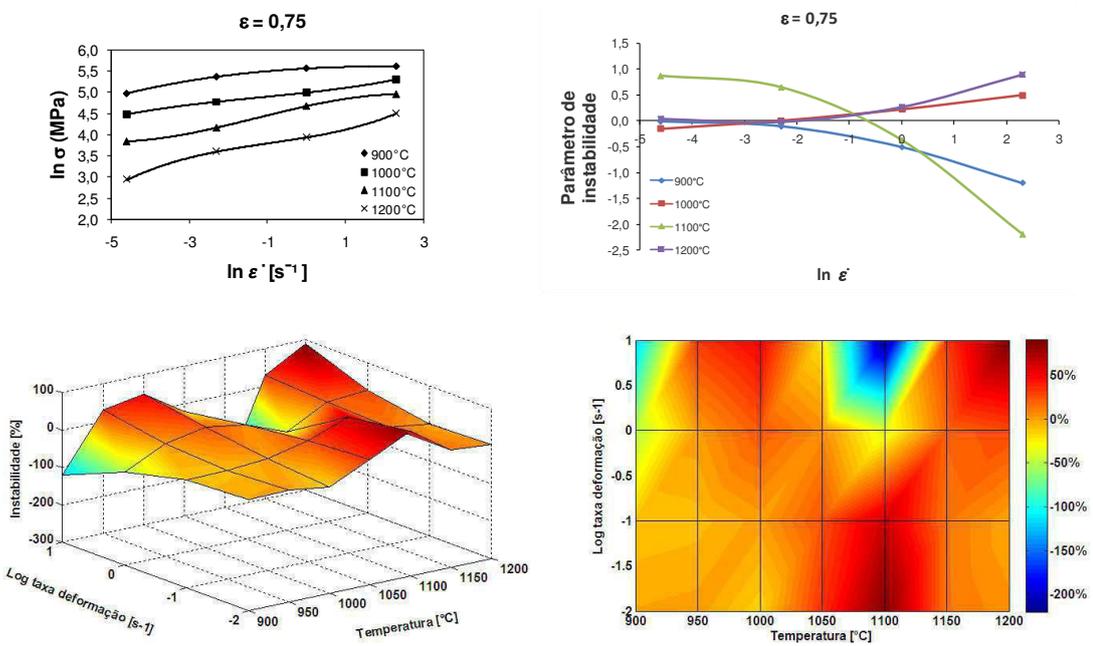
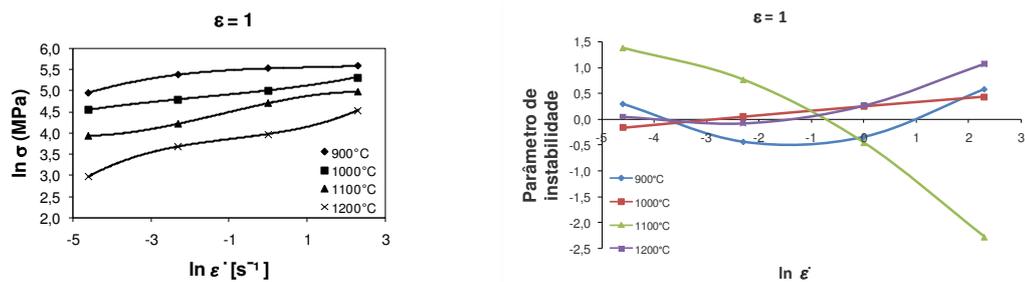


Figura 4.27. Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 0,75 (ajuste de terceira ordem).



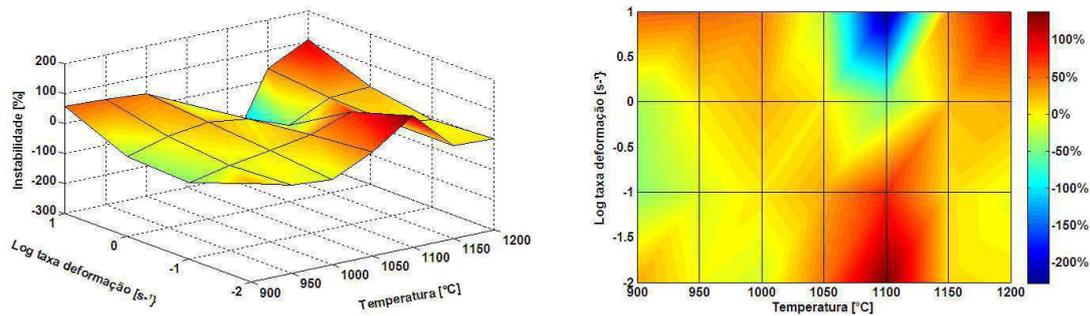


Figura 4.28. Conjunto de curvas e mapa de instabilidade de fluxo para deformação de 1,0 (ajuste de terceira ordem).

#### 4.5 Mapas de processamento

Os mapas de processamento consistem na superposição dos mapas de dissipação com os mapas de instabilidade plástica. As figuras 4.29 a 4.32 mostram mapas de processamento para deformações de 0,25, 0,5, 0,75 e 1,0 utilizando os dados obtidos com ajuste de segundo grau para a determinação de  $(m)$ . As linhas apresentadas são curvas de iso-eficiência e indicam os domínios de dissipação de energia. As regiões achuradas em vermelho indicam domínios de instabilidade plástica. A maior dissipação de energia é considerada como tendo o melhor desempenho de processamento. É evidente que regiões com baixa temperatura e alta taxa de deformação, não facilitam a deformação devido à instabilidade do processo e baixa eficiência de dissipação de energia, como mostra as regiões em vermelho nos mapas de processamento.

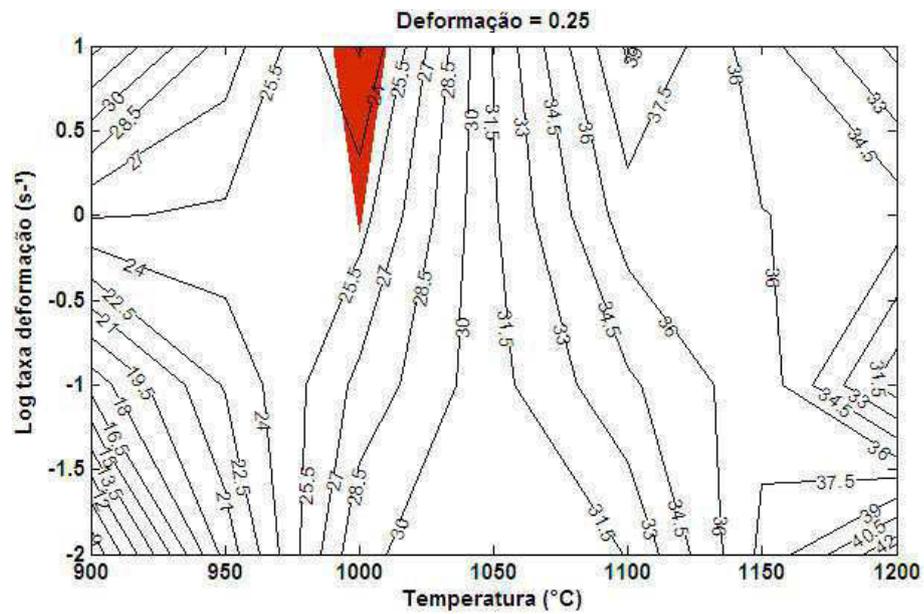


Figura 4.29. Mapa de processamento para deformação de 0,25 (ajuste de segunda ordem).

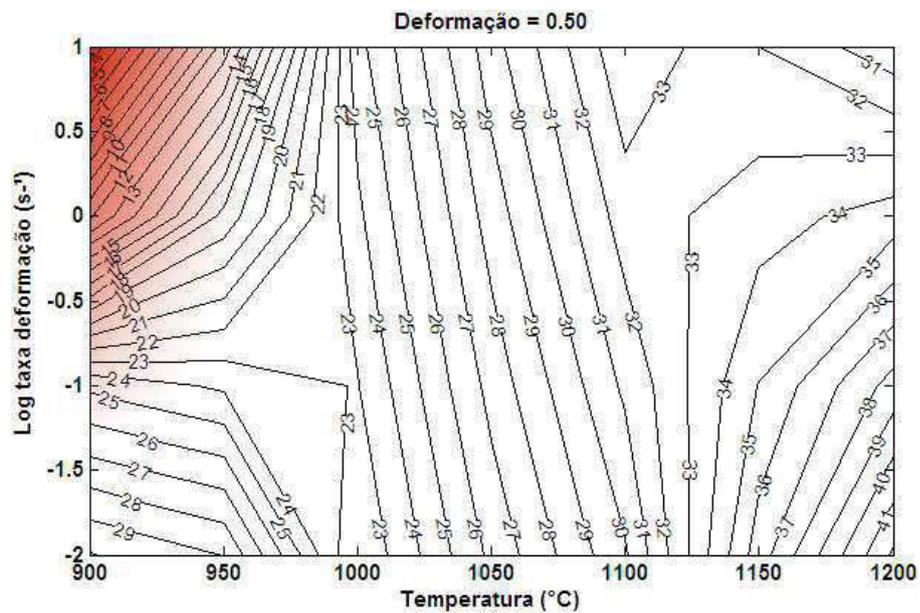


Figura 4.30. Mapa de processamento para deformação de 0,50 (ajuste de segunda ordem).

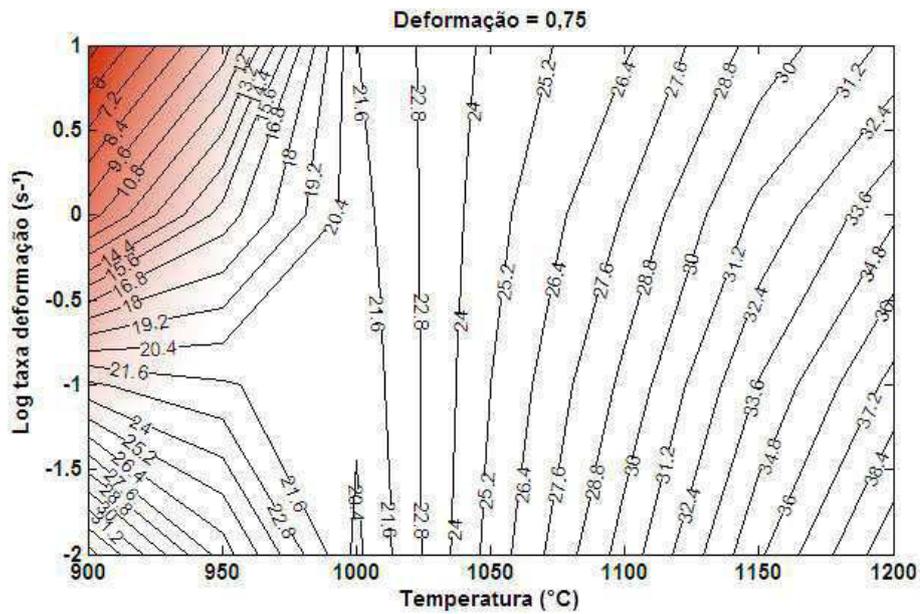


Figura 4.31. Mapa de processamento para deformação de 0,75 (ajuste de segunda ordem).

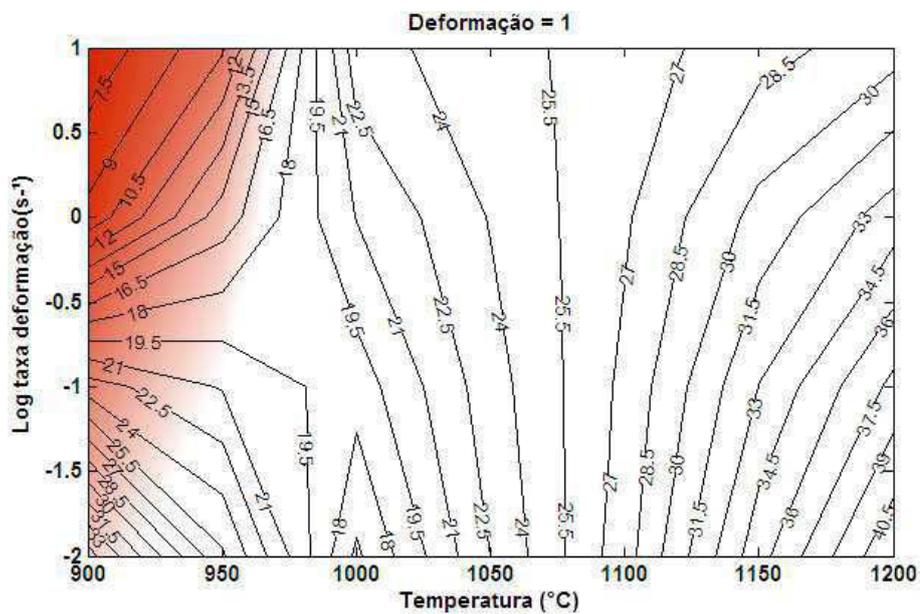


Figura 4.32. Mapa de processamento para deformação de 1,0 (ajuste de segunda ordem).

As figuras 4.33 a 4.36 mostram mapas de processamento para deformações de 0,25, 0,5, 0,75 e 1,0 utilizando os dados obtidos com ajuste de

terceiro grau para a determinação de  $(m)$ . Com o ajuste de terceiro grau aparecem outras regiões de instabilidade, sendo bastante significativa e mostrada nos mapas a  $1100^{\circ}\text{C}$ .

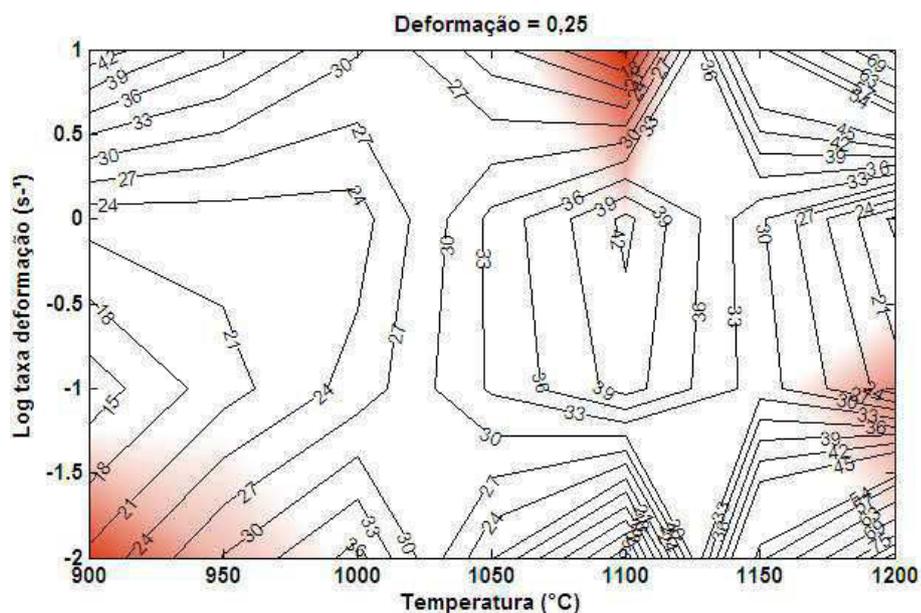


Figura 4.33. Mapa de processamento para deformação de 0,25 (ajuste de terceira ordem)

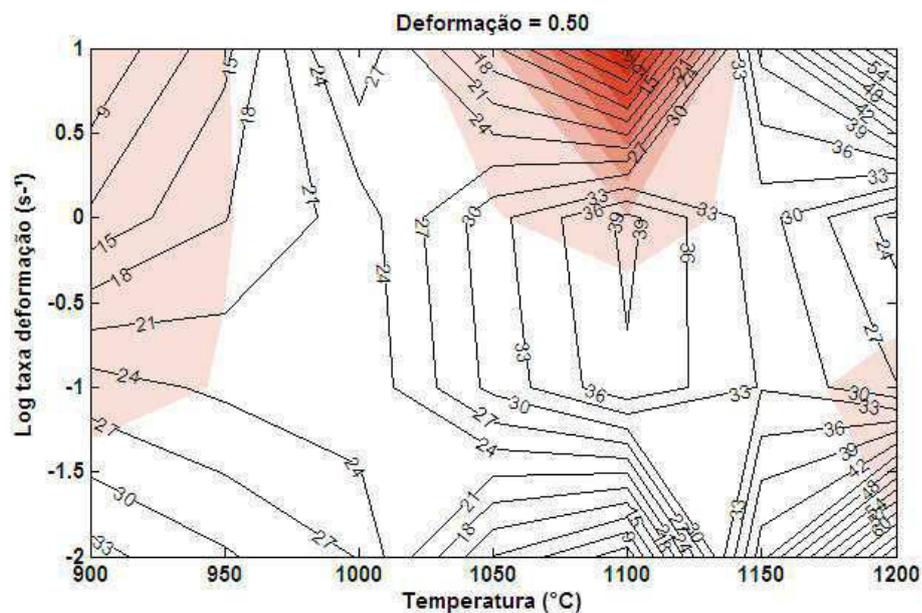


Figura 4.34. Mapa de processamento para deformação de 0,50 (ajuste de terceira ordem).

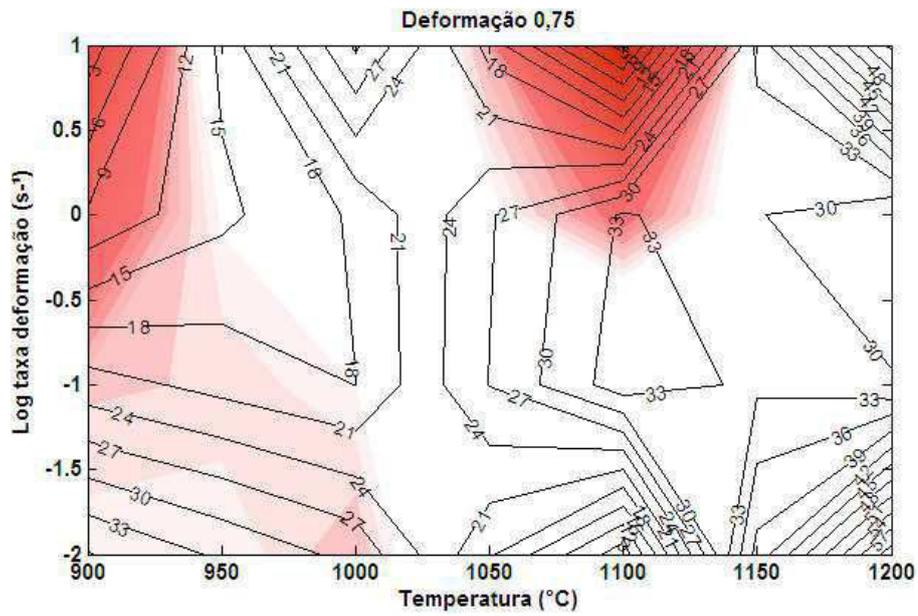


Figura 4.35. Mapa de processamento para deformação de 0,75 (ajuste de terceira ordem).

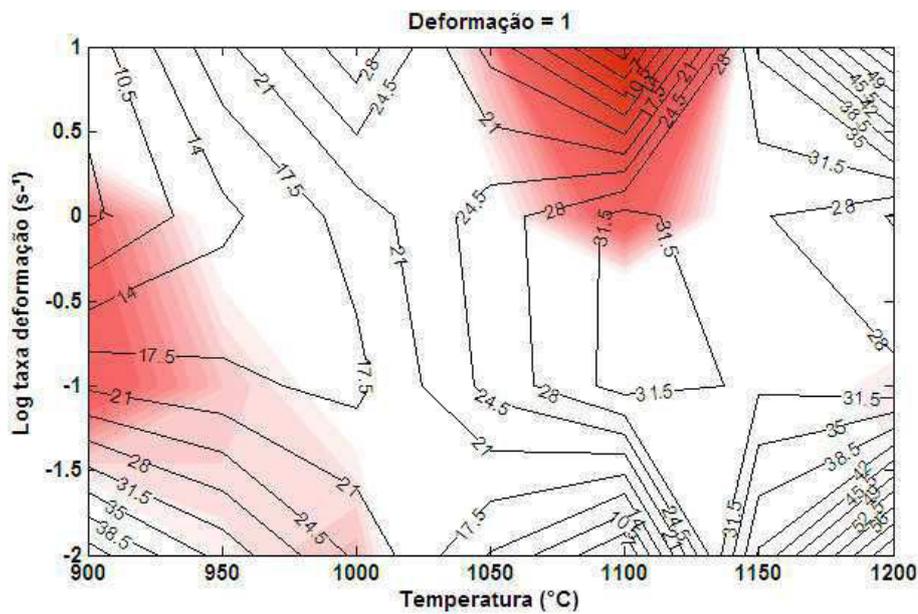


Figura 4.36. Mapa de processamento para deformação de 1,0 (ajuste de terceira ordem).

#### 4.6 Evolução microestrutural

Foram observadas as microestruturas de todas as amostras após a deformação. As figuras 4.37 a 4.40 mostram as microestruturas observadas. Em todas as microestruturas vê-se a combinação de duas fases: a austenita mais clara dentro da matriz ferrítica mais escura. A austenita aparece como partículas grosseiras e na forma de partículas finas distribuídas dentro da fase ferrítica. As partículas de austenita grosseiras, assim como a matriz ferrítica, estão alongadas e alinhadas com as direções de deformação. As partículas finas de austenita são observadas após deformações em baixas temperaturas, como pode ser visto nas amostras deformadas a 900 e 1000°C (figs. 4.37 e 4.38). Em baixas temperaturas pode-se ver, também, a formação de trincas e a presença de fluxo localizado. Em altas temperaturas não se vê trincas, todavia há localização de fluxo (fig. 4.40), conforme indicado pelas setas.

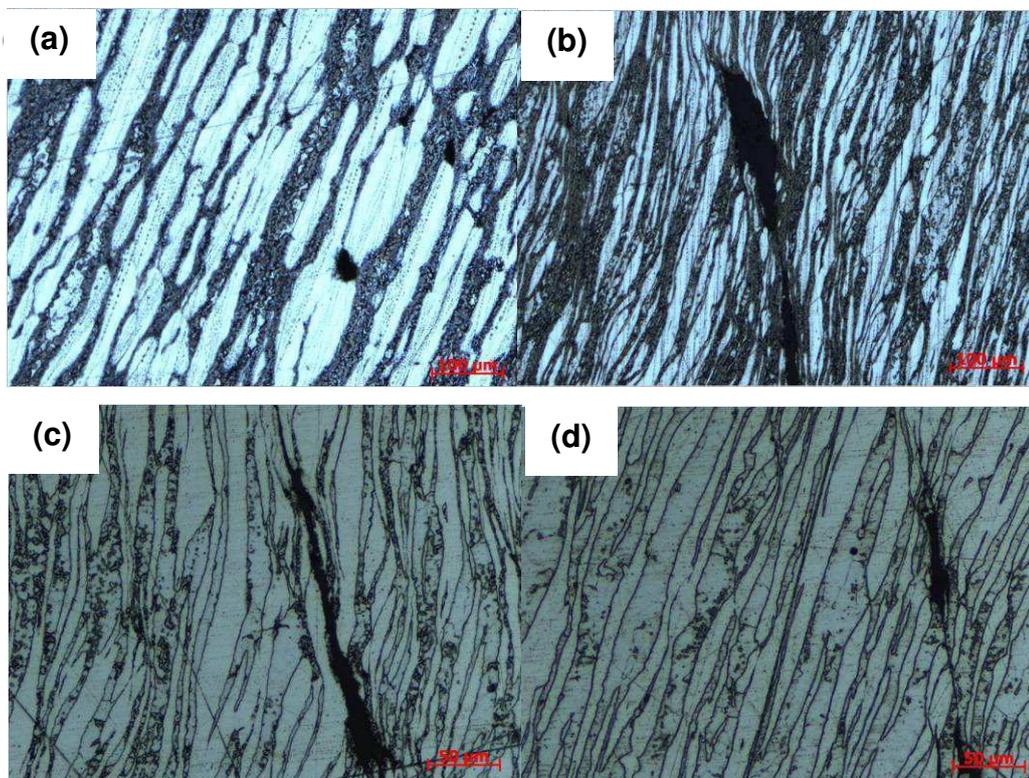


Figura 4.37. Microestruturas observadas após deformações em 900°C com taxas de deformação de: (a)  $0,01\text{s}^{-1}$ , (b)  $0,1\text{s}^{-1}$ , (c)  $1,0\text{s}^{-1}$  e (d)  $10\text{s}^{-1}$ .

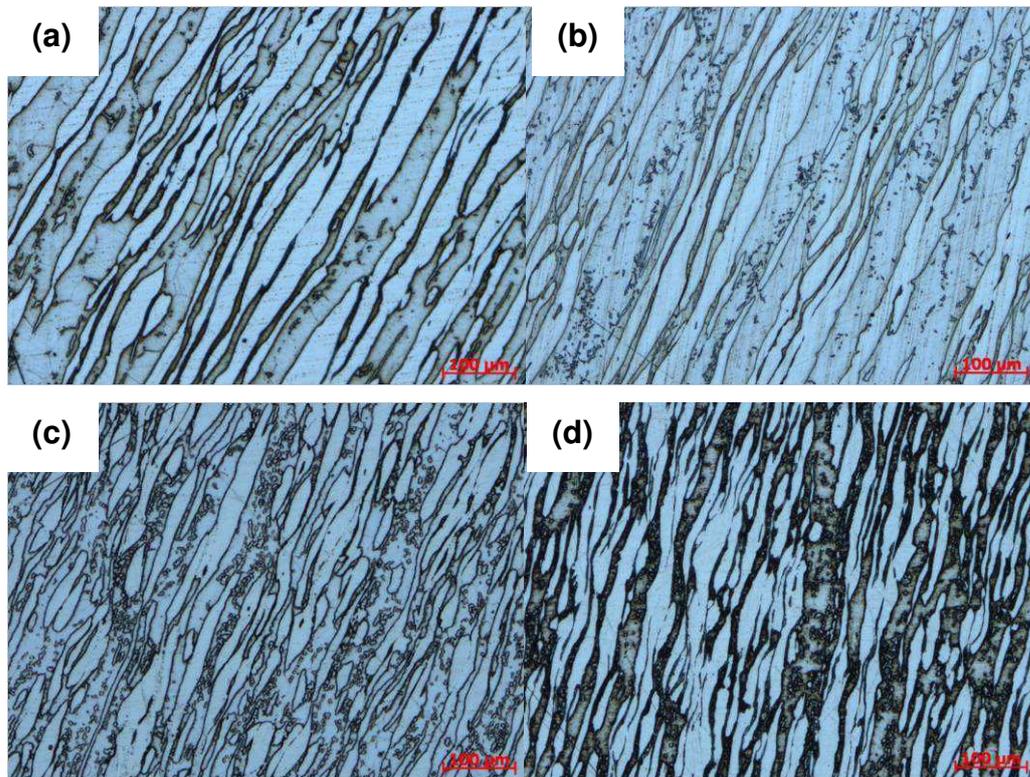


Figura 4.38. Microestruturas observadas após deformações em 1000°C com taxas de deformação de: (a)  $0,01s^{-1}$ , (b)  $0,1s^{-1}$ , (c)  $1,0s^{-1}$  e (d)  $10s^{-1}$ .

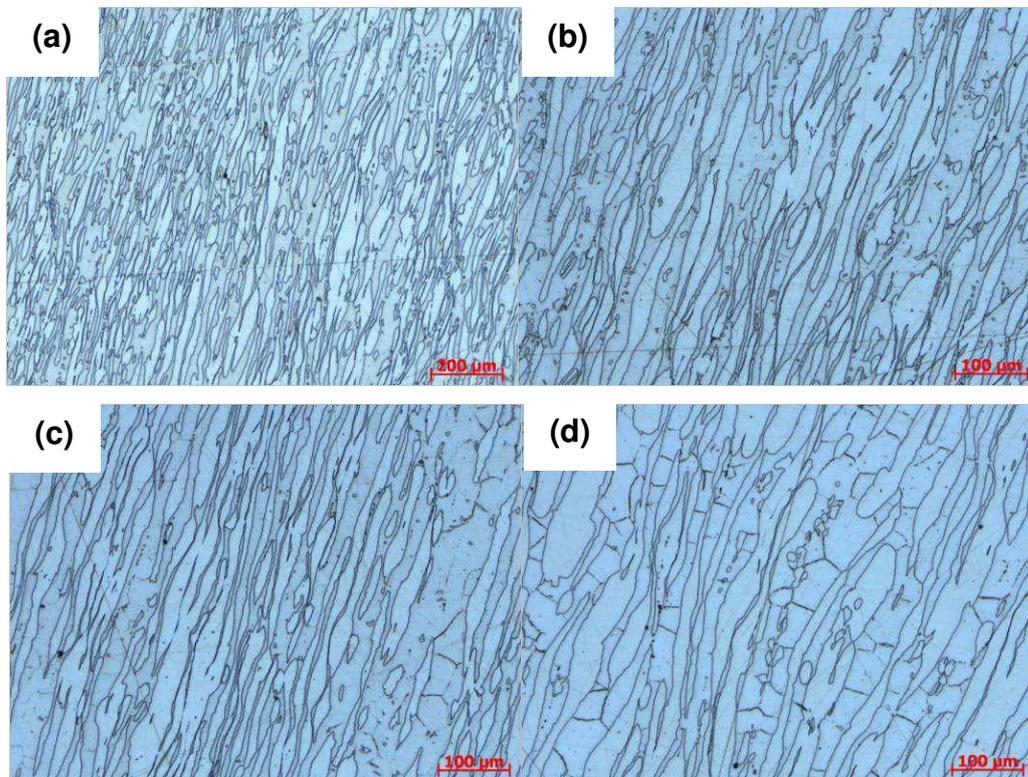


Figura 4.39. Microestruturas observadas após deformações em 1100°C com taxas de deformação de: (a)  $0,01s^{-1}$ , (b)  $0,1s^{-1}$ , (c)  $1,0s^{-1}$  e (d)  $10s^{-1}$ .

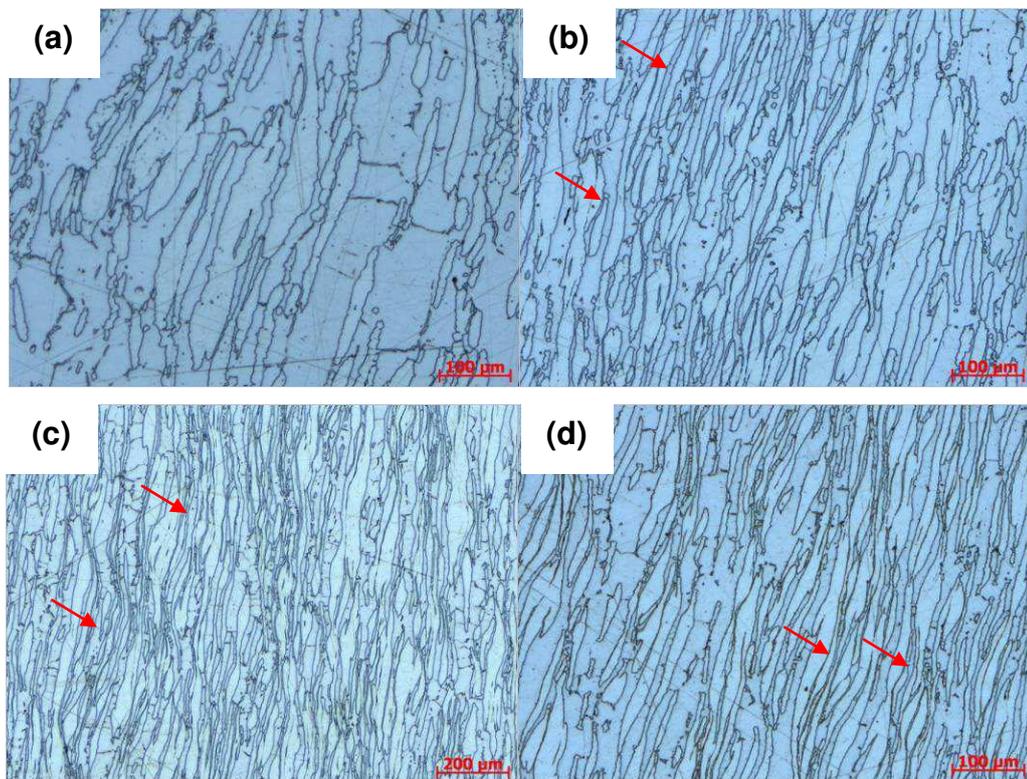


Figura 4.40 Microestruturas observadas após deformações em 1200°C, com taxas de deformações de (a)  $0,01 \text{ s}^{-1}$ , (b)  $0,1 \text{ s}^{-1}$ , (c)  $1,0 \text{ s}^{-1}$  e (d)  $10 \text{ s}^{-1}$ .

Devido às características das fases presentes durante a deformação a quente, os mecanismos de endurecimento e amaciamento atuam de forma diferente em cada uma das fases. Quando as duas fases são deformadas conjuntamente, a distribuição de deformação não é uniforme. Inicialmente, a deformação se concentra na ferrita, que é a fase mais macia. No decorrer da deformação, os gradientes de deformações internos decrescem em consequência das transferências de tensões e de deformações da matriz para a austenita e da atuação de mecanismos de amaciamento tais como a recuperação e recristalização dinâmicas e o deslizamento de contornos de grãos.

Os mapas de processamento (figs. 4.29 a 4.36) indicam uma região de instabilidade em baixas temperaturas, independentemente da metodologia utilizada na determinação de  $m$ . As figuras 4.37 e 4.38 mostram microestruturas observadas após deformações nesta e próxima a esta região. Vê-se claramente a formação de trincas e localização de fluxo nas amostras

deformadas dentro da região de instabilidade. Também, pode-se ver nas microestruturas observadas em 900 e 1000°C a presença de partículas finas de austenita formadas dentro da matriz ferrítica deformada.

Todos os ensaios foram realizados após reaquecimento a 1200°C. Quando as amostras são deformadas em 900 ou 1000°C a supersaturação de elementos gamagêmeos é alta. Durante a deformação há geração de defeitos induzindo a nucleação de austenita dentro da matriz ferrítica. Essas partículas que se formam são coerentes com a matriz e, assim, aumentam a resistência do material. Este fato pode ser associado à maior taxa de encruamento apresentada pelas amostras deformadas em baixas temperaturas, como mostra a figura 4.1. Neste caso, as curvas de escoamento têm uma forma mais arredondada em consequência das partículas de austenita transformadas, em vez de apresentarem uma região linear.

As figuras 4.39 a 4.40 mostram microestruturas observadas após deformação em regiões de processamento indicado pelos mapas das figuras 4.29 e 4.32 (ajuste de segundo grau) e na região de instabilidade plástica indicada pelo mapa de processamento da figura 4.33 a 4.36 (ajuste de terceiro grau). Vê-se nestas fotos que as duas fases estão alongadas e alinhadas com a direção de deformação. Comparando as microestruturas observadas após deformações em 1200°C com taxa de  $0.01s^{-1}$  e a 1100°C com taxa de  $10s^{-1}$  vê-se que as microestruturas são semelhantes não evidenciando a região de instabilidade mostrada em 1100°C no mapa de processamento da figura 4.33 a 4.36.

Observando-se as curvas de escoamento plástico (fig.4.1) vê-se que há uma mudança na forma destas curvas nestas condições de deformação. Também, as microestruturas mostradas nas figs. 4.39 e 4.40 indicam que a fração volumétrica de austenita formada durante a deformação é significativamente menor em altas temperaturas. Assim pode-se esperar que em baixas temperaturas haja a precipitação de austenita durante o resfriamento e deformação aumentando o encruamento do material e em temperaturas maiores a deformação inicialmente se concentra na ferrita que é mais macia que a austenita, como indicado na curva de escoamento da

amostra deformada a 1100°C com taxa de  $0,1\text{s}^{-1}$ . Baseado nesta interpretação pode-se aferir que de fato não existe instabilidade plástica em 1100°C, mas sim uma variação no coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação devido ao endurecimento do matriz pelas partículas de austenita coerentes, que com o prosseguimento da deformação perdem a coerência com a matriz.



## 5. CONCLUSÕES

Os mapas de processamento indicam que o aço inoxidável Super Duplex UNS S32760 pode ser processado de forma satisfatória em altas temperaturas com as taxas de deformações estudadas e apresenta uma região de instabilidade plástica em baixas temperaturas.

A confecção de mapa de processamento com melhor ajuste dos valores do coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação indica a presença de uma região de instabilidade plástica em torno de 1100°C e taxa de 10s<sup>-1</sup>. As microestruturas observadas não confirmam esta região de instabilidade, todavia, nessas condições de deformação, o material apresenta curvas de escoamento plástico com menor taxa de encruamento.

Uma variação no coeficiente de sensibilidade da tensão à taxa de deformação devido ao endurecimento da matriz pelas partículas de austenita coerentes, que com o prosseguimento da deformação perdem a coerência com a matriz, indica uma região falsa de instabilidade plástica no mapa de processamento.



## **6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS**

Estudar de forma mais detalhada a origem de variações da sensibilidade da tensão à taxa de deformação que pode gerar regiões de instabilidade plástica em mapas de processamento.

Comparar o papel do número de experimentos na sensibilidade dos domínios dos mapas de processamento.



## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] CHARLES, J. **Super duplex stainless steel**: structure and properties. 2nd. Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis, Cedex, France, 1991.
- [2] GUNN, R. (Ed.). **Duplex stainless steels**: microstructure, properties and applications. Cambridge England: Abington Publishing, 1997.
- [3] REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A. F. **Os três tipos de fragilidade dos aços inoxidáveis ferrítico-austenítico, com microestrutura duplex**. In: SEMINÁRIO BRASILEIRO SOBRE AÇOS INOXIDÁVEIS. 1989, São Paulo. **Anais...** São Paulo: ABM, 1989. p. 123-140.
- [4] VANNEVIK, H. et al. Effect of elemental partitioning on pitting resistance of high nitrogen Duplex Stainless Steels. **ISIJ International**, v. 36, n. 7, p. 807-812, 1996.
- [5] DAVIVON R.M.R.; J.D. **Practical guide to using duplex stainless steels**. Materials performance, v. 29, n. 1, p. 57-62, 1990.
- [6] FRUYTIER D.J.A. **Industrial experiences with duplex stainless steel related to their specific properties**. In: 2<sup>nd</sup> Duplex stainless steels, 1991.
- [7] THUAL D.C.; M.J.L. **Duplex stainless steel wirelines for use in H<sub>2</sub>S containing aqueous chloride environments**. In: Proceedings of the Conference duplex stainless steels, Beaune, France v. 1, p. 511-521, 1991.
- [8] GOOCH, T.G., **Corrosion behavior of welded stainless steel**, In: Welding Journal, v. 75, n. 5, p. 135s-154s, 1996.
- [9] MACHADO I.F.; P.A.F. **Precipitation behavior of 25%Cr-5,5%Ni austenitic stainless steel containing 0,87% nitrogen**. In: Steel research, v. 67, n. 7, p. 285-290, 1996.

- [10] DUPOIRON F.; AUDOUARD J. P. **Duplex stainless steels, a high mechanical properties stainless steel family**. In: Scandinavian journal of metallurgy, v. 25, p. 95-102, 1996.
- [11] HOCHMANN J. **Revue du nickel**, v. 7, n. 9, p. 53-60, 1950.
- [12] GUN R. N. **Duplex stainless steel**. In: Abington publishing, Cambridge England: p. 204, 1997.
- [13] EMLEM J.; MATTHEWS L. M. Proc. Of international conference on stainless steels, ISIJ, China, p. 730-737, 1991.
- [14] CHARLES J. **Proc. Conf. duplex stainless steels**. In: Lês editions de Physique Beaune. France, v. 1, p. 3-48, 1991.
- [15] INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION – IMOA. **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steel**. 2. ed. London, 2009. Disponível em: <[www.imoa.info](http://www.imoa.info)>. Acesso em: Jun / 2013.
- [16] NEMOTO R. et al. **Stainless steels**. In: Processings, v. 84, p. 140-150, 1984.
- [17] NEEF H. **Stainless steel Europe**, June, p. 56-78, 1990.
- [18] CHARLES J. **Proc. Conf. duplex stainless steel**, Glasgow, TWI, v. 1, paper K1, 1994.
- [19] CHARLES J. **Structure and properties proceedings of duplex stainless steels**. In: Super duplex stainless steels. Les Editions de Physique. F-91944. Les Ulis cedex. France. P. 3, 1991.

- [20] NILSSON J. O. **The physical metallurgy of duplex stainless steels**. In: Proceedings of the 5 (Ed.) world conference on duplex stainless steels. P. 73, 1997.
- [21] MAEHARA Y. High strain rate super plasticity of a 25% wt pct Cr-7 wt pct Ni-3 wt pct Mo-0,14 wt pct N duplex stainless steel. In: Metallurgical and Materials Transactions A. v. 22A, p. 1083-1091, 1991.
- [22] ARBOLEDAS J. B. et al. In: International Congress Stainless Steel'96 Proceedings 2nd European Congress, Düsseldorf/Neuss, p. 116-121 1996.
- [23] IZA-MENDIA A. et al. **Microstructure and mechanical behavior of a duplex stainless steel under hot working conditions**. In: Metallurgical and Materials Transactions A, v. 29A, p. 2975-2986, 1998.
- [24] RICHARDS P.; SHEPPARD T. **Development of structure and effect of processing parameters on strength-structure relationships for two ferritic stainless steels**. In: Materials science and Technology, v. 2, p. 836-840, 1986.
- [25] MCQUEEN H. J.; RYAN N. D.; EVANGELISTA E. **A guide to the solidification of metals**. In: Materials science Forum, v. 113-115, p. 435-440, 1993.
- [26] BALANCIN O.; HOFFMANN W. A.; JONAS J. J. **Influence of microstructure on the flow behavior of duplex stainless steels at high temperatures**, In: Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31A, p. 1353, 2000.

- [27] CIZEK P.; WYNNE B. P. A. In: Materials science & Engineering, v. A230, p. 88-94, 1997.
- [28] REIS, G. S. **Influência da microestrutura e das condições de deformação nas curvas de escoamento plástico de aços inoxidáveis duplex no ensaio de torção a quente.** 1999. 160. Tese (Doutorado em Metalurgia) – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1999.
- [29] JORGE JR. A. M.; REIS, G. S.; BALANCIN O. In: Mater. Sci. Engineer, v. A 528, p. 2259-2260, 2011.
- [30] DIETER, G. E.; KUHN, H. A.; SEMIATIN, S.L. **Workability and process design.** In: ASM HANDBOOK. Ohio: ASM International, p. 3-21, 2003.
- [31] PRASAD Y.V.R.K.; SASIDHARA S. **A compedium of processing maps.** In: Hot Working Guide, ASM International, Cap. 1, p 1-24, 1997.
- [32] DIETER, G. E. **Workability of Metals.** In: Handbook, ASM International Chapter 2, Bulk, ASM, p. 22-34, 2003.
- [33] PRASAD Y.V.R.K. **Processing Maps A Status Report.** In: Journal of Materials Engineering and Performance, v. 12, p. 638-645, 2003.
- [34] PRASAD Y. V. R. K. et al. Metall. Trans. A, v.15 p. 1883, 1984.
- [35] GEGEL H. L. In: Metals Handbook ASM, Metals Park, Ohio, v. 14, p. 417, 1987.
- [36] ZIEGLER H. **Progress in Solid Mechanics.** In: Wiley. New York, v. 4, p. 93, 1963.
- [37] KUMAR K. A. K. S. **Criteria for predicting metallurgical instabilities in processing maps,** 1987 M.Sc Thesis, Indian Institute of Science, Bangalore, India.

- [38] PRASAD Y. V. R. K. Indian J. – Tech 28, p. 435, 1990.
- [39] HANLON D. N.; SIETSMA J.; ZWAAG VAN DER S, ISIJ Int. v. 41, p. 1028, 2001.
- [40] LE M. I. **Principles of mechanical metallurgy**. In: Elsevier, New York, Cap.6, 1981.
- [41] KOCKS U. F. **Dislocations and Properties of Real Materials**. Proc. Conf. Dec. 84. In: The Inst. of Metals; London; p.125; 1985.
- [42] MUKHERJEE, A. K. Plastic deformation and fracture of materials. MUGHRABI, H. (Ed.). **Materials science and technology**. West Germany: VCH Verlagsgesellschaft mbH, 1993. v. 6.
- [43] P. Griffiths and C. Hammond, Acta Met. v. 20, p. 935, 1972.
- [44] RAJ R. Met. Trans. v. 12A, p. 1089, 1980.
- [45] SEMIATIN S. L.; JONAS J. J. **Formability and Workability of Metals: Plastic Instability and Flow Localization**. In: ASM Metals Park, OH 1984.