

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

ESTUDO DA RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA DO AÇO INOXIDÁVEL  
AUSTENÍTICO F 138, UTILIZADO EM PRÓTESES ORTOPÉDICAS

Fabio Henrique Casarini Geronimo

São Carlos  
2009

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

**ESTUDO DA RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA DO AÇO INOXIDÁVEL  
AUSTENÍTICO F 138, UTILIZADO EM PRÓTESES ORTOPÉDICAS**

Fabio Henrique Casarini Geronimo

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  
Agência Financiadora: CAPES

São Carlos  
2009

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

G377er

Geronimo, Fabio Henrique Casarini.

Estudo da recristalização dinâmica do aço inoxidável austenítico F 138, utilizado em próteses ortopédicas / Fabio Henrique Casarini Geronimo. -- São Carlos : UFSCar, 2010. 79 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2009.

1. Engenharia de materiais. 2. Recristalização (Metalurgia). 3. Aço inoxidável austenítico. 4. Ensaio de torção. I. Título.

CDD: 620.11 (20ª)



Para Fátima, Carlos e Eduardo

## VITAE DO CANDIDATO

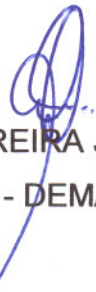
Graduação em Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (2006)

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO  
DE  
FABIO HENRIQUE CASARINI GERONIMO  
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO  
CARLOS, EM 15 DE SETEMBRO DE 2009

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. OSCAR BALANCIN  
ORIENTADOR  
UFSCAR - DEMA



Prof. Dr. ALBERTO MOREIRA JORGE JÚNIOR  
UFSCAR - DEMA



Prof. Dr. FLAVIO SALGADO POLITI  
IFMA - MA





## AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus pais Fátima e Carlinhos, pelo carinho e constante apoio em minhas decisões e também a meu irmão Eduardo pela amizade e cumplicidade, que juntos formamos a família. Agradeço à Joaquina, que hoje também faz parte da minha família.

Agradeço aos grandes amigos que fiz durante minha caminhada até aqui e que compartilho minha existência. Bião, Ernesto, Régis, Rocky, Ivan, Pedro, Jean, Magrão e Rê, e a outros que tornariam esta lista extensa.

Agradeço aos companheiros de trabalho Éden e Rialbert, de onde surgem idéias e discussões sobre temas pertinentes ao trabalho e, principalmente à vida.

Aos técnicos e funcionários (as) do DEMa pelos anos de convivência e diversas oportunidades em que se mostraram grandes pessoas, Leine, Cris, Terezinha, André, Rover, Leomar, Geraldo.

Aos diversos professores que tive e que me ensinaram boa parte do que sei hoje.

Ao professor Balancin pela orientação deste trabalho e por me acolher num momento onde necessitava de um rumo.

Ao professor Alberto pela constante troca de experiências e apoio neste trabalho.

Enfim, agradeço a CAPES pelo apoio financeiro durante a execução deste trabalho e a Villares por fornecer o material necessário para a pesquisa.



## RESUMO

A fim de analisar a microestrutura e conhecer os mecanismos de amaciamento dinâmicos atuantes sob trabalho a quente no aço inoxidável F 138, foi feita a simulação física através de ensaios de torção a quente isotérmicos contínuos em uma ampla faixa de temperaturas e taxas de deformação, abrangendo as condições reais de processamento utilizadas na fabricação de próteses ortopédicas com este material. As curvas de escoamento plástico obtidas neste trabalho apresentaram um comportamento típico de recristalização dinâmica, de onde se determinou as tensões e deformações de pico e de estado estacionário e também o valor da energia de ativação aparente para o aço F 138, que é de  $Q = 475 \text{ kJ/mol}$ . Através das curvas da taxa de encruamento vs. tensão equivalente obteve-se os valores da tensão e deformação críticas para início da recristalização dinâmica. A observação metalográfica permitiu medir o tamanho médio de grão resultante para todas as condições de deformação, e também para o grão pré-deformado,  $D_0 = 85,1 \text{ }\mu\text{m}$ . Com isso, foi possível obter parâmetros para formulação de equações matemáticas empíricas do aço em questão, que relacionam os parâmetros de processo com o tamanho médio de grão, uma vez que o grão resultante varia com as condições de processamento. Os dados obtidos neste trabalho formarão um banco de dados para posterior simulação numérica em *softwares* de processamento termomecânico, que permitirão avaliar previamente a microestrutura resultante em um processamento a quente deste material. Assim, este trabalho foi realizado com o intuito de conhecer os mecanismos de amaciamento dinâmicos do aço F 138, bem como sua microestrutura resultante em uma extensa faixa de condições de deformação a quente, a fim de aperfeiçoar seu processamento industrial, no sentido de obter condições para melhorar suas propriedades mecânicas finais através do controle microestrutural.



## ABSTRACT

### **Study of dynamic recrystallization in F 138 austenitic stainless steel used in orthopedic implants**

In order to analyze the microstructure and to know the dynamic softening mechanics that take place during the hot work in F 138 stainless steel, physical simulation was carried out through continuous isothermal hot torsion tests in a wide range of temperatures and strain rates, covering the real conditions of processing used in the manufacture of orthopedic implants with this material. The plastic flow stress curves obtained in this study showed a typical behavior of dynamic recrystallization. Also was determined the peak and steady-state stresses ( $\sigma_p$ ,  $\sigma_{ss}$ ) and strains ( $\epsilon_p$ ,  $\epsilon_{ss}$ ) and also the value of apparent activation energy for F 138 stainless steel, which is  $Q = 475\text{kJ/mol}$ . Through the curves of work-hardening rate vs. equivalent stress ( $\theta$  vs.  $\sigma$ ), the values of critical stress ( $\sigma_c$ ) and strain ( $\epsilon_c$ ) for initiation of dynamic recrystallization are obtained. The metallographic observation was used to measure the average grain size under all deformation conditions, and also for the pre-deformed grain,  $D_0 = 85.1\mu\text{m}$ . Thus it was possible to obtain empirical mathematical equations for the studied steel, which relate the processing parameters with the average grain size, since the resulting grain varies with processing conditions. The obtained data in this study will form a database which could be used in softwares of thermomechanical processing numerical simulation, which will permit the previous evaluation of resulting microstructure in a hot work processing of this material.



## **PUBLICAÇÕES**

- Geronimo, F. H. C, Cutrim, R. M, Silva, E. S, Balancin, O. Influence of deformation conditions on dynamically recrystallized grain size of ASTM F 138 austenitic stainless steel biomaterial, 11<sup>th</sup> International Conference on Advanced Materials – ICAM, Rio de Janeiro – RJ. Setembro, 2009.





## ÍNDICE DE ASSUNTOS

BANCA EXAMINADORA .....	i
AGRADECIMENTOS .....	iii
RESUMO .....	v
ABSTRACT .....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
ÍNDICE DE ASSUNTOS.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS .....	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS .....	xv
1 INTRODUÇÃO .....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Fundamentos metalúrgicos da deformação a quente.....	3
2.2 Mecanismos de aumento de resistência.....	4
2.2.1 Encruamento.....	4
2.3 Mecanismos de amaciamento.....	6
2.3.1 Recuperação dinâmica.....	7
2.3.2 Recristalização dinâmica.....	9
2.3.2.1 Tensão crítica para início da recristalização dinâmica.....	13
2.4 Relações matemáticas utilizadas na previsão do comportamento da recristalização dinâmica.....	14
2.5 Simulação física.....	16
2.6 Ensaio de torção a quente.....	17
2.7 Aço inoxidável F 138.....	19
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	21
3.1 Aço inoxidável F 138.....	21
3.2 Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios.....	21
3.3 Equipamento para os ensaios de torção a quente.....	22
3.4 Ensaio de torção a quente.....	23
3.5 Metalografia.....	25
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	27
4.1 Ensaio isotérmico contínuo.....	27

4.1.1	Curvas de escoamento plástico.....	27
4.1.2	Determinação das tensões e deformações críticas.....	31
4.1.3	Cálculo da energia de ativação.....	35
4.1.4	Relações entre as tensões críticas, de pico e de estado estacionário com as condições de deformação.....	38
4.1.4.1	Tensão crítica.....	41
4.1.4.2	Tensão de pico.....	42
4.1.4.3	Tensão de estado estacionário.....	44
4.1.5	Relações entre as deformações críticas, de pico e de estado estacionário com as condições de deformação.....	46
4.1.5.1	Deformação crítica.....	46
4.1.5.2	Deformação de pico.....	47
4.1.5.3	Deformação de estado estacionário.....	50
4.1.6	Relações entre as tensões e deformações críticas e de pico.....	52
4.2	Metalografia.....	54
4.3	Dependência do tamanho médio de grão com as condições de deformação.....	62
5	CONCLUSÕES.....	67
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	71
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	73

**ÍNDICE DE TABELAS**

	Pág.
Tabela 3.1: Composição química do aço inoxidável F 138, % massa.....	21
Tabela 4.1: Tensões e deformações críticas obtidas analiticamente.....	34
Tabela 4.2: valores obtidos para tensões e deformações críticas, de pico e de estado estacionário e do parâmetro Z.....	40
Tabela 4.3: valores dos diâmetros médios de grãos ( $\mu\text{m}$ ).....	59



## ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 2.1: Representação esquemática da curva $\theta$ vs. $\sigma$ , para uma curva obtida a 882°C e $1 \text{ s}^{-1}$ , de um aço inoxidável austenítico tipo 304....	6
Figura 2.2 – Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que somente recuperam-se dinamicamente....	8
Figura 2.3: Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente.....	10
Figura 2.4: Evolução esquemática da formação de novos grãos recristalizados dinamicamente.....	11
Figura 2.5: Evolução esquemática da recristalização dinâmica através do mecanismo de <i>necklacing</i> .....	12
Figura 2.6: Estado de tensão atuante durante um ensaio de torção.....	18
Figura 3.1: Geometria dos corpos de prova.....	22
Figura 3.2: Ilustração do ciclo térmico dos ensaios isotérmicos contínuos.	24
Figura 3.3: Ilustração esquemática das regiões analisadas.....	25
Figura 4.1: Curvas de escoamento plástico determinadas com $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$	28
Figura 4.2: Curvas de escoamento plástico determinadas com $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$	28
Figura 4.3: Curvas de escoamento plástico determinadas com $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ ...	29
Figura 4.4: Curvas de escoamento plástico determinadas com $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$	29
Figura 4.5: Curva $\theta$ vs. $\sigma$ para $T = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ .....	32
Figura 4.6: Curva $-d\theta/d\sigma$ vs. $\sigma$ para $T = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ .....	33
Figura 4.7: Gráfico de $\log(\dot{\epsilon})$ vs. $\log(\sinh(\alpha\sigma_p))$ para cálculo da constante $n$ .....	36
Figura 4.8: Gráfico de $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$ vs. $1/T$ para cálculo de $Q$ .....	37
Figura 4.9: Gráfico de $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$ vs. $\ln Z$ para cálculo da constante $A$ ...	38
Figura 4.10: Dependência da tensão crítica com as condições de deformação.....	41
Figura 4.11: Dependência da tensão crítica com o parâmetro $Z$ .....	42

Figura 4.12: Dependência da tensão de pico com as condições de deformação.....	43
Figura 4.13: Dependência da tensão de pico com o parâmetro Z.....	44
Figura 4.14: Dependência da tensão de estado estacionário com as condições de deformação.....	45
Figura 4.15: Dependência da tensão de estado estacionário com o parâmetro Z.....	45
Figura 4.16: Dependência da deformação crítica com as condições de deformação.....	46
Figura 4.17: Dependência da deformação crítica com o parâmetro Z.....	47
Figura 4.18: Dependência da deformação de pico com as condições de deformação.....	48
Figura 4.19: Dependência da deformação de pico com o parâmetro Z.....	49
Figura 4.20 Dependência da deformação de estado estacionário com as condições de deformação.....	50
Figura 4.21: Dependência da deformação de estado estacionário com o parâmetro Z.....	51
Figura 4.22: Comparativo entre as deformações críticas e de pico.....	52
Figura 4.23: Comparativo entre tensões críticas e de pico.....	53
Figura 4.24: Microestrutura inicial, com $D_0 = 85,1 \mu\text{m}$ .....	54
Figura 4.25: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$	55
Figura 4.26: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ ...	56
Figura 4.27: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ .....	57
Figura 4.28: Microestruturas das amostras deformadas com $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ ....	58
Figura 4.29: Evidências microestruturais da ocorrência do <i>necklacing</i> .....	61
Figura 4.30: Evidências da ocorrência de <i>necklacing</i> .....	62
Figura 4.31: Dependência da tensão de pico com o diâmetro médio de grão.....	63
Figura 4.32: Dependência da tensão de estado estacionário com o diâmetro médio de grão.....	64
Figura 4.33: Dependência do diâmetro médio de grão com o parâmetro Z	65

## 1 INTRODUÇÃO

O aço inoxidável austenítico ASTM F 138 foi desenvolvido especialmente para ser utilizado na fabricação de próteses ortopédicas temporárias e permanentes. É atualmente o material metálico mais utilizado na fabricação de implantes, devido principalmente ao seu custo relativamente baixo, propriedades mecânicas adequadas e razoável resistência à corrosão, além de boa conformabilidade.

As próteses são fabricadas por forjamento, e por isso possuem uma microestrutura refinada, porém, devido à geometria da peça ser variada e a distribuição da carga não ser uniforme durante o processo de fabricação, as próteses comumente apresentam microestruturas não homogêneas. Com isso, há um declínio em suas propriedades, causando defeitos precoces durante sua utilização no corpo humano, diminuindo sua vida útil dentro do organismo.

O conhecimento e controle dos mecanismos de amaciamento atuantes neste material sob condições de deformação a quente, como a recuperação e recristalização dinâmicas, pode promover um aperfeiçoamento no processamento industrial das próteses fabricadas com o aço F 138 resultando em melhorias na sua qualidade microestrutural e, conseqüentemente nas suas propriedades finais. A simulação física feita através de ensaios de torção a quente e também a análise metalográfica dos corpos de prova deformados permitiram avaliar a atuação e ocorrência destes mecanismos e em que condições de temperatura e taxas de deformação eles tornam-se mais efetivos.

Este trabalho tem o foco principal no estudo da recristalização dinâmica e obtenção das relações entre os parâmetros de processamento a quente e a microestrutura resultante do aço F 138. A seguir serão apresentados a revisão da literatura existente a respeito deste aço e dos fenômenos metalúrgicos esperados neste estudo, bem como da metodologia empregada na obtenção dos resultados. Será apresentada também a metodologia utilizada nos ensaios de torção a quente e os resultados obtidos com esses ensaios, bem como sua discussão e as conclusões finais.





## **2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

Será mostrado neste capítulo um estudo feito sobre os conceitos teóricos que envolvem a conformação a quente dos materiais metálicos, seus principais mecanismos de endurecimento e amaciamento dinâmicos e seus parâmetros de processo associados. Será feito também uma análise de como obter informações e relações matemáticas importantes sobre o comportamento a quente do aço inoxidável F 138 através de ensaios de torção realizados em laboratório, bem como dos métodos e equipamentos utilizados.

### **2.1 FUNDAMENTOS METALÚRGICOS DA CONFORMAÇÃO A QUENTE**

Diz-se que um metal sofre trabalho a quente quando a deformação é feita sob condições de temperaturas e taxas de deformação tais que predominam mecanismos de amaciamento de sua microestrutura durante o processamento.

Através dos fenômenos de recuperação e recristalização, um metal encruado pode ter a sua microestrutura restaurada no processamento a quente, uma vez que, sob tais condições, algumas ligas metálicas têm seu comportamento afetado por fenômenos de aumento de resistência e de amaciamento que competem entre si, determinando o resultado final do material deformado, onde a ativação térmica tem papel fundamental nesse aspecto.

Quando os fenômenos de amaciamento ocorrem durante a aplicação da tensão são denominados de dinâmicos e quando ocorrem após o descarregamento ou no intervalo entre passes são conhecidos como estáticos. Existe ainda um fenômeno conhecido como metadinâmico, que também ocorre após o descarregamento. Os processos de amaciamento são mecanismos de reversão aos fenômenos de aumento de resistência, sendo de fundamental importância a ocorrência de mecanismos de difusão, que ocorrem frequentemente em condições de processamento a quente [1,2].

Durante o trabalho a quente em um metal, o aumento de resistência é devido ao encruamento e a outras maneiras de bloqueio de discordâncias,

como a ocorrência de precipitados, solução sólida ou ancoramentos por contornos de grãos. Os mecanismos de amaciamento como a recuperação e recristalização agem no sentido de eliminar as discordâncias geradas durante o encruamento através do rearranjo e aniquilação desses pequenos defeitos, tendo a recristalização, a função de alterar a subestrutura e conseqüentemente a microestrutura do material [1,2].

Através de curvas de escoamento plástico obtidas durante ensaios que simulam as condições industriais de processamento, como o ensaio de torção a quente, pode-se observar a ocorrência destes mecanismos, uma vez que as curvas obtidas podem apresentar formatos distintos que evidenciam a ocorrência desses mecanismos. Estes fenômenos serão apresentados de maneira sucinta nos tópicos a seguir deste trabalho.

## **2.2 MECANISMOS DE AUMENTO DE RESISTÊNCIA**

O aumento de resistência no trabalho a morno e a quente deve-se à ocorrência do encruamento e a outras formas de bloqueio de discordâncias como a precipitação, solução sólida e o refino de grão. A efetividade desses mecanismos depende das condições de temperatura e taxa de deformação aplicadas. O conhecimento e controle desses mecanismos é de grande importância na preparação de uma sequência de passes de conformação mecânica, pois deles depende a quantidade de tensão aplicada num processamento e, principalmente as propriedades finais obtidas através da microestrutura resultante [1,2].

### **2.2.1 ENCRUAMENTO**

O encruamento é um dos mecanismos responsáveis pelo aumento da resistência mecânica dos metais durante a conformação a quente. Este mecanismo ocorre devido ao aumento da densidade de discordâncias gerado pela aplicação de tensão durante um determinado processamento termomecânico [3]. As discordâncias são geradas e se agrupam em arranjos

formando estruturas de subgrãos que posteriormente, com o aumento da deformação, se transformarão em grãos refinados, aumentando a resistência mecânica do metal.

Do ponto de vista microestrutural, as discordâncias geradas pelo encruamento movem-se por seus sistemas de escorregamento com o aumento da deformação e o encruamento será maior quanto maior for a dificuldade de essas discordâncias móveis caminharem e vencerem os campos de tensão gerados na rede cristalina pelos outros defeitos anteriormente armazenados. O bloqueio das discordâncias gera o empilhamento das mesmas até um ponto onde, através do deslizamento cruzado, algumas discordâncias são capazes de transpor este bloqueio [4-6].

Analisando-se o comportamento do encruamento em uma determinada curva de escoamento plástico define-se que a inclinação desta curva será igual a taxa de encruamento, ou seja, qual será o aumento de tensão necessário para se atingir uma determinada deformação. A taxa de encruamento, definida na equação 2.1 [7, 8], é igual à derivada da curva tensão vs. deformação equivalentes e tende a diminuir quanto maior for a temperatura e menor for a taxa de deformação [9-13].

$$\theta = \left( \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \right)_{T, \dot{\epsilon}} \quad (2.1)$$

A Figura 2.1, de  $\theta$  vs.  $\sigma$ , representa os estágios de encruamento encontrados numa amostra de um aço inoxidável austenítico 304, obtidas em torção a quente em condições de  $T = 882 \text{ }^\circ\text{C}$  e taxa de deformação de  $1 \text{ s}^{-1}$  [14]. Percebe-se nesta curva que existem duas regiões lineares distintas. Inicialmente a taxa de encruamento diminui linearmente de  $\theta_0$  até o ponto 3 com  $\epsilon \approx 0,1 \text{ s}^{-1}$  onde inicia-se a formação de subgrãos [15]. Em seguida, com a formação de subgrãos, há um desvio da linearidade até que se atinge o ponto 2 onde a curva torna-se novamente linear, porém com uma baixa inclinação, de onde a curva finalmente declina-se do ponto 1 até  $\theta = 0$ , que corresponde à

tensão de pico ( $\sigma_p$ ). O ponto de inflexão da curva (ponto 1) corresponde à tensão crítica ( $\sigma_c$ ), onde se inicia a recristalização dinâmica [7, 8, 15, 16].

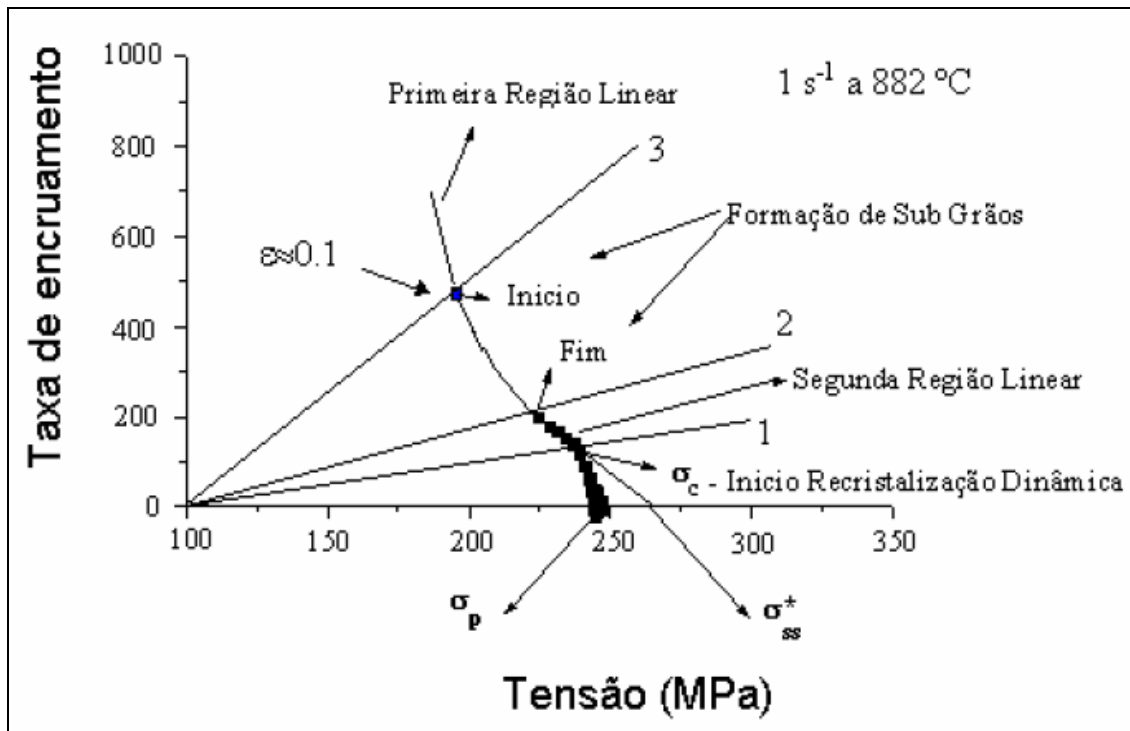


Figura 2.1: Representação esquemática da curva  $\theta$  vs.  $\sigma$ , para uma curva obtida a 882°C e 1 s<sup>-1</sup>, de um aço inoxidável austenítico tipo 304 [14]

### 2.3 MECANISMOS DE AMACIAMENTO

Os mecanismos de amaciamento que ocorrem durante a aplicação de tensão são denominados dinâmicos e os que ocorrem após a aplicação da tensão são denominados estáticos e metadinâmicos. Nas aplicações industriais onde são utilizados alguns passes de deformação, ambos os fenômenos são observados. A recuperação e recristalização dinâmicas ocorrem durante o carregamento, enquanto que a recuperação e recristalização estáticas ocorrem após o descarregamento juntamente com a recristalização metadinâmica.

Estes mecanismos são responsáveis pelo refino de grãos e conseqüentemente, pela qualidade microestrutural e propriedades finais de materiais metálicos processados termomecanicamente, por isso o estudo e

controle da ocorrência destes fenômenos durante o processamento tem sido alvo de diversos pesquisadores [1, 2, 11, 13]. O presente trabalho limita-se apenas ao estudo dos fenômenos ocorridos dinamicamente, e por isso somente estes serão apresentados a seguir.

### **2.3.1 RECUPERAÇÃO DINÂMICA**

A recuperação dinâmica ocorre durante a aplicação da tensão nas subestruturas formadas pelo encruamento. No início da deformação, novas discordâncias são geradas pelo encruamento e em seguida o mecanismo de recuperação começa a agir através do rearranjo e aniquilação desses defeitos formando células e subgrãos cujos contornos são formados por emaranhados dessas discordâncias.

Em metais com alta energia de falha de empilhamento, as discordâncias parciais caminham mais próximas umas das outras e por isso aniquilam-se mais facilmente através de mecanismos de escalagem e escorregamento transversal. Neste caso há um aumento na taxa de aniquilação das discordâncias, diminuindo, assim, a taxa de encruamento até se atingir um ponto onde a geração e aniquilação de discordâncias se igualam, iniciando um regime de estado estacionário, não mais alterando a tensão necessária para a deformação. A partir deste ponto os grãos serão deformados e os subgrãos se tornam constantes em forma e tamanho [1, 17].

Em metais com baixa e média energia de falha de empilhamento, as discordâncias caminham mais distantes umas das outras, aumentando a dificuldade de ocorrer o rearranjo e aniquilação desses defeitos somente através da recuperação. Com isso, a taxa de aniquilação é menor que a taxa de geração de discordâncias, aumentando a densidade de discordâncias nas subestruturas formadas pela recuperação e conseqüentemente a quantidade de energia armazenada no material. Com o aumento da deformação, a quantidade de energia armazenada aumenta até que se atinge um valor crítico onde se ativam os mecanismos térmicos de recristalização dinâmica.

A Figura 2.2 representa uma curva de escoamento plástico para metais que somente recuperam-se dinamicamente. Nota-se nesta curva um aumento inicial da tensão devido ao encruamento até se atingir o ponto onde há o balanço entre os mecanismos de encruamento e amaciamento e a curva torna-se constante, iniciando-se o estado estacionário. Deste ponto em diante ocorre um rearranjo contínuo dos contornos de subgrãos através da aniquilação de subcontornos antigos e formação de novos contornos (repoligonização), mantendo constantes, a densidade de discordâncias e o tamanho médio dos subgrãos formados.

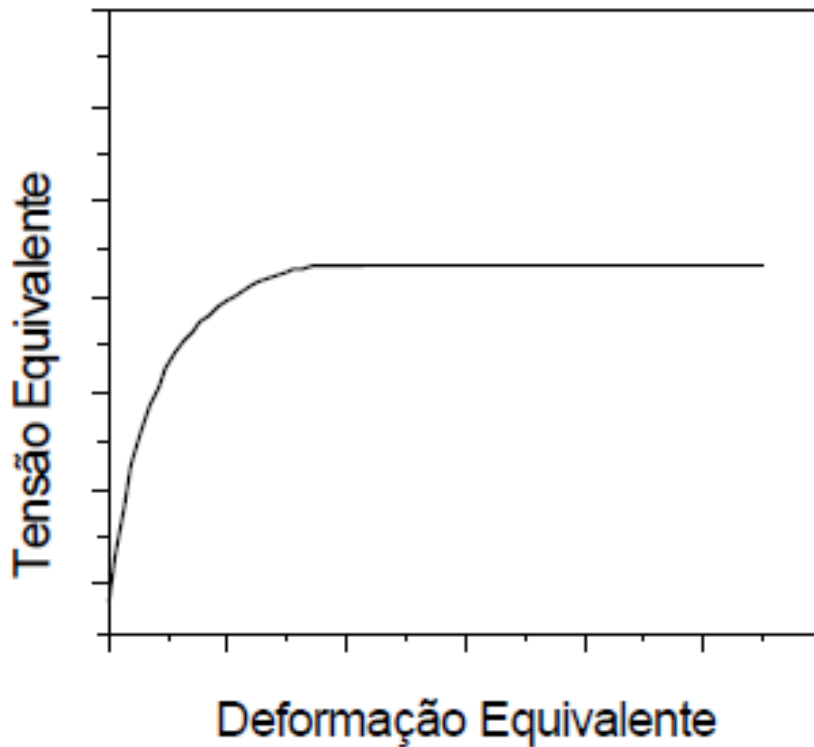


Figura 2.2 – Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que somente se recuperam dinamicamente.

### 2.3.2 RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA

A recristalização dinâmica é um dos fenômenos responsáveis pelo amaciamento de materiais metálicos, ocorre durante a deformação e, por ser um mecanismo termicamente ativado, necessita de uma quantidade de energia armazenada para se iniciar. O conhecimento a respeito da recristalização dinâmica é uma ferramenta importante no controle microestrutural e nas propriedades mecânicas de materiais processados termicamente [18-22].

Este é um mecanismo comum em metais com baixa e média energia de falha de empilhamento, o que promove uma recuperação lenta permitindo que a densidade de discordâncias aumente, pois a taxa de geração será maior que a taxa de aniquilação desses defeitos. Com o acúmulo de discordâncias geradas pelo aumento da deformação, o material vai acumulando também uma quantidade de energia interna suficiente para o início da recristalização dinâmica. Por ser um mecanismo termicamente ativado, existe um ponto crítico atingido quando se alcança a deformação crítica ( $\epsilon_c$ ), onde a barreira energética é transposta [16, 22, 23] iniciando a geração de novos grãos cristalinos isentos de deformação e, por isso, passíveis de sofrer novo processo de encruamento.

O mecanismo de recristalização dinâmica convencional atua através da nucleação e crescimento de novos grãos nas células e subgrãos formados durante a recuperação, geralmente em condições de altas temperaturas e baixas taxas de deformação [24]. Estas subestruturas possuem contornos de baixo ângulo formados pelo acúmulo de discordâncias geradas durante o encruamento. Através de mecanismos de rotação e /ou coalescimento, estas subestruturas adquirem nova orientação cristalina, gerando novos grãos recristalizados dinamicamente, desta vez com contornos de alto ângulo.

A Figura 2.3 representa uma curva típica de materiais que recristalizam dinamicamente. Percebe-se nesta curva que a tensão aumenta inicialmente, devido ao encruamento promovido pela deformação, até se atingir um valor crítico ( $\sigma_c$  e  $\epsilon_c$ ) onde se inicia a recristalização dinâmica. Em seguida, a curva continua subindo até se atingir um pico de tensão ( $\sigma_p$  e  $\epsilon_p$ ) onde ocorre um balanço entre as taxas de geração e aniquilação de discordâncias. Com o

aumento da deformação, inicia-se o processo de amaciamento até se atingir o estado estacionário ( $\sigma_{ss}$  e  $\epsilon_{ss}$ ), onde a tensão e também o tamanho médio de grão recristalizado dinamicamente não mais se alteram com a deformação.

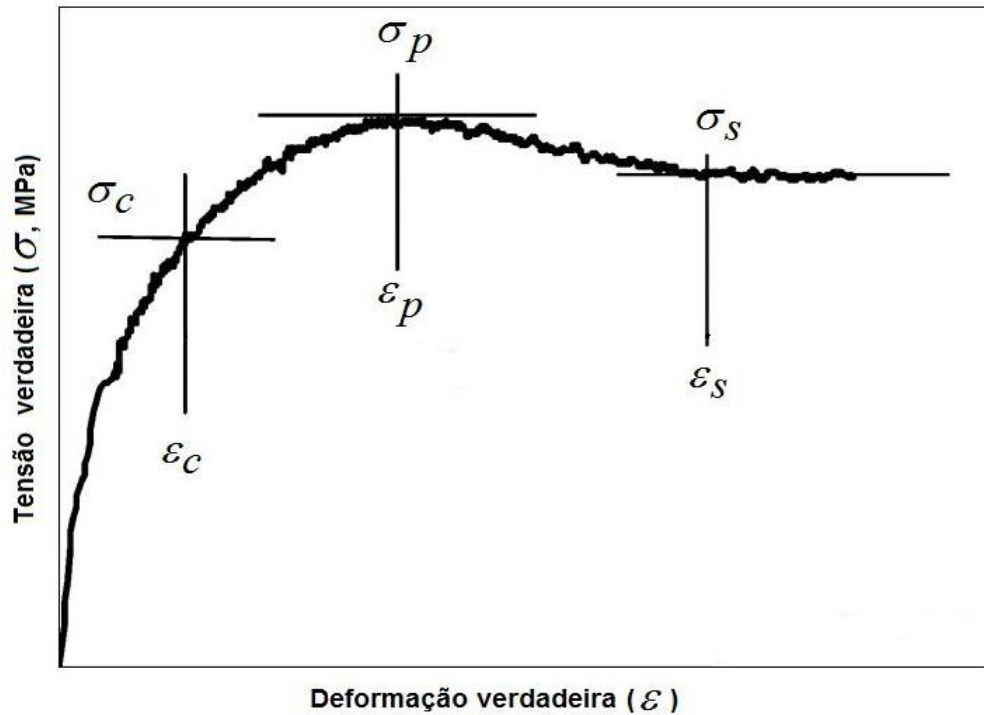


Figura 2.3: Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente [25]

Outro mecanismo operante de recristalização dinâmica é conhecido como *necklacing* (colar) e é favorecido sob condições de baixas temperaturas e altas taxas de deformação [24,26]. Neste caso, a recristalização dinâmica inicia nos contornos de grão, precedidas pela flutuação na forma dos contornos de grão deformados, como serrilhamento e embojamento, onde eventualmente novos grãos são gerados nesses contornos, induzindo o mecanismo de formação de subgrãos. Miura e Sakai [27] desenvolveram esta explicação para a formação de novos grãos e a Figura 2.4 mostra a evolução esquemática deste mecanismo.

Nesta figura, os autores sugerem que o cisalhamento dos contornos surgem no início da deformação a quente conduzindo à deformação local heterogênea ao longo dos contornos e consequente acomodação plástica



próximas a esses contornos deformados. Os contornos de grão serrilhados, com alta densidade de discordâncias, assim como os contornos de macla gerados na deformação, serão os sítios preferenciais para a nucleação dos novos grãos, que surgem devido ao embojamento dos contornos serrilhados, acompanhados da evolução de subcontornos induzidos pela deformação.

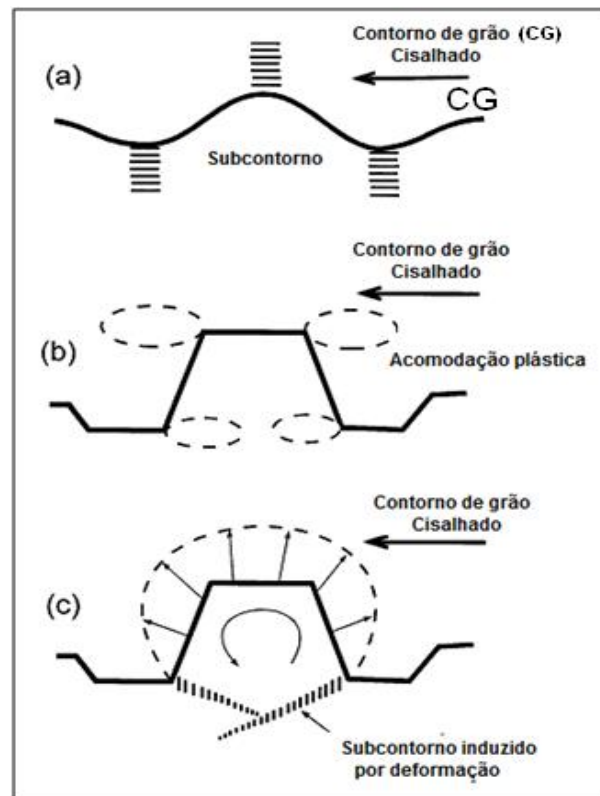


Figura 2.4: Evolução esquemática da formação de novos grãos recristalizados dinamicamente [27]. a) Distorção dos contornos de grão acompanhada pela evolução de subcontornos b) Contornos de grão parcialmente cisalhados, promovendo o desenvolvimento de deformações locais não homogêneas c) Embojamento de partes dos contornos de grão serrilhados acompanhada pela evolução de subcontornos induzidos pela deformação devido ao cisalhamento dos contornos de grão, levando à formação de um grão recristalizado dinamicamente.

A Figura 2.5 mostra a representação esquemática deste fenômeno durante um processo de deformação. Inicialmente surge uma primeira camada

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

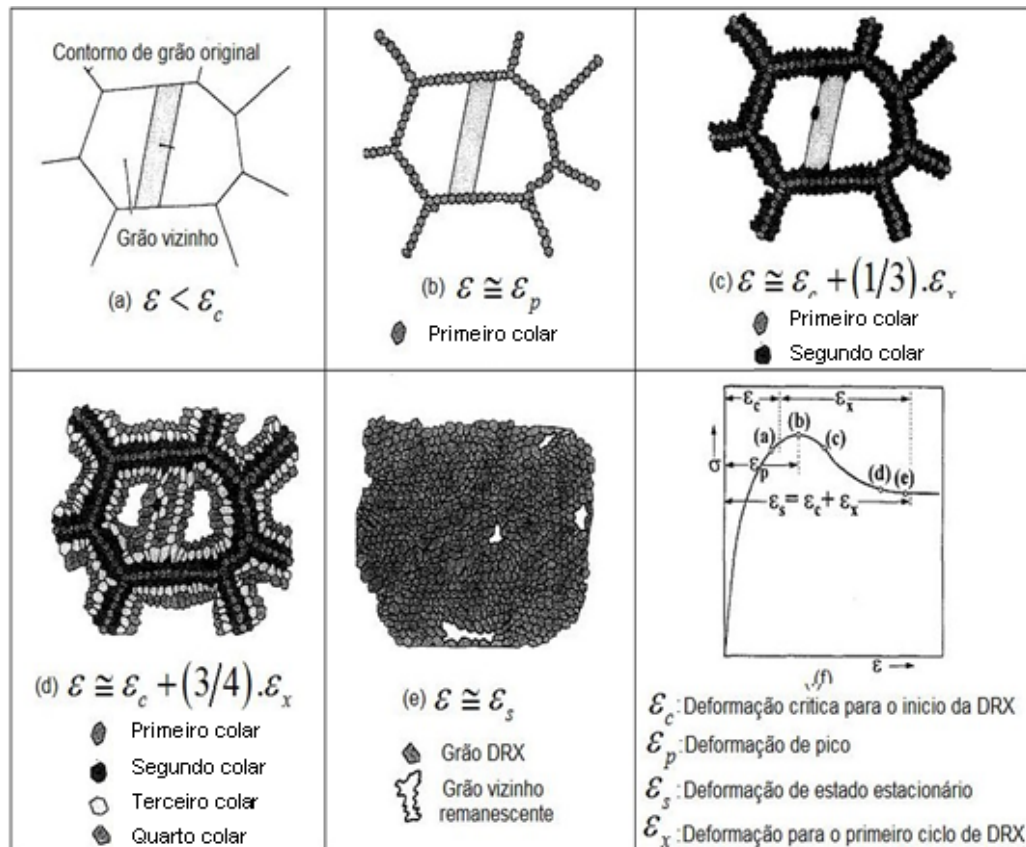


Figura 2.5: Evolução esquemática da recristalização dinâmica através do mecanismo de *necklacing* de acordo com Sellars [28]. (a) Microestrutura inicial anterior ao ponto crítico, formada por grãos vizinhos. (b) Primeiro colar formado por grãos recristalizados nos contornos de grão. (c) Segundo colar formado, expandindo-se para o interior do grão. (d) Expansão da recristalização dinâmica. (e) Volume interno do grão inicial consumido por grãos recristalizados dinamicamente. (f) Curva de escoamento plástico correspondente.

Jafari e Najafizadeh [24,26] utilizaram-se destes dois mecanismos de recristalização dinâmica para explicar o fenômeno encontrado por eles durante a realização de ensaios de compressão sob diversas condições de temperatura e taxa de deformação para um aço inoxidável austenítico 316. Foram encontrados dois grupos de tamanho médio de grão, de acordo com as condições de deformação utilizadas (parâmetro Z). Um grupo com tamanho médio de grão menor, em condições de alto valor de Z, ou seja, baixa temperatura e alta taxa de deformação, e outro grupo com tamanho de grão maior, sob condições de baixo valor de Z, ou seja, altas temperaturas e baixas taxas de deformação.

A este fenômeno foi atribuído o fato de ter ocorrido um dos dois mecanismos distintos de recristalização dinâmica explicados acima para cada grupo. Para o grupo com grãos maiores, de altos valores de Z, ocorreu o mecanismo de recristalização convencional, enquanto que para o grupo com alto valor de Z e grãos menores, o mecanismo atuante foi o de recristalização dinâmica por *necklacing*.

### **2.3.2.1 TENSÃO CRÍTICA PARA INÍCIO DA RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA**

Existe uma grande dificuldade em se determinar o ponto exato de início da recristalização dinâmica, conhecido com tensão e deformação críticas ( $\sigma_c$  e  $\epsilon_c$ , respectivamente). Esta dificuldade se deve ao fato deste ponto não ser aparente na curva de escoamento plástico. A presença de um pico nesta curva é considerado frequentemente como o único indicativo da ocorrência da recristalização dinâmica [23, 29, 30], e mesmo assim não oferece, por si só, condições de se determinar os valores de tensão e deformação críticas.

Ryan e McQueen [7,8] sugeriram que um indicativo do início da recristalização dinâmica seria um ponto de inflexão na curva da taxa de encruamento vs. tensão equivalente. Algumas considerações termodinâmicas revelaram que para um aço inoxidável austenítico, este ponto de inflexão pode ser considerado como de início da recristalização dinâmica [16]. Estudos em

outros materiais também levaram a essa observação [31, 32], porém o método proposto por Ryan e McQueen não foi muito bem definido.

Poliak e Jonas [16, 25] sugeriram como sendo o valor crítico para o início da recristalização, o ponto mínimo no valor absoluto da inclinação do encruamento  $-\delta\theta/\delta\sigma$ . Este pode ser obtido através da derivada do gráfico da taxa de encruamento vs. tensão equivalente, e traçados num novo gráfico em função da tensão. O ponto mínimo desta curva está associado termodinamicamente a um aumento de um grau de liberdade no material, e por isso pode ser considerado como o início da recristalização dinâmica [16].

Através da metodologia proposta por Poliak e Jonas, podem-se determinar os valores das tensões críticas para cada condição de deformação aplicada e, em seguida obter os valores das deformações críticas correspondentes através dos gráficos de tensão vs. deformação equivalentes.

## 2.4 RELAÇÕES MATEMÁTICAS UTILIZADAS NA PREVISÃO DO COMPORTAMENTO DA RECRISTALIZAÇÃO DINÂMICA

Algumas relações matemáticas vêm sendo propostas a fim de se obter condições de prever o comportamento da recristalização dinâmica em função de alguns parâmetros de processo. Dentre elas está a equação 2.2 que descreve o processo de ativação térmica da deformação a quente, proposta por Sellars e Tegart [33]. Nesta equação, conhecida como lei do seno hiperbólico e utilizada para se obter o valor da energia de ativação (Q) associada à tensão de pico, relaciona-se os parâmetros de processo como taxa de deformação, temperatura e o esforço aplicado com o parâmetro Z.

$$Z = \dot{\epsilon} \times \exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha\sigma_p)]^n \quad (2.2)$$

Onde Z é o parâmetro de Zener – Hollomon,  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação ( $s^{-1}$ ), Q é a energia de ativação aparente (kJ/mol), R é a constante universal dos gases (8,31 J/mol.K), T é a temperatura absoluta do ensaio (K),  $\sigma_p$  é a

tensão de pico correspondente (MPa) e  $A$ ,  $\alpha$  e  $n$  são constantes dependentes do material.

A partir da derivada parcial desta equação, calcula-se o valor de  $Q$  (equação 2.3) e em seguida calcula-se o valor do parâmetro  $Z$ . Este parâmetro é constante desde que a temperatura e taxa de deformação também sejam. Com os valores de  $Z$  obtêm-se relações importantes para diversos pontos da curva, como os valores das tensões e deformações críticas, de pico e de estado estacionário.

$$Q_{def} = n.R \left[ \frac{\partial \ln \sinh(\alpha \cdot \sigma_p)}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \right]_{\dot{\epsilon}} \quad (2.3)$$

A relação entre o parâmetro  $Z$  e a tensão de pico e também com as deformações críticas e de pico obtidas para amostras de cobre e de um aço inoxidável austenítico [34-40] estão mostradas a seguir.

$$\sigma_p = A_p \times Z^{m_p} \quad (2.4)$$

$$\epsilon_c = B_c \times Z^{k_c} \quad (2.5)$$

$$\epsilon_p = B_p \times D_0^{p_p} \times Z^{k_p} \quad (2.6)$$

Onde  $D_0$  é o tamanho de grão inicial,  $Z$  é o parâmetro de Zener – Hollomon,  $\sigma_p$  é a tensão de pico,  $\epsilon_c$  é a deformação crítica,  $\epsilon_p$  é a deformação de pico e  $A_p$ ,  $m_p$ ,  $B_c$ ,  $k_c$ ,  $B_p$ ,  $p_p$  e  $k_p$  são constantes dependentes do material.

Sabendo que a recristalização dinâmica tem início quando se atinge um valor crítico de deformação ( $\epsilon_c$ ), que é menor que a deformação de pico ( $\epsilon_p$ ), a expressão abaixo é utilizada para relacionar estes valores [41, 42], onde  $k$  é uma constante.

$$\varepsilon_c \cong k \times \varepsilon_p \quad (2.7)$$

Foram definidas também equações que relacionam a tensão de estado estacionário com o parâmetro  $Z$  e o tamanho de grão recristalizado dinamicamente com o parâmetro  $Z$ , mostradas a seguir [8, 38, 40, 43-48], onde  $\sigma_{ss}$  é a tensão de estado estacionário,  $D_0$  é o tamanho de grão inicial,  $D$  é o tamanho de grão recristalizado dinamicamente,  $Z$  é o parâmetro de Zener – Hollomon,  $A_{ss}$ ,  $m_{ss}$ ,  $m$  e  $k$  são constantes dependentes do material.

$$\sigma_{ss} = A_{ss} \times Z^{m_{ss}} \quad (2.8)$$

$$D = k \times Z^{-m} \quad (2.9)$$

Finalmente, a relação existente entre o tamanho de grão austenítico e as tensões de pico (equação 2.11) e de estado estacionário (equação 2.12) estão mostradas a seguir [5, 43], onde  $n_p$  e  $n_{ss}$  e  $K_p$  e  $K_{ss}$  são constantes dependentes do material.

$$\sigma_{ss} = K_{ss} \times D^{n_{ss}} \quad (2.10)$$

$$\sigma_p = K_p \times D^{n_p} \quad (2.11)$$

## 2.5 SIMULAÇÃO FÍSICA

A simulação física de um processo industrial representa a reprodução em escala laboratorial de um procedimento metalúrgico utilizado em uma planta industrial. Este tipo de ensaio surgiu como uma alternativa de estudo para o comportamento termomecânico de um material, pois existem grandes dificuldades em se utilizar as plantas industriais para este fim, principalmente por não ser economicamente viável [49, 50].

Para se realizar uma simulação física utilizam-se corpos de prova com dimensões reduzidas, realizando-se ciclos térmicos e termomecânicos que representam exatamente as condições de conformação utilizadas na indústria. Um equipamento adequado de simulação física deve ser capaz de abranger uma extensa faixa de valores e condições de temperatura, tensão e taxa de deformação. Outro aspecto importante de ensaios em laboratório é a possibilidade do registro simultâneo dos resultados dos ensaios através das curvas de escoamento plástico obtidas e a associação desses resultados com os parâmetros de processamento impostos. Além disso, a análise metalográfica dos corpos de prova permite avaliar com precisão os resultados esperados.

Os corpos de prova utilizados na simulação física não têm a mesma geometria dos materiais utilizados na conformação em escala industrial, porém permitem avaliar com boa fidelidade o comportamento desses materiais em condições de processamento industriais [25, 51].

Existem alguns equipamentos de laboratório utilizados para este fim, entre eles o de ensaios de tração, compressão e torção a quente. Neste trabalho foi utilizado o ensaio de torção a quente e, por isso este equipamento será detalhado a seguir.

## **2.6 ENSAIO DE TORÇÃO A QUENTE**

Este tipo de ensaio consiste na aplicação de uma tensão de torção em uma das extremidades do corpo de prova enquanto que a outra permanece fixa. Os ensaios são feitos em pequenos fornos que permitem alcançar e variar as temperaturas desejadas, semelhantes às utilizadas em escala industrial. Este tipo de ensaio tem sido amplamente utilizado para simular e aperfeiçoar o comportamento a quente dos metais, por causa da não ocorrência de instabilidades geométricas durante a deformação [9, 14, 43, 49] e também por possibilitar a aplicação de grandes quantidades de deformação.

O estado de tensão deste ensaio é o cisalhamento puro, o qual girando a uma velocidade constante produz um gradiente de deformação verdadeira do

centro à superfície da amostra [14], sendo que relações matemáticas podem corrigir este gradiente para o cálculo desses valores.

A Figura 2.6 representa o estado de tensão atuante na superfície da amostra durante a aplicação da tensão sob torção. Neste estado de tensão, as tensões tracionantes ( $\sigma_1$ ) e compressivas ( $\sigma_3$ ) são iguais, em magnitude, à tensão cisalhante ( $\tau_{\max}$ ) e formam um ângulo de  $45^\circ$  com o eixo longitudinal da barra cilíndrica. A tensão intermediária ( $\sigma_2$ ), atuante ao plano normal dessas tensões é igual a zero. As tensões não variam ao longo da superfície do cilindro, porém tanto as tensões quanto as deformações cisalhantes variam de acordo com o raio da barra [52].

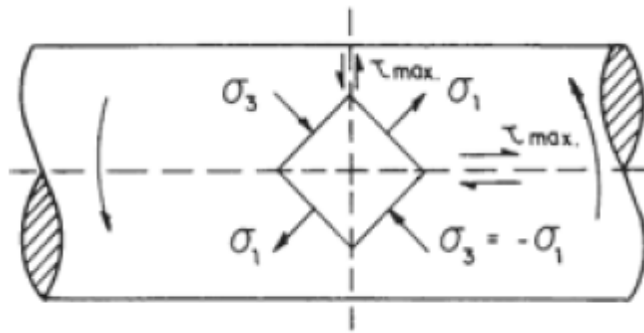


Figura 2.6: Estado de tensão atuante durante um ensaio de torção

Existem algumas vantagens em se utilizar o ensaio de torção a quente em relação aos ensaios de tração e compressão [43, 49, 53-55]. Podem-se utilizar altas taxas de deformações utilizadas em escala industrial e impor elevadas deformações sem que haja formação de instabilidades mecânicas como a estricção, além de permitir avaliar a evolução microestrutural do material através do resfriamento rápido em qualquer etapa do ensaio.

## 2.7 AÇO INOXIDÁVEL F 138

Este material, derivado do aço inoxidável 316, é denominado internacionalmente como ASTM F 138 e conhecido pelas normas brasileiras como ABNT NBR ISO 5832-1. Ambas as normas possuem tabelas de



propriedades mecânicas e também de faixas de composição química aceitáveis para tal denominação [56, 57], além de apresentarem os métodos e ensaios utilizados para caracterização e estudo das propriedades mecânicas, físico-químicas e metalúrgicas deste aço.

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

O grande diferencial presente neste aço, que o faz adequado à utilização como biomaterial na fabricação de próteses, é a baixa quantidade de Carbono – C, evitando assim a formação de carbonetos de cromo nos contornos de grão, e a adição de Molibdênio – Mo, responsável direto pelo aumento na resistência à corrosão localizada por pite [58, 59]. É um aço inoxidável austenítico, com valores médios de energia de falha de empilhamento, em torno de 78 MJ/m [60], o que favorece a ocorrência de recristalização dinâmica durante o processamento a quente.



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 AÇO INOXIDÁVEL F 138

Este aço é produzido no Brasil pela Villares Metals pelo método de refusão por escória eletrocondutora e foi fornecido para a confecção dos corpos de prova utilizados nos ensaios deste trabalho em barras de 20,44 x 4800 mm, como laminado a quente (sem tratamento térmico específico). A composição química do aço em questão foi fornecida pelo fabricante, como mostra a Tabela 3.1, e está dentro da faixa de composição química determinada pelas normas ASTM F 138 e NBR ISSO 5832-1 [56, 57].

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

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

#### 3.2 GEOMETRIA DOS CORPOS DE PROVA UTILIZADOS NOS ENSAIOS

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

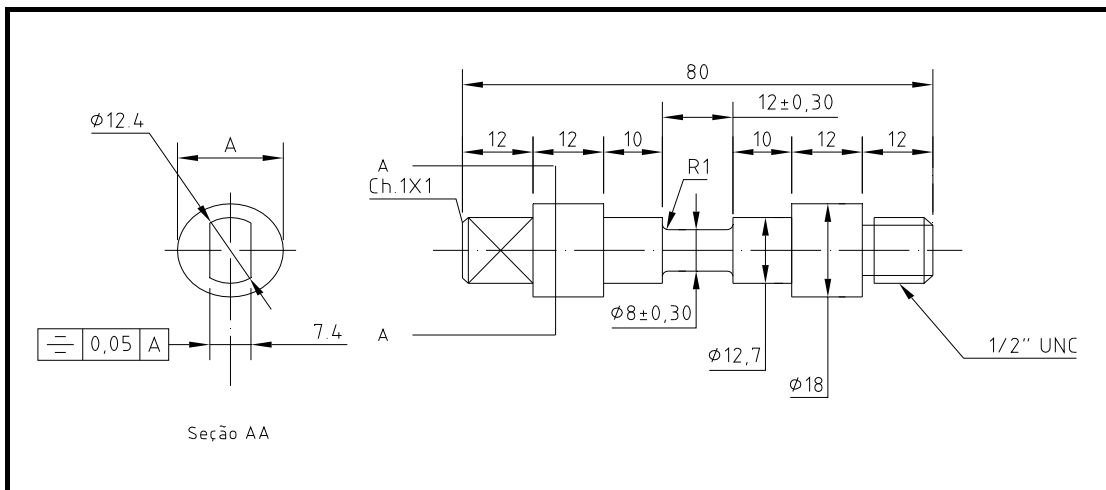


Figura 3.1: Geometria dos corpos de prova

### 3.3 EQUIPAMENTO PARA OS ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE

A máquina utilizada nos ensaios deste trabalho foi projetada e construída no próprio laboratório e consiste num eixo torçor central onde se instala o corpo de prova. De um lado do eixo está acoplado um servo motor elétrico que impõe os esforços mecânicos à amostra com velocidade variando de 0 a 1000 rpm. Também estão a embreagem e o freio eletromagnéticos e o equipamento ótico (encoder) que mede o ângulo de rotação e a velocidade imposta ao corpo de prova. Do outro lado do eixo está acoplada a célula de carga com capacidade máxima de 100 Nm, que é utilizada para realizar as medições dos esforços aplicados.

Para realizar os ensaios com as temperaturas e as taxas de aquecimento e resfriamento impostas, foi desenvolvido um forno de radiação infravermelho, que tem sua potência máxima associada às lâmpadas utilizadas. Neste caso foram utilizadas quatro lâmpadas de 1500 W cada, totalizando 6 kW de potência, o que permite ao forno atingir temperaturas de até 1200 °C.

Adaptado ao forno está um tubo de quartzo que envolve e isola totalmente o corpo de prova. Por este tubo atravessa-se gás inerte (argônio) a fim de proteger a amostra da oxidação e também possibilita a passagem de água corrente em qualquer etapa do ensaio, realizando a têmpera e permitindo a análise microestrutural do material estudado.

Para medir a temperatura do ensaio, um termopar cromel-alumel, tipo K, é colocado em contato direto ao corpo de prova e a variação e controle da temperatura é feita por um controlador que impõe as taxas de aquecimento e resfriamento e mantém a temperatura constante durante os ensaios.

Os ensaios são controlados por um computador ligado à máquina, que é responsável por aplicar os parâmetros de processamento como temperatura, deformação e taxa de deformação e também por armazenar os dados obtidos durante os ensaios. Com os valores obtidos nos ensaios, o computador gera os gráficos de tensão e deformação equivalentes, através do uso das equações 3.1 e 3.2, mostradas a seguir [61].

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

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

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

### 3.4 ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE

Neste trabalho foram feitos ensaios de torção a quente isotérmicos contínuos em diversas temperaturas e taxas de deformação a fim de obter as curvas de tensão vs. deformação, ou curvas de escoamento plástico do material. A partir das curvas experimentais, foi determinado o valor da energia de ativação aparente (Q) para a deformação a quente do aço e, assim, os valores do parâmetro (Z) de Zener – Hollomon para as condições de

deformações estudadas. Fazendo a derivada da tensão com a deformação ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) para os experimentos realizados, foram construídas curvas da taxa de encruamento vs. tensão equivalente e determinado a dependência dos parâmetros críticos, das curvas de escoamento plástico, em função das condições de deformação.

Foram feitos ensaios em temperaturas de 900, 950, 1000, 1050, 1100 e 1200 °C, e utilizaram-se taxas de deformação de 0,01; 0,1; 1 e 10 s<sup>-1</sup>, totalizando 24 ensaios. Durante a realização dos ensaios, os corpos de prova foram aquecidos com taxa de 2 °C/s até atingir a temperatura de encharque final de 1200 °C, ficando nesta temperatura por dez minutos. Em seguida foram resfriados, também com taxa de 2 °C/s, até atingir a temperatura do ensaio, onde foram deformados até  $\varepsilon = 4,0$ . Por fim, os corpos de prova sofrem o processo de têmpera em água corrente, a fim de congelar a microestrutura do aço para posterior análise metalográfica. A Figura 3.2 mostra uma ilustração do ciclo térmico realizado em cada ensaio.

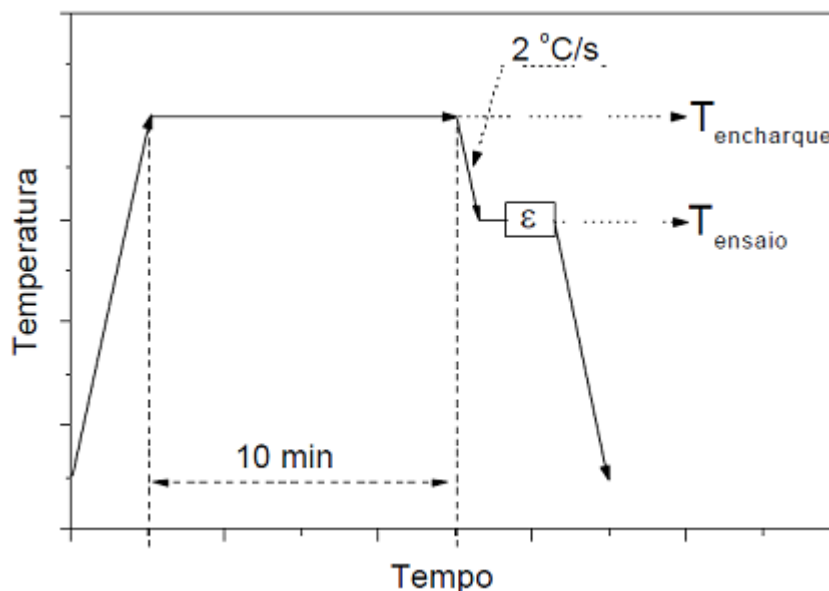


Figura 3.2: Ilustração do ciclo térmico dos ensaios isotérmicos contínuos

### 3.5 METALOGRAFIA

Após a realização dos ensaios, as regiões úteis dos corpos de prova deformados foram retiradas e embutidas em baquelite de forma que ficasse visível a região lateral do material, como mostra a Figura 3.3. As amostras foram lixadas e polidas com alumina ( $1\mu\text{m}$ ) em tecidos de feltro a fim de obter uma superfície lisa e isenta de riscos.

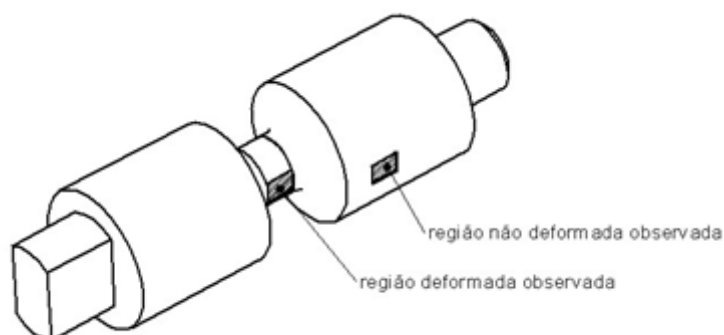


Figura 3.3: Ilustração esquemática das regiões analisadas

Em seguida foram realizados ataques eletrolíticos em solução de ácido nítrico 60%, utilizando tensão de 1,5 V e corrente de 0,02 A com o intuito de revelar os contornos de grão da amostra deformada a fim de realizar uma análise microestrutural do aço em relação à ocorrência dos mecanismos de amaciamento e realização da medição dos tamanhos médios dos grãos.

Foi feito também o embutimento e medição de grãos de uma região não deformada dos corpos de prova, também mostrados na Figura 3.3, a fim de obter os valores de tamanho de grão inicial das amostras,  $D_0$ , anterior à deformação.

A medição de grãos foi feita pelo método computacional, utilizando o software AnalySIS<sup>®</sup>, que é capaz de medir a quantidade de grãos existentes, suas áreas e diâmetros médios. Para isso foi utilizado um microscópio de laboratório da marca Zeiss<sup>®</sup> com uma câmera digital acoplada ao sistema ótico do aparelho e conectada a um computador.





## **4 RESULTADOS E DISCUSSÃO**

Os resultados deste trabalho podem ser divididos entre os obtidos com os ensaios de torção isotérmicos contínuos e os obtidos com a análise metalográfica das amostras ensaiadas. Com esses ensaios, foram obtidas as curvas de tensão vs. deformação equivalentes e seus valores associados das tensões e deformações de pico e de estado estacionário, foram feitos os cálculos da energia de ativação (Q) e de suas constantes associadas e obtiveram-se as curvas de taxa de encruamento vs. deformação equivalente e os valores das tensões e deformações críticas.

Com a análise metalográfica, foram feitas observações microestruturais em relação à ocorrência dos mecanismos de amaciamento estudados neste trabalho e também efetuadas as medições dos tamanhos médios de grãos encontrados. Além disso, também foi possível determinar as equações constitutivas relacionadas ao aço F 138.

### **4.1 ENSAIOS ISOTÉRMICOS CONTÍNUOS**

#### **4.1.1 CURVAS DE ESCOAMENTO PLÁSTICO**

Os gráficos de tensão vs. deformação equivalentes ( $\sigma \times \epsilon$ ) obtidos nos ensaios foram separados em quatro grupos, de acordo com as taxas de deformação utilizadas (0.01, 0.1, 1 e  $10 \text{ s}^{-1}$ ), e são mostrados nas Figuras 4.1 – 4.4. Cada grupo de gráficos contém as seis curvas dos ensaios para cada temperatura aplicada, que são 900, 950, 1000, 1050, 1100 e  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Vê-se nestas figuras que a tensão aumenta com o aumento da deformação até atingir um valor de pico. Em seguida, o valor da tensão diminui alcançando o estado estacionário até o término dos ensaios, sendo este comportamento típico de metais que apresentam o processo de amaciamento através da recristalização dinâmica [25]. Observa-se também, que os valores das tensões de pico diminuem com o aumento da temperatura para cada taxa de deformação utilizada e aumentam com o aumento da taxa de deformação numa mesma temperatura de ensaio.

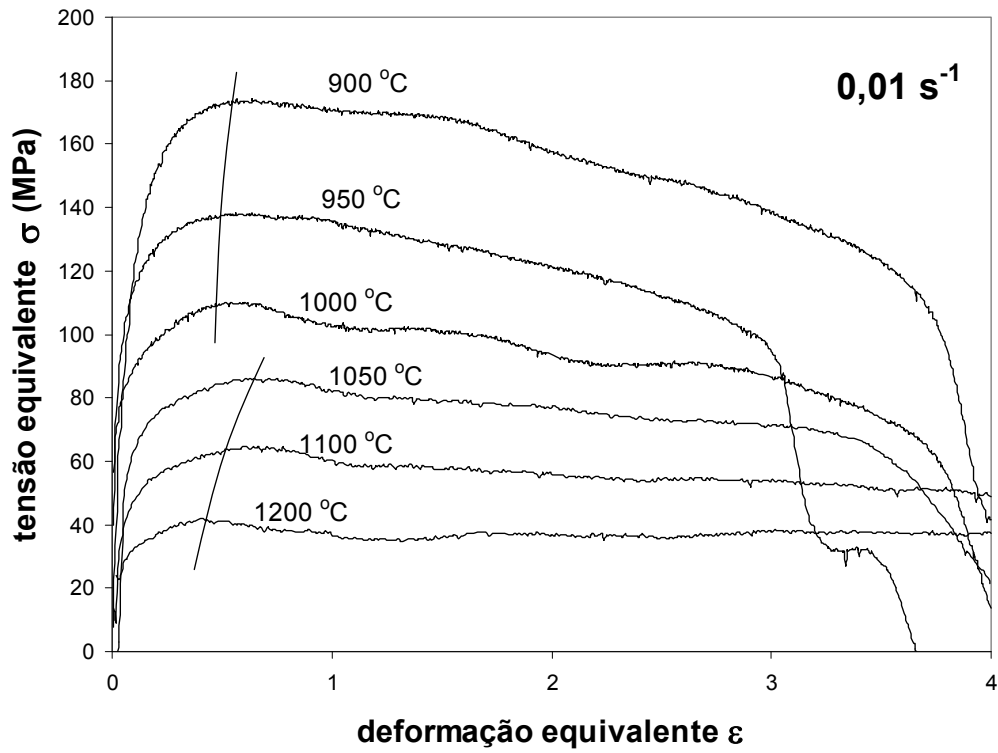


Figura 4.1: Curvas de escoamento plástico determinadas com  $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$

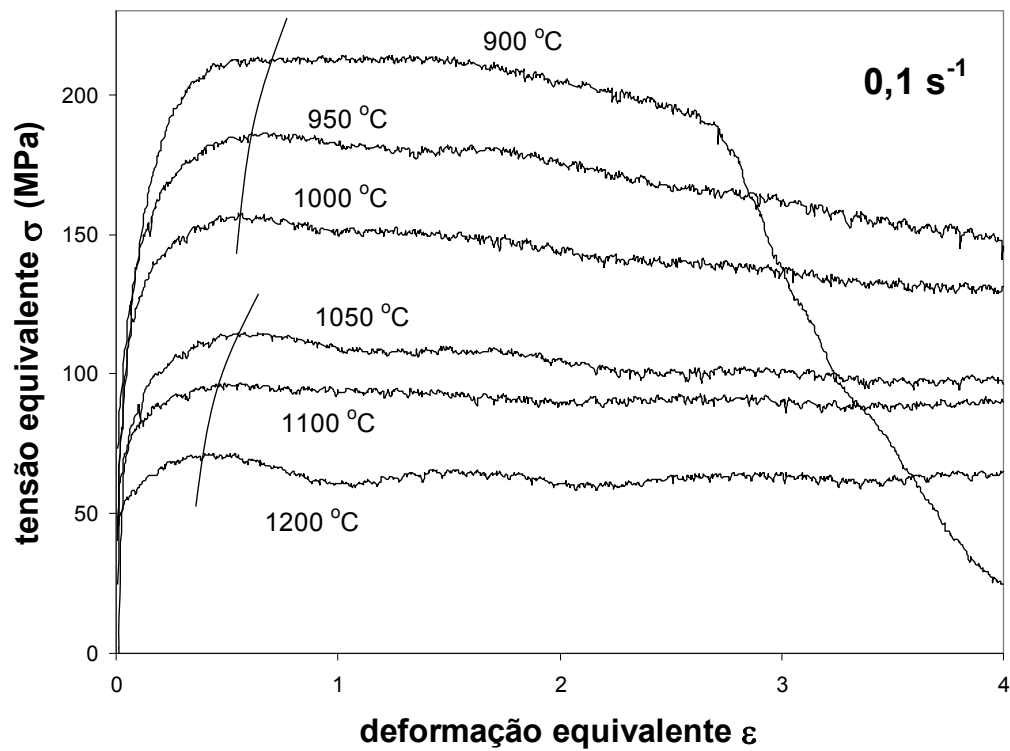


Figura 4.2: Curvas de escoamento plástico determinadas com  $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

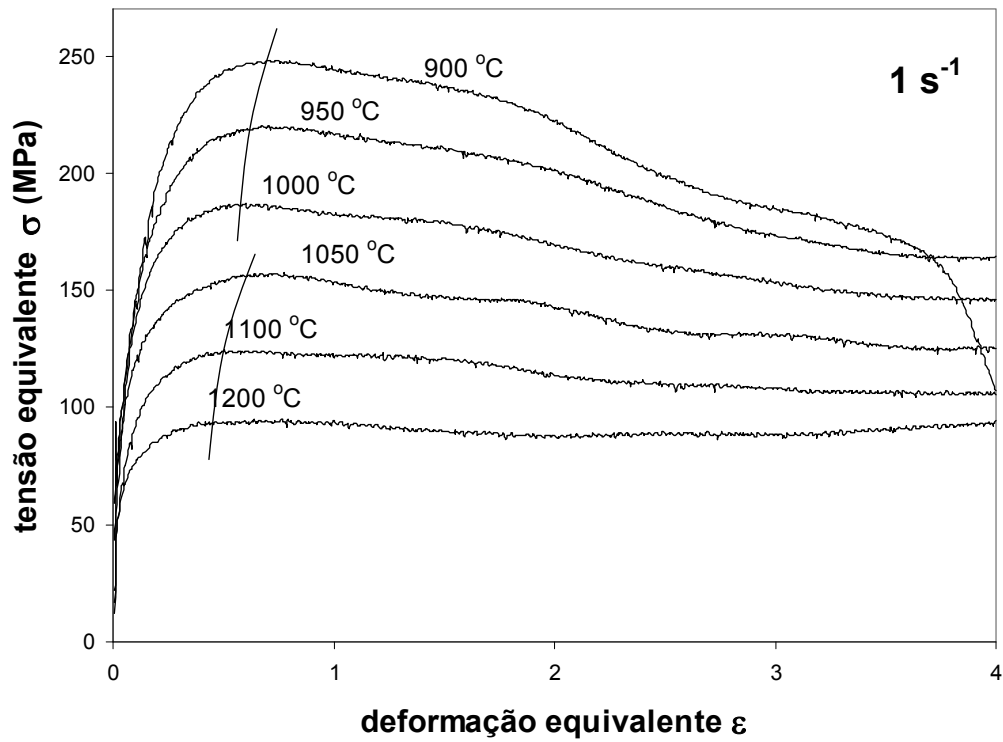


Figura 4.3: Curvas de escoamento plástico determinadas com  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

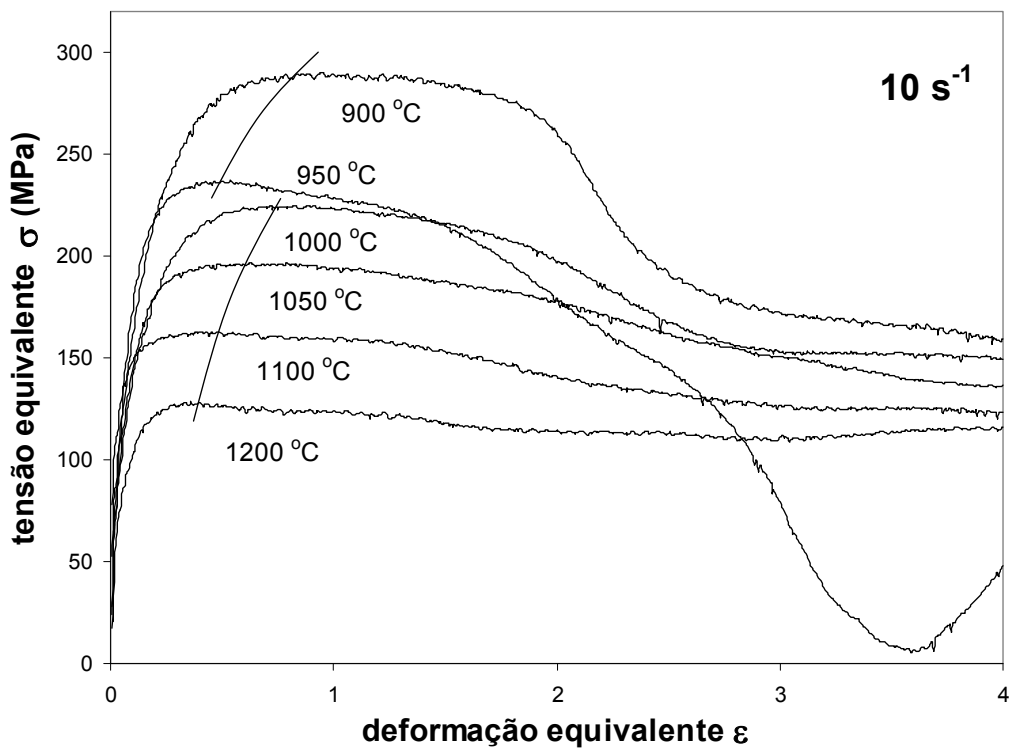


Figura 4.4: Curvas de escoamento plástico determinadas com  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

Em todas as figuras acima nota-se um comportamento diferenciado com relação à forma das curvas, de acordo com as temperaturas dos ensaios. Em todos os casos, é possível separar dois grupos de curvas, as com temperaturas mais baixas que são 900, 950 e 1000 °C (Grupo 1) e as com temperaturas mais elevadas 1050, 1100 e 1200 °C (Grupo 2). As curvas do Grupo 1 estão deslocadas para a esquerda em relação às curvas do Grupo 2, o que significa que o pico de tensão é atingido com menor quantidade de deformação nesses casos. Nos gráficos da Figura 4.4, apenas as duas curvas com temperaturas mais baixas estão deslocadas para a esquerda, enquanto que a curva com  $T = 1000$  °C faz parte do Grupo 2.

Na Figura 4.1, as curvas de 900, 950, 1000 e 1050 °C apresentam uma queda abrupta na tensão quando atinge-se o valor de  $\varepsilon = 3$ , aproximadamente. Isto foi causado pelo rompimento total ou parcial dos corpos de prova durante os ensaios. O mesmo aconteceu na Figura 4.2 com a curva de 900 °C, onde o corpo de prova rompeu-se durante o ensaio. Na Figura 4.3, a curva de 900 °C tem um comportamento diferenciado em relação às outras curvas devido ao rompimento do corpo de prova durante o ensaio com uma deformação de  $\varepsilon = 2$ . O mesmo acontece na curva de 900 °C, na Figura 4.4, enquanto que na curva de 950 °C, o rompimento ocorre antes, na deformação de  $\varepsilon = 1,5$ .

Nota-se que as curvas do Grupo 1 apresentam maior instabilidade plástica, principalmente quando se aplica taxas de deformação elevadas, causando o rompimento de alguns corpos de prova antes do término do ensaio. Já nos casos onde  $\dot{\varepsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ , apesar da taxa ser baixa, o tempo necessário para a realização da deformação completa é muito elevado (400 s), o que também pode ter causado alguns casos de rompimento de corpos de prova.

Das curvas de escoamento plástico, através de uma análise visual, foi possível determinar os valores das tensões e deformações de pico e da tensão de estado estacionário para todos os ensaios.

#### 4.1.2 DETERMINAÇÃO DAS TENSÕES E DEFORMAÇÕES CRÍTICAS

Em alguns casos, as curvas de tensão vs. deformação equivalentes não apresentam um formato típico de recristalização dinâmica, dificultando a identificação do pico de tensão e também do estado estacionário, levando erroneamente a acreditar que somente ocorre o mecanismo de recuperação dinâmica [25]. Assim sendo, é necessário observar os gráficos de taxa de encruamento vs. tensão equivalente, a fim de analisar o comportamento das curvas e identificar a presença de um ponto de inflexão [16, 22, 25], podendo então, confirmar e identificar o ponto onde se inicia a recristalização dinâmica.

Os gráficos de taxa de encruamento vs. tensão equivalente ( $\theta$  vs.  $\sigma$ ) são obtidos calculando-se  $\theta$  através da derivada dos gráficos de tensão vs. deformação equivalentes, como mostra a equação 4.1.

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (4.1)$$

Uma análise nos gráficos da taxa de encruamento desde o início da deformação até o pico de tensão permite apontar os valores das tensões críticas para o início da recristalização dinâmica. Para isso, fez-se um ajuste à curva  $\theta$  vs.  $\sigma$  utilizando-se uma equação polinomial de 3ª ordem (equação 4.2), com o intuito de identificar o ponto de inflexão desta curva, de acordo com o método proposto por Poliak e Jonas [25].

$$\theta = A\sigma^3 + B\sigma^2 + C\sigma + D \quad (4.2)$$

Onde  $\theta$  é a taxa de encruamento,  $\sigma$  é a tensão de escoamento,  $\sigma_c$  é a tensão crítica para início da recristalização dinâmica e A, B, C e D são os coeficientes da equação. Diferenciando-se esta equação com relação à  $\sigma$ , obtém-se a equação 4.3 abaixo e o ponto mínimo desta equação de segunda ordem equivale à tensão crítica para o início da recristalização dinâmica ( $\sigma_c$ ), mostrado na equação 4.4.

$$\frac{d\theta}{d\sigma} = 3A\sigma^2 + 2B\sigma + C \quad (4.3)$$

$$\frac{d^2\theta}{d\sigma^2} = 0 \Rightarrow 6A\sigma_c + 2B = 0 \Rightarrow \sigma_c = \frac{-B}{3A} \quad (4.4)$$

Este procedimento analítico permite obter matematicamente os valores das tensões críticas e foi realizado para todos os ensaios. A Figura 4.5 representa o método para os dados experimentais obtidos no ensaio com temperatura de 1100 °C e taxa de deformação de 1 s<sup>-1</sup> e a equação resultante, de onde retira-se os coeficientes para o cálculo de  $\sigma_c$  está em destaque no gráfico.

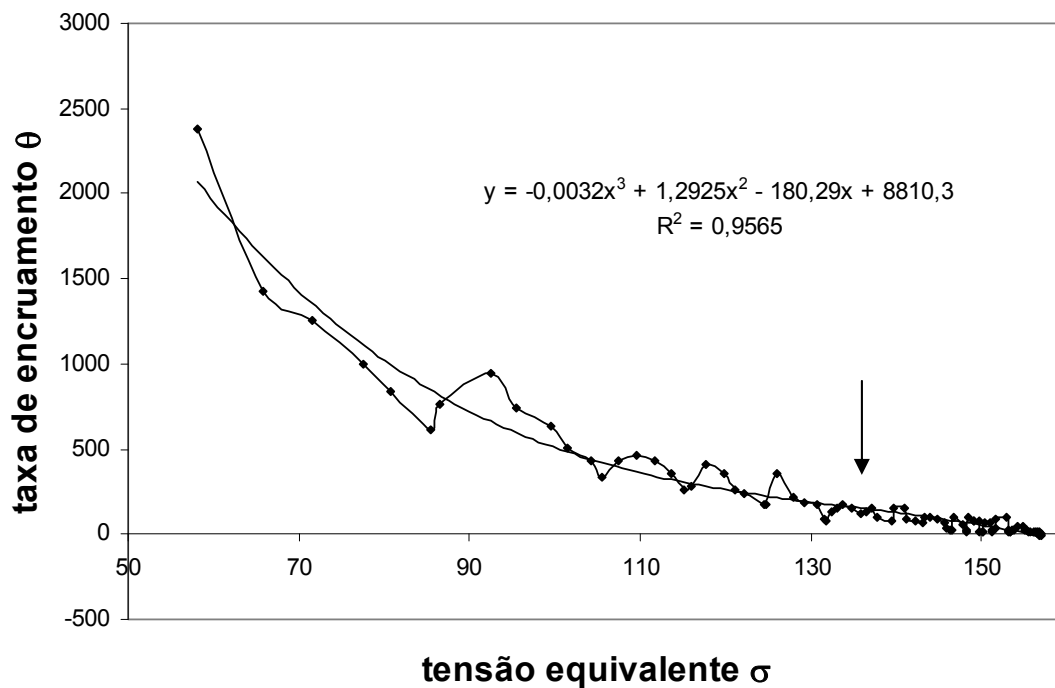


Figura 4.5: Curva  $\theta$  vs.  $\sigma$  para  $T = 1050$  °C e  $\dot{\epsilon} = 1$  s<sup>-1</sup>

Os coeficientes  $A = -0,0032$  e  $B = 1,2925$ , obtidos da equação mostrada no gráfico acima para estas condições de deformação plástica, foram substituídos na equação 4.4 resultando num valor de  $\sigma_c = 134,6$  MPa. A Figura 4.6 mostra o gráfico obtido com os valores resultantes da equação 4.3, onde se

observa o ponto mínimo correspondente à tensão crítica para início da recristalização dinâmica.

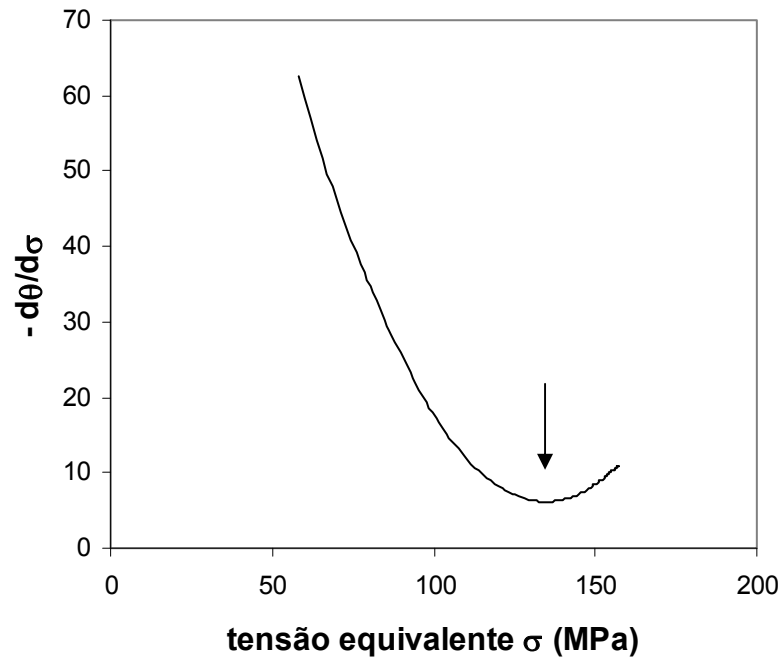


Figura 4.6: Curva  $-d\theta/d\sigma$  vs.  $\sigma$  para  $T = 1050$  °C e  $\dot{\epsilon} = 1$  s<sup>-1</sup>

Este procedimento foi aplicado em todos os dados experimentais deste trabalho e as equações obtidas em cada experimento estão na Tabela 4.1, juntamente com os valores das tensões críticas e suas deformações correspondentes.

Tabela 4.1: Tensões e deformações críticas obtidas analiticamente

$\dot{\varepsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	T (°C)	Equação de terceiro grau	$\sigma_c$ (MPa)	$\varepsilon_c$ (x100%)
0,01	900	$\theta = -0,001\sigma^3 + 0,4145\sigma^2 - 66,8226\sigma + 4229,3$	138,2	0,15
	950	$\theta = -0,0092\sigma^3 + 3,3415\sigma^2 - 411,85\sigma + 17359$	121,1	0,14
	1000	$\theta = -0,0166\sigma^3 + 4,8702\sigma^2 - 480,573\sigma + 16034$	97,8	0,19
	1050	$\theta = -0,0304\sigma^3 + 6,9712\sigma^2 - 536,63\sigma + 13919$	76,4	0,24
	1100	$\theta = -0,0367\sigma^3 + 6,2632\sigma^2 - 360,45\sigma + 7035,2$	56,9	0,23
	1200	$\theta = -0,0322\sigma^3 + 3,7391\sigma^2 - 149,4\sigma + 2077,5$	38,7	0,26
0,1	900	$\theta = -0,0006\sigma^3 + 0,3102\sigma^2 - 57,3956\sigma + 4241,4$	172,3	0,17
	950	$\theta = -0,0012\sigma^3 + 0,6102\sigma^2 - 114,24\sigma + 7559,7$	169,5	0,25
	1000	$\theta = -0,0071\sigma^3 + 2,9807\sigma^2 - 421,01\sigma + 20248$	139,9	0,18
	1050	$\theta = -0,0305\sigma^3 + 8,7481\sigma^2 - 834,51\sigma + 26623$	95,6	0,14
	1100	$\theta = -0,0537\sigma^3 + 13,533\sigma^2 - 1139,13\sigma + 32138$	84,0	0,14
	1200	$\theta = -0,0681\sigma^3 + 12,9181\sigma^2 - 821,19\sigma + 17562$	63,2	0,14
1	900	$\theta = -0,0007\sigma^3 + 0,3978\sigma^2 - 75,287\sigma + 5387,8$	189,4	0,19
	950	$\theta = 0,00002\sigma^3 - 0,00957\sigma^2 - 12,2118\sigma + 2063$	159,5	0,14
	1000	$\theta = -0,0007\sigma^3 + 0,3201\sigma^2 - 59,131\sigma + 4206,8$	152,4	0,15
	1050	$\theta = -0,0032\sigma^3 + 1,2925\sigma^2 - 180,29\sigma + 8810,3$	134,6	0,18
	1100	$\theta = -0,0045\sigma^3 + 1,4043\sigma^2 - 153,72\sigma + 6006,1$	104,0	0,15
	1200	$\theta = -0,0224\sigma^3 + 5,6247\sigma^2 - 477,34\sigma + 13748,4$	83,7	0,16
10	900	$\theta = -0,0002\sigma^3 + 0,115\sigma^2 - 29,173\sigma + 3174,9$	191,6	0,14
	950	$\theta = -0,0005\sigma^3 + 0,2969\sigma^2 - 66,09\sigma + 6058,8$	197,9	0,13
	1000	$\theta = -0,0009\sigma^3 + 0,4871\sigma^2 - 87,6927\sigma + 5841,1$	180,4	0,20
	1050	$\theta = -0,003\sigma^3 + 1,4496\sigma^2 - 236,88\sigma + 13661,3$	161,1	0,14
	1100	$\theta = -0,0033\sigma^3 + 1,5675\sigma^2 - 263,92\sigma + 15628$	158,3	0,21
	1200	$\theta = -0,0285\sigma^3 + 9,2515\sigma^2 - 1004,4\sigma + 36668$	108,2	0,12



#### 4.1.3 CÁLCULO DA ENERGIA DE ATIVAÇÃO APARENTE (Q)

As curvas de escoamento plástico mostram que o nível de tensão depende das condições de deformação, e uma forma de se descrever o comportamento de um determinado material durante a conformação a quente é relacionar os parâmetros de processo utilizados, taxa de deformação, temperatura e tensão. Esta dependência é descrita pela equação 4.5, de Sellars e Tegart [33].

$$Z = \dot{\varepsilon} \times \exp(Q / RT) = A(\sinh(\alpha\sigma_p))^n \quad (4.5)$$

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

Para efetuar o cálculo da energia de ativação aparente (Q) do aço F 138, utilizou-se uma variação do método proposto por Uvira e Jonas [62], através de um método computacional que determina o valor de  $\alpha$  que melhor se ajusta à equação 4.5. Substituindo os valores de  $\dot{\varepsilon}$  e  $\sigma_p$  para cada ensaio na equação 4.5, e efetuando regressões lineares determinou-se o valor de n com a variação de  $\alpha$  numa extensa faixa de valores, sendo que o valor de  $\alpha$  adequado é o que tiver o menor desvio padrão de n para todas as faixas de temperatura. Para o aço F 138 foi encontrado  $\alpha = 0,0117$  e o gráfico  $\log(\dot{\varepsilon})$  vs.  $\log(\sinh(\alpha\sigma_p))$  mostrado na Figura 4.7 define o valor da constante n = 5,041. Os valores das constantes  $\alpha$  e n estão muito próximos aos obtidos por outros autores para o aço inoxidável 316.

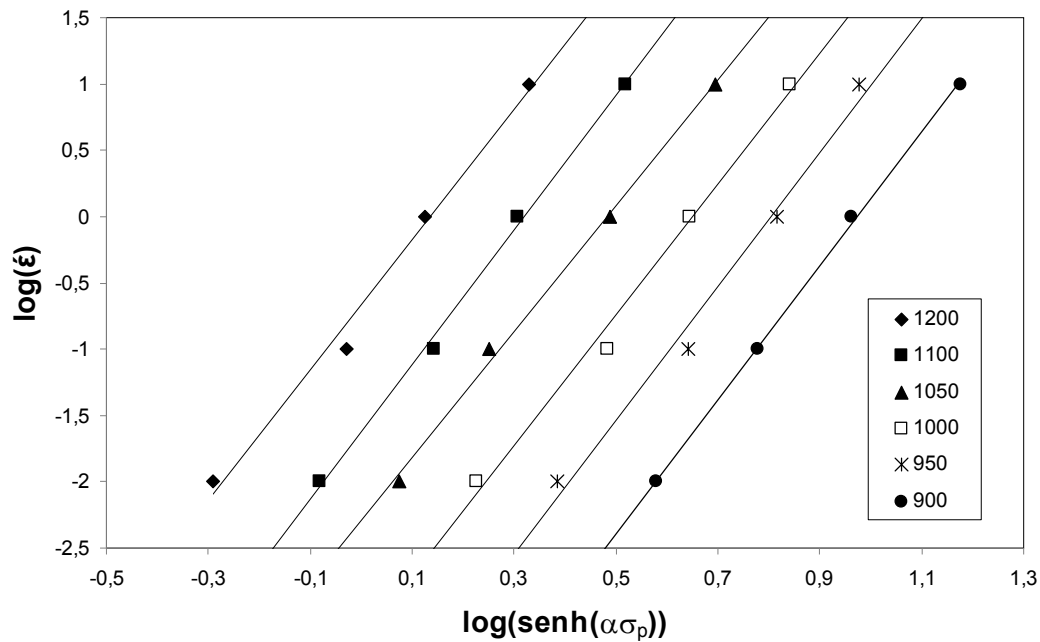


Figura 4.7: Gráfico de  $\log(\dot{\epsilon})$  vs.  $\log(\sinh(\alpha\sigma_p))$  para cálculo da constante  $n$

A energia de ativação aparente para a deformação a quente é dada pela equação 4.6 [33], que pode ser solucionada graficamente relacionando-se  $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$  vs.  $10000/T$ , como está mostrado na Figura 4.8. O valor da energia de ativação aparente obtido para o aço F 138 é de  $Q = 475$  kJ/mol, e está em conformidade com resultados obtidos anteriormente por outros autores para este tipo de material, que está na faixa de 400 a 500 kJ/mol para os aços inoxidáveis austeníticos [63].

$$Q_{def} = nR \left[ \frac{\delta \ln(\sinh(\alpha\sigma_p))}{\delta(1/T)} \right] \quad (4.6)$$

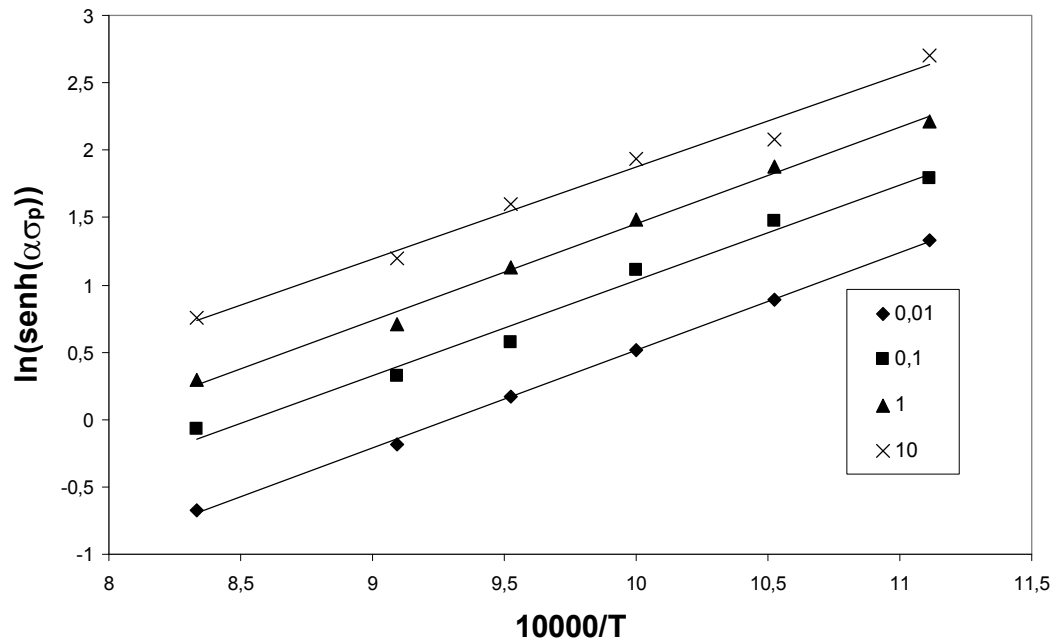


Figura 4.8: Gráfico de  $\ln(\sinh(\alpha\sigma_p))$  vs.  $1/T$  para cálculo de  $Q$

Para o cálculo da constante  $A$  da equação 4.5, faz-se o gráfico de  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  vs.  $\ln Z$ , mostrado na Figura 4.9, sendo que o valor de  $A = 2,17 \times 10^{16}$ , está bem próximo aos valores obtidos por outros autores [24] para o aço 316 que é  $1,24 \times 10^{17}$ . Nota-se no gráfico que os pontos são ajustados através de uma reta, o que confirma a validade da equação 4.5, pois em toda faixa de tensão, observa-se o mesmo comportamento, indicando que a equação do seno-hiperbólico é adequada para o cálculo da energia de ativação aparente para o aço F 138.

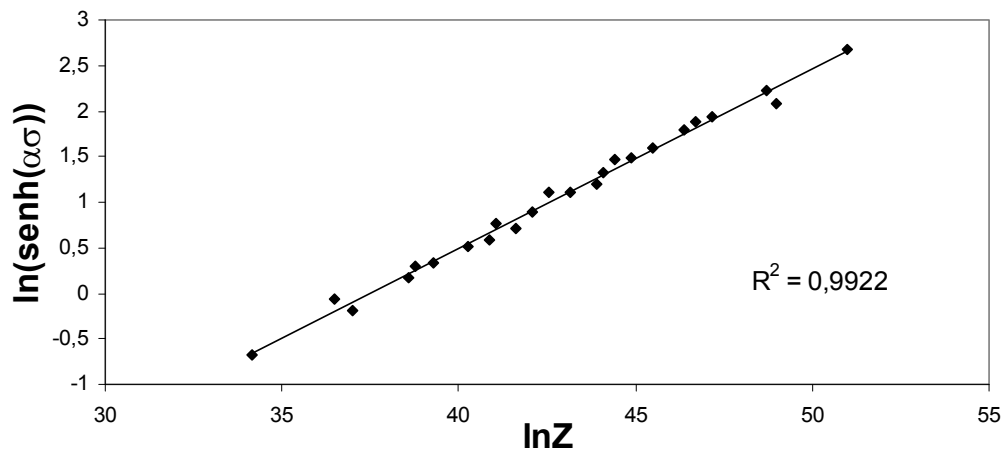


Figura 4.9: Gráfico de  $\ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]$  vs.  $\ln Z$  para cálculo da constante A

Com os valores obtidos para a energia de ativação aparente e também das constantes associadas, a equação 4.5, de Sellars e Tegart pode ser reescrita da seguinte forma:

$$Z = \dot{\epsilon} \times \exp(475.000/8,31 \times T) = 2,17 \times 10^{16} [\sinh(0,0117\sigma_p)]^{5,041}$$

#### 4.1.4 RELAÇÕES ENTRE AS TENSÕES CRÍTICAS, DE PICO E DE ESTADO ESTACIONÁRIO COM AS CONDIÇÕES DE DEFORMAÇÃO

Através dos gráficos de tensão vs. deformação equivalentes e taxa de encruamento vs. tensão equivalente mostrados anteriormente, foi possível determinar os valores nominais de alguns parâmetros importantes relacionados à ocorrência do mecanismo de amaciamento estudado neste trabalho, como tensão e deformação críticas ( $\sigma_c$  e  $\epsilon_c$ , respectivamente), tensão e deformação de pico ( $\sigma_p$  e  $\epsilon_p$ , respectivamente) e também o valor da tensão e deformação de estado estacionário ( $\sigma_{ss}$  e  $\epsilon_{ss}$ , respectivamente). Esses valores foram agrupados na Tabela 4.2, juntamente com os valores do parâmetro Z, calculados através da equação 4.7, onde Z é o parâmetro de Zener – Hollomon,  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação, Q é a energia de ativação aparente, R é a constante universal dos gases e T é a temperatura absoluta do ensaio.

$$Z = \dot{\varepsilon} \times \exp(Q/RT) \quad (4.7)$$

Com os valores descritos na Tabela 4.2 foram construídas curvas e obtidas relações matemáticas indicando a dependência das tensões ( $\sigma_c$ ,  $\sigma_p$ ,  $\sigma_{ss}$ ) e deformações ( $\varepsilon_c$ ,  $\varepsilon_p$ ,  $\varepsilon_{ss}$ ) com os parâmetros de processamento impostos, que são a temperatura e a taxa de deformação, e também com os valores calculados do parâmetro Z.

Tabela 4.2: valores obtidos para tensões e deformações críticas, de pico e de estado estacionário e do parâmetro Z

taxa (s <sup>-1</sup> )	T (°C)	$\sigma_c$ (MPa)	$\sigma_p$ (MPa)	$\sigma_{ss}$ (MPa)	$\epsilon_c$ (x100%)	$\epsilon_p$ (x100%)	$\epsilon_{ss}$ (x100%)	Z
0,01	900	138,2	173,6	169,7	0,15	0,58	1,19	1,45x10 <sup>19</sup>
	950	121,1	137,7	137,3	0,14	0,58	0,86	1,98x10 <sup>18</sup>
	1000	97,8	109,7	101,4	0,19	0,56	1,25	3,16x10 <sup>17</sup>
	1050	76,4	85,8	80,0	0,24	0,64	1,25	5,80x10 <sup>16</sup>
	1100	56,9	64,3	59,1	0,23	0,65	1,15	1,20x10 <sup>16</sup>
	1200	38,7	41,8	35,6	0,26	0,42	1,10	7,12x10 <sup>14</sup>
0,1	900	172,3	211,9	209,8	0,17	0,71	1,76	1,45x10 <sup>20</sup>
	950	169,5	185,7	179,7	0,25	0,65	1,34	1,98x10 <sup>19</sup>
	1000	139,9	155,9	151,5	0,18	0,57	1,17	3,16x10 <sup>18</sup>
	1050	95,6	114,0	107,6	0,14	0,60	1,22	5,80x10 <sup>17</sup>
	1100	84,0	96,0	93,9	0,14	0,51	1,09	1,20x10 <sup>17</sup>
	1200	63,2	70,9	60,5	0,14	0,47	1,06	7,12x10 <sup>15</sup>
1	900	189,4	247,3	237,2	0,19	0,72	1,51	1,45x10 <sup>21</sup>
	950	159,5	219,4	211,1	0,14	0,70	1,44	1,98x10 <sup>20</sup>
	1000	152,4	186,1	180,5	0,15	0,63	1,28	3,16x10 <sup>19</sup>
	1050	134,6	156,8	146,2	0,18	0,64	1,62	5,80x10 <sup>18</sup>
	1100	104,0	123,7	122,2	0,15	0,59	1,07	1,20x10 <sup>18</sup>
	1200	83,7	93,6	90,2	0,16	0,60	1,37	7,12x10 <sup>16</sup>
10	900	191,6	289,1	286,4	0,14	0,86	1,40	1,45x10 <sup>22</sup>
	950	197,9	236,1	227,0	0,13	0,52	1,05	1,98x10 <sup>21</sup>
	1000	180,4	224,1	219,7	0,20	0,78	1,33	3,16x10 <sup>20</sup>
	1050	161,1	196,0	187,4	0,14	0,62	1,50	5,80x10 <sup>19</sup>
	1100	158,3	162,3	159,6	0,21	0,47	1,04	1,20x10 <sup>19</sup>
	1200	108,2	127,6	124,7	0,12	0,39	0,89	7,12x10 <sup>17</sup>

#### 4.1.4.1 TENSÃO CRÍTICA

A Figura 4.10 mostra a dependência da tensão crítica com as condições de deformação utilizadas. Vê-se nesta figura que o valor da tensão crítica diminui com o aumento da temperatura e diminuição da taxa de deformação. Isto ocorre, pois, nestas condições, há uma diminuição na taxa de encruamento, com um aumento no tamanho dos subgrãos formados durante o encruamento [25]. Com isso esses subgrãos contêm menos discordâncias em seus contornos, necessitando de menor tensão para serem deformados, acarretando numa diminuição da tensão crítica.

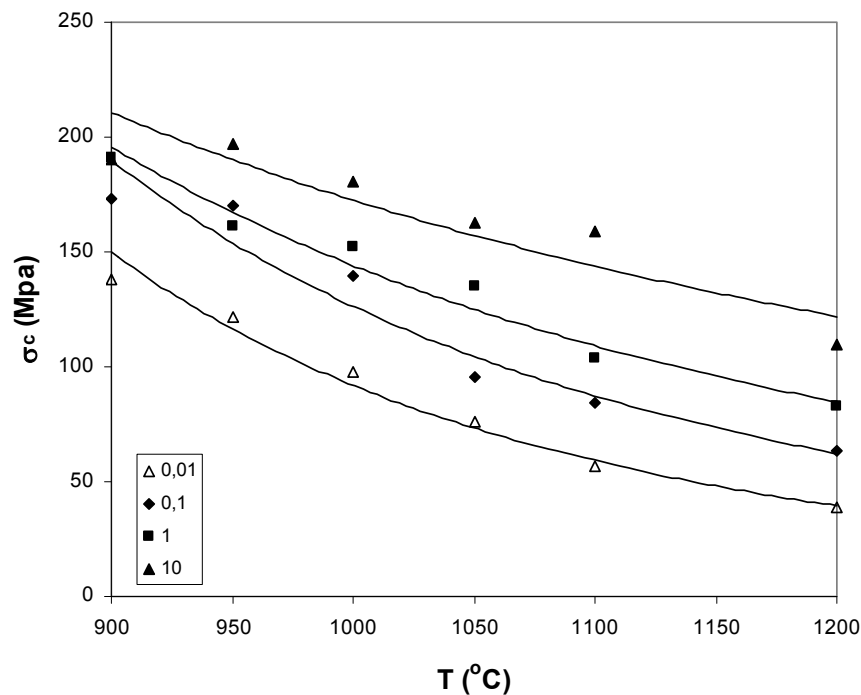


Figura 4.10: Dependência da tensão crítica com as condições de deformação

Na Figura 4.11, que representa a relação entre as tensões críticas e o parâmetro  $Z$ , os pontos estão bem ajustados numa reta. Através desta figura, obteve-se uma relação do tipo  $\sigma_c = A_c Z^{m_c}$  onde  $\sigma_c$  é a tensão crítica,  $Z$  é o parâmetro de Zener – Hollomon e  $A_c$  e  $m_c$  são as constantes associadas à lei de potencia sugerida. Com este método, obteve-se a equação 4.8.

$$\sigma_c = 1,84 \times Z^{0,1} \quad (4.8)$$

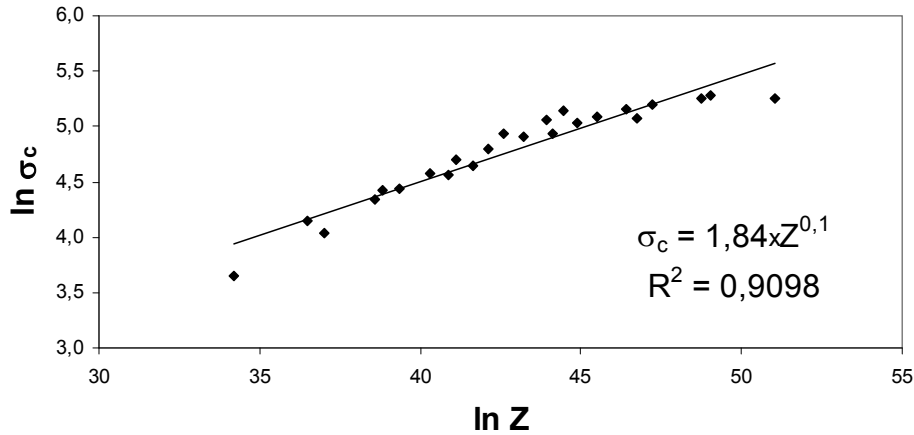


Figura 4.11: Dependência da tensão crítica com o parâmetro Z

Não existe na literatura este tipo de relação para poder comparar com os resultados obtidos. Assim, este trabalho mostra que a tensão crítica aumenta com o aumento do valor de Z, de acordo com a lei de potência.

#### 4.1.4.2 TENSÃO DE PICO

A Figura 4.12 mostra a dependência da tensão de pico com as condições de deformação utilizadas. Nota-se através desta figura que o valor da tensão de pico diminui com o aumento da temperatura e diminuição da taxa de deformação. Isto ocorre devido à diminuição na quantidade de energia armazenada necessária para iniciar o processo de nucleação de novos grãos.



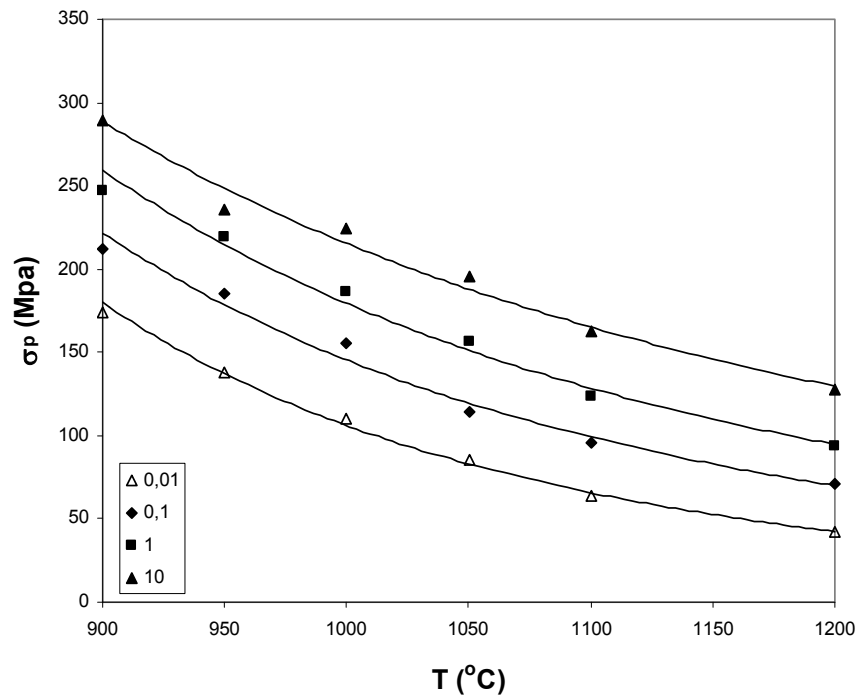


Figura 4.12: Dependência da tensão de pico com as condições de deformação

Na Figura 4.13, que representa a relação entre as tensões de pico e o parâmetro  $Z$ , os pontos se ajustam numa reta. Através deste gráfico obteve-se uma relação do tipo  $\sigma_p = A_p Z^{m_p}$ , onde  $\sigma_p$  é a tensão de pico,  $Z$  é o parâmetro de Zener – Hollomon e  $A_p$  e  $m_p$  são as constantes associadas de acordo com a lei de potência. A equação 4.9 mostrada a seguir é a relação obtida de acordo com este método.

$$\sigma_p = 1,23 \times Z^{0,11} \quad (4.9)$$

Existe muito pouco material na literatura a respeito do aço 316 para efeito de comparação. Considerando-se o aço F 138, os dados existentes são ainda mais raros, o que dificulta comparação dos dados obtidos neste trabalho com a literatura. Porém se utilizarmos relações encontradas para outros materiais, como o aço C-Mn estudado por Poliak e Jonas [36], com  $m_p = 0,15$ , pode-se dizer que a relação para a tensão de pico está bem ajustada com  $m_p = 0,11$ .

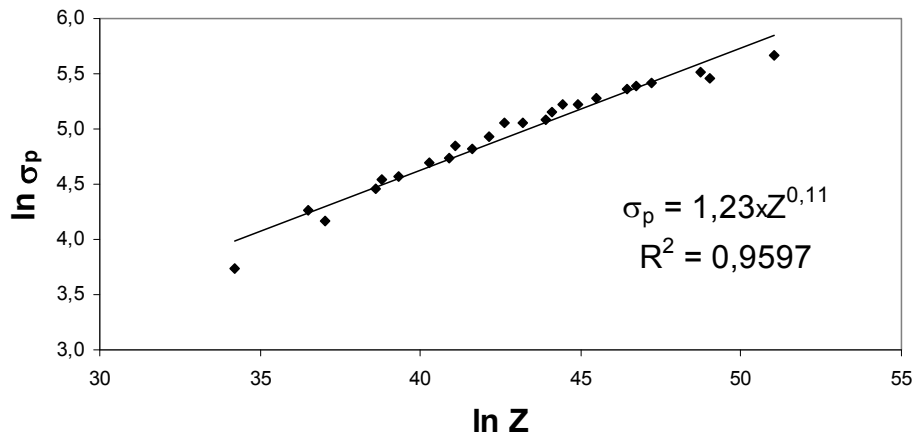


Figura 4.13: Dependência da tensão de pico com o parâmetro Z

#### 4.1.4.3 TENSÃO DE ESTADO ESTACIONÁRIO

A Figura 4.14 mostra a dependência da tensão de estado estacionário com as condições de deformação utilizadas. Vê-se na Figura 4.14 que o valor da tensão de estado estacionário diminui com o aumento da temperatura e diminuição da taxa de deformação, pois nestas condições há um aumento no tamanho dos grãos recristalizados dinamicamente, sendo necessária uma menor tensão para se atingir o estado estacionário.

A Figura 4.15 mostra que os pontos estão bem ajustados numa reta. Através do gráfico desta figura obteve-se a equação 4.10, do tipo  $\sigma_{ss} = A_{ss}Z^{m_{ss}}$  onde  $\sigma_{ss}$  é a tensão de estado estacionário, Z é o parâmetro de Zener – Hollomon e  $A_{ss}$  e  $m_{ss}$  são as constantes associadas à lei de potência.

$$\sigma_{ss} = 1,12xZ^{0,12} \quad (4.10)$$

Para efeito de comparação, os dados encontrados na literatura [48, 64] estão de acordo com os obtidos neste trabalho, pois possuem a mesma ordem de grandeza. Pode-se afirmar também, que a equação se ajusta corretamente à reta, confirmando o efeito do parâmetro Z na tensão de estado estacionário.

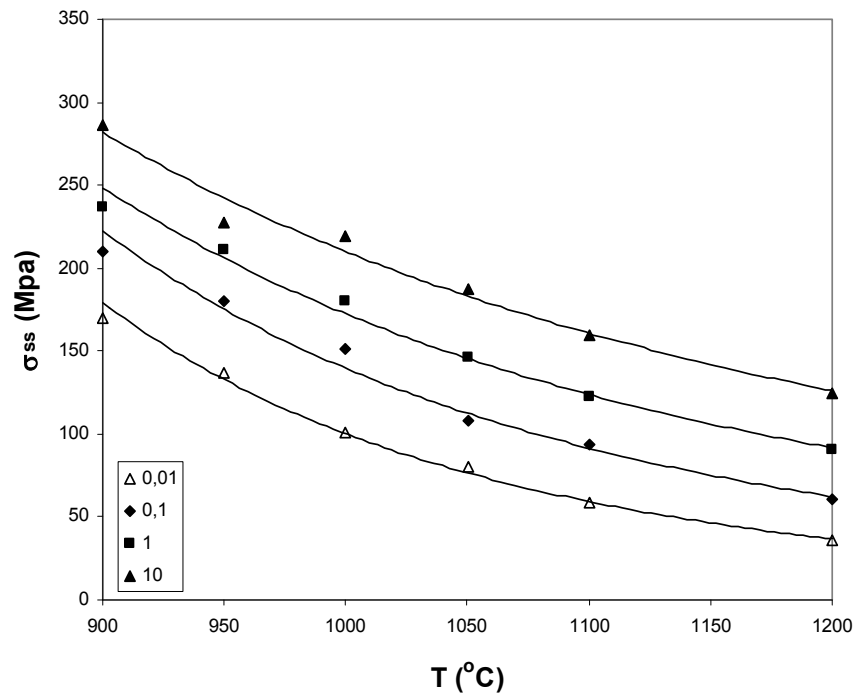


Figura 4.14: Dependência da tensão de estado estacionário com as condições de deformação

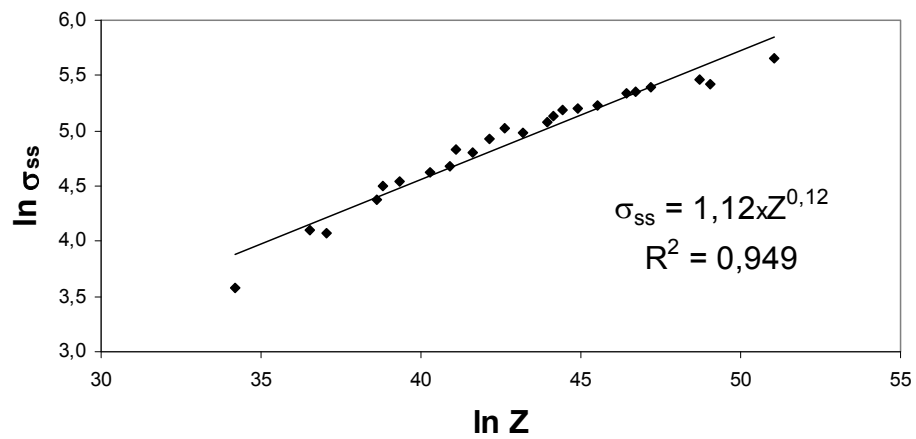


Figura 4.15: Dependência da tensão de estado estacionário com o parâmetro Z

#### 4.1.5 RELAÇÕES ENTRE AS DEFORMAÇÕES CRÍTICAS, DE PICO E DE ESTADO ESTACIONÁRIO COM AS CONDIÇÕES DE DEFORMAÇÃO

##### 4.1.5.1 DEFORMAÇÃO CRÍTICA

A Figura 4.16 relaciona os valores obtidos para as deformações críticas com as condições de deformação utilizadas nos ensaios. Um padrão convencional neste caso seria uma diminuição contínua no valor da deformação crítica com o aumento da temperatura e diminuição da taxa de deformação, ou seja, diminuição do valor de  $Z$  [9, 12, 14, 64]. Entretanto, devido à variação das curvas de escoamento plástico, já relatadas no item 4.1.1, as curvas não obedecem este padrão.

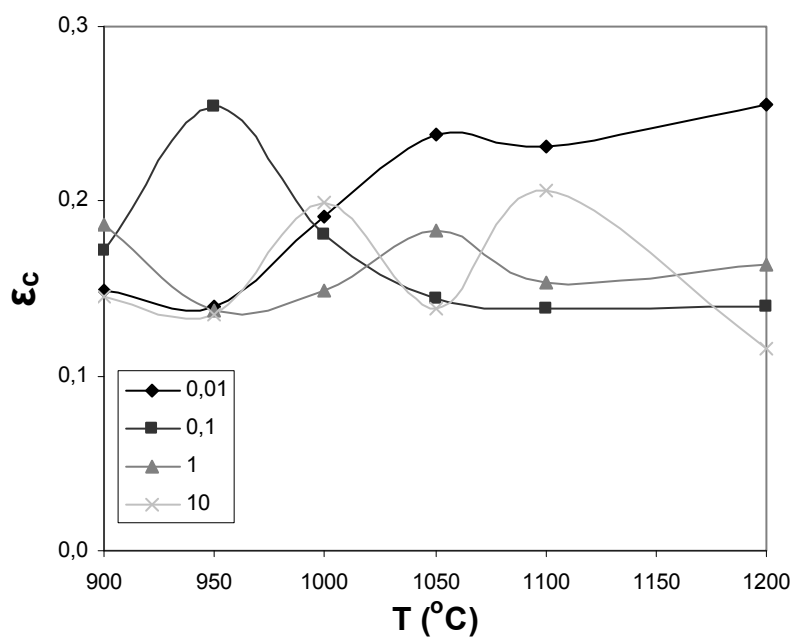


Figura 4.16: Dependência da deformação crítica com as condições de deformação

A Figura 4.17 mostra a dependência da deformação crítica com o parâmetro  $Z$ . Nota-se que, de uma forma geral, a deformação crítica diminui com o aumento do valor de  $Z$ , contrariando completamente os resultados esperados neste caso. Um padrão adequado seria um aumento no valor da deformação crítica com o aumento de  $Z$ , assim como ocorreu em resultados

prévios [65]. Uma explicação para isso pode ser associada ao comportamento plástico do material; dependendo das condições de deformação o material responde de formas distintas, o que reflete numa grande dispersão nos valores das deformações críticas exibidas no gráfico da Figura 4.17.

Através deste gráfico obteve-se a equação 4.11, do tipo  $\varepsilon_c = B_c Z^{n_c}$ , onde  $\varepsilon_c$  é a deformação crítica,  $Z$  é o parâmetro de Zener – Hollomon e  $B_c$  e  $n_c$  são as constantes associadas.

$$\varepsilon_c = 0,32 \times Z^{-0,015} \quad (4.11)$$

Os valores das constantes  $B_c = 0,32$  e  $n_c = -0,015$  estão fora do esperado, pois o gráfico evolui negativamente, contrariando a literatura [13, 24, 65].

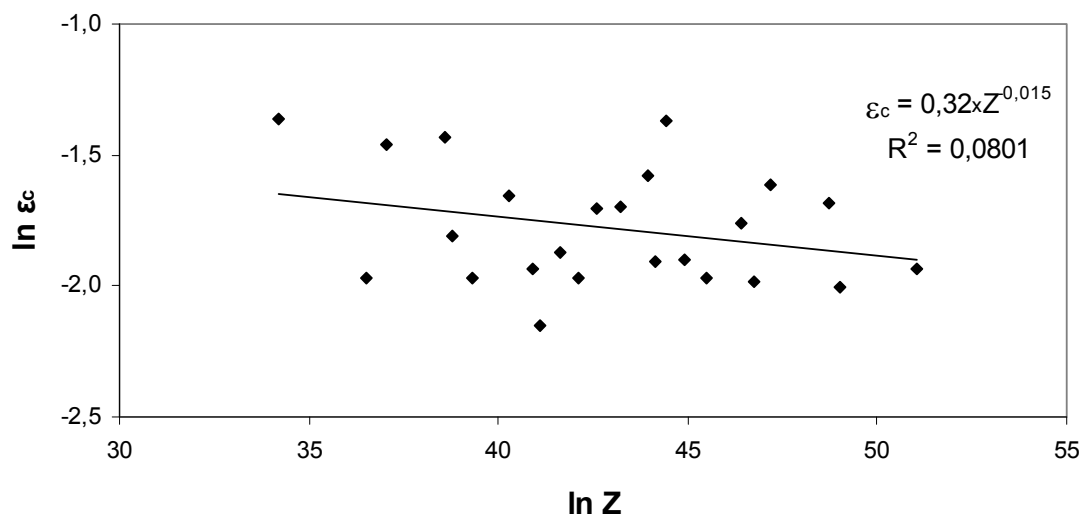


Figura 4.17: Dependência da deformação crítica com o parâmetro  $Z$

#### 4.1.5.2 DEFORMAÇÃO DE PICO

A Figura 4.18 revela a relação da deformação de pico com as condições de conformação. Um padrão esperado seria uma diminuição contínua no valor da deformação de pico com o aumento da temperatura e diminuição da taxa de

deformação [9, 12, 14, 65]. Porém, as curvas deste gráfico obedecem à variação das curvas de escoamento plásticas do item 4.1.1.

Nota-se neste gráfico que o padrão esperado ocorre em duas regiões, uma do início até 1000 °C e outra de 1050 °C até o final, assim como os dois grupos apresentados no item 4.1.1 das curvas de escoamento plástico. O valor da tensão de pico diminui com o aumento da temperatura entre 900 e 1000 °C, exceto no ponto com  $T = 950$  °C e  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ , onde ocorreu o rompimento precoce do corpo de prova durante o ensaio, acarretando num valor irreal para a tensão de pico.

Em seguida, ocorre um aumento nos valores da tensão de pico entre as temperaturas de 1000 e 1050 °C, mais acentuado na condição de  $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ . Finalmente, entre as temperaturas de 1050 e 1200 °C, o valor da tensão de pico volta a diminuir com o aumento da temperatura, porém, neste caso os valores para  $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$  estão superiores aos outros parâmetros, o que pode ser explicado novamente pelo comportamento das curvas de escoamento plástico obtidas neste trabalho.

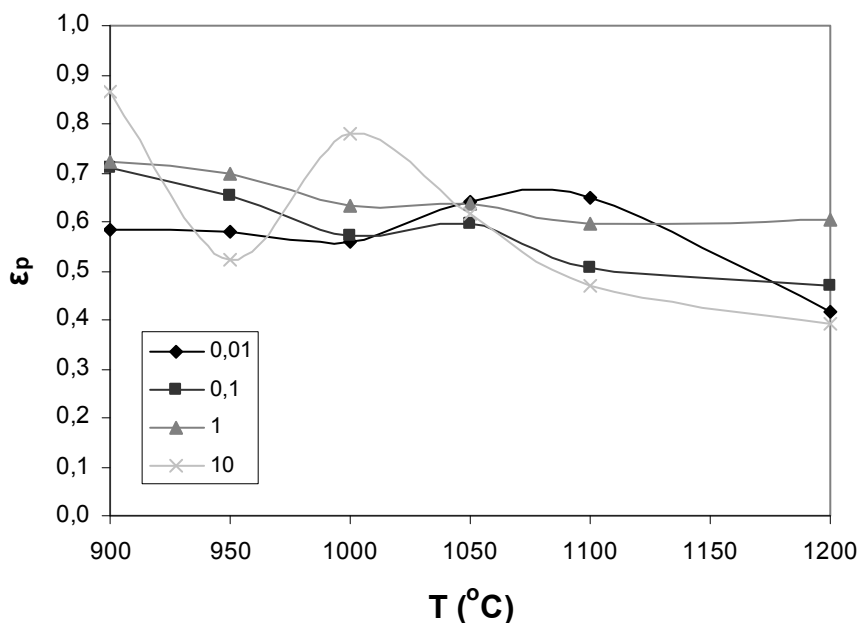


Figura 4.18: Dependência da deformação de pico com as condições de deformação

A dependência da deformação de pico com o parâmetro Z está mostrada na Figura 4.19, onde, de uma forma geral, a tensão de pico aumenta com o aumento do valor de Z e neste caso também, os pontos não estão perfeitamente ajustados à reta, revelando uma grande dispersão nos pontos. Através do gráfico da Figura 4.19 obteve-se a equação 4.12, do tipo  $\varepsilon_p = B_p D_0^{0,5} Z^{n_p}$ , onde  $\varepsilon_p$  é a deformação crítica,  $D_0$  é o diâmetro médio inicial, com o expoente 0,5 pré-determinado [66, 67], Z é o parâmetro de Zener – Hollomon e  $B_p$  e  $n_p$  são as constantes associadas.

$$\varepsilon_p = -0,56 \times D_0^{0,5} \times Z^{0,03} \quad (4.12)$$

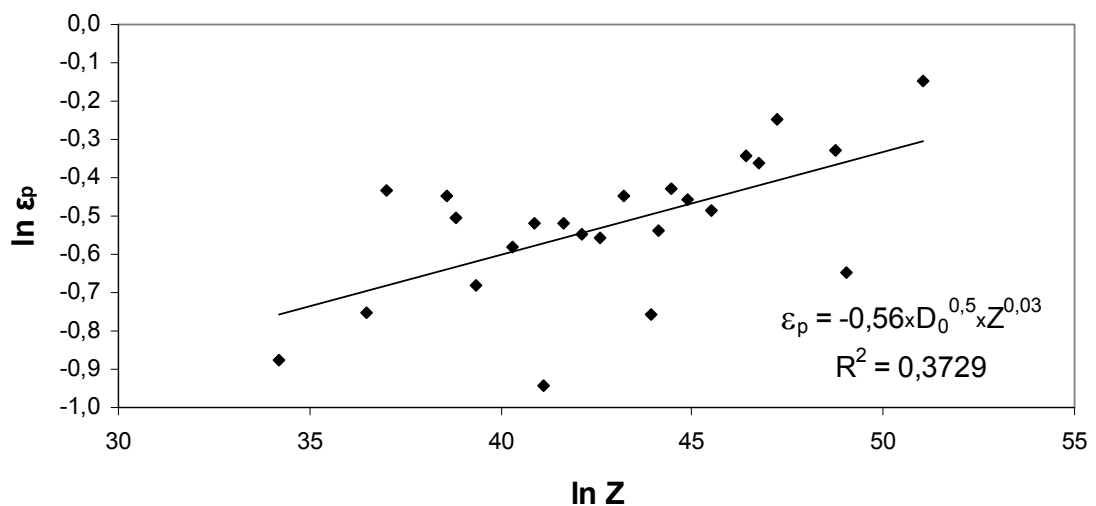


Figura 4.19: Dependência da deformação de pico com o parâmetro Z

Os valores das constantes  $B_p = -0,56$  e  $n_c = 0,03$  não estão de acordo com o encontrado por outros autores para os aços inoxidáveis austeníticos, que são em torno de 0,6 para a constante B [68] e entre 0,12 e 0,22 para a constante n [8, 36, 37]. Estes valores discrepantes encontrados para o F 138 refletem o comportamento plástico encontrado nas curvas de escoamento plástico, que causaram uma grande dispersão nos valores obtidos para as deformações.

#### 4.1.5.3 DEFORMAÇÃO DE ESTADO ESTACIONÁRIO

A Figura 4.20 mostra a dependência da deformação de estado estacionário com as condições de deformação. Um padrão esperado para este caso seria uma diminuição contínua no valor da deformação com o aumento da temperatura e diminuição da taxa de deformação [9, 12, 65], porém devido ao comportamento plástico, os valores obtidos para a deformação de estado estacionário sofreram grande variação.

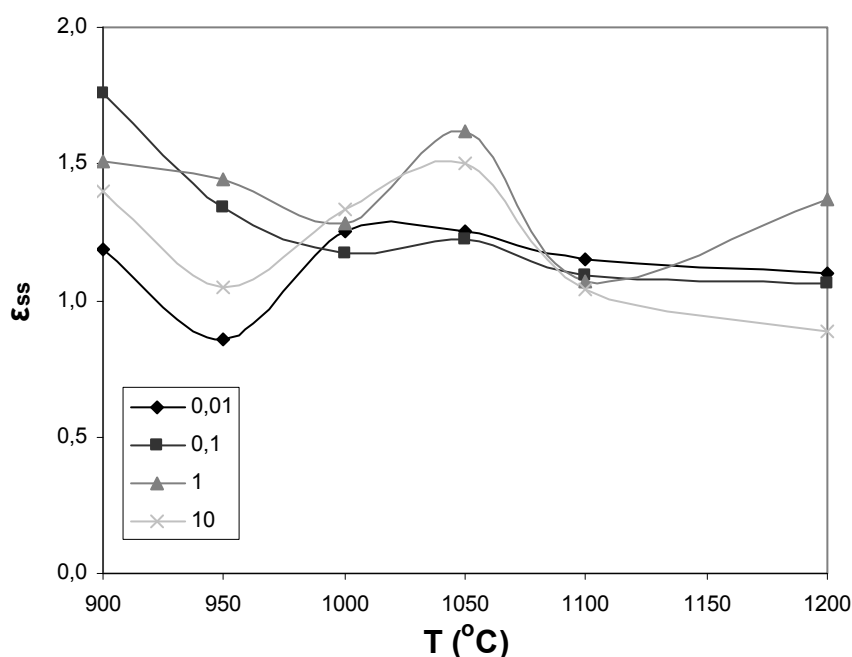


Figura 4.20 Dependência da deformação de estado estacionário com as condições de deformação

A Figura 4.21 revela a dependência da deformação de estado estacionário com o parâmetro  $Z$ , onde ocorre um aumento da deformação com o aumento no valor de  $Z$ . Os pontos estão dispersos na reta proposta. Novamente, isto ocorreu porque as curvas de escoamento plástico revelaram diferentes comportamentos de acordo com as condições de deformação, acarretando grande dispersão nos valores da deformação.

Através do gráfico de  $\epsilon_{ss}$  vs.  $Z$ , obteve-se a equação 4.12, do tipo  $\epsilon_{ss} = B_{ss} \times Z^{n_{ss}}$ , onde  $\epsilon_{ss}$  é a deformação crítica, com o expoente 0,5 pré-



determinado [66, 67],  $Z$  é o parâmetro de Zener – Hollomon e  $B_{ss}$  e  $n_{ss}$  são as constantes associadas.

$$\varepsilon_{ss} = 0,57 \times Z^{0,018} \quad (4.12)$$

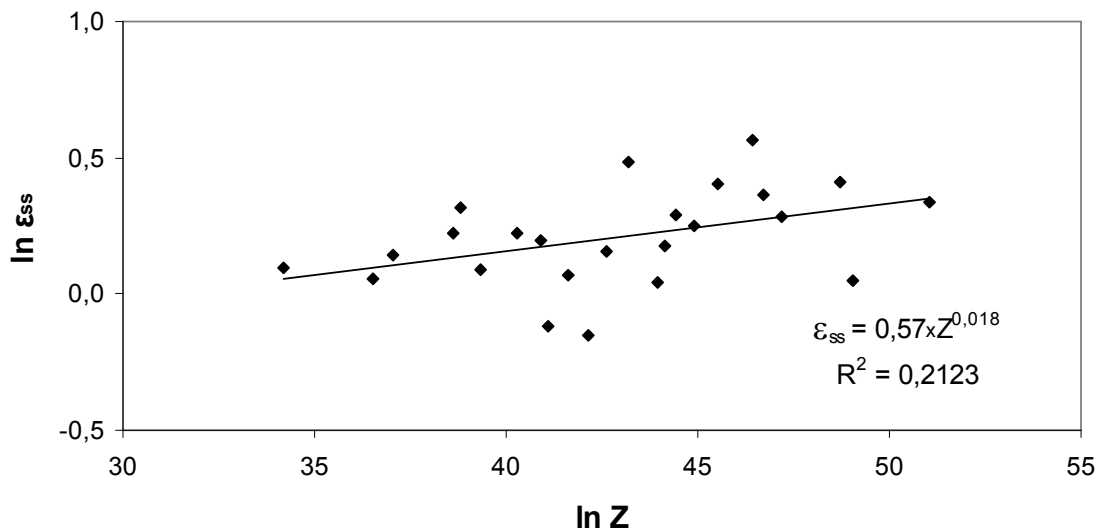


Figura 4.21: Dependência da deformação de estado estacionário com o parâmetro  $Z$

Não foram encontrados dados na literatura para efeito de comparação da equação 4.12 obtida no gráfico acima. Porém pode-se afirmar, assim como ocorreu nos casos das deformações críticas e de pico, que os valores encontrados para a deformação de estado estacionário também estão demasiadamente dispersos no gráfico devido ao comportamento plástico do material.

#### 4.1.6 RELAÇÕES ENTRE AS TENSÕES E DEFORMAÇÕES CRÍTICAS E DE PICO

Foi feito um estudo comparativo entre as deformações críticas e de pico (Figura 4.22) e tensões críticas e de pico (Figura 4.23) em relação ao parâmetro  $Z$  para todo o intervalo de temperaturas e taxas de deformação

utilizadas neste trabalho. O valor de  $\epsilon_c = 0,3\epsilon_p$  obtido para a deformação está abaixo para o reportado previamente por outros autores para os aços inoxidáveis austeníticos que está entre 0,6 e 0,8 [69, 70]. O que poderia explicar este fenômeno é o fato da curva da deformação crítica tender à diminuição da deformação com o aumento do valor de Z, contrariando a literatura, devido ao comportamento plástico das curvas de escoamento plástico, causando assim, uma grande dispersão nos valores da deformação crítica e diminuição no valor da razão  $\epsilon_c/\epsilon_p$ .

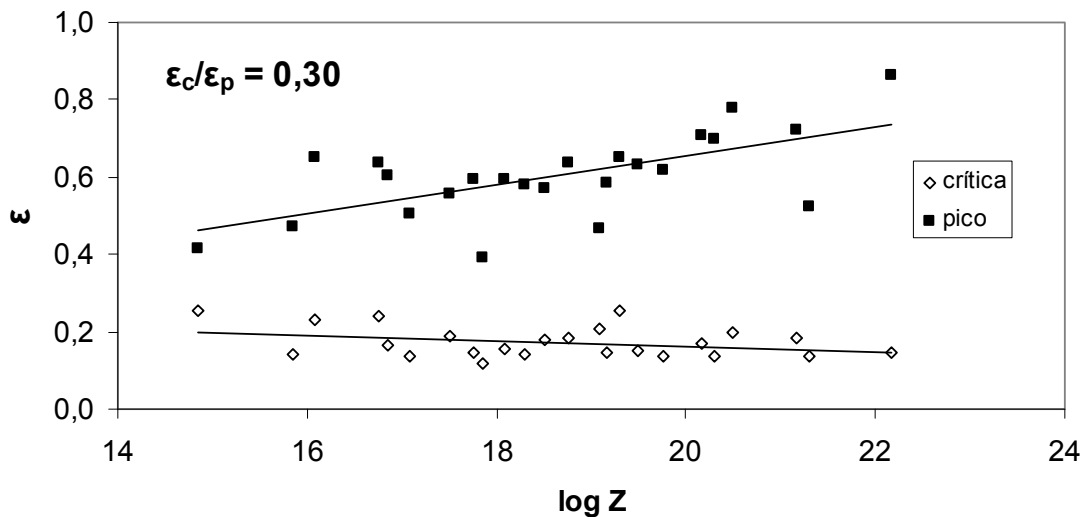


Figura 4.22: Comparativo entre as deformações críticas e de pico

Já o valor de  $\sigma_c = 0,85\sigma_p$  encontrado para a tensão está apenas um pouco acima do valor esperado de 0,77 encontrado por outros autores para outros aços [25]. Ainda assim, um fenômeno atípico ocorre nas curvas mostradas na Figura 4.23, onde ocorre um cruzamento entre as curvas próximo ao valor de  $\log Z = 16$ , causado pela pequena diferença entre as tensões críticas e de pico encontradas nos ensaios com os menores valores de Z, que são os experimentos com  $T = 1200\text{ }^\circ\text{C}$  e taxas de deformação de  $0,01$  e  $0,1\text{ s}^{-1}$  e o experimento com  $T = 1100\text{ }^\circ\text{C}$  e taxa de deformação de  $0,01\text{ s}^{-1}$ . Algo semelhante a isso não se encontra na literatura.

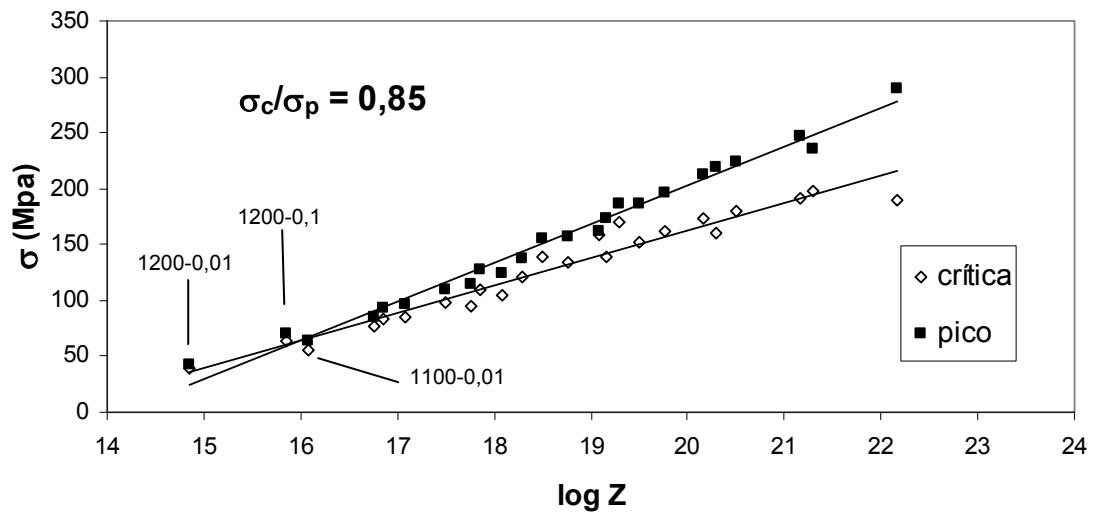


Figura 4.23: comparativo entre tensões críticas e de pico

## 4.2 METALOGRAFIA

Os resultados obtidos com as observações microestruturais dos corpos de prova ensaiados são apresentados a seguir. A figura 4.24 mostra as microestruturas iniciais, com  $D_0 = 85,1 \pm 50 \mu\text{m}$ . As figuras 4.25 – 4.28 foram separadas em quatro grupos, de acordo com a taxa de deformação aplicada, sendo que cada grupo contém as fotografias das microestruturas resultantes dos ensaios para as seis diferentes temperaturas utilizadas.

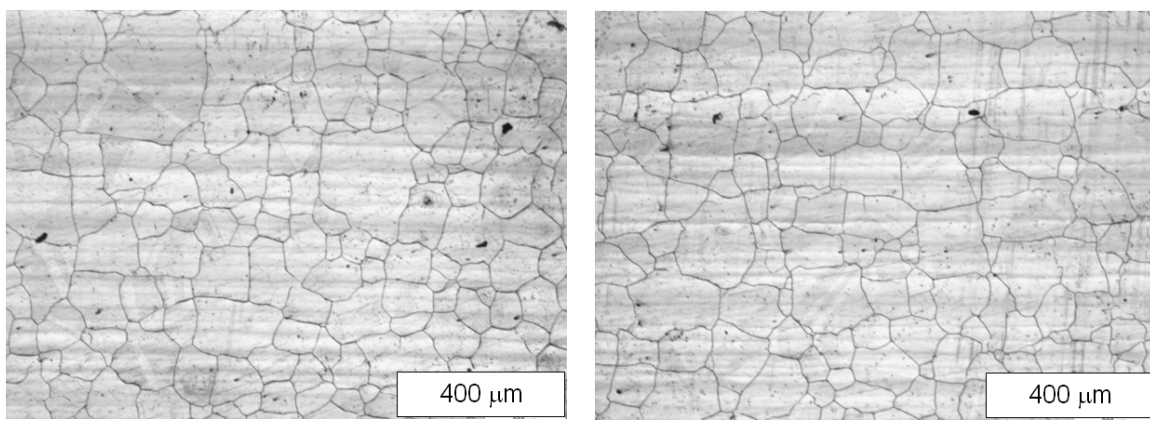


Figura 4.24: microestrutura inicial, com  $D_0 = 85,1 \mu\text{m}$

Uma análise visual das amostras em microscópio ótico permitiu a constatação de recristalização dinâmica em todos os casos. Em alguns a recristalização ocorreu em 100% das amostras e em outros a recristalização foi parcial, devido às condições de deformação aplicadas.

Além disso, foi realizada a contagem de grãos para cada amostra e os valores medidos estão indicados em cada fotografia e também agrupados na Tabela 4.3. Pode-se notar através das microestruturas que o tamanho médio de grão aumenta com o aumento da temperatura, para uma mesma taxa de deformação aplicada. Isto acontece, pois o aumento da temperatura favorece a aniquilação de discordâncias durante o encruamento, diminuindo assim, a taxa de encruamento e conseqüentemente a taxa de nucleação de novos grãos.

Na figura 4.25 estão mostradas as microestruturas para  $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ . Devido à baixa taxa de deformação, a taxa de encruamento é reduzida, acarretando numa baixa taxa de nucleação e conseqüentemente no aumento do tamanho médio dos grãos recristalizados dinamicamente, principalmente em altas temperaturas.

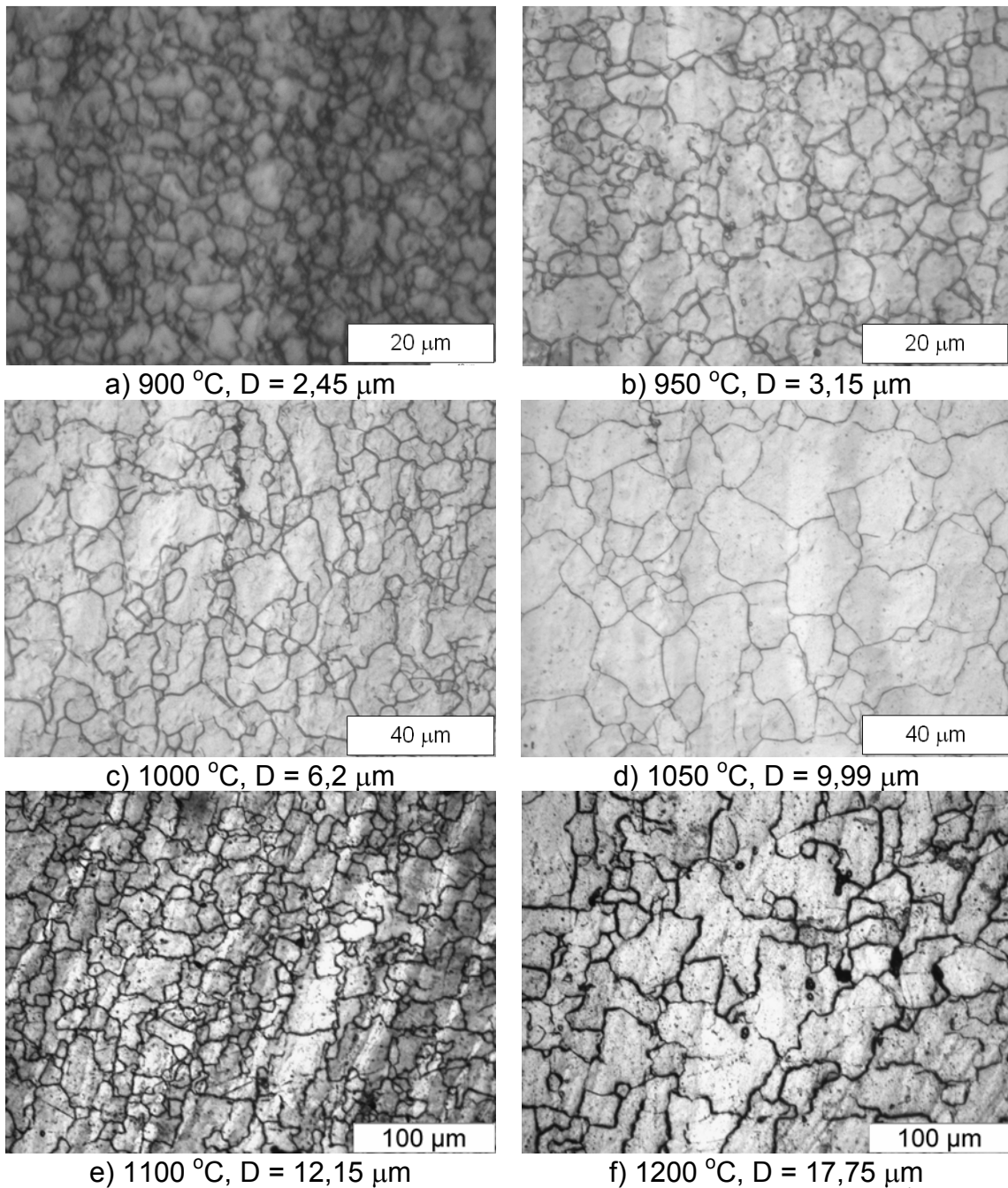


Figura 4.25: microestruturas das amostras deformadas com  $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$

A Figura 4.26 apresenta as microestruturas deformadas com taxa de deformação de  $0,1 \text{ s}^{-1}$ . Com o aumento da taxa de deformação, comparando com os ensaios mostrados na figura 4.25, o aumento do tamanho médio de grão, devido ao aumento da temperatura é menor, pois a taxa de encruamento aumenta e conseqüentemente a taxa de nucleação de grãos recristalizados dinamicamente também.

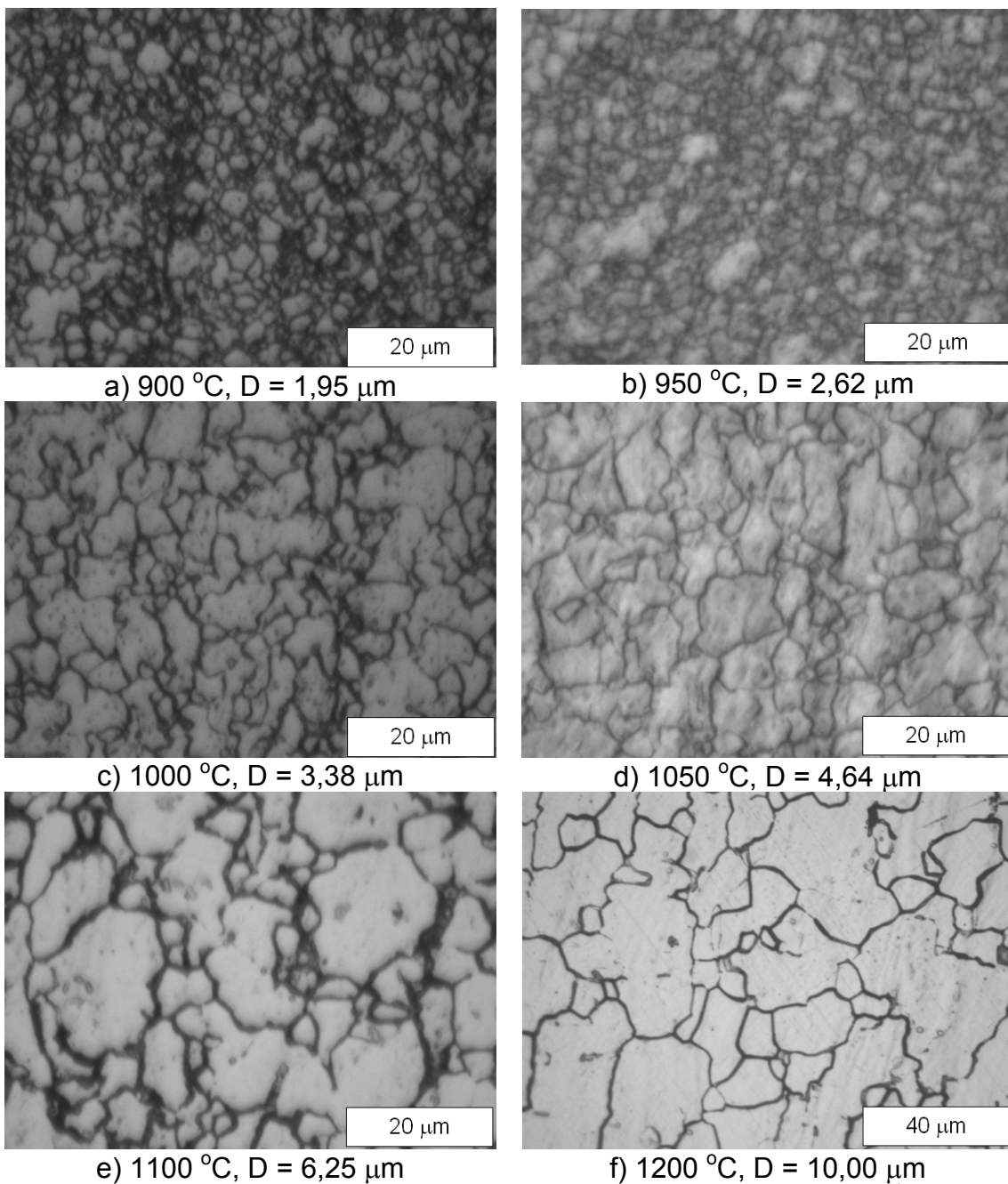


Figura 4.26: microestruturas das amostras deformadas com  $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

Na figura 4.27, percebe-se novamente o aumento do tamanho médio dos grãos com o aumento da temperatura, onde ocorreu um salto acentuado a partir de  $T = 1100^{\circ}\text{C}$ . Nas temperaturas mais baixas, o tamanho médio de grão recristalizado é pequeno, uma vez que as condições de processamento favorecem o refino.

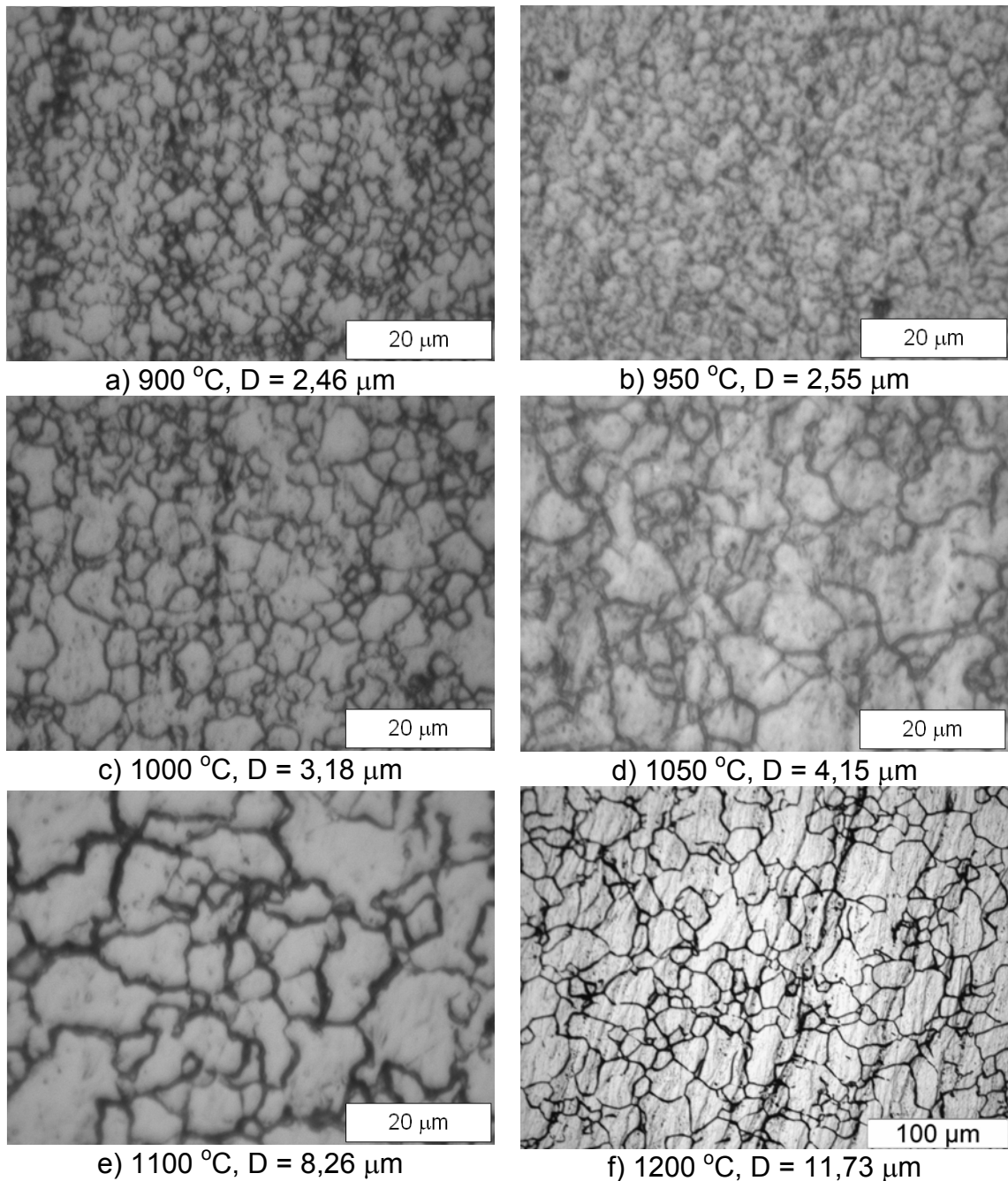


Figura 4.27: microestruturas das amostras deformadas com  $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$



A Figura 4.28 contém as microestruturas resultantes dos ensaios com taxa de deformação de  $10 \text{ s}^{-1}$  e os ensaios tiveram duração máxima de 0,4 segundos. Estas condições de processamento favoreceriam o refino de grão, principalmente em temperaturas mais baixas, porém devido ao comportamento plástico dos ensaios com temperaturas de 900 e 950 °C resultou em tamanhos de grãos maiores.

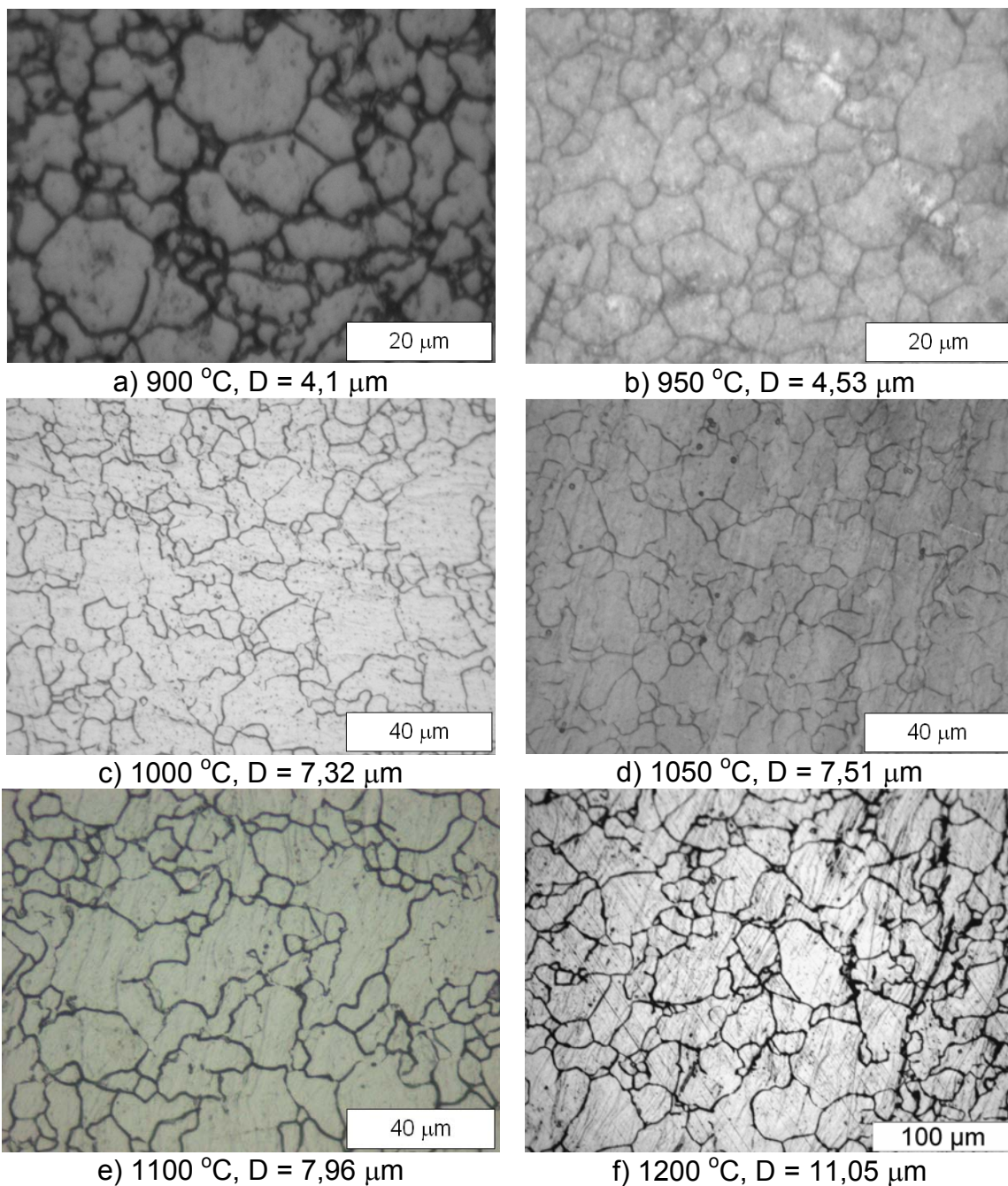


Figura 4.28: microestruturas das amostras deformadas com  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$



A Tabela 4.3 agrupa todos os valores medidos dos grãos resultantes de cada ensaio, sendo possível observar dois grupos distintos. O grupo em destaque apresentou microestrutura 100% recristalizada, enquanto que no outro grupo não houve recristalização de 100%. Mesmo assim, em todos os casos haviam regiões recristalizadas dinamicamente com um número suficiente de grãos que permitiram a realização de suas medidas. Observa-se também um valor elevado para o erro nas medidas efetuadas, devido à grande amplitude nos tamanhos de grão encontrados nas amostras.

Tabela 4.3: valores dos diâmetros médios de grãos ( $\mu\text{m}$ )

$\dot{\epsilon}$ ( $\text{s}^{-1}$ )	T ( $^{\circ}\text{C}$ )					
	900	950	1000	1050	1100	1200
0,01	2,4 $\pm$ 1,2	3,1 $\pm$ 2,0	6,2 $\pm$ 4,8	10,0 $\pm$ 6,8	12,1 $\pm$ 7,2	17,7 $\pm$ 13,3
0,1	1,9 $\pm$ 0,9	2,6 $\pm$ 1,1	3,4 $\pm$ 1,8	4,6 $\pm$ 2,5	6,2 $\pm$ 3,5	10,0 $\pm$ 7,4
1	2,5 $\pm$ 1,2	2,5 $\pm$ 1,0	3,3 $\pm$ 1,6	4,1 $\pm$ 2,3	8,3 $\pm$ 6,1	11,7 $\pm$ 8,2
10	4,1 $\pm$ 2,4	4,5 $\pm$ 2,6	7,3 $\pm$ 4,8	7,5 $\pm$ 4,5	8,0 $\pm$ 4,9	11,0 $\pm$ 8,7

Os valores de tamanho médio de grão que estão em destaque na tabela acima apontam os ensaios onde o resultado microestrutural foi mais satisfatório, no sentido de que através da avaliação microestrutural destas amostras constatou-se uma microestrutura 100% recristalizada. Entretanto, nesses casos, percebe-se também um aumento no valor médio do tamanho de grão, quando se aumenta a temperatura e diminui-se a taxa de deformação. Nos demais casos, devido às condições de deformação, as microestruturas analisadas não apresentaram recristalização completa e apresentam valores menores de tamanho médio de grão, se comparados aos casos em destaque.

Novamente neste trabalho puderam-se dividir os resultados em dois grupos distintos, ou seja, um grupo onde o tamanho médio de grão é maior, com microestrutura 100% recristalizada e outro grupo onde ocorreu recristalização parcial, com tamanho de grão menor. Percebe-se, com isso, que

há uma faixa de transição entre os dois grupos, entre as temperaturas de 1000 e 1100 °C.

Este fenômeno poderia ser explicado através do que foi escrito por Jafari e Najafizadeh [24, 26], onde foi descrito dois comportamentos distintos dos mecanismos de recristalização dinâmica. Um deles é a formação de novos grãos em cima dos contornos de grãos deformados, decorrentes de flutuações na sua forma, como serrilhamento e embojamento e também em contornos de maclas geradas durante a deformação. Este mecanismo ocorre preferencialmente em condições de baixas temperaturas e altas taxas de deformação (alto valor de  $Z$ ), é muito eficiente no que diz respeito ao refino de grãos e é conhecido como *necklacing*.

O segundo mecanismo ocorre preferencialmente em condições de altas temperaturas e baixas taxas de deformação (baixos valores de  $Z$ ) e é conhecido como recristalização convencional, onde a nucleação dos novos grãos é decorrente de mecanismos tradicionais de nucleação e crescimento de grãos. Neste mecanismo, a formação de novos grãos ocorre intragranularmente, decorrente do acúmulo de discordâncias geradas durante a deformação, onde há a formação de células e subgrãos cujos contornos, de baixo ângulo, são formados pelas discordâncias geradas. Em seguida, devido à rotação desses subgrãos e/ou mecanismos de coalescimento, os novos grãos recristalizados dinamicamente são formados e possuem contornos de alto ângulo.

As figuras 4.29 e 4.30 mostram evidências da ocorrência do mecanismo de *necklacing*. Ambas fazem parte do grupo onde a recristalização não foi completa e o refino de grão foi mais acentuado. Na figura 4.29, cujos parâmetros de ensaio foram  $T = 900$  °C e  $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$ , a microestrutura é resultado de uma amostra que se rompeu antes do término do ensaio, e por isso, apresentou regiões onde a recristalização estava ainda no início, como pode ser visto nos detalhes apontados pelas setas. Neste caso, percebe-se que novos grãos estão nucleados justamente em cima de contornos de grãos deformados, evidenciando a ocorrência do *necklacing*.

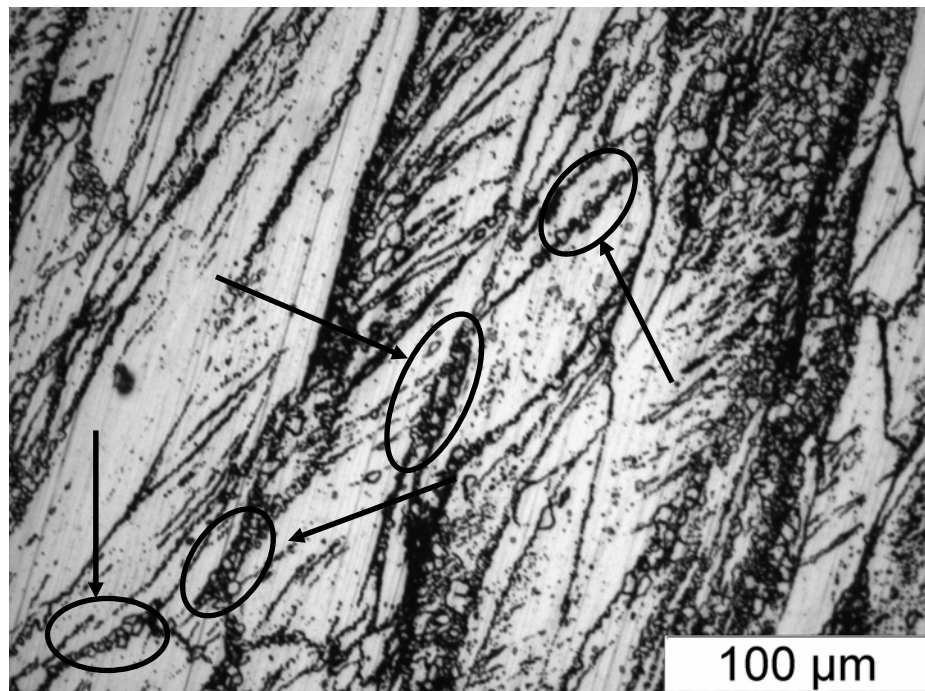


Figura 4.29: evidências microestruturais da ocorrência do *necklacing*

Na Figura 4.30, cujos parâmetros de ensaio foram  $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $\dot{\epsilon} = 0,1\text{ s}^{-1}$ , as setas apontam para regiões muito mais avançadas de recristalização por *necklacing* onde os novos grãos recristalizaram-se em cima dos contornos antigos e depois sucessivamente em camadas. Neste caso a recristalização não se completou e restou uma área não deformada que é o grão austenítico remanescente, anterior à deformação. Isto ocorre porque a taxa de nucleação de novos grãos é proporcional à área do grão austenítico não transformado, ou seja, quanto mais avançada estiver a recristalização, menor será a taxa de nucleação de novos grãos. Nota-se que estes grãos remanescentes apresentam morfologia alongada devido à deformação decorrente da aplicação de tensão.

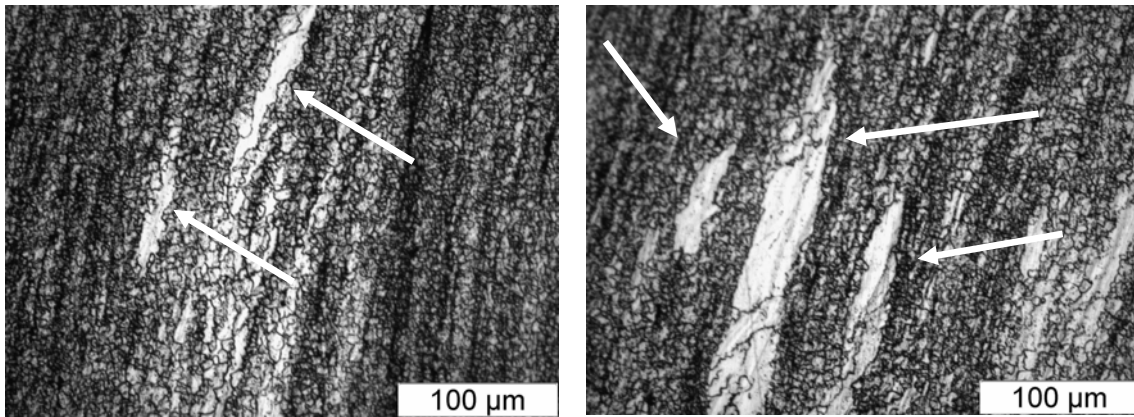


Figura 4.30: evidências da ocorrência de *necklacing*

## 4.2 DEPENDÊNCIA DO TAMANHO MÉDIO DE GRÃO COM AS CONDIÇÕES DE DEFORMAÇÃO

Com os resultados obtidos neste trabalho, apresentados anteriormente nas Tabelas 4.2 e 4.3 obtiveram-se relações matemáticas importantes de tamanho de grão recristalizado com as condições de processamento, como tensão de pico, tensão de estado estacionário e parâmetro Z, conhecidas como equações constitutivas do material.

A Figura 4.31 representa a relação existente entre a tensão de pico e o tamanho de grão medido. Vê-se nesta figura que a tensão de pico diminui com o aumento do tamanho médio dos grãos, entretanto os pontos não estão ajustados perfeitamente na curva, pois houve uma grande dispersão nos valores de tamanho de grão medidos, em decorrência dos mecanismos de amaciamento atuantes neste material. Como resultado desta relação, surge a equação 4.13, do tipo  $\sigma_p = K_p \times D^{-m_p}$ , onde D é o tamanho médio de grão,  $\sigma_p$  é a tensão de pico e  $K_p$  e  $m_p$  são seus coeficientes.

$$\sigma_p = 366,47 \times D^{-0,57} \quad (4.13)$$

O valor da constante  $K_p = 366,47$  está um pouco acima do encontrado por Jafari e Najafizadeh ( $K_p = 260$ ) para o aço 316 [24], porém a inclinação da

curva se encontra em comum acordo, uma vez que o valor encontrado por estes autores foi de  $m_p = -0,434$  e o encontrado no presente trabalho é de  $m_p = -0,57$ .

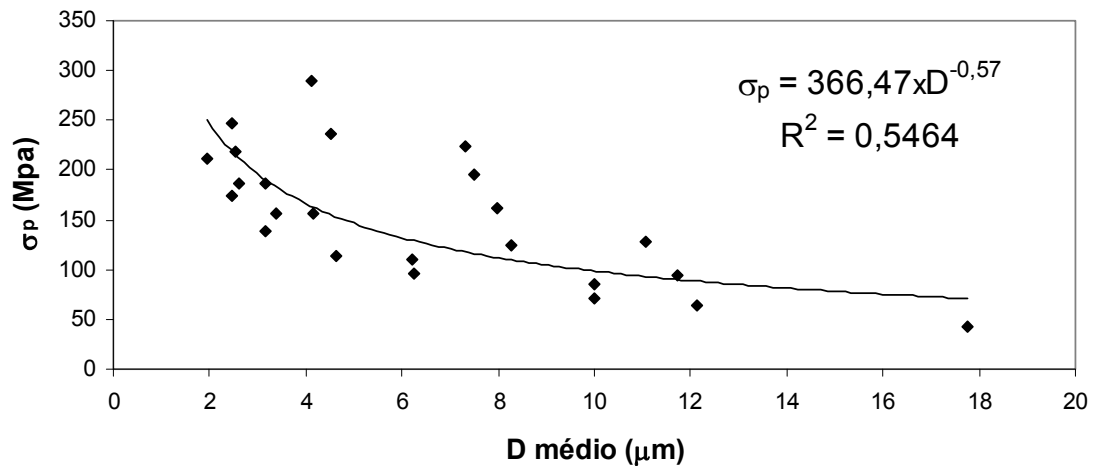


Figura 4.31: dependência da tensão de pico com o diâmetro médio de grão.

A Figura 4.32 mostra a dependência da tensão de estado estacionário com o tamanho médio de grão. A tensão de estado estacionário depende do tamanho de grão final e em consequência o tamanho de grão atingido no início do estado estacionário não mais se altera com o decorrer da deformação. Podemos observar na figura que a tensão aumenta com o decréscimo do tamanho de grão, resultando na equação 4.14 do tipo  $D = K_{ss} \times \sigma_{ss}^{-m_{ss}}$ , onde  $D$  é o tamanho médio de grão,  $\sigma_{ss}$  é a tensão de pico e  $K_{ss}$  e  $m_{ss}$  são os coeficientes obtidos graficamente para esta equação.

$$\sigma_{ss} = 371,09 \times D^{-0,605} \quad (4.14)$$

O valor do coeficiente  $K_{ss} = 371,09$  obtido para o aço F 138 está muito distante do encontrado por Ryan [63] para o aço inoxidável 316, que foi de  $K_{ss} = 6,8$ , porém o coeficiente  $m_{ss} = -0,605$  do aço F 138 está de acordo com o obtido por Ryan para o aço 316,  $m_{ss} = -0,81$ . Isto pode ser explicado pela diferença na composição química do F 138 em relação ao aço estudado por

Ryan. Ainda assim, nota-se que as relações entre o tamanho de grão recristalizado dinamicamente e as tensões de pico e de estado estacionário seguem um mesmo padrão, uma vez que seus coeficientes estão muito próximos.

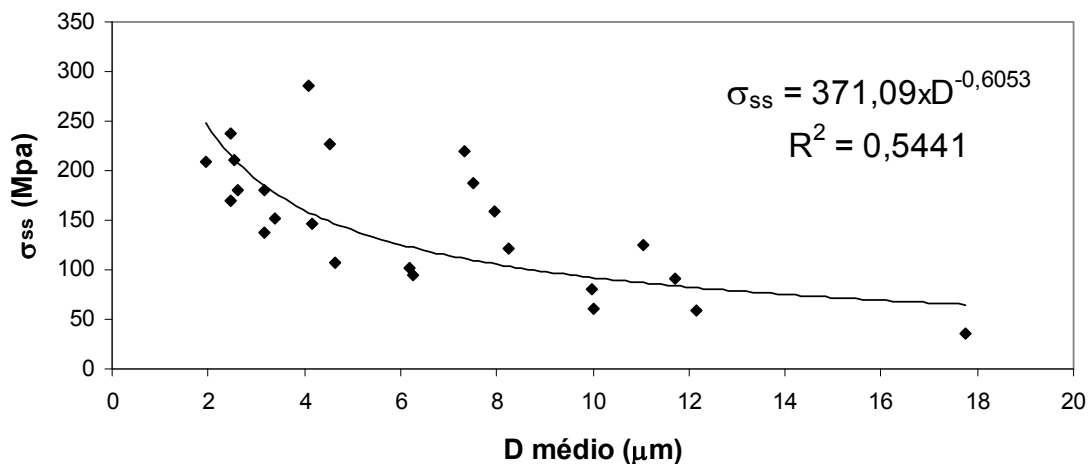


Figura 4.32: dependência da tensão de estado estacionário com o diâmetro médio de grão.

Finalmente, a Figura 4.33 apresenta a dependência do tamanho médio de grão com o parâmetro Z, sendo esta uma relação importante, pois envolve todos os parâmetros de processamento, como temperatura, tensão e taxa de deformação com o resultado final desejado, que é o tamanho médio de grão.

No gráfico existem três curvas distintas. A curva 1 representa a relação existente entre todas as condições de deformação aplicadas neste trabalho e seus respectivos tamanhos médios de grão resultantes. A curva 2 representa a relação existente apenas entre o grupo onde houve recristalização total dos grãos e a curva 3 representa a relação entre o grupo onde a recristalização foi parcial. Há ainda dois pontos que foram excluídos dos grupos, participando apenas da relação obtida para a curva 1. Estes pontos representam os tamanhos médios de grão obtidos para os ensaios com temperaturas de 900 e 950 °C, ambos com taxa de deformação de  $10 \text{ s}^{-1}$ . Tais pontos foram excluídos por terem apresentado um comportamento atérmico, o que resultou em altos valores de tamanho médio de grão.

Deste gráfico foram retiradas equações do tipo  $D = K \times Z^{-m}$  [71] para cada uma das curvas, onde D é o diâmetro médio, Z é o parâmetro de Zener – Hollomon e K e m são as constantes associadas. Nota-se em todas as equações resultantes que o diâmetro médio de grão diminui com o aumento de Z, ou seja, diminuindo a temperatura e aumentando a taxa de deformação.

Para a curva 1 foi obtida a equação 4.15 onde, devido à dispersão nos valores dos tamanhos de grãos obtidos, os pontos não estão perfeitamente ajustados à curva, mesmo assim, o valor obtido para  $m_1 = -0,1$  está próximo ao encontrado por outros autores [24, 65, 69, 72], onde m varia entre -0,09 e -0,17.

$$D = 403,35 \times Z^{-0,1} \quad (4.15)$$

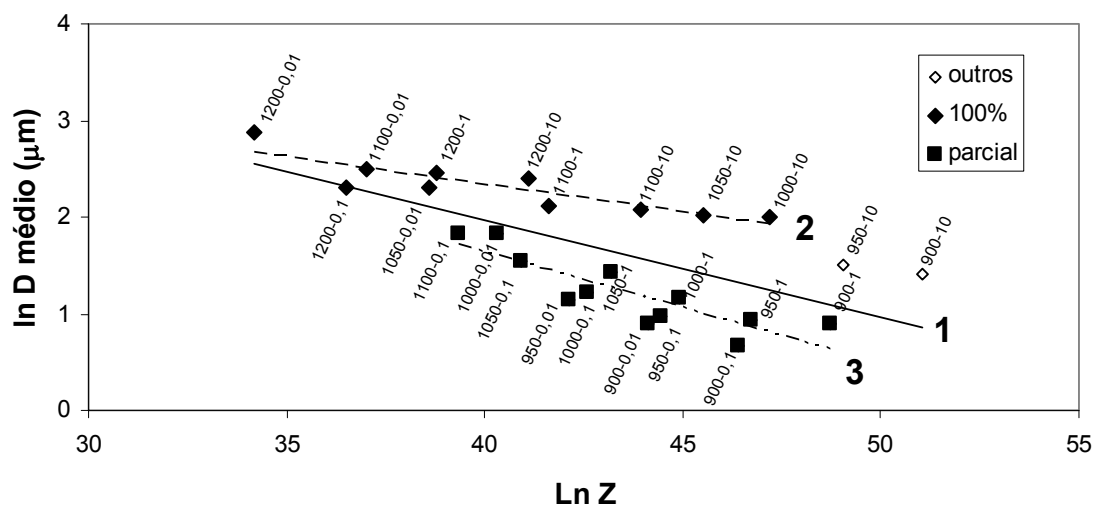


Figura 4.30: dependência do diâmetro médio de grão com o parâmetro Z

Para as curvas 2 e 3 foram obtidas as equações 4.16 e 4.17 respectivamente. O coeficiente  $m_2 = -0,06$  da curva 2 está um pouco abaixo dos valores da literatura, apesar dos pontos estarem bem ajustados à reta. Já o coeficiente  $m_3 = -0,11$  da curva 3 encontra-se em perfeito acordo com os dados da literatura e seus pontos também estão bem ajustados à reta.

Entretanto, os valores obtidos para a constante m das equações 4.16 e 4.17, quando comparados com os resultados encontrados por Jafari e

Najafizadeh [24], que também obtiveram dois grupos, estão um pouco abaixo dos obtidos por esses autores, onde  $m = -0,1$  para o grupo com  $Z$  baixo (curva 2 da Figura 4.30) e  $-0,17$  para o grupo com  $Z$  elevado (curva 3 da Figura 4.30).

$$D = 101,38 \times Z^{-0,06} \quad (4.16)$$

$$D = 515,99 \times Z^{-0,11} \quad (4.17)$$

Como se pode notar nestes três casos, o comportamento geral das curvas  $D$  vs.  $Z$  estão de acordo com a literatura, uma vez que em condições mais severas de deformação, ou seja, alto valor de  $Z$ , a tendência é a diminuição do tamanho médio de grão [24, 71].



## 5 CONCLUSÕES

Foram feitos ensaios isotérmicos contínuos de torção a quente em um aço inoxidável austenítico F 138 a fim de avaliar a ocorrência da recristalização dinâmica, onde variou-se a temperatura entre 900 e 1200 °C e a taxa de deformação entre 0,01 e 10 s<sup>-1</sup>, totalizando 24 ensaios. Foi feita a análise das curvas de escoamento plástico quanto à sua forma, obtiveram-se as curvas da taxa de encruamento vs. tensão equivalente, determinou-se os valores dos parâmetros de processo como tensões e deformações críticas, de pico e de estado estacionário e calculou-se o valor da energia de ativação aparente e do parâmetro Z.

Em todos os ensaios, os corpos de prova foram resfriados em água logo após o término da deformação, de onde se analisou a microestrutura em relação à ocorrência da recristalização dinâmica e efetuou-se os cálculos dos diâmetros médios de grão correspondentes. Além disso, foram determinadas relações matemáticas dos parâmetros de processo envolvidos neste trabalho, bem como do diâmetro médio dos grãos. A partir dos resultados e comparação com trabalhos desenvolvidos por outros autores, pôde-se retirar as seguintes conclusões:

- As curvas de escoamento plástico obtidas apresentam um formato característico de recristalização dinâmica, com a tensão de pico aumentando com o decréscimo da temperatura e diminuição da taxa de deformação;
- As curvas de escoamento plástico apresentaram dois comportamentos plásticos distintos, de acordo com as temperaturas utilizadas, sendo que em baixas temperaturas (900, 950 e 1000 °C), as curvas apresentaram-se deslocadas para a esquerda em relação às curvas com temperaturas mais elevadas (1050, 1100 e 1200 °C);
- As curvas da taxa de encruamento vs. tensão equivalente para todas as condições de deformação apresentaram um ponto de inflexão, caracterizando um ponto crítico de início de recristalização dinâmica;

- Os dados experimentais para o aço F 138 ajustam-se na função do seno hiperbólico para todas as condições de deformação e o valor da energia de ativação aparente,  $Q = 475$  kJ/mol, bem como de suas constantes associadas,  $\alpha = 0,012$ ,  $n = 5,041$  e  $A = 2,17 \times 10^{16}$ , estão muito próximos da faixa esperada para os aços inoxidáveis austeníticos;
- Os valores das tensões críticas, de pico e de estado estacionário estão de acordo com a literatura, pois têm seus valores elevados com o aumento da taxa de deformação e diminuição da temperatura;
- Os valores das deformações críticas, de pico e de estado estacionário tiveram seus resultados comprometidos devido ao comportamento plástico do material, refletido nas curvas de escoamento plástico, que propiciaram uma grande dispersão nos valores obtidos para esses parâmetros;
- A deformação crítica apresentou comportamento contrário ao aguardado, uma vez que houve uma diminuição no valor da deformação conforme o aumento de  $Z$ , sendo que a explicação para este fenômeno pode ser o comportamento plástico diferenciado das curvas de escoamento plástico em diferentes condições de deformação obtidas neste trabalho;
- A análise metalográfica permitiu concluir que todas as amostras recristalizaram-se dinamicamente, porém um grupo de amostras obteve recristalização de 100%, enquanto que outro grupo recristalizou-se parcialmente;
- Através das medidas de tamanhos médios de grãos, observou-se que o grupo das amostras 100% recristalizadas possui tamanho médio de grão maior que o grupo onde a recristalização foi parcial, sendo que esta diferença pode estar relacionada aos diferentes mecanismos de recristalização dinâmica;
- O grupo com maior tamanho de grão resultante pode estar relacionado à ocorrência de recristalização dinâmica convencional, favorecida por altas temperaturas e baixas taxas de deformação, enquanto que o grupo onde os tamanhos médios de grão são menores pode estar relacionado à

recristalização dinâmica por *necklacing*, favorecida por baixas temperaturas e altas taxas de deformação;

- Existe uma faixa de temperatura entre 1000 e 1100 °C no aço F 138, que determina a mudança de comportamento em relação ao tamanho médio de grão decorrente da mudança de mecanismo de formação de grãos recristalizados dinamicamente;
- As equações empíricas para o tamanho médio de grão estão de acordo com os dados obtidos anteriormente por outros autores.



## 6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

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

- Utilizar as relações matemáticas obtidas neste trabalho para realizar simulações numéricas do processamento a quente deste material, em *softwares* adequados;
- Realizar novos ensaios de torção a quente de dupla carga, nas mesmas condições de deformação deste trabalho, para estudar os mecanismos de amaciamento estáticos;
- Realizar ensaios isotérmicos interrompidos nos pontos críticos, de pico e de estado estacionário, para as condições obtidas neste trabalho, e avaliar a microestrutura resultante em cada etapa do processamento, a fim de confirmar a evolução microestrutural deste aço;
- Confirmar através destes ensaios descritos acima, a ocorrência dos dois mecanismos distintos de recristalização dinâmica identificados neste trabalho;
- Investigar e compreender os diferentes mecanismos de recristalização dinâmica propostos para os materiais metálicos.



## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. McQueen, H. J. e Jonas, J. J.; "Recovery and Recrystallization During High Temperature Deformation"; In: R. J. Arsenault, ed. *Treatise on Materials Science and Technology*. New York, Academic Press, v. 6, pp. 393-493, (1976).
2. Ahlblom, B. e Sandstrom, R.; "Hot Workability of Stainless Steel: Influence of Deformation Parameters, Microstructural Components and Restoration Process"; *Met Rev*, v. 1, pp. 1-27, (1982).
3. Taylor, G. L.; "Mechanism of plastic deformation of crystals", *Proc. Roy. Soc. A*145, 362, (1934).
4. KOCKS, U. F.; "Dislocations and properties of real materials"; London. *Proceedings*. London: The Institute of Metals, p. 125, (1985).
5. NABARRO, F. R. N.; "Work Hardening and Dynamical Recovery of FCC Metals in Multiple Glide"; *Acta Metallurgica*, v. 37, p.1521-1546, (1989).
6. Hull, D. e Bacon, D. J.; "Introduction to Dislocations"; *Copyrighted Material*, ed. 4<sup>a</sup>, pp. 224, (2001).
7. Ryan, N. D. e McQueen, H. J.; "Flow stress, dynamic restoration, strain hardening and ductility in hot work of 316 steel", *J. Mater. Process. Technol.*, v. 8, pp. 177, (1990).
8. Ryan, N. D. e McQueen, H. J.; *Can. Metall. Q.*, v. 29, pp. 147, (1990).
9. Jorge Jr., A. M., Balancin. O.; "Prediction of Steel Flow Stresses Under Hot Working Conditions"; *Materials Research*, Vol. 8, No. 3, 309-315, (2005).
10. Elwazri, A. M., Wanjara, P. and Yue, S.; "Critical condition for dynamic recrystallization of high carbon steels" *Materials Science and Technology*, Vol. 20, 1469-1473, November (2004).
11. Dehghan-Manshadi, A., Barnett, M. R., Hodgson, P. D.; "Recrystallization in AISI 304 Austenitic Stainless Steel During and After Hot Deformation"; *Materials Science and Engineering A* 485 664-672, (2008).
12. McQueen, H. J. e Ryan, N. D.; "Constitutive Analysis in Hot Working"; *Materials Science and Engineering*, A 322, pp. 43-63, (2002).

13. Jorge Jr., A. M., Regone, W., Balancin, O.; "Effect of Competing Hardening and Softening Mechanisms on the Flow Stress Curve Modeling of Ultra-Low Carbon Steel at High Temperatures"; *Journal of Materials Processing Technology*, 142, pp. 415-421, (2003).
14. Jorge Jr. A, M; "Análise do Comportamento de Aços Inoxidáveis em Altas temperaturas e Altas Taxas de deformação"; Tese de Doutorado – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, (1997).
15. Bernshtein, M. L., Kaputikina, L. M., Prokoshkin, S. D. e Dobatkin, S. V.; *Acta Metall.*; "Structural changes during hot deformation of austenite in alloy steels", *Acta Metallurgica*, v. 33, pp. 247-254, (1985).
16. Poliak, E. I. e Jonas, J. J.; "A One Parameter Approach to Determining the Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization"; *Acta Mater.*, v. 44, No. 1, pp. 127-136, (1996).
17. McQueen, H. J.; "The Production and Utility of Recovered Dislocation Substructure"; *Met. Trans.*, v. 8, pp. 807-824, (1977).
18. Cho, S. H., Kang, K. B. e Jonas, J. J.; "The Dynamic, Static and Metadynamic Recrystallization of a Nb-microalloyed Steel"; *ISIJ International*, v. 41, No. 1, pp. 63-69, (2001).
19. McQueen, H. J., Yue, S., Ryan, N. D. and Fry, E.; "Hot working characteristics of steels in austenitic states"; *Mater. Process. Technol.*, vol. 53, 293, (1995).
20. Petrovic, R.A.; Luton, M.J. e Jonas, J.J.; "Recovery and Recrystallization of Polycrystalline Copper After Hot Working", *Acta Met.* Vol.27, pp.1633-1648, (1979).
21. Montheillet, F., Jonas, J.J.; "Recrystallization Dynamics", *Encyclopedia of Applied Physics*, vol. 16, VCH Publishers, Inc., 3-527-28138-X, pp. 205-225, (1996).
22. Najafizadeh, A. e Jonas, J. J.; "Predicting the Critical Stress for Initiation of Dynamic Recrystallization"; *ISIJ International*, v. 46, No. 11, pp. 1679-1684, (2006).



23. Sakai, T. e Jonas, J.J.; "Overview no. 35 Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations", *Acta Metall.* Vol.32, pp.189-209, (1984).
24. Jafari, M., Najafizadeh, A.; "Correlation between Zener–Hollomon parameter and necklace DRX during hot deformation of 316 stainless steel"; *Materials Science and Engineering A* 501, pp. 16–25, (2009).
25. Poliak, E. I. and Jonas, J. J.; "Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation"; *ISIJ International*, Vol. 43, No. 5, pp. 684–691, (2003).
26. Jafari, M., Najafizadeh, A. e Rasti, J.; "Dynamic Recrystallization by Necklace Mechanism Durind Hot Deformation of 316 Stainless Steel"; *International Journal of ISSI*, v. 4, No. 1, 2, pp. 16-23, (2007).
27. Miura, H., Aoyama, H., Sakai, T.; "Mechanisms of Dynamic Recrystallization in Cu-Sn-P Alloy" *J. Inst. Metals, Japan*, v. 58, pp. 267–275, (1994).
28. Sellars, C. M.; in *Proc. 7<sup>th</sup> Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Science*, Roskilde Denmark, 1986, pp. 167.
29. Busso, E. P.; "A continuum theory for dynamic recrystallization with microstructure-related length scales", *Int. J. Plast.*, v. 14, pp. 319-353, (1998).
30. Ding, R. and Guo, Z. X.; "Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization", *Acta Mater.*, v. 49, pp. 3163-3175 (2001).
31. Manonukul, A. and Dunne, F. P. E.; "Initiation of dynamic recrystallization under inhomogeneous stress states in pure copper", *Acta Mater.*, v. 47, pp. 4339-4354, (1999).
32. S. I. Kim and Y. C. Yoo: *Mater. Sci. Technol.*, 18 (2002).
33. Sellars, C. M., Tegart, W. J.; *Mem. Sci. Rev. Metall.*, Vol. 63, pp. 731-740, (1966).
34. Sellars, C. M., Tegart, W. J.; *International Metals Review*, v.17, pp. 1-24, (1972).

35. Medina, S. F. e Hernandez, C. A.; "The Influence of Chemical Composition on Peak Strain o Deformed Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels"; *Acta Mater*, v. 44, No. 1, pp. 149-154, (1996).
36. Poliak, E. I. e Jonas, J. J.; "Prediction of Interpass Softening from the Strain Hardening Rate Prior to Unloading"; *ISIJ International*, v. 44, No. 11, pp. 1874-1881, (2004).
37. Laasraoui, A. e Jonas, J.J.; "Prediction of Steel Flow Stresses at high Temperatures and Strain Rates", *Met. Trans.*, Vol. 22a, pp. 1545-1558, July 1991.
38. Sakai, T.; Akben, M.G. e Jonas, J.J., "Dynamic recrystallization during the transient deformation of a vanadium microalloyed steel", *Acta Metall.*, Vol. 31, p.631-641, (1983).
39. Sandstrom, R. e Lagneborg, R.; "A model for hot working accruing by recrystallization", *Acta Metall.*, Vol 23, pp.387-398, (1975).
40. Blaz, L.; Sakai, T. e Jonas, J.J.; "Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of Copper" *Metal. Science*, Vol.17, pp.609, (1983).
41. McQueen, H. J.; Yue, S.; Ryan, N. D. and Fry E.; "Hot working characteristics of steels in austenitic state", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 53, pp. 293-310, (1995).
42. Davenport, S. B., Silk, N. J., Sparks, C. N. and Sellars C. M.; "Development of Constitutive Equations for Modeling of Hot Rolling". *Materials Science and Technology*; May; Vol. 16 (5); p.539-546; (2000).
43. Fields, D. S. e Backofen, W. A.; "Determination of Strain Hardening Characteristics by Torsion Testing"; In: *Amer. Soc. Test. Mater. Proc.*, v. 57, pp. 1259-1272, (1957).
44. Gottstein, G. e Kocks, U. F.; "Dynamic recrystallization and dynamic recovery in <111> single crystals of nickel and copper" *Acta Metall*, v. 31, pp. 175-188, (1983).
45. Mecking, H. e Estrin, Y., *Proc. 8° Int. Symp. on "Metallurgy and Materials Science"*, eds. S.I. Anderson et al., National Laboratory, Roskilde, Denmark, , pp.123, 1987.

46. Weiss, I. e Jonas, J.J.; "Interaction Between Recrystallization and Precipitation During the High Temperature Deformation of HSLA Steels", *Met. Trans.*, Vol. 10a, pp. 831-840, (1979).
47. Wray, P. J.; "Onset of recrystallization during the tensile deformation of austenitic iron at intermediate strain rates" *Metall. Trans.*, Vol. 6A, pp.1197-1203, (1975).
48. Sah J. P., Richardson C. J., Sellars C.M.; "Grain Size Effects During Dynamic Recrystallization of Nickel"; *Metal Science.*, Vol. 8, pp. 325–331 (1974).
49. McQueen, H. J. e Jonas, J. J.; "Hot Workability Testing Techniques". IN: Hoffmanner, A. L. ed.; "Metal Forming Interrelation Between Theory and Practice". New York, Plenum Press, p. 393-428, (1973).
50. Nicholson, A.; "Hot workability Testing of Steel"; *Iron & Steel*, p.290-294, (1964).
51. E. J. Giordano. *REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto*, 60(1), pp. 55-62, (2007).
52. E. G. Dieter; *Mechanical Metallurgy*, ed. 2ª, Mc Graw-Hill, (1976).
53. Semiantin, S. L., Lahoti, G. D. e Jonas, J. J.; In: *Metals Handbook-ASM Metals Park*, Ed 9ª, v. 8, pp. 154-184, (1985).
54. Evangelista, E.; "The Utility of Torsion in Hot Workability Testing of Metallic Materials"; *Metallurgical Science and Technology*, v.9, No.2, pp. 75-92, (1991).
55. Ryan, N. D., McQueen, H. J. e Jonas, J. J.; "The Deformation Behavior of Types 304, 316 and 317 Austenitic Stainless During Hot Torsion"; *Can. Met. Q.*; v.22, pp. 369-378, (1983).
56. ASTM – Designation F – 138, Standard Specification for wrought Chromium-14 Nickel-2.5 Molybdenum Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants.
57. NBR ISO 5832-1, Implantés para cirurgia – Materiais metálicos, parte 1: Aço Inoxidável Conformado.

58. Padilha, A. F.; “Aços inoxidáveis: Histórico e Desenvolvimento”. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica – USP.
59. Giordani, E. J.; “Estudo da conformação a quente de um aço inoxidável austenítico ISO 5832-9, utilizado na fabricação de implantes ortopédicos, e avaliação de suas propriedades mecânicas e físico-químicas”. Tese de Pós-Doutoramento, Departamento de engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos – UFSCar (2004).
60. Schramm, R. E., Reed, R. P.; “Stacking fault energy of seven commercial austenitic stainless steels.” *Metallurgical Transactions* 6A, pp. 1345, (1975).
61. Fields, D. S. e Backofen, W. A.; “Determination of Strain Hardening Characteristics by Torsion Testing”; In: *Amer. Soc. Test. Mater. Proc.*, v. 57, pp. 1259-1272, (1957).
62. UVIRA, J.J.; JONAS. J.J.; “Hot Compression of Armco Iron and Silicon Steel”. *Trans. Metall. Soc. AIME*. v 242. pp. 1619 – 1626, (1968).
63. Ryan, N. D. – Work hardening, strength, restorative mechanisms, and ductility in the hot working of 300 series stainless steel. A thesis in the Department of Mechanical Engineering, Concordia University, Montréal, Québec, Canadá, (1989).
64. Roucoules, C.; “Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steel” – PhD. Thesis, McGill University, Montreal, Canada (1992).
65. Kim, S., Lee, Y., Jang, B., “Modeling of recrystallization and austenite grain size for AISI 316 stainless steel and its application to hot bar rolling”, *Materials Science and Engineering* , vol. A357, pp. 235-239, (2003).
66. Cho, S. H., Kang, K. B., Jonas, J. J.; “Mathematical Modeling of the Recrystallization Kinetics of Nb Microalloyed Steels”, *ISIJ Int*, v. 41(7), pp. 766. (2001).
67. Irvine, K. J., Pickering, F. B., Gladman, T.; “Grain-Refined C-Mn Steel”, *Iron Steel Inst.*, v. 205(2), pp. 161, (1967).

68. El Wahabi, M., Cabrera, J. M., Prado, J. M.; "Hot Working of two AISI 304 steels: a comparative study", *Materials Science and Engineering A343*, pp. 116-125, (2003).
69. Dehghan-Manshadi, A., Barnett, M.R., Hodgson, P.D., "Recrystallization in AISI 304 austenitic stainless steel during and after hot deformation".
70. ABBASI, S. M., Shokuhfar, A., "Prediction of hot deformation behavior of 10Cr – 10Ni – 5Mo – 2Cu steel", *Materials Letters* 61, pp. 2523-2526, (2007).
71. Derby B., "The Dependence of Grain Size on Stress During Dynamic Recrystallization", *Acta metall.* Vol.39, No. 5, pp. 955-962, (1991).
72. Kim, S., Yoo, Y., "Dynamic recrystallization behavior of AISI 304 stainless steel", *Materials Science and Engineering A311*, pp. 108–113, (2001).