

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
ESCOLA DE ENGENHARIA DA UFMG  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA,  
MATERIAIS E DE MINAS – MESTRADO PROFISSIONAL**

Túlio César Nogueira

**COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO AISI 41B30 NA DEFORMAÇÃO A  
QUENTE**

Belo Horizonte  
2021

Túlio César Nogueira

**COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO AISI 41B30 NA DEFORMAÇÃO A  
QUENTE**

**Versão Final**

Dissertação apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Orientadora: Profa. Dra. Berenice  
Mendonça Gonzalez

Coorientador: Prof. Dr. Pedro Henrique  
Rodrigues Pereira

Belo Horizonte  
2021

N778c Nogueira, Túlio César.  
Comportamento mecânico do aço AISI 41B30 na  
deformação a quente [recurso eletrônico] / Túlio César  
Nogueira. - 2021.  
1 recurso online (ix, 51 f. : il., color.) : pdf.

Orientadora: Berenice Mendonça Gonzalez.  
Coorientador: Pedro Henrique Rodrigues Pereira.

Dissertação (mestrado profissional) - Universidade  
Federal de Minas  
Gerais, Escola de Engenharia.

Inclui bibliografia.  
Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física -  
Teses.  
3. Laminação (Metalurgia) - Teses. 4. Tubos - Teses. I.  
Gonzalez, Berenice Mendonça. II. Pereira, Pedro Henrique  
Rodrigues. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola  
de Engenharia. IV. Título.

CDU: 669(043)

Ficha catalográfica elaborada pela bibliotecária Roseli Alves de Oliveira CRB/6 2121  
Biblioteca Prof. Mário Werneck, Escola de Engenharia da UFMG



## ATA DA DEFESA DA DISSERTAÇÃO DO ALUNO TÚLIO CÉSAR NOGUEIRA

Realizou-se, no dia 28 de maio de 2021, às 10:00 horas, Sala on-line DEMET, da Universidade Federal de Minas Gerais, a defesa de dissertação, intitulada *COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO AISI 41B30 NA DEFORMAÇÃO A QUENTE*, apresentada por TÚLIO CÉSAR NOGUEIRA, número de registro 2019660428, graduado no curso de ENGENHARIA METALÚRGICA, como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em ENGENHARIA METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS, à seguinte Comissão Examinadora: Prof(a). Berenice Mendonca Gonzalez - Orientador (UFMG), Prof(a). Pedro Henrique Rodrigues Pereira (UFMG) Prof(a). Cynthia Serra Batista Castro (Centro de Inovação e Tecnologia SENAI FIEMG), Prof(a). Diana Maria Pérez Escobar (Centro de Inovação e Tecnologia SENAI), Prof(a). Ana Carolina Vilas Boas (VALLOUREC)

A Comissão considerou a dissertação:

( X ) Aprovada

( ) Reprovada

Finalizados os trabalhos, lavrei a presente ata que, lida e aprovada, vai assinada por mim e pelos membros da Comissão.

Belo Horizonte, 28 de maio de 2021.

Prof(a). Berenice Mendonca Gonzalez ( Doutora )

Prof(a). Pedro Henrique Rodrigues Pereira ( Doutor )

Prof(a). Cynthia Serra Batista Castro ( Doutor )

Prof(a). Diana Maria Pérez Escobar ( Doutora )

Prof(a). Ana Carolina Vilas Boas ( Mestre )

Aos meus pais Zulvani e Geraldo, meu irmão Thiago, a Verônica pelo incentivo e amor incondicional, Berenice Mendonça Gonzalez por sempre me apoiar e acreditar, ao CIT SENAI e a Vallourec pela oportunidade de desenvolvimento deste trabalho.

## **AGRADECIMENTOS**

O autor agradece ao CIT SENAI e a Vallourec Soluções Tubulares do Brasil, pela oportunidade de desenvolvimento do presente trabalho, a todos que direta ou indiretamente possibilitaram a execução e conclusão do presente trabalho, em especial às seguintes pessoas:

1. Dra. Diana Perez, Lourdes Amelia, Dr. Ricardo Nolasco, Henrique Rohlfs, Dr. Antônio Fonseca, Dra. Marília Lima, MSc. Ana Carolina Vilas Bôas e Nilton Lucinda pela oportunidade e confiança;
3. Professora Berenice Mendonça Gonzalez, pela orientação e contribuição do presente texto;
4. Ao Professor Pedro Henrique Rodrigues Pereira pela coorientação e inestimável ajuda;
5. Aos colegas do CIT SENAI pelo apoio na execução deste trabalho: Cynthia Serra, Thompson Reis, Luiza Pessoa, Marília Oliveira;
6. A todos os meus familiares, em especial ao meu primo André Nogueira, aos amigos e amigas por todo apoio, confiança e incentivo durante a execução deste trabalho.

## RESUMO

Os cilindros de gás de alta pressão são fabricados a partir da laminação de tubos de aço sem costura. Os esforços necessários durante a etapa de laminação dependem diretamente da composição química dos aços, deformações, taxas de deformação e temperatura de deformação no processo de laminação. Esses parâmetros são utilizados para realizar a simulação física de compressão em laboratório a fim de conhecer as microestruturas e relacioná-las com os parâmetros de temperatura e taxa de deformação.

O objetivo deste trabalho é estudar os mecanismos de amaciamento que ocorrem no aço AISI 41B30 nas temperaturas de deformação de 950°C, 975°C, 1000°C, 1025°C e 1050°C, utilizando as taxas de deformação de 10s<sup>-1</sup>, 20s<sup>-1</sup>, 30s<sup>-1</sup> e 40s<sup>-1</sup> e deformação verdadeira de 1,5, ao realizar testes de compressão a quente no estado de plano de deformação no simulador termomecânico Gleeble® 3800.

As faixas de temperatura e taxas de deformação foram escolhidas por serem relacionadas com a faixa de trabalho do laminador *Premium Quality Finishing* (PQF) da Vallourec Soluções Tubulares do Brasil.

Para estudar os mecanismos de amaciamento após os testes de compressão, curvas tensão versus deformação foram construídas para entender os mecanismos em cada condição. A caracterização microestrutural foi realizada nas amostras que foram temperadas após a deformação de 1,5, por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), para determinar o diâmetro médio dos grãos da austenita prévia.

Os resultados deste trabalho mostram os mecanismos de amaciamento presentes, a equação constitutiva e a evolução dos grãos da austenita prévia para o aço AISI 41B30 em função das diferentes condições de processamento termomecânico. Observou-se a predominância do mecanismo de recristalização dinâmica em todas as condições, a equação constitutiva se mostrou com boa correlação para prever níveis de tensão para o processo. Observou-se também que ocorre o refino dos grãos da austenita prévia com o aumento da taxa de deformação e redução das temperaturas de processo.

## ABSTRACT

High pressure gas cylinders (gas cylinders) are manufactured from the rolling of special seamless steel tubes. The efforts required during the rolling step are directly dependent on the chemical composition of steels, strains, strain rates and temperature in the rolling mill. These parameters are used to carry out the rolling simulations in laboratory in order to know the resulting substructures and microstructures of the process.

The objective of this work is to evaluate the softening mechanisms that occur in a AISI 41B30 steel at temperatures of 950°C, 975°C, 1000°C 1025°C and 1050°C, using the strain rates of  $10\text{s}^{-1}$ ,  $20\text{s}^{-1}$ ,  $30\text{s}^{-1}$  and  $40\text{s}^{-1}$  and true strain of 1.5, when performing plane strain compression tests on thermomechanical simulator Gleeble® 3800.

The temperature ranges and strain rates were chosen because they were the same as those included in the schedule of the Premium Quality Finishing (PQF) industrial mill of Vallourec Soluções Tubulares do Brasil.

To study the softening mechanisms of after the compression tests, true stress versus true strain curves were constructed to understand the processes in each case. Microstructural characterization was executed in the quenched samples after the total strain of 1.5, by Scanning Electron Microscopy (SEM) to establish the medium diameter of the prior austenite grains.

The results of this work show the softening mechanisms, the constitutive equation and the evolution of the prior austenite grain size for the AISI 41B30 steel as function of the different conditions of thermomechanical processing. The predominance of the dynamic recrystallization mechanism in all conditions is observed, a constitutive equation is shown with good correlation to predict stress levels for the process. It was also observed that the refining of prior austenite grain occurs with the increase of the strain rate and reduction of temperature.



## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1: Fluxograma do processo de laminação a quente de tubos sem costura da empresa Vallourec Soluções Tubulares do Brasil <sup>(1)</sup> .....	4
Figura 3.2: (a) Processo de laminação no laminador CTP <sup>(2)</sup> ; (b) desenho esquemático do processo de perfuração da barra no laminador CTP <sup>(3)</sup> .....	5
Figura 3.3: (a) Processo de laminação no laminador PQF; (b) desenho esquemático do sistema dos três cilindros de laminação do laminador PQF <sup>(2)</sup> .....	5
Figura 3.4: Esquema de mecanismos de aniquilação, poligonização e coalescência de deslocamentos <sup>(12)</sup> .....	8
Figura 3.5: Representação esquemática da curva tensão versus deformação de um material que se recupera dinamicamente <sup>(13)</sup> .....	9
Figura 3.6: Representação esquemática de uma curva de fluxo plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente <sup>(10)</sup> .....	10
Figura 3.7: Mecanismo de nucleação com a formação de colares: (a) grão original; (b) nucleação ocorrendo junto aos contornos de grão; (c) nucleação ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) continuação da etapa anterior; (e) etapa que corresponde ao estado estacionário <sup>(7)</sup> .....	11
Figura 3.8: Esquema da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente <sup>(7)</sup> .....	12
Figura 3.9: Tamanhos de grão austeníticos obtidos após a recristalização dinâmica e metadinâmica em função do parâmetro de Zener-Hollomon <sup>(19)</sup> .....	14
Figura 3.10: Determinação da deformação crítica através de curvas $\sigma \times \epsilon$ e $\theta \times \sigma$ . (a) a deformação crítica, corresponde ao ponto onde a curva sai do comportamento onde ocorre apenas a recuperação dinâmica; (b) o ponto de inflexão corresponde à tensão crítica, $\sigma_c$ , para início da recristalização dinâmica <sup>(8)</sup> .....	15
Figura 3.11: (a) Desenho esquemático do ensaio de simulação por compressão no estado plano de deformação, (b) corpo de prova montado para realização do ensaio de compressão plana no módulo <i>Hydrawedge</i> , no simulador Gleeble® 3800.....	16
Figura 4.1: (a) Desenho esquemático da lupa; (b) do corpo de prova utilizado no ensaio de compressão no estado plano de deformação. Dimensões em mm. ....	18
Figura 4.2: Imagem do ensaio de compressão a quente no Simulador Físico de Processos Gleeble®.....	19
Figura 4.3: Ciclo termomecânico proposto para realização dos ensaios de compressão a quente. ....	19
Figura 5.1: Curva de fluxo plástico para $\dot{\epsilon} = 10s^{-1}$ .....	22
Figura 5.2: Curva de fluxo plástico para $\dot{\epsilon} = 20s^{-1}$ .....	22
Figura 5.3: Curva de fluxo plástico para $\dot{\epsilon} = 30s^{-1}$ .....	23
Figura 5.4: Curva de fluxo plástico para $\dot{\epsilon} = 40s^{-1}$ .....	23
Figura 5.5: Curvas para a condição de ensaio $T = 1050^{\circ}C$ e $\dot{\epsilon} = 40s^{-1}$ . (a) Curva da taxa de encruamento ( $\theta$ ) versus tensão equivalente, (b) Gráfico $-(d\theta/d\sigma)$ versus tensão equivalente para determinação da tensão crítica.....	26
Figura 5.6: Gráfico $\log(\dot{\epsilon})$ versus $\log(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p))$ para determinação da constante $n$ ... ..	29
Figura 5.7: Gráfico $\ln(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p))$ versus $1000/T$ para determinação de $Q_{def}$ . ....	29
Figura 5.8: Gráfico $\ln(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p))$ versus $\ln Z$ para determinação da constante $A$ . ....	30
Figura 5.9: Gráfico da tensão crítica em função da temperatura para o aço AISI 41B3032	

Figura 5.10: Gráfico tensão de pico em função da temperatura para o aço AISI 41B30.33	
Figura 5.11: Relação entre tensão de pico e parâmetro de Zener-Hollomon para o aço AISI 41B30.....	34
Figura 5.12: Relação entre tensão crítica e parâmetro de Zener-Hollomon para o aço AISI 41B30.....	34
Figura 5.13: Relação entre deformação crítica e parâmetro de Zener-Hollomon para o aço AISI 41B30. ....	35
Figura 5.14: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 950°C e taxas de deformação (a)10s <sup>-1</sup> , (b)20s <sup>-1</sup> , (c)30s <sup>-1</sup> e (d)40s <sup>-1</sup> .....	37
Figura 5.15: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 975°C e taxas de deformação (a)10s <sup>-1</sup> , (b)20s <sup>-1</sup> , (c)30s <sup>-1</sup> e (d)40s <sup>-1</sup> .....	38
Figura 5.16: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 1000°C e taxas de deformação (a)10s <sup>-1</sup> , (b)20s <sup>-1</sup> , (c)30s <sup>-1</sup> e (d)40s <sup>-1</sup> .....	39
Figura 5.17: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 1025°C e taxas de deformação (a)10s <sup>-1</sup> , (b)20s <sup>-1</sup> , (c)30s <sup>-1</sup> e (d)40s <sup>-1</sup> .....	40
Figura 5.18: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 1050°C e taxas de deformação (a)10s <sup>-1</sup> , (b)20s <sup>-1</sup> , (c)30s <sup>-1</sup> e (d)40s <sup>-1</sup> .....	41
Figura 5.19: Relação entre tamanho de grão recristalizado e parâmetro Z para o aço AISI 41B30.....	42

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3-1: Equações para cálculo de tamanhos de grãos austeníticos recristalizados estaticamente ou metadinamicamente.....	14
Tabela 4-1: Composição química do aço AISI 41B30 (% em massa). .....	17
Tabela 5-1: Valores de tensão e deformação crítica e de pico obtidos para o aço AISI41B30. ....	27
Tabela 5-2. Determinação da energia de ativação para deformação a quente em função das taxas de deformação. ....	30
Tabela 5-3: Parâmetros das curvas de fluxo plástico do aço AISI 41B30.....	31
Tabela 5-4: Tamanho médio de grão austenítico recristalizado para as diferentes condições de processamento do aço AISI 41B30 e relação com parâmetro de Zener-Hollomon. ....	36

## LISTA DE SIGLAS E ABREVIações

AISI: *American Iron and Steel Institute*

CTP: *Cone Type Piercer*

EBSD: *Electron backscatter diffraction*

EFE: Energia de Falha de Empilhamento

GOS: *Grain Orientation Spread*

MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura

PQF: *Premium Quality Finishing*

RE: Recristalização estática

RMD: Recristalização metadinâmica

VSb: Vallourec Soluções Tubulares do Brasil

$\epsilon$ : Deformação equivalente

$\epsilon_c$ : Deformação crítica

$\epsilon_p$ : Deformação de pico

$\sigma$ : Tensão Equivalente

$\sigma_c$ : Tensão crítica

$\sigma_p$ : Tensão de pico

$\sigma_{ss}$ : Tensão no estado estacionário

$\theta$ : Taxa de encruamento

$\dot{\epsilon}$ : Taxa de deformação

$\gamma$ : Austenita

$\alpha$ : Ferrita

A,  $\alpha$ , m, n: constantes do material

V: velocidade de migração de contornos

M: mobilidade de migração de contornos

$\Delta P$ : força motriz para migração de contornos

$Q_{def}$ : Energia de ativação aparente para a deformação a quente

R: Constante universal dos gases

T: Temperatura

Z: Parâmetro de Zener - Hollomon

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	OBJETIVOS .....	3
2.1	Objetivo geral .....	3
2.2	Objetivos específicos.....	3
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1	Processo de laminação a quente de tubos sem costura .....	4
3.2	Fundamentos metalúrgicos da deformação a quente .....	6
3.3	Encruamento .....	7
3.4	Mecanismos de amaciamento .....	8
3.4.1	Recuperação dinâmica .....	8
3.4.2	Recristalização dinâmica .....	9
3.4.3	Recristalização metadinâmica .....	11
3.4.4	Tensão e deformação crítica para início da recristalização dinâmica.....	14
3.5	Simulação física por ensaios de compressão a quente .....	15
4	METODOLOGIA.....	17
4.1	Material.....	17
4.2	Simulação física por compressão a quente .....	18
4.3	Caracterização microestrutural .....	20
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	21
5.1	Curvas de fluxo plástico.....	21
5.2	Determinação das deformações e tensões críticas.....	24
5.3	Determinação da equação constitutiva do aço AISI 41B30.....	28
5.4	Relações entre as tensões e deformações críticas e de pico resultantes das curvas de fluxo plástico com as condições de deformação.....	31
5.4.1	Relação entre os níveis de tensão crítica e de pico com as condições de processamento .....	32
5.4.2	Relação entre os níveis de deformação crítica com as condições de processamento .....	35
5.5	Análise Microestrutural .....	36
5.5.1	Influência dos parâmetros de processamento termomecânico no tamanho de grão austenítico .....	36
6	CONCLUSÕES.....	43
7	RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS .....	44
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	45
9	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	46

## 1 INTRODUÇÃO

Os cilindros de gás de alta pressão são fabricados a partir de tubos de aço sem costura, normalmente os aços AISI 1541, 4130 e 41B30. Eles são utilizados para o fornecimento de gases industriais e medicinais e são indispensáveis para as mais diversas atividades industriais. Esses tubos possuem alto nível de segurança e têm evoluído em relação à capacidade de armazenamento, peso e pressão de enchimento.

Os tubos de aço sem costura para produção de cilindros de alta pressão possuem boa resistência à corrosão, propriedades mecânicas elevadas e boa temperabilidade. A adição dos elementos de liga fornece diferentes propriedades para o aço AISI 41B30. A adição de cromo e molibdênio favorece a melhoria da temperabilidade, resistência à corrosão e resistência mecânica.

A adição de boro é realizada para aumentar a temperabilidade do aço. Quando a adição de boro é menor que 0,0005% não ocorre melhoria significativa na temperabilidade do aço. Por outro lado, quando o percentual de boro é maior que 0,0025%, seu efeito na temperabilidade não é mais perceptível. A adição de titânio em teores de 0,005% ou teores maiores que este, funciona como um elemento que maximiza o efeito da adição de boro, ao mesmo tempo que contribui para o aumento da resistência, promovendo a formação de TiC.

O grande desafio no desenvolvimento do processo de produção de tubos de aço sem costura para fabricação de cilindros de gás na Usina de Jeceaba da empresa Vallourec Soluções Tubulares do Brasil é extrapolar os limites de capacidade do laminador PQF (*Premium Quality Finishing*) quanto à espessura final da parede do tubo. Esse laminador possui três cilindros em cada cadeira e processa o tubo reduzindo a espessura da sua parede e aumentando seu comprimento, sem alterar o diâmetro interno. O laminador da VSB Usina de Jeceaba foi projetado para laminação de tubos sem costura classificados como sendo de paredes média e grossa e o tubo para cilindro de gás possui parede classificada como fina. Sua laminação implica em maior deformação total e queda mais acentuada da temperatura do aço nas etapas finais de processamento que, por sua vez, levam ao aumento dos esforços aplicados pelo equipamento.

Para conseguir realizar a laminação a quente deste produto com qualidade satisfatória é necessário ajustar os parâmetros do processo de laminação para que os esforços em cada etapa estejam bem balanceados, as deformações sejam equilibradas e o resultado seja um produto com boa qualidade dimensional. A quantidade de deformação a ser aplicada está diretamente relacionada ao quanto se pretende reduzir na espessura da parede do tubo

durante a laminação e ao número de cadeiras de laminação disponíveis, ou seja, depende do tipo de produto que se pretende obter.

A taxa de deformação está relacionada aos limites de velocidade de operação do laminador, ou seja, depende das características do equipamento disponível. Já a resistência que o material oferece à deformação depende das suas características metalúrgicas específicas, da temperatura na qual se pretende processá-lo, bem como da magnitude e velocidade de deformação.

O resultado direto deste trabalho são curvas tensão *versus* deformação cuja interpretação permite avaliar o comportamento metalúrgico do aço quanto à resistência à deformação a quente e os mecanismos de amaciamento (recuperação ou recristalização) dinâmico atuantes durante a deformação e a relação das condições de processamento com o parâmetro de Zener-Hollomon e o tamanho de grão austenítico.

Essas informações são essenciais para controle dos parâmetros de processamento a quente e da microestrutura do aço que irá influenciar diretamente a resistência mecânica e a qualidade do produto final. Assim, é necessário determinar com exatidão o comportamento na deformação a quente do aço AISI 41B30 para a produção de tubos para cilindros de gás.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo geral**

Estudar os mecanismos de amaciamento que ocorrem no processo de laminação a quente do aço AISI 41B30, no laminador *Premium Quality Finishing (PQF)* da empresa Vallourec Soluções Tubulares do Brasil, entre as temperaturas de 950°C a 1050°C, com diferentes taxas de deformação, através de simulação do processo de deformação a quente.

### **2.2 Objetivos específicos**

- Identificar os mecanismos de amaciamento que ocorrem no processo de laminação a quente do aço AISI 41B30, no laminador *Premium Quality Finishing (PQF)*, em função de diferentes temperaturas e taxas de deformação.
- Determinar a energia de ativação para a deformação a quente e estabelecer sua relação com o parâmetro de Zener-Hollomon e estudar o comportamento do aço AISI 41B30 durante deformação a quente, bem como seu resultado em termos microestruturais para diferentes condições de temperatura e taxa de deformação.



### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Processo de laminação a quente de tubos sem costura

O processo de lingotamento contínuo produz barras de aço de seção circular. As barras obtidas nesse processo são cortadas de acordo com o comprimento máximo especificado para a laminação. Essas barras são carregadas no forno de reaquecimento, do tipo soleira rotativa, com capacidade para aquecimento de tarugos até, aproximadamente, 1280°C, iniciando assim o processo de laminação a quente de tubos sem costura, representado pelo fluxograma da Figura 3.1<sup>(1)</sup>.

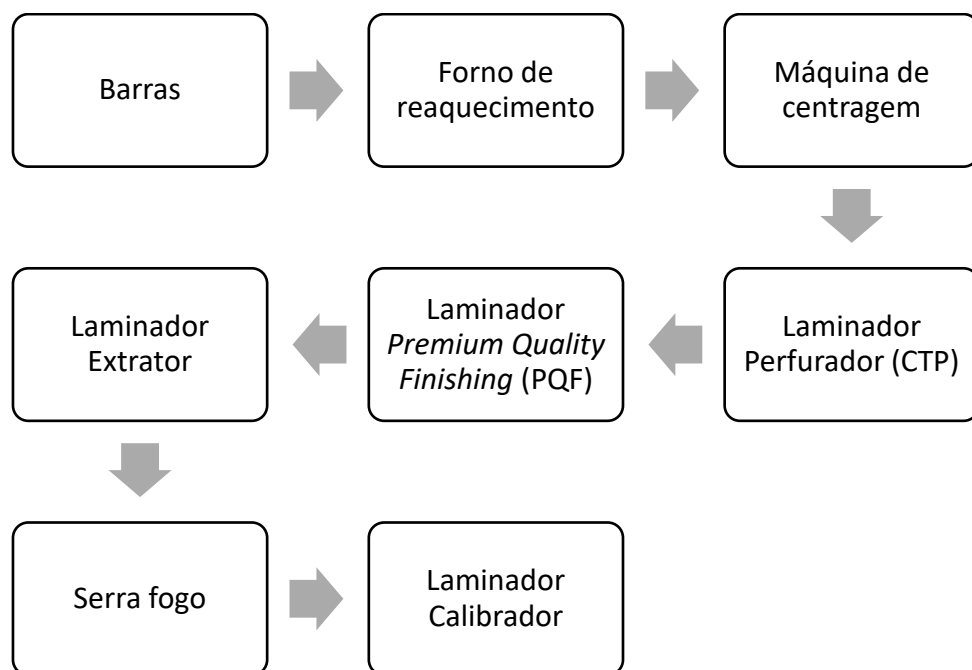


Figura 3.1: Fluxograma do processo de laminação a quente de tubos sem costura da empresa Vallourec Soluções Tubulares do Brasil <sup>(1)</sup>.

Ao serem retiradas do forno de reaquecimento, as barras são direcionadas para a máquina de centragem, que realiza a punção nas extremidades das barras com o objetivo de garantir a qualidade de perfuração dos blocos no laminador perfurador, facilitando a penetração da ponta no bloco e diminuindo a quantidade de “rebarba” na extremidade da lupa. Após a centragem, a barra é direcionada para o laminador perfurador (CTP - *Cone Type Piercer*), onde as barras são transformadas em lupas <sup>(1)</sup>.

A primeira etapa de laminação dos tubos sem costura ocorre no laminador perfurador tipo “cônico” CTP. A barra de seção circular é suportada externamente por dois cilindros de laminação, e um mandril realiza a perfuração da barra para produzir as formas e dimensões

desejadas da “lupa”, nome dado ao tubo após a primeira etapa de laminação <sup>(1)</sup>. O laminador CTP e o processo de perfuração da barra é ilustrado na Figura 3.2.

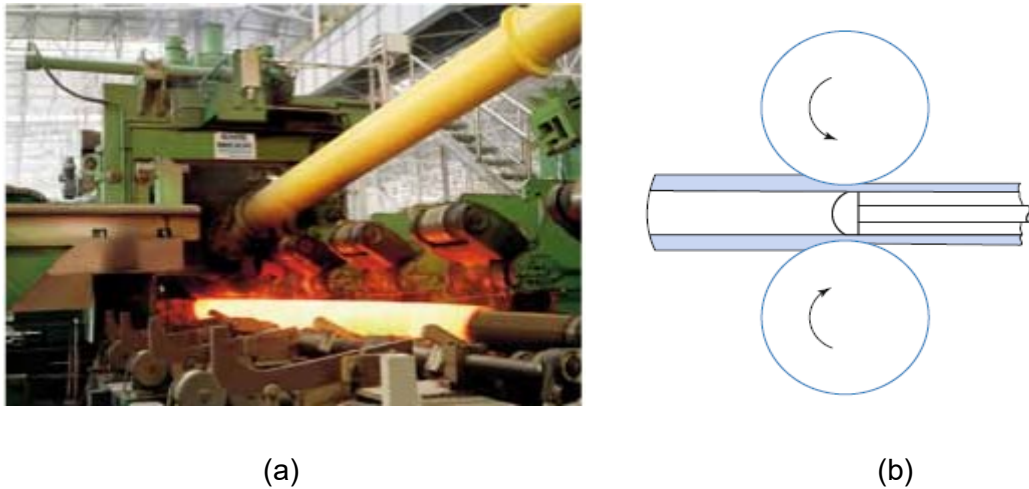


Figura 3.2: (a) Processo de laminação no laminador CTP <sup>(2)</sup>; (b) desenho esquemático do processo de perfuração da barra no laminador CTP <sup>(3)</sup>.

Em seguida, a lupa é direcionada para o segundo laminador, denominado *Premium Quality Finishing* (PQF), com mandril de três cilindros, onde o processo de laminação ocorre entre 950°C e 1050°C, aproximadamente. No laminador PQF, o processo é executado por três cilindros de laminação equidistantes e um mandril no interior. Este laminador tem a função de transformar a lupa proveniente do laminador CTP em um tubo com espessura uniformes, dentro dos limites de tolerância especificados, sendo a laminação no PQF responsável pela determinação da espessura de parede do tubo e bom acabamento superficial <sup>(1)</sup>, sendo o processo ilustrado na Figura 3.3. Um importante parâmetro que deve ser levado em conta nessa etapa é a lubrificação do mandril (barra maciça de aço) que é inserido dentro da lupa, mantendo o diâmetro interno fixo e ajustando a espessura da parede da lupa.

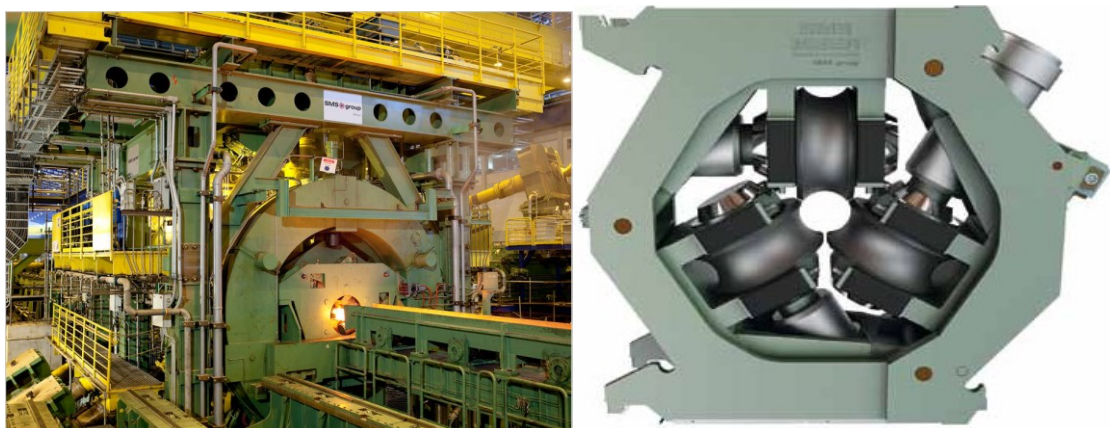


Figura 3.3: (a) Processo de laminação no laminador PQF; (b) desenho esquemático do sistema dos três cilindros de laminação do laminador PQF <sup>(2)</sup>.

Após o processo no laminador PQF, ocorre a extração do tubo do mandril no laminador extrator. Na sequência, a serra fogo para corte à quente retira as pontas irregulares e defeituosas das lupas. O acabamento final do tubo é realizado no laminador calibrador ou *Sizing Mill* (SM), que é responsável pela calibração da lupa, ajustando seu diâmetro. A calibração é realizada através da passagem do tubo com temperaturas entre 900°C e 1000°C pelo laminador que possui 12 cadeiras <sup>(1)</sup>. Ao contrário do laminador PQF, o laminador *Sizing Mill* não possui um mandril interno.

### 3.2 Fundamentos metalúrgicos da deformação a quente

Para que sejam obtidos produtos como chapas, tubos, perfis, entre outros, os materiais metálicos passam em algum estágio do seu processo de produção por etapas de deformação a quente.

Considera-se que um metal é trabalhado a quente quando sua deformação ocorre a uma temperatura,  $T$ , tal que  $T/T_F$  é superior a 0,5 sendo  $T_F$  sua temperatura absoluta de fusão. Desse modo, pode-se trabalhar com maiores deformações e os mecanismos de amaciamento atuam com maior facilidade durante seu processamento, devido a maior mobilidade atômica em altas temperaturas. Nesses processos ocorrem várias alterações microestruturais simultâneas como encruamento, recuperação e recristalização <sup>(4)</sup>.

Os fenômenos metalúrgicos de recuperação e de recristalização são processos através dos quais um metal encruado pode ter a sua subestrutura e /ou sua microestrutura, e assim, as suas propriedades mecânicas, restauradas parcial ou totalmente, até um estágio semelhante ao apresentado antes do encruamento <sup>(5)</sup>.

Quando o amaciamento ocorre durante a deformação, os processos de restauração são chamados dinâmicos. Quando o amaciamento do material ocorre após a deformação ou nos intervalos entre deformações, os processos de restauração são conhecidos como estáticos. Também existe o fenômeno conhecido como recristalização metadinâmica, no qual, núcleos originados durante a recristalização dinâmica crescem estaticamente após a deformação a quente. Esses processos de amaciamento são mecanismos de reversão aos fenômenos de aumento de resistência, sendo de extrema importância a ocorrência de mecanismos de difusão <sup>(5)</sup>.

O modo pelo qual ocorre o amaciamento dos materiais depende de condições de processamento como temperatura, deformação, taxa de deformação e da Energia de Falha de Empilhamento (EFE) dos metais. Metais com valores elevados de EFE, como o alumínio e o ferro  $\alpha$ , amaciam preferencialmente por recuperação, enquanto que nos metais com

valores baixos de EFE, como o cobre e o ferro  $\gamma$ , o amaciamento deve ocorrer através da recristalização. Nos metais com valores intermediários de EFE ocorre uma competição entre os dois mecanismos e o mecanismo predominante dependerá principalmente da temperatura de trabalho <sup>(4,5)</sup>.

As curvas de fluxo plástico obtidas através de ensaios que simulam as condições industriais de deformação a quente, curvas tensão equivalente ( $\sigma$ ) em função da deformação equivalente ( $\varepsilon$ ), podem descrever os fenômenos metalúrgicos de amaciamento dinâmico e estático que atuam interagindo com o encruamento e também, quando existir, com a precipitação, uma vez que as curvas obtidas podem apresentar formatos distintos, evidenciando a ocorrência destes mecanismos <sup>(6)</sup>.

### 3.3 Encruamento

O encruamento é um dos mecanismos que contribui para o aumento da resistência mecânica dos metais durante a deformação plástica. Sob o ponto de vista microestrutural, o encruamento é caracterizado pelo aumento da densidade de deslocações e pelo tipo de arranjo no qual estes defeitos se apresentam <sup>(7)</sup>.

Durante a deformação plástica, podem estar presentes na rede cristalina dois tipos de deslocações: móveis e imóveis. Através das deslocações móveis têm-se mudanças de forma ou acomodações nos cristais. As deslocações imóveis são aquelas que se acumulam, interagindo entre si de forma aleatória, aprisionando-se e formando subestruturas emaranhadas, células ou subgrãos <sup>(8)</sup>.

Através da análise de uma curva de fluxo plástico, é possível definir, através da inclinação de uma curva de fluxo plástico, a capacidade de encruamento,  $\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ , ou seja, a inclinação da curva  $\sigma$  *versus*  $\varepsilon$  mostra qual será o aumento de tensão necessário para atingir uma determinada deformação. A capacidade de encruamento é igual à derivada da curva tensão *versus* deformação equivalente e tende a diminuir quanto maior for a temperatura e menor for a taxa de deformação, e é definida pela equação 3.1 <sup>(9)</sup>.

$$\theta = \left( \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right)_{T, \dot{\varepsilon}} \quad (3.1)$$

### 3.4 Mecanismos de amaciamento

#### 3.4.1 Recuperação dinâmica

À medida que um metal é deformado a quente, ocorre a geração de defeitos cristalinos como deslocações, lacunas, auto intersticiais, falhas de empilhamento e maclas. O encruamento é o aumento da resistência do material devido ao aumento da densidade das deslocações durante a deformação plástica. Durante a deformação plástica, as deslocações formam subestruturas emaranhadas ou celulares, dependendo da energia de falha de empilhamento. A operação de mecanismos termicamente ativados, como a escalada e o deslizamento cruzado, possibilita que as deslocações se reorganizem formando uma estrutura celular <sup>(9)</sup>.

No mecanismo de recuperação dinâmica não há nenhum movimento de contorno de grão envolvido, mas um rearranjo das deslocações em células ou contornos de subgrãos, e os grãos vão se alongando de acordo com a forma do material <sup>(10)</sup>.

Os mecanismos de recuperação incluem aniquilação por difusão de defeitos pontuais, aniquilação de deslocações mútuas, reorganização aleatória de deslocações livres, através do mecanismo de poligonização e formação de contornos de alto ângulo, pela nucleação por coalescimento de subgrãos <sup>(7,11)</sup>. O processo de poligonização é responsável pela formação de subgrãos, derivado da movimentação por saltos e por escorregamento das deslocações dentro do grão, formando linhas de pequenas inclinações, umas em relação às outras <sup>(12)</sup>, sendo este processo ilustrado na Figura 3.4.

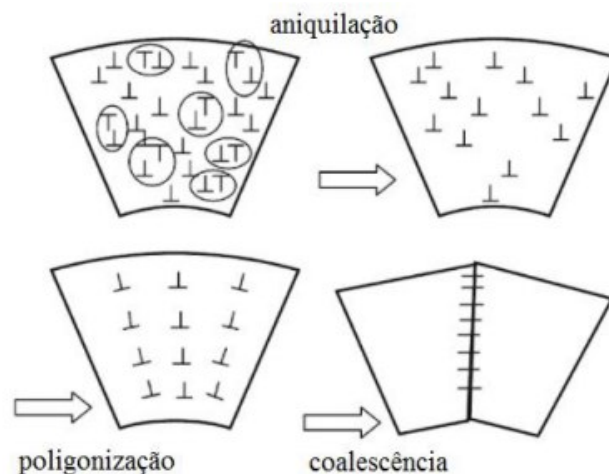


Figura 3.4: Esquema de mecanismos de aniquilação, poligonização e coalescência de deslocações <sup>(12)</sup>.

Quando o equilíbrio dinâmico entre as taxas de geração e de aniquilação de deslocações é alcançado, chega-se ao estado estacionário, que é caracterizado por manter a tensão

constante, uma vez que a quantidade de deslocações se mantém, aproximadamente, constante. Na curva tensão-deformação ( $\sigma$  versus  $\epsilon$ ), esse efeito aparece como uma estabilização da tensão à medida que o material vai sendo deformado, como mostrado na Figura 3.5 <sup>(13)</sup>.

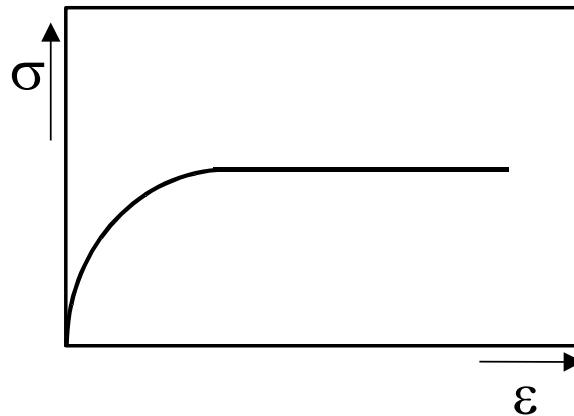


Figura 3.5: Representação esquemática da curva tensão versus deformação de um material que se recupera dinamicamente <sup>(13)</sup>.

A energia de falha de empilhamento tem influência na probabilidade de dissociação das deslocações, na velocidade de escalada das deslocações, no escorregamento cruzado e na taxa de recuperação. Nos metais com baixa EFE, a recuperação através da eliminação e rearranjo das deslocações é mais difícil, enquanto que nos metais com alta EFE, a escalada e o escorregamento cruzado favorecem a recuperação, porque a separação entre as deslocações parciais é menor <sup>(14)</sup>.

### 3.4.2 Recristalização dinâmica

A ocorrência da recristalização dinâmica está associada à aniquilação de um grande número de defeitos gerados durante a deformação a quente. Esses defeitos não podem ser eliminados apenas por recuperação dinâmica, seja devido às altas taxas de deformação ou devido à baixa EFE do material, aumentando a força motriz para a recristalização. O acúmulo de deslocações gerado pelo aumento da deformação faz com que o material acumule também uma quantidade de energia interna suficiente para o início da recristalização dinâmica. Na recristalização dinâmica, deve-se considerar a aniquilação de grandes quantidades de defeitos através da migração de contornos de grão <sup>(15)</sup>.

A recristalização dinâmica é comum nos metais com baixa e média energia de falha de empilhamento, uma vez que eles exibem uma recuperação lenta, permitindo que a densidade de deslocações aumente, pois, a taxa de geração será maior que a taxa de aniquilação desses defeitos. Como se trata de um mecanismo termicamente ativado, quando se alcança uma deformação crítica ( $\epsilon_c$ ), a barreira energética (energia de ativação para recristalização) é

transposta, iniciando a geração de novos grãos isentos de deslocamentos internos e desse modo, podendo sofrer novo processo de encruamento <sup>(16)</sup>.

Esse mecanismo pode ocorrer através da nucleação e crescimento de novos grãos a partir dos subgrãos formados durante a recuperação, na maioria dos casos em altas temperaturas e baixas taxas de deformação. Os subgrãos são delimitados por contornos de baixo ângulo de desorientação e, através de mecanismos de rotação e/ou coalescimento, esses contornos se transformam em contornos de alto ângulo envolvendo regiões com nova orientação cristalina, gerando novos grãos recristalizados dinamicamente <sup>(17)</sup>.

A recristalização dinâmica ocorre quando a deformação aplicada excede a deformação crítica,  $\epsilon_c$ . Em condições com altas taxas de deformação, o encruamento é contrabalanceado pela recristalização dinâmica, causando um pico de tensão, relacionada a uma deformação de pico,  $\epsilon_p$ , seguido por uma queda na tensão. Com o decorrer da deformação, a geração e aniquilação de deslocamentos atingem um equilíbrio e o material pode ser deformado sem qualquer aumento ou redução na tensão, num valor denominado tensão de estado estacionário,  $\sigma_{ss}$ . Na Figura 3.6 é apresentada uma curva de fluxo plástico característica de um material que se recristaliza dinamicamente <sup>(10)</sup>.

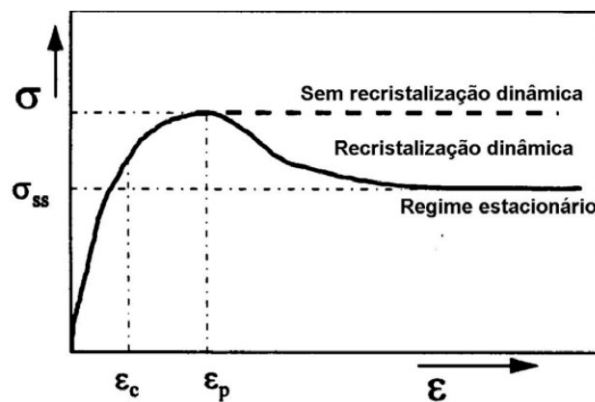


Figura 3.6: Representação esquemática de uma curva de fluxo plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente <sup>(10)</sup>.

Durante a conformação a quente, a nucleação na recristalização dinâmica ocorre preferencialmente nos contornos de grão através do mecanismo conhecido como “*necklacing*” ou formação de colares sucessivos, que consiste na nucleação dos novos grãos em etapas, que avançam sequencialmente para o interior do grão original. A ocorrência deste mecanismo acarreta intenso refino de grão, que é observado no mecanismo apresentado na Figura 3.7. O aumento de energia livre causado pela introdução de novos contornos de grão é compensado pela diminuição de energia livre devido à eliminação dos defeitos cristalinos <sup>(7)</sup>.

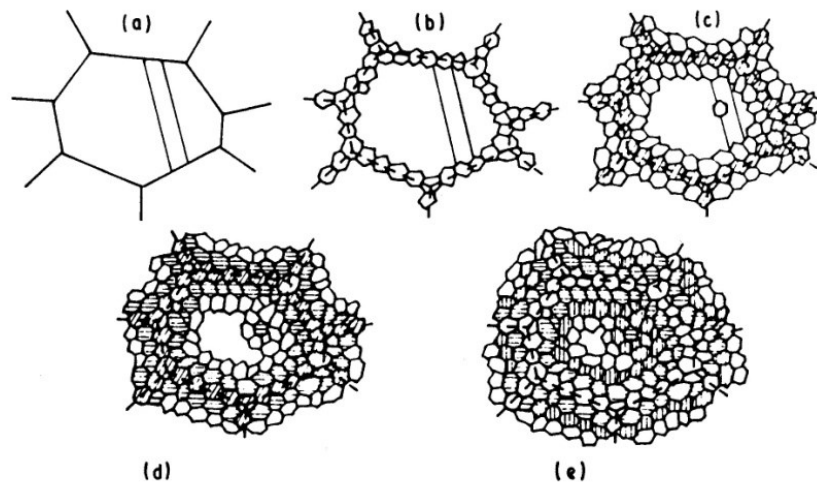


Figura 3.7: Mecanismo de nucleação com a formação de colares: (a) grão original; (b) nucleação ocorrendo junto aos contornos de grão; (c) nucleação ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente; (d) continuação da etapa anterior; (e) etapa que corresponde ao estado estacionário <sup>(7)</sup>.

A cinética de recristalização dinâmica depende de diversos fatores externos e intrínsecos ao material, como o tamanho de grão inicial, temperatura e taxa de deformação. Estes fatores influenciam diretamente o nível de tensão atingido pela curva tensão-deformação e a deformação crítica para início da recristalização dinâmica. Os efeitos da temperatura e da taxa de deformação são comumente descritos usando o parâmetro de Zener - Hollomon,  $Z$ . O parâmetro  $Z$  é a taxa de deformação,  $\dot{\epsilon}$ , corrigida pela temperatura absoluta da etapa de deformação e é dado pela equação 3.2:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (3.2)$$

onde  $Z$  é o parâmetro de Zener – Hollomon,  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação ( $s^{-1}$ ),  $Q$  é a energia de ativação aparente para a deformação a quente (kJ/mol),  $R$  é a constante universal dos gases (8,31 J/mol.K) e  $T$  é a temperatura absoluta do ensaio (K) <sup>(18)</sup>.

### 3.4.3 Recristalização metadinâmica

Com a ocorrência da interrupção da deformação em altas temperaturas durante a recristalização dinâmica, muitos núcleos já estão formados dentro do material e alguns dos contornos de grãos estão migrando e varrendo regiões com alta densidade de deslocações. Essas fronteiras podem continuar a migrar e os núcleos a crescer sem que nenhum período de incubação seja necessário. O processo de amaciamento que resulta do crescimento contínuo desses núcleos é conhecido como recristalização metadinâmica. Como esse tipo de



recristalização não requer um intervalo de nucleação, os núcleos recristalizados dinamicamente continuam a crescer depois que ocorre a interrupção da deformação <sup>(8)</sup>.

Na deformação a quente, quando a deformação crítica,  $\epsilon_c$ , é atingida, os núcleos formados dinamicamente crescem livres de tensão aplicada. A recristalização metadinâmica é observada em situações em que a redução aplicada alcança ou supera a deformação de pico, porém não alcança o estado estacionário. Na recristalização metadinâmica os núcleos formados dinamicamente continuam crescendo estaticamente entre os intervalos de deformação, apresentando cinética muito rápida <sup>(7)</sup>, conforme mostrado no esquema da Figura 3.8.

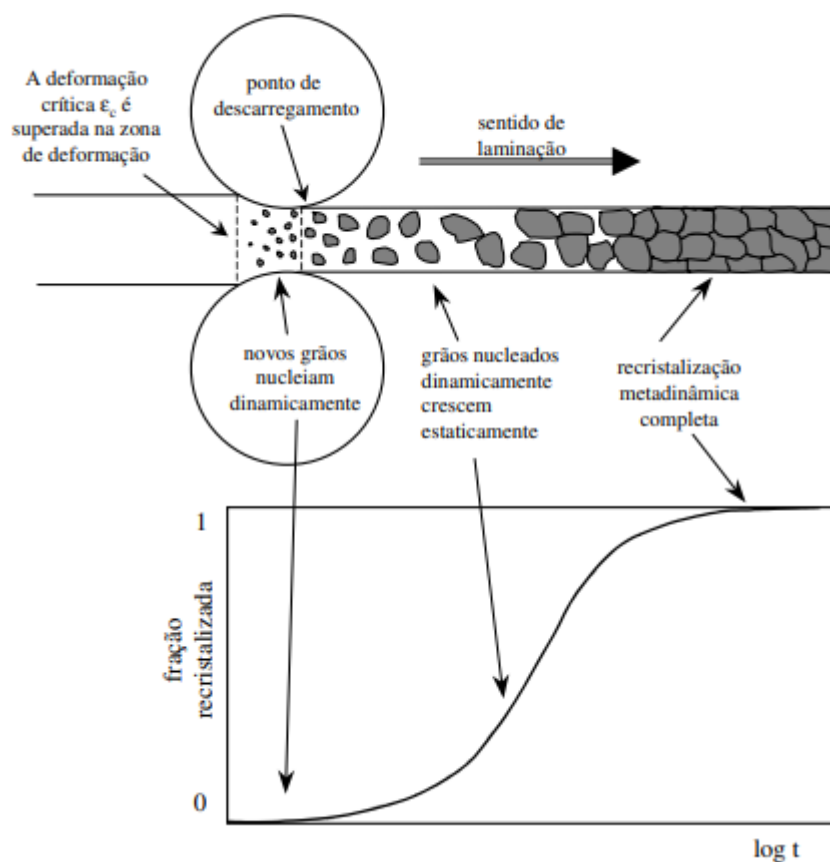


Figura 3.8: Esquema da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente <sup>(7)</sup>.

O tamanho médio dos grãos austeníticos recristalizados após completa recristalização estática ou dinâmica, seguida de recristalização metadinâmica podem ser calculados de acordo com algumas equações publicadas na literatura. O tamanho de grão recristalizado após recristalização estática completa ( $d_{RE}$ ) será função da deformação aplicada no material ( $\epsilon$ ) e do tamanho de grão inicial ( $d_0$ ), conforme descrito na equação 3.3 <sup>(10)</sup>:

$$d_{RE} = D \cdot d_0^V \cdot \epsilon^{-z} \quad (3.3)$$

Onde,  $D$ ,  $V$  e  $z$  são constantes. Observa-se que o tamanho de grão final aumenta com o tamanho de grão inicial e diminui com o aumento da deformação aplicada. Um pequeno tamanho de grão inicial leva a uma maior densidade de deslocações, e conseqüentemente a taxa de nucleação é aumentada resultando em grãos recristalizados mais finos.

Sabendo-se que a recristalização metadinâmica depende da taxa de deformação e da temperatura de deformação, o tamanho de grão recristalizado metadinamicamente ( $d_{RMD}$ ) para os aços C-Mn segue a relação mostrada na equação 3.4 <sup>(10)</sup>:

$$d_{RMD} = E \cdot Z^J \quad (3.4)$$

Onde  $E$  e  $J$  são constantes e  $Z$  é o parâmetro de Zener - Hollomon. Enquanto o grão recristalizado estaticamente é uma função da quantidade de deformação prévia e do tamanho de grão inicial, os grãos formados por recristalização metadinâmica são dependentes do parâmetro de Zener - Hollomon.

Os tamanhos de grãos austeníticos produzidos por recristalização metadinâmica são maiores que aqueles associados à recristalização dinâmica após o material ser deformado à mesma taxa de deformação. Quanto maior for a taxa de deformação aplicada no processo, a recristalização metadinâmica se completa de forma mais rápida. O aumento da taxa de deformação produz grãos mais finos, devido a geração de uma maior quantidade de núcleos. A Figura 3.9 mostra os tamanhos de grãos austeníticos recristalizados dinamicamente e metadinamicamente em função do parâmetro de Zener-Hollomon, para diferentes taxas de deformação <sup>(19)</sup>.

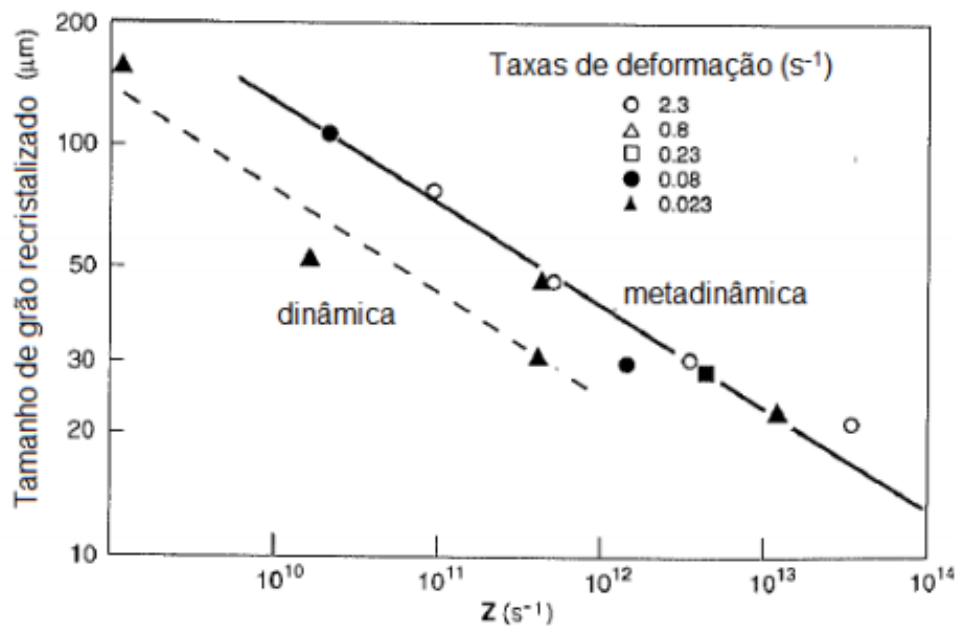


Figura 3.9: Tamanhos de grão austeníticos obtidos após a recristalização dinâmica e metadinâmica em função do parâmetro de Zener-Hollomon <sup>(19)</sup>.

A Tabela 3-1 apresenta algumas equações disponíveis na literatura para cálculo do tamanho de grão austenítico após completa recristalização estática ou metadinâmica.

Tabela 3-1: Equações para cálculo de tamanhos de grãos austeníticos recristalizados estaticamente ou metadinamicamente

Aço	Equação	Referência
C-Mn	$d_{RE} = 343 \cdot d_0^{0,4} \cdot \varepsilon^{-0,5} \cdot \exp\left(-\frac{45000}{RT}\right)$ (3.5)	18
	$d_{RMD} = 2,6 \cdot 10^4 \cdot Z^{-0,23}$ (3.6)	
Nb Cr-Mo-V- Nb	$d_{RE} = 1,1 \cdot d_0^{0,67} \cdot \varepsilon^{-0,67}$ (3.7)	20, 21
	$d_{RMD} = 1,4 \cdot 10^4 \cdot Z^{-0,13}$ (3.8)	

### 3.4.4 Tensão e deformação crítica para início da recristalização dinâmica

Há uma determinada tensão e uma determinada deformação mínimas para o início da recristalização dinâmica definidas como tensão e deformação crítica,  $\sigma_c$  e  $\varepsilon_c$ , respectivamente. Tem-se grande dificuldade para se determinar o ponto exato de início da recristalização

dinâmica, que corresponde ao instante no qual são atingidas a tensão e deformação críticas. Isso ocorre, uma vez que esse par ordenado não é visualmente aparente na curva de fluxo plástico,  $\sigma \times \varepsilon$ .

Para aços baixo carbono, deformados a quente, o valor da deformação crítica é  $\sim 0,8\varepsilon_p$ <sup>(22)</sup>. Para aços microligados ao nióbio, a relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$  é menor que 0,8, podendo assumir valores de até 0,5<sup>(23)</sup>.

A deformação crítica pode ser determinada através de curvas  $\theta \times \sigma$ , onde  $\theta$  é a capacidade de encruamento, definida pela derivada parcial,  $\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ . O ponto de inflexão dessa curva representa o ponto em que a curva  $\sigma$  versus  $\varepsilon$  sai do comportamento em que só ocorre a recuperação dinâmica e é correspondente a tensão crítica. Com esse valor de tensão crítica determinado, volta-se à curva  $\sigma$  versus  $\varepsilon$  e obtém-se a deformação crítica, como é observado através da Figura 3.10<sup>(8,14)</sup>.

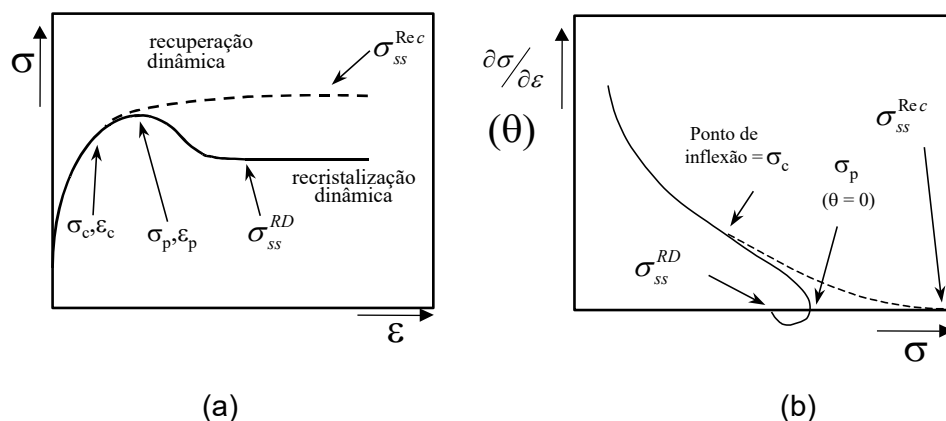


Figura 3.10: Determinação da deformação crítica através de curvas  $\sigma \times \varepsilon$  e  $\theta \times \sigma$ . (a) a deformação crítica, corresponde ao ponto onde a curva sai do comportamento onde ocorre apenas a recuperação dinâmica; (b) o ponto de inflexão corresponde à tensão crítica,  $\sigma_c$ , para início da recristalização dinâmica<sup>(8)</sup>.

### 3.5 Simulação física por ensaios de compressão a quente

A principal proposta dos processos de simulação física é reproduzir, em laboratório, os processos industriais. Tratando-se da reprodução da conformação a quente de metais, os métodos mais empregados para simulação física são: laminação, torção e compressão. Torna-se importante afirmar que nenhum desses métodos é capaz de simular perfeitamente um processo industrial complexo como o forjamento ou a laminação a quente.

A simulação física de processos metalúrgicos apresenta alguns benefícios, dos quais podem ser destacados, a redução dos custos de desenvolvimento, avaliação da influência de

diferentes parâmetros de processo na microestrutura dos materiais, otimização dos processos, melhoria da qualidade dos produtos e redução da perda de materiais com testes industriais <sup>(24)</sup>.

Ensaio de compressão por deformação plana são largamente empregados em simulação, por permitirem alcançar valores de deformação maiores que nos testes de compressão uniaxial de cilindros. A redução do efeito da fricção na interface punção/amostra é alcançada através do uso de uma fita ou pasta de grafite como lubrificante <sup>(24)</sup>.

A Figura 3.11 apresenta um desenho esquemático mostrando do ensaio de compressão a quente realizado no módulo *Hydrawedge*, do simulador físico de processos Gleeble®, como destaque para a amostra e os punções de carbeto de tungstênio que realizam a compressão durante o ensaio.

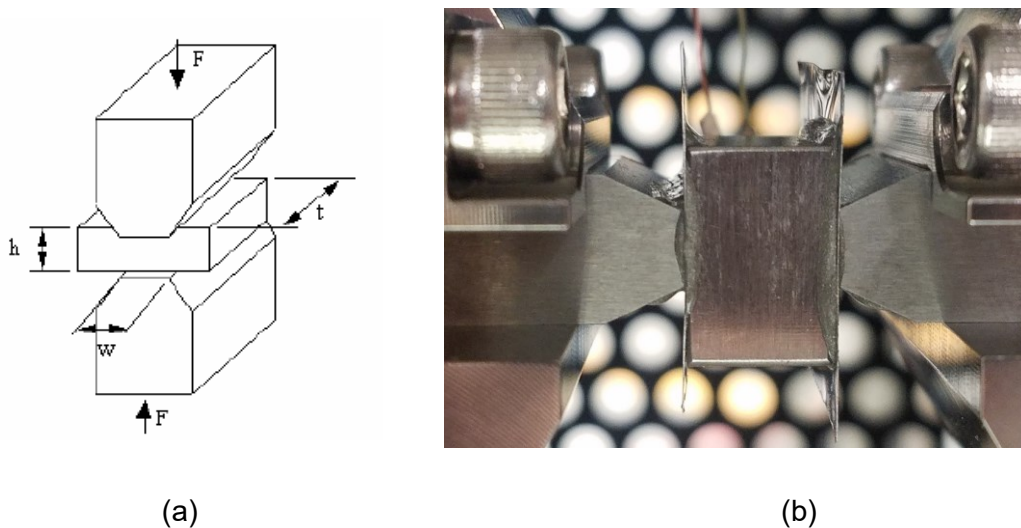


Figura 3.11: (a) Desenho esquemático do ensaio de simulação por compressão no estado plano de deformação, (b) corpo de prova montado para realização do ensaio de compressão plana no módulo *Hydrawedge*, no simulador Gleeble® 3800.

Os ensaios de compressão no estado plano de deformação são caracterizados pela realização da compressão na espessura do corpo de prova ( $h$ ). Para minimizar o espalhamento de material na direção do comprimento do corpo de prova durante o ensaio, é necessário que o comprimento do corpo de prova ( $t$ ), seja maior que a altura do punção ( $w$ ) que aplica a deformação no corpo de prova <sup>(24)</sup>.

A simulação física por compressão plana foi escolhida neste trabalho devido ao interesse no processo de laminação de tubos sem costura, onde são aplicadas deformações com altas taxas de deformação e o módulo *Hydrawedge* permitir trabalhar com taxas de deformação de até  $1000\text{s}^{-1}$ .

## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Material

As amostras foram retiradas da parede de lupas, que são os tubos provenientes da etapa de perfuração, após a primeira etapa do processo de laminação de tubos sem costura, que ocorre no laminador perfurador e em seguida foram resfriadas ao ar.

O aço examinado neste trabalho é designado AISI 41B30, que é utilizado na fabricação de tubos sem costura de parede fina. Este material é empregado como tubo para cilindros de acondicionamento de gases industriais. A faixa de composição química do aço é mostrada na Tabela 4-1.

Tabela 4-1: Composição química do aço AISI 41B30 (% em massa).

C	Mn	Cr	Mo	Si	Al	B	Nb	Ni	Ti	S	P	Cu	N	V
0,29 - 0,32	0,45 - 0,50	0,85 - 0,90	0,15 - 0,18	0,18 - 0,23	0,035 - 0,055	0,0005 - 0,0015	máx 0,010	máx 0,06	máx 0,008	máx 0,08	máx 0,015	máx 0,06	máx 0,006	máx 0,02

Foram retiradas da lupa amostras com 435 mm de diâmetro externo ( $\varnothing_{ext}$ ), 21 mm de espessura de parede ( $t_p$ ) e 400 mm de comprimento, como apresentado na Figura 4.1. Para realização da simulação física por ensaio compressão no estado plano de deformação foram usinados corpos de prova, com formato de paralelepípedo. O esquema para retirada dos corpos de prova, identificados com a letra "A", é apresentado na Figura 4.1 e as amostras possuem 20x15x10 mm nas orientações correspondentes, originalmente, às direções longitudinal, radial e tangencial da lupa, respectivamente.

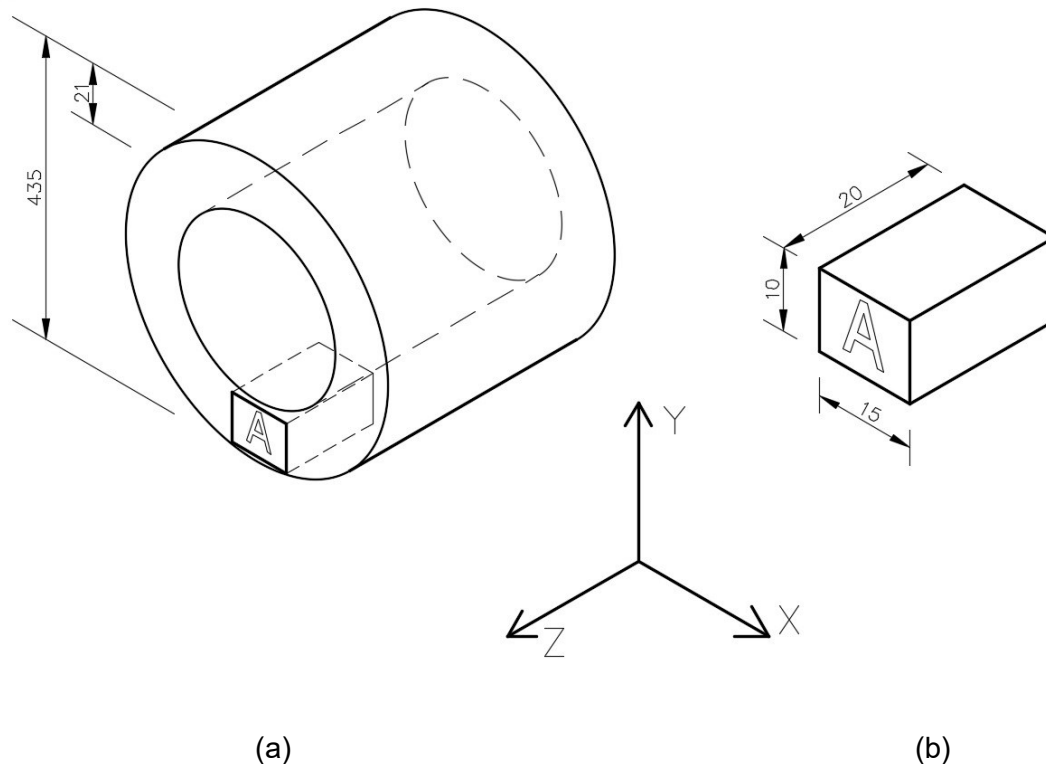


Figura 4.1: (a) Desenho esquemático da lupa; (b) do corpo de prova utilizado no ensaio de compressão no estado plano de deformação. Dimensões em mm.

## 4.2 Simulação física por compressão a quente

Os ensaios de compressão no estado plano de deformação foram realizados no Centro de Inovação e Tecnologia SENAI FIEMG, no simulador físico de processos termomecânicos Gleeble®, modelo 3800, utilizando o módulo *Hydrawedge*. O módulo *Hydrawedge* é capaz de controlar com grande precisão parâmetros como temperatura, deformação e taxa de deformação aplicados no corpo de prova durante o ensaio.

A Figura 4.2 mostra a execução do ensaio de compressão a quente no módulo *Hydrawedge*. Primeiramente, foram soldados termopares tipo S no corpo de prova para controle da temperatura durante o ensaio. Em seguida, foram coladas lâminas de folhas de carbono, atuando como um lubrificante, nas faces do corpo de prova que compõem a zona de deformação, com o objetivo principal de reduzir o atrito entre o corpo de prova e os punções de carbeto de tungstênio. O aquecimento da amostra é realizado através de efeito Joule, com a passagem de corrente elétrica através dos punções de carbeto de tungstênio.

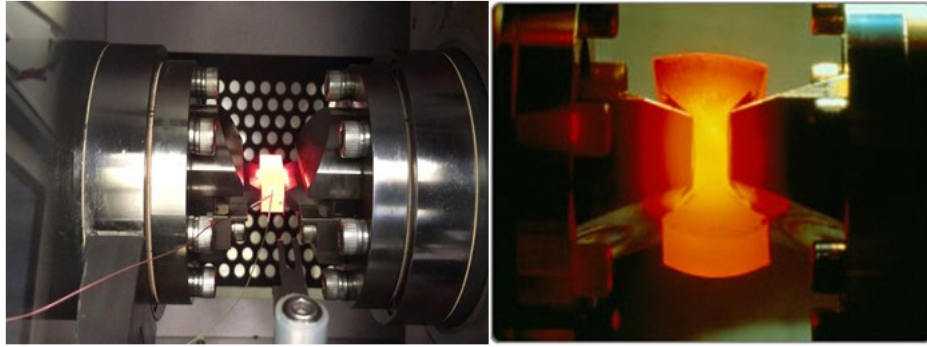


Figura 4.2: Imagem do ensaio de compressão a quente no Simulador Físico de Processos Gleeble®

O ciclo termomecânico proposto para os ensaios de compressão a quente é mostrado na Figura 4.3. Os ensaios foram conduzidos até uma deformação equivalente de 1,5, em cinco diferentes temperaturas (950°C, 975°C, 1000°C, 1025°C e 1050°C) e avaliou-se quatro diferentes taxas de deformação (10s<sup>-1</sup>, 20s<sup>-1</sup>, 30s<sup>-1</sup> e 40s<sup>-1</sup>), as quais foram selecionadas para representar as condições aproximadas ao processo do laminador *Premium Quality Finishing* (PQF) da empresa Vallourec Soluções Tubulares do Brasil.

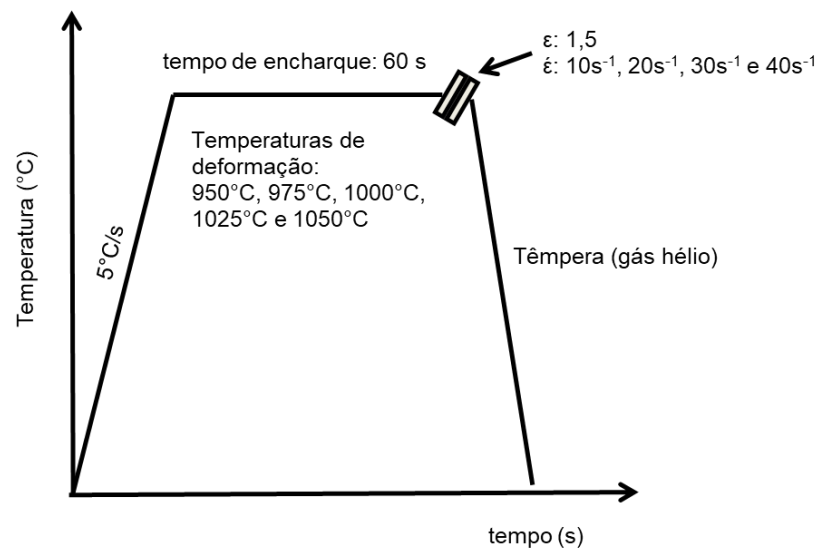


Figura 4.3: Ciclo termomecânico proposto para realização dos ensaios de compressão a quente.

Os parâmetros de tensão crítica e deformação crítica para início da recristalização dinâmica foram determinadas através das curvas  $\theta \times \sigma$ , onde  $\theta$  é a capacidade de encruamento, definida pela derivada parcial  $\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ .



### 4.3 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural das amostras após os ensaios de compressão a quente foi realizada em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) - EDS/EBSD, modelo JEM 7100 FLV, marca JEOL, instalado no Centro de Inovação e Tecnologia SENAI FIEMG.

Inicialmente, as amostras foram preparadas seguindo os processos de lixamento manual e polimento automático, acrescido de uma etapa adicional de polimento mecanizado com sílica coloidal de 0,04  $\mu\text{m}$  por 40 minutos.

Foram adquiridos mapas de orientação cristalográfica por meio da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), visando a reconstrução dos grãos da austenita prévia de todas as 20 amostras após os ensaios de compressão. Para as análises foi utilizado um detector de elétrons retroespalhados da marca Oxford, modelo Nordlys Max 3, acoplado ao MEV, utilizando uma magnificação de 500x, “*step size*” entre 0,2 e 0,6  $\mu\text{m}$  e voltagem de 25kV.

A reconstrução dos grãos da austenita prévia foi realizada utilizando os dados obtidos através de EBSD para avaliar a morfologia e dimensões destes grãos. O algoritmo de reconstrução foi feito no software MATLAB®, utilizando a *toolbox* MTEX – *Free and Open Source Software Toolbox*, versão 5.4, desenvolvida para análises de textura cristalográfica <sup>(25)</sup>, com o auxílio do algoritmo desenvolvido por Nyysönen <sup>(26)</sup>.

Após a realização da reconstrução dos grãos austeníticos prévios, as imagens dos contornos destes grãos, foram examinadas, para todas as 20 condições de ensaio realizadas, no software *ImagePro* para determinação do tamanho médio de grão da austenita, segundo a Norma ASTM E112.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados apresentados são relacionados com as curvas de fluxo plástico, provenientes dos ensaios de compressão no estado plano de deformação, e com as análises metalográficas dos materiais deformados a quente.

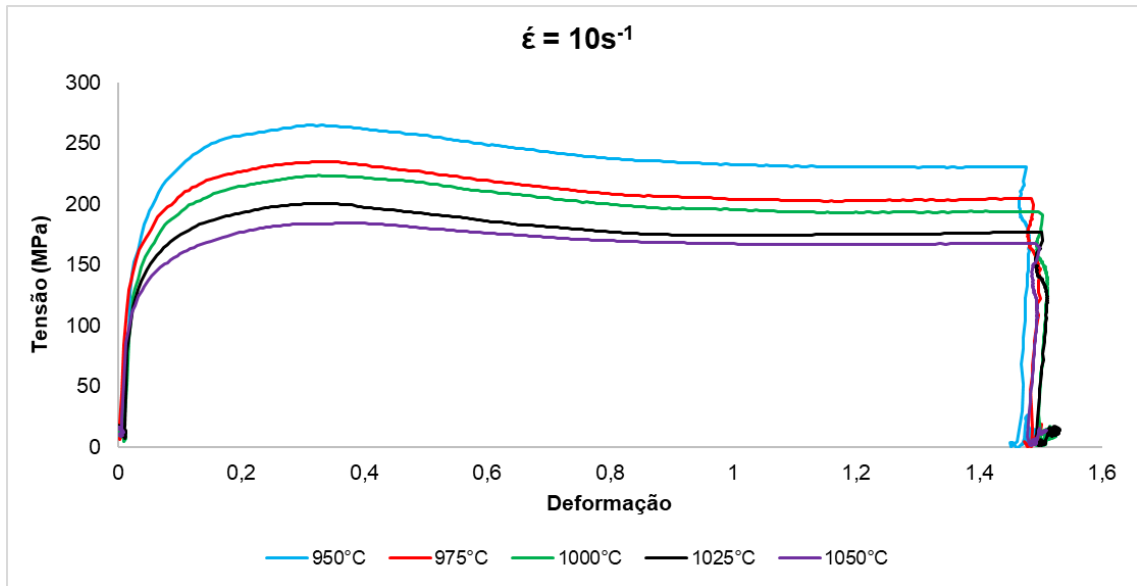
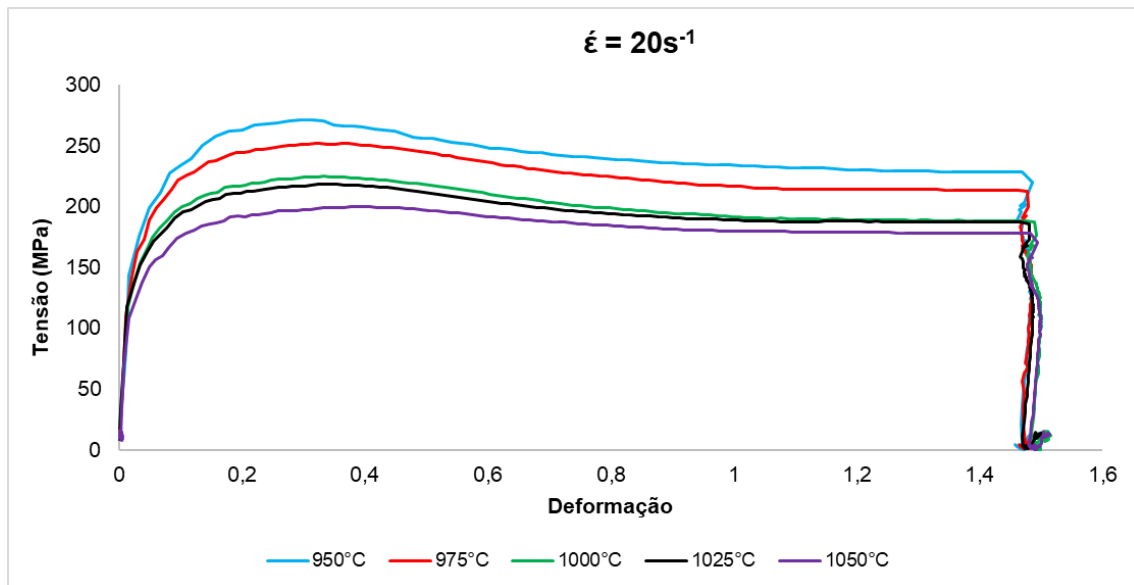
Através das curvas de tensão *versus* deformação equivalente, foram estabelecidos os valores da tensão crítica e de pico, e as suas deformações correspondentes. Além disso, os resultados foram utilizados na identificação dos mecanismos de amaciamento dinâmicos atuantes durante a deformação a quente.

Foram realizados os cálculos da energia de ativação aparente para a deformação a quente ( $Q_{def}$ ) através do ajuste de equações constitutivas que relacionam valores experimentais da tensão de pico, temperatura e taxa de deformação. As curvas da capacidade de encruamento em função da tensão equivalente foram construídas, para determinação da tensão e deformação crítica para cada condição avaliada, de forma a identificar os mecanismos de amaciamento dinâmicos atuantes durante a deformação a quente.

A evolução microestrutural em função das condições de processamento (temperatura e taxa de deformação) das amostras foi analisada para a condição final de deformação aplicada, sendo avaliada por microscopia eletrônica de varredura, utilizando a técnica de EBSD, obtendo os tamanhos médios de grão da austenita prévia do aço AISI 41B30.

### 5.1 Curvas de fluxo plástico

As curvas de tensão *versus* deformação equivalente ( $\sigma \times \epsilon$ ) são apresentadas nas Figuras 5.1 a 5.4 e estão agrupadas em função das taxas de deformação utilizadas nos ensaios de compressão no estado plano de deformação (10, 20, 30 e 40s<sup>-1</sup>). Nas curvas de fluxo plástico são mostrados os resultados das diferentes temperaturas analisadas para cada taxa de deformação (950, 975, 1000, 1025 e 1050°C).

Figura 5.1: Curva de fluxo plástico para  $\dot{\epsilon} = 10\text{s}^{-1}$ Figura 5.2: Curva de fluxo plástico para  $\dot{\epsilon} = 20\text{s}^{-1}$

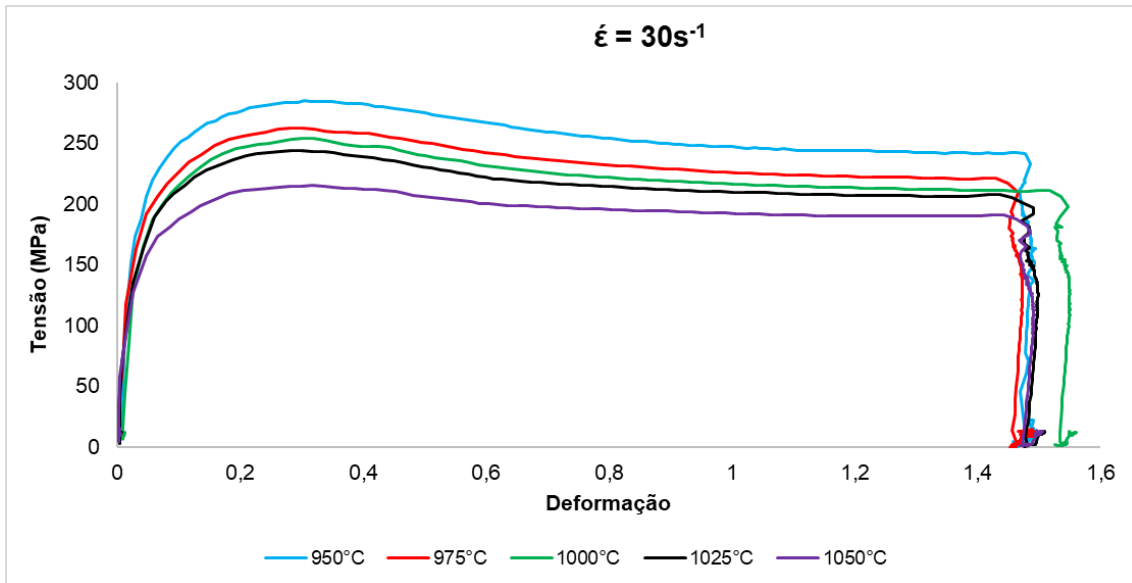


Figura 5.3: Curva de fluxo plástico para  $\dot{\epsilon} = 30\text{s}^{-1}$

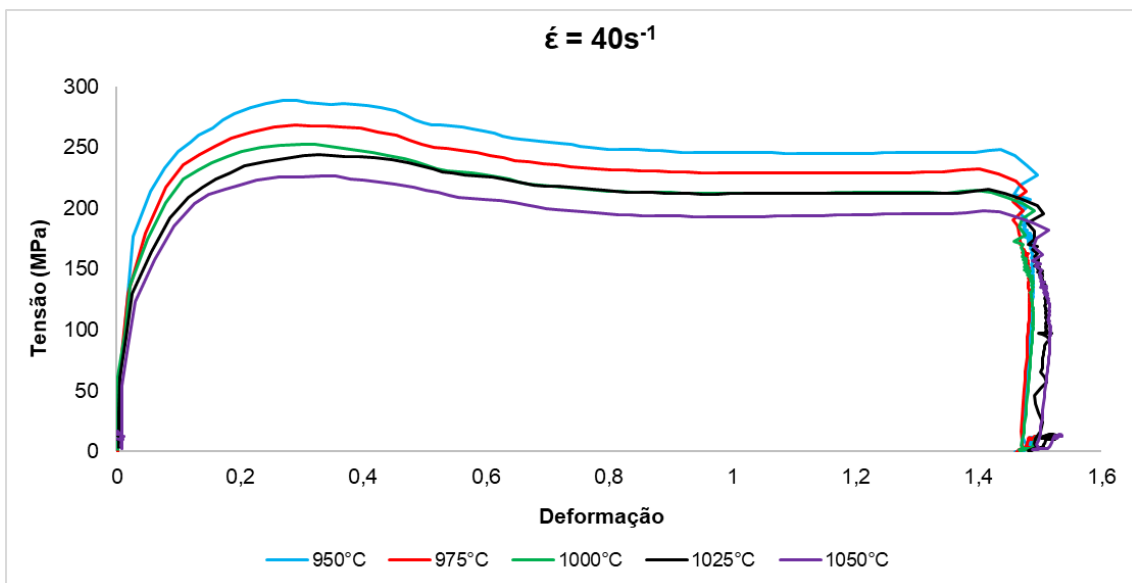


Figura 5.4: Curva de fluxo plástico para  $\dot{\epsilon} = 40\text{s}^{-1}$

As curvas tensão *versus* deformação mostradas nas Figuras 5.1 a 5.4 têm formas similares, não importando a temperatura e taxa de deformação dos ensaios. Observa-se que à medida que a taxa de deformação aumenta ou a temperatura do ensaio diminui, a tensão relacionada a uma determinada deformação aumenta e a deformação de pico também aumenta.

Observa-se que as curvas obtidas têm formatos semelhantes, ou seja, todas apresentam um pico de tensão seguido por amaciamento dinâmico com queda da tensão e por um estado “estacionário” em que essas tensões permanecem constantes independentes da deformação.

Este pico de tensão seguido por uma tensão de estado estacionário, apresentado nas curvas, indica a ocorrência de recristalização dinâmica pelo mecanismo de formação de colares. Nesse caso, novos grãos, mais refinados, são nucleados a partir dos contornos de grão originais levando à redução inicial da tensão de fluxo pela eliminação de defeitos internos, até ser atingido um valor de equilíbrio, o qual, combina a resistência mecânica a quente proveniente do endurecimento por refino de grão e das estruturas de deslocações geradas no interior dos grãos recristalizados.

## 5.2 Determinação das deformações e tensões críticas

As curvas tensão *versus* deformação equivalente obtida após os ensaios de compressão a quente, nem sempre apresentam o formato típico da ocorrência de recristalização dinâmica. A partir disso, é necessário construir as curvas de taxa de encruamento *versus* tensão equivalente ( $\theta$  *versus*  $\sigma$ ), para avaliar o comportamento das curvas e identificar a presença de um ponto de inflexão, podendo-se assim confirmar e determinar o ponto onde se inicia o mecanismo de recristalização dinâmica <sup>(16)</sup>.

A obtenção dos gráficos da taxa de encruamento em função da tensão equivalente é feita calculando-se  $\theta$  através da derivada dos gráficos de tensão *versus* deformação equivalente, como é mostrado na equação 5.1:

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (5.1)$$

Analisando-se os gráficos da capacidade de encruamento desde o início da deformação até a ocorrência do pico de tensão, é possível determinar o ponto de tensão crítica para início da recristalização dinâmica, e conseqüentemente pode-se determinar também a deformação crítica.

Para identificar o ponto de inflexão nas curvas da capacidade de encruamento, faz-se um ajuste na curva  $\theta$  *versus*  $\sigma$ , utilizando uma equação polinomial de 3º grau, equação 5.2, de acordo com o método proposto por Poliak e Jonas <sup>(8)</sup>.

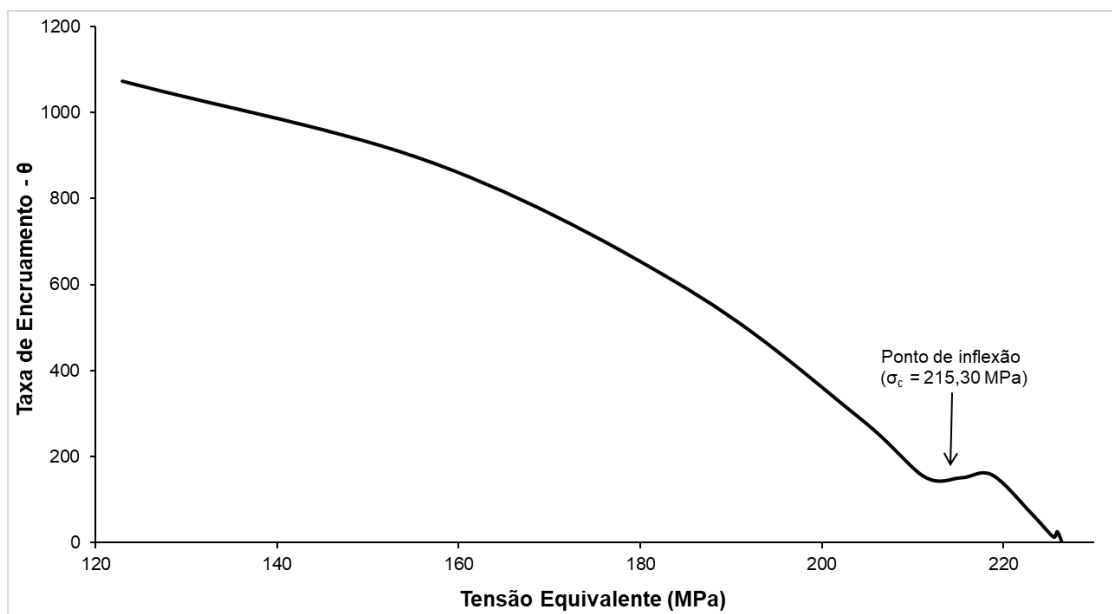
$$\theta = A\sigma^3 + B\sigma^2 + C\sigma + D \quad (5.2)$$

Nesta equação tem-se que  $\theta$  é a capacidade de encruamento,  $\sigma$  é a tensão de escoamento de fluxo plástico e A, B, C e D são as constantes da equação. Fazendo a diferenciação da equação 5.2 com relação a  $\sigma$ , obtém-se a equação 5.3. Poliak e Jonas <sup>(8)</sup> propuseram como valor crítico o ponto mínimo da curva da taxa de encruamento *versus* tensão equivalente, representada pela equação 5.4, o ponto mínimo da curva se refere a tensão crítica para início da recristalização dinâmica,  $\sigma_c$ , que é mostrado na equação 5.4.

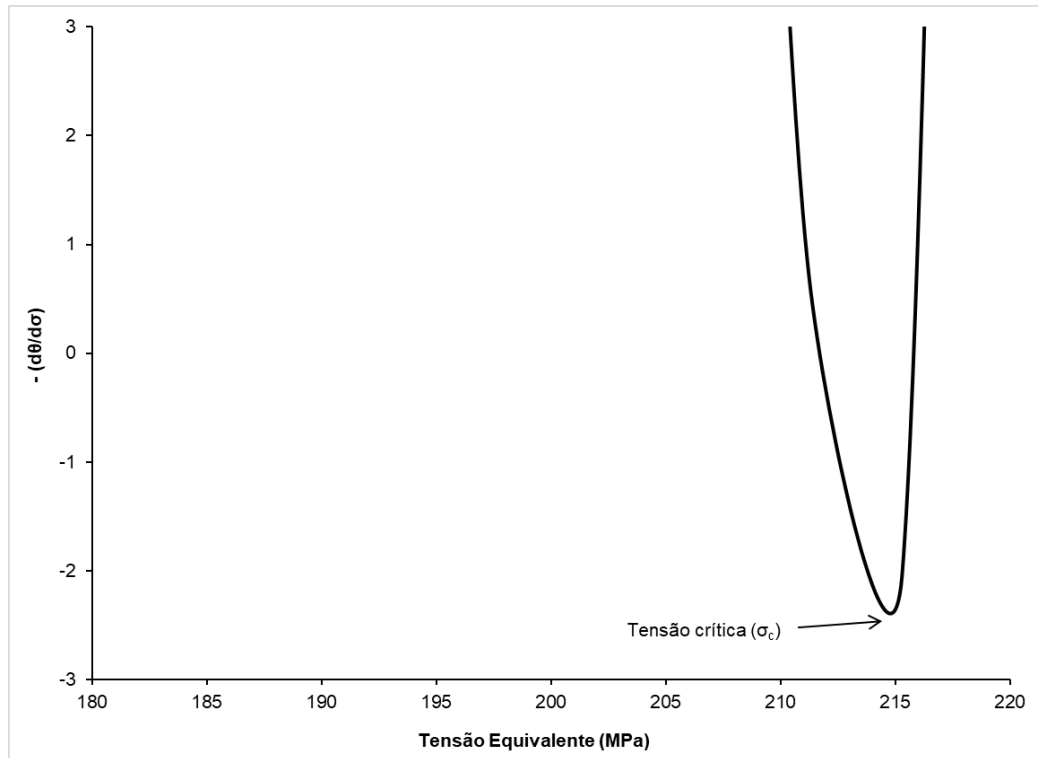
$$\frac{d\theta}{d\sigma} = 3A\sigma^2 + 2B\sigma + C \quad (5.3)$$

$$\frac{d^2\theta}{d\sigma^2} = 0 \Rightarrow 6A\sigma_c + 2B = 0 \Rightarrow \sigma_c = \frac{-B}{3A} \quad (5.4)$$

As Figuras 5.5 (a, b) mostram os gráficos da capacidade de encruamento em função da tensão equivalente e o gráfico  $-(d\theta/d\sigma)$  versus  $\sigma$  para o ensaio realizado na temperatura de 1050°C, com taxa de deformação de 40s<sup>-1</sup>.



(a)



(b)

Figura 5.5: Curvas para a condição de ensaio  $T = 1050^\circ\text{C}$  e  $\dot{\epsilon} = 40\text{s}^{-1}$ . (a) Curva da taxa de encruamento ( $\theta$ ) versus tensão equivalente, (b) Gráfico  $-(d\theta/d\sigma)$  versus tensão equivalente para determinação da tensão crítica.

A Figura 5.5 (a) mostra o ponto de inflexão na curva da capacidade de encruamento em função da tensão equivalente. Através da curva  $-(d\theta/d\sigma)$  versus tensão equivalente, mostrada na Figura 5.5 (b), obtém-se o valor de tensão crítica ( $\sigma_c$ ), sendo o valor da tensão crítica o ponto de mínimo da curva <sup>(8)</sup>, e para esta condição de ensaio apresentou o valor de 215,3 MPa. A partir do valor da tensão crítica para o início da recristalização dinâmica, utiliza-se as curvas tensão versus deformação equivalente para determinação das deformações críticas para o início da recristalização dinâmica.

Esta análise foi realizada para todas as condições empregadas, e os resultados obtidos para tensão crítica e de pico e suas respectivas deformação crítica e de pico são mostrados na Tabela 5-1.

O aumento da taxa de deformação leva a um aumento da deformação crítica, mas também leva a uma redução do tempo necessário para atingir esta condição. Como a velocidade de migração de contornos ( $v$ ) é proporcional à mobilidade ( $M$ ) e força motriz para migração de contornos ( $\Delta P$ ), o aumento da taxa de deformação, para uma dada temperatura, permite que mais defeitos sejam acumulados em um determinado intervalo de tempo, uma vez que são eliminados menos defeitos por recuperação. Consequentemente, o  $\Delta P$  aumenta e a

velocidade de migração dos contornos também, aumentando a velocidade de crescimento dos núcleos <sup>(27)</sup>.

A relação  $\epsilon_C/\epsilon_P$  pode apresentar valores entre 0,2 a 1,0 para processos de laminação a quente que ocorrem entre 1300 e 870°C <sup>(21)</sup>. Os valores para a relação  $\epsilon_C/\epsilon_P$  obtidos para as condições dos ensaios realizados estão entre 0,44 e 0,89. Os resultados mostram que o aumento da taxa de deformação eleva o  $\Delta P$ , que por sua vez, eleva a velocidade de migração de contornos. Este aumento da velocidade de migração de contornos também acelera a eliminação de defeitos, sendo necessária uma menor deformação adicional para alcançar o pico de tensão. Observa-se que para uma mesma temperatura, o aumento da taxa de deformação causou aumento na deformação crítica necessária para dar início a ocorrência da recristalização dinâmica, conforme pode ser observado na Tabela 5-1.

Tabela 5-1: Valores de tensão e deformação crítica e de pico obtidos para o aço AISI41B30.

$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	T (°C)	$\sigma_p$ (MPa)	$\epsilon_P$	$\sigma_C$ (MPa)	$\epsilon_C$	$\epsilon_C/\epsilon_P$
10	950	265	0,33	257	0,21	0,64
	975	235	0,34	227	0,20	0,59
	1000	224	0,33	213	0,18	0,55
	1025	200	0,33	191	0,18	0,55
	1050	184	0,39	173	0,17	0,44
20	950	272	0,31	268	0,24	0,77
	975	252	0,36	247	0,22	0,61
	1000	225	0,33	217	0,19	0,58
	1025	218	0,33	211	0,19	0,58
	1050	200	0,40	191	0,18	0,45
30	950	285	0,30	281	0,23	0,77
	975	262	0,30	256	0,20	0,67
	1000	255	0,30	247	0,21	0,70
	1025	244	0,30	233	0,17	0,57
	1050	215	0,32	208	0,18	0,56
40	950	289	0,27	287	0,24	0,89
	975	269	0,29	263	0,22	0,76
	1000	253	0,30	242	0,18	0,60
	1025	244	0,33	235	0,21	0,64
	1050	227	0,33	215	0,18	0,55



### 5.3 Determinação da equação constitutiva do aço AISI 41B30

Buscando descrever o comportamento a quente do material durante a conformação mecânica, são relacionados parâmetros de processo como tensão de pico, temperatura e taxa de deformação.

Para realizar o cálculo da energia de ativação aparente para ocorrência da deformação a quente ( $Q_{def}$ ), foi realizado o ajuste de equações constitutivas que relacionam temperatura, tensão de pico e taxa de deformação segundo a equação 5.5, proposta por Sellars e Tegart (28):

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q_{def}/RT) = A[\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)]^n \quad (5.5)$$

onde  $\dot{\epsilon}$  é a taxa de deformação ( $s^{-1}$ ),  $\sigma_p$  é a tensão de pico (MPa),  $Q_{def}$  é a energia de ativação aparente para a deformação a quente (kJ/mol),  $R$  é a constante universal dos gases (8,31 J/mol.K),  $T$  é a temperatura absoluta (K),  $Z$  é o parâmetro de Zener-Hollomon ( $s^{-1}$ ),  $\alpha$ ,  $n$  e  $A$  são constantes que dependem do material e independem da temperatura.

Para realização do cálculo da energia de ativação aparente para a deformação a quente ( $Q_{def}$ ) do aço AISI41B30 utilizou-se uma variação do método proposto por Uvira e Jonas (29), utilizando-se um modelo computacional que determina o valor de  $\alpha$  que tem o melhor ajuste da equação 5.5. Substituindo os valores de  $\sigma_p$  e  $\dot{\epsilon}$  para cada condição de ensaio, calculou-se  $\log(\dot{\epsilon})$  e  $\log(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p))$ , determinando o valor de  $n$  com a variação de  $\alpha$  entre 0,002 e 0,052, utilizando a equação 5.6 (29):

$$n = \frac{\Delta \log(\dot{\epsilon})}{\Delta \log(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p))} \quad (5.6)$$

Em seguida, calcula-se a média de  $n$ , variando as temperaturas, para cada valor de  $\alpha$  escolhido e o erro percentual de  $n$  para cada  $\alpha$ , relacionando  $\alpha$  e os erros percentuais obtidos. A região onde os erros percentuais de  $n$  são minimizados, corresponde a região de obtenção dos valores de  $\alpha$  e  $n$  que melhor se ajustam ao modelo.

Para o aço AISI 41B30 foi encontrado o valor da constante  $\alpha$  igual a  $0,013 \text{ MPa}^{-1}$ . O gráfico  $\log(\dot{\epsilon})$  versus  $\log(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p))$ , representando na Figura 5.6, mostra que, para cada temperatura analisada, a taxa de deformação tem o mesmo efeito sobre a tensão de pico, porque as retas são praticamente paralelas, definindo o valor médio da constante  $n$  igual a 3,2545, em que o valor de  $n$  está associado ao mecanismo de deformação atuante, com valores reportados na literatura entre  $3 < n < 6$  (29-32), sendo que o valor de  $m$  mostrado no gráfico é correspondente a inclinação de cada reta obtida.

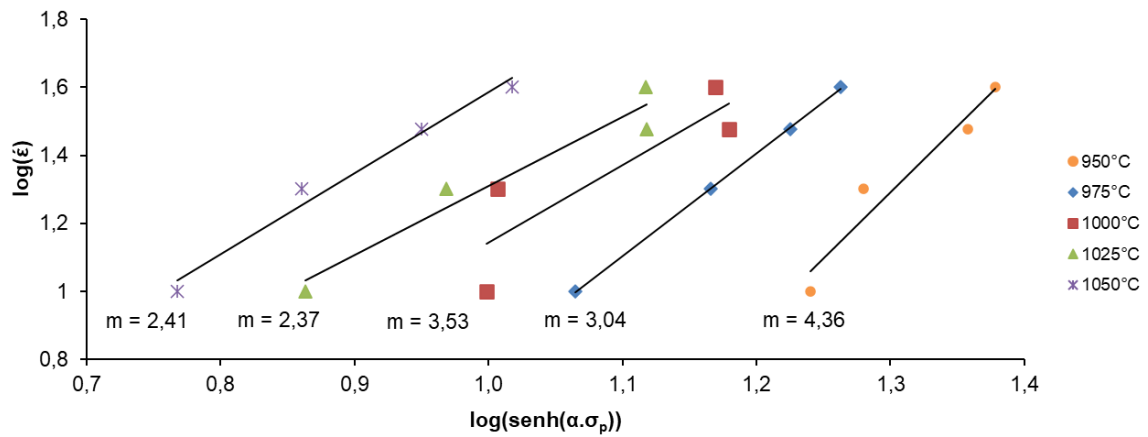


Figura 5.6: Gráfico  $\log(\dot{\epsilon})$  versus  $\log(\sinh(\alpha.\sigma_p))$  para determinação da constante  $n$ .

Com a determinação das constantes  $\alpha$  e  $n$ , a energia de ativação para a deformação a quente ( $Q_{def}$ ) definida pela equação 5.7<sup>(28)</sup>, pode ser determinada por meio do cálculo da inclinação da relação  $\ln(\sinh(\alpha.\sigma_p))$  versus  $1000/T$ , como mostrado no gráfico da Figura 5.7.

$$Q_{def} = nR \frac{\delta \ln(\sinh(\alpha.\sigma_p))}{\delta (1/T)} \quad (5.7)$$

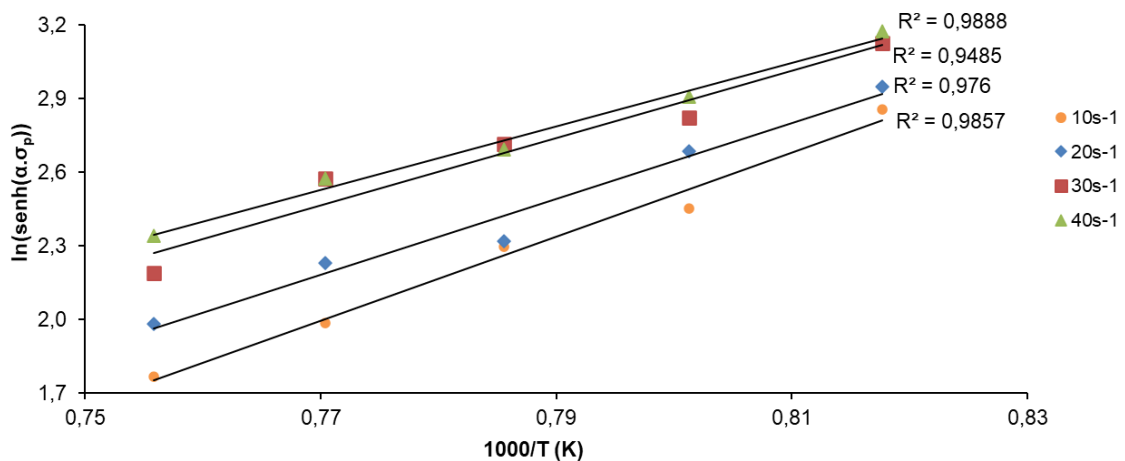


Figura 5.7: Gráfico  $\ln(\sinh(\alpha.\sigma_p))$  versus  $1000/T$  para determinação de  $Q_{def}$ .

A Tabela 5-2 mostra os valores de  $Q_{def}$  obtidos através da inclinação das curvas  $\ln(\sinh(\alpha.\sigma_p))$  versus  $1000/T$ , para cada taxa de deformação avaliada, ocorrendo a variação do valor de  $Q_{def}$  em função dos diferentes níveis de tensão de pico. O valor médio de  $Q_{def}$  obtido através da inclinação das quatro curvas  $\ln(\sinh(\alpha.\sigma_p))$  versus  $1000/T$  em função das diferentes taxas de deformação avaliadas de 418 kJ/mol.

Tabela 5-2. Determinação da energia de ativação para deformação a quente em função das taxas de deformação.

$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	$Q_{\text{def}}$ (kJ/mol)
10	476
20	423
30	410
40	364

Os valores de  $Q_{\text{def}}$  para aços C-Mn são geralmente superiores a 300 kJ/mol. As variações nos valores de  $Q_{\text{def}}$  para diferentes aços está relacionada ao fato de que a energia de ativação para a deformação a quente depende principalmente da composição química do material, independentemente das variáveis dos testes <sup>(20, 23, 33, 34)</sup>.

Como base de comparação, para o aço AISI 4130, tem-se que o valor de  $Q_{\text{def}}$  igual a 490 kJ/mol <sup>(35)</sup> e o aço AISI 4140 apresentou  $Q_{\text{def}}$  sendo igual a 463 kJ/mol <sup>(36)</sup>, valores mais altos que o encontrado para o aço AISI 41B30. Nas ligas Fe-C, o aumento da concentração de carbono e dos elementos de liga aumentam a energia de ativação para a deformação a quente, exibindo valores entre 322 e 462 kJ/mol <sup>(37)</sup>.

O cálculo da constante A da equação 5.5 é realizado através do gráfico  $\ln(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p))$  versus  $\ln(Z)$ , mostrado na Figura 5.8, para o aço AISI 41B30 obteve-se o valor da constante A sendo igual a  $9,3 \times 10^{14} \text{ s}^{-1}$ . Através deste gráfico, observa-se que o ajuste dos pontos por uma reta confirma a validade da equação 5.5, pois em toda a faixa de tensão é observado o mesmo comportamento, mostrando que a equação do seno-hiperbólico pode ser utilizada para o cálculo de  $Q_{\text{def}}$ .

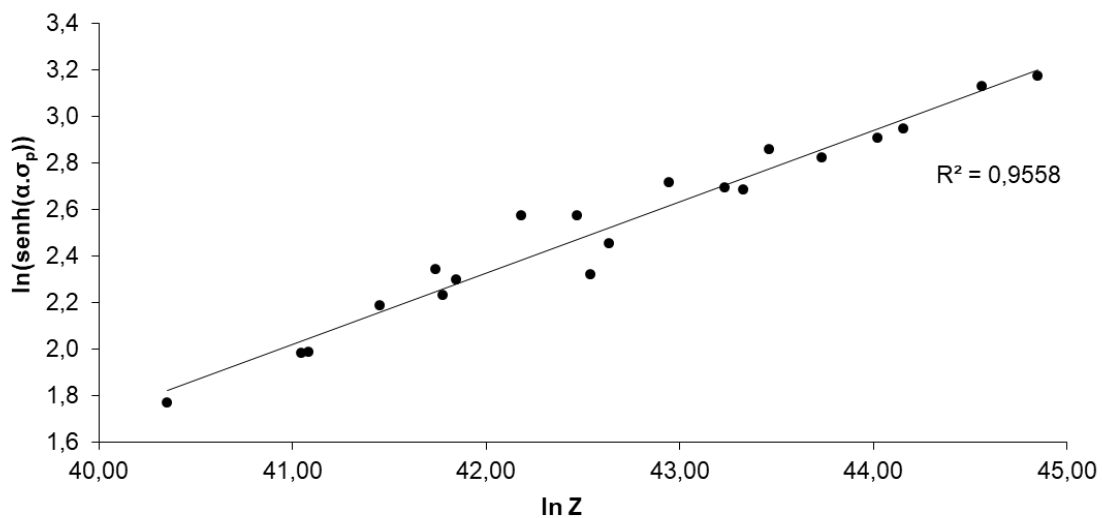


Figura 5.8: Gráfico  $\ln(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p))$  versus  $\ln Z$  para determinação da constante A.

Após a obtenção dos valores de energia de ativação para a deformação a quente e as constantes relacionadas, a equação 5.5 pode ser reescrita na forma da equação constitutiva do aço AISI 41B30, resultando na equação 5.8:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(418000/RT) = 9,3 \times 10^{14} [\sinh(0,013 \cdot \sigma_p)]^{3,2545} \quad (5.8)$$

#### 5.4 Relações entre as tensões e deformações críticas e de pico resultantes das curvas de fluxo plástico com as condições de deformação

A Tabela 5-3 mostra os dados obtidos de tensão e deformação, crítica e de pico, para cada condição de ensaio, com o respectivo valor do parâmetro Zener-Hollomon obtido pela equação 5.5, para as condições de temperatura e taxa de deformação.

A partir destes valores, foram construídas as curvas e obtidas as relações matemáticas indicando a dependência das tensões e deformações com os parâmetros de processo: temperatura e taxas de deformação, expressas pelo parâmetro de Zener-Hollomon (Z).

Tabela 5-3: Parâmetros das curvas de fluxo plástico do aço AISI 41B30.

$\dot{\epsilon}$ (s <sup>-1</sup> )	T (°C)	$\sigma_p$ (MPa)	$\epsilon_p$	$\sigma_c$ (MPa)	$\epsilon_c$	Z (s <sup>-1</sup> )
10	950	265	0,33	257	0,21	7,5x10 <sup>18</sup>
	975	235	0,34	227	0,20	3,3x10 <sup>18</sup>
	1000	224	0,33	213	0,18	1,5x10 <sup>18</sup>
	1025	200	0,33	191	0,18	7,0x10 <sup>17</sup>
	1050	184	0,39	173	0,17	3,4x10 <sup>17</sup>
20	950	272	0,31	268	0,24	1,5x10 <sup>19</sup>
	975	252	0,36	247	0,22	6,6x10 <sup>18</sup>
	1000	225	0,33	217	0,19	3,0x10 <sup>18</sup>
	1025	218	0,33	211	0,19	1,4x10 <sup>18</sup>
	1050	200	0,40	191	0,18	6,7x10 <sup>17</sup>
30	950	285	0,30	281	0,23	2,3x10 <sup>19</sup>
	975	262	0,30	256	0,20	9,9x10 <sup>18</sup>
	1000	255	0,30	247	0,21	4,5x10 <sup>18</sup>
	1025	244	0,30	233	0,17	2,1x10 <sup>18</sup>
	1050	215	0,32	208	0,18	1,0x10 <sup>18</sup>
40	950	289	0,27	287	0,20	3,0x10 <sup>19</sup>
	975	269	0,29	263	0,19	1,3x10 <sup>19</sup>
	1000	253	0,30	242	0,18	6,0x10 <sup>18</sup>
	1025	244	0,33	235	0,21	2,8x10 <sup>18</sup>
	1050	227	0,33	215	0,18	1,3x10 <sup>18</sup>

#### 5.4.1 Relação entre os níveis de tensão crítica e de pico com as condições de processamento

A dependência entre os níveis de tensão crítica e de pico com os parâmetros de processo que foram utilizados na simulação física são mostrados nas Figuras 5.9 a 5.12.

As Figuras 5.9 e 5.10 mostram um comportamento típico de materiais que passaram pelo processo de conformação termomecânica, em que ocorre a diminuição da tensão de pico e crítica com o aumento da temperatura, mantendo-se a taxa de deformação constante. Para condições de temperatura constante, com o aumento da taxa de deformação, ocorre o aumento das tensões crítica e de pico.

Através da Figura 5.9 observa-se que, de maneira geral, ocorre o comportamento esperado com o aumento da temperatura e diminuição da tensão crítica. Nesta etapa da deformação a quente ocorre a diminuição da taxa de encruamento, que gera um aumento médio dos subgrãos formados, levando à diminuição da densidade de deslocamentos, e conseqüentemente, da tensão necessária para a deformação <sup>(31)</sup>.

Considerando o aumento da taxa de deformação e mantendo-se a temperatura constante, ocorre o aumento da tensão crítica necessária para o início da recristalização dinâmica.

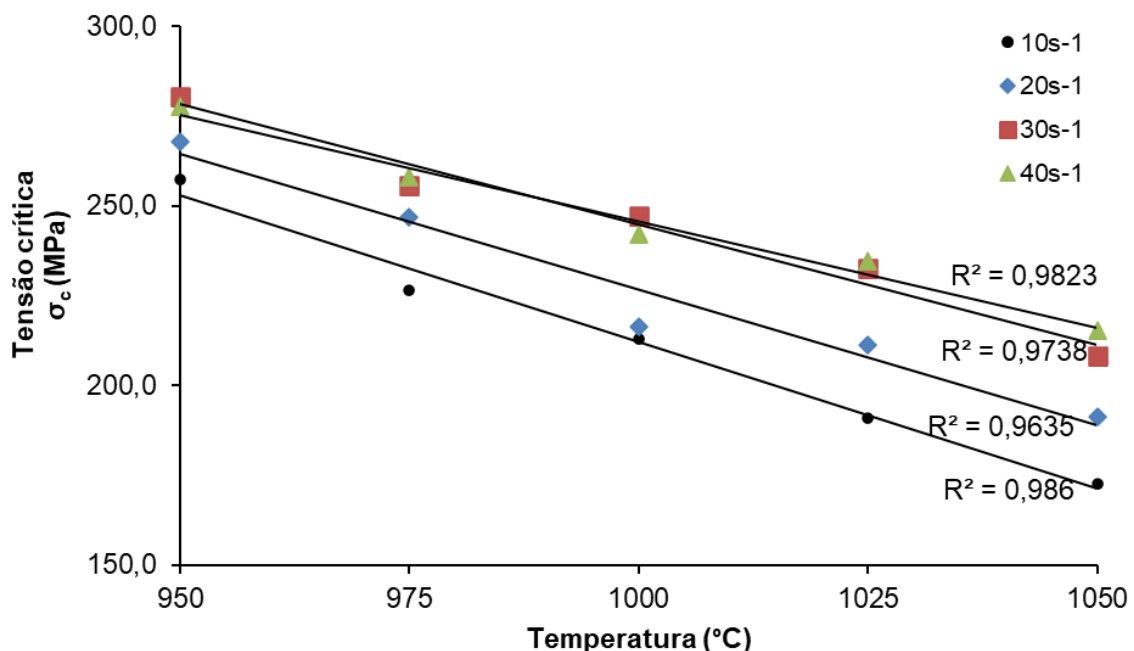


Figura 5.9: Gráfico da tensão crítica em função da temperatura para o aço AISI 41B30

Na Figura 5.10 os resultados para a tensão de pico seguem a mesma tendência observada para a tensão crítica, considerando uma mesma temperatura e aumentando-se a taxa de

deformação, ocorre o aumento da tensão de pico. Este fato ocorre devido ao aumento na quantidade de energia armazenada necessária para a nucleação de novos grãos.

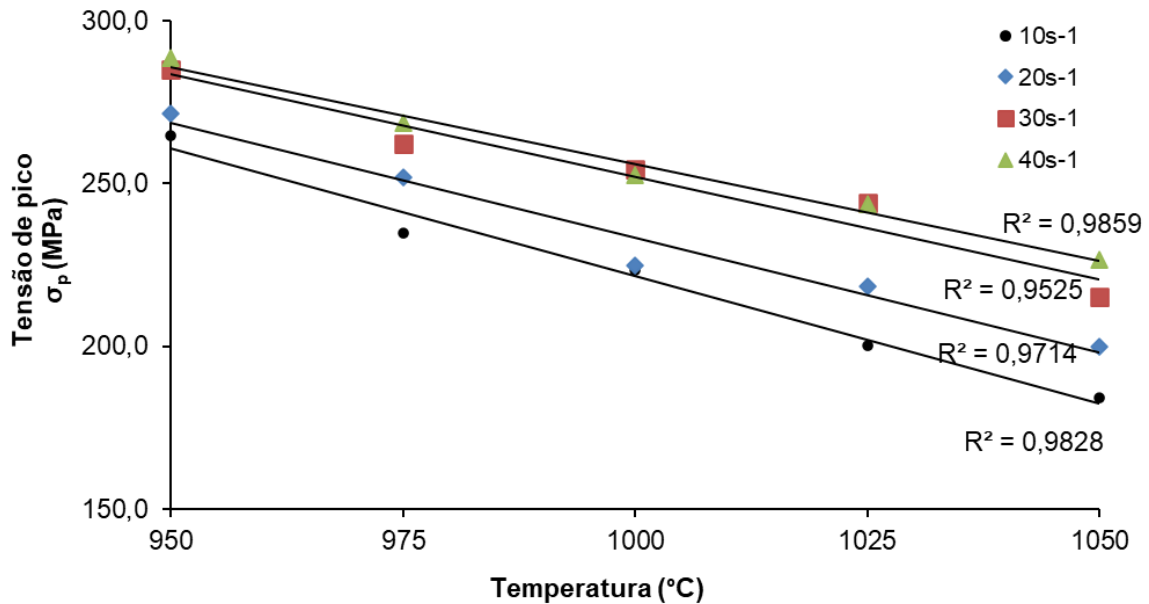


Figura 5.10: Gráfico tensão de pico em função da temperatura para o aço AISI 41B30.

A equação 5.9 mostra a simplificação da equação 5.8 com os valores obtidos das constantes A e  $\alpha$ , em função do parâmetro de Zener-Hollomon.

$$\sigma_p = 76,92 \cdot \left[ \sinh^{-1} \left( \frac{Z}{9,3 \times 10^{14}} \right)^{0,31} \right] \quad (5.9)$$

As Figuras 5.11 e 5.12 relacionam os níveis de tensão de pico e tensão crítica com o parâmetro de Zener-Hollomon, em que os pontos obtidos estão bem ajustados, pois os valores obtidos para  $R^2$  foram de 0,94 para as duas condições. A relação  $\sigma = AZ^m$  é obtida através destes gráficos, onde  $\sigma$  é a tensão determinada (de pico ou crítica), Z é o parâmetro de Zener-Hollomon e A e m são constantes da equação relacionadas a lei de potência.

O gráfico da Figura 5.11 fornece a equação 5.10 para este método. O valor de m obtido foi de 0,09, valor próximo ao reportado por outros autores que estudaram aços C-Mn, em que o valor encontrado para a constante m se encontra entre 0,10 e 0,15<sup>(38,39)</sup>. Este gráfico mostra que a tensão de pico aumenta com aumento de Z, de acordo com a lei da potência mostrada na equação 5.10.

$$\sigma_p = 3,999Z^{0,09} \quad (5.10)$$

A equação 5.11 mostra a relação entre a tensão crítica e o parâmetro de Zener-Hollomon obtida através da lei de potência, onde se tem o valor de  $m$  sendo igual a 0,10. A tensão crítica aumenta com o aumento do parâmetro de Zener-Hollomon como mostrado no gráfico da Figura 5.12. Para a tensão crítica os pontos apresentam ajuste um pouco melhor com o parâmetro  $Z$ , comparando-se com a tensão de pico.

$$\sigma_c = 2,871Z^{0,10} \quad (5.11)$$

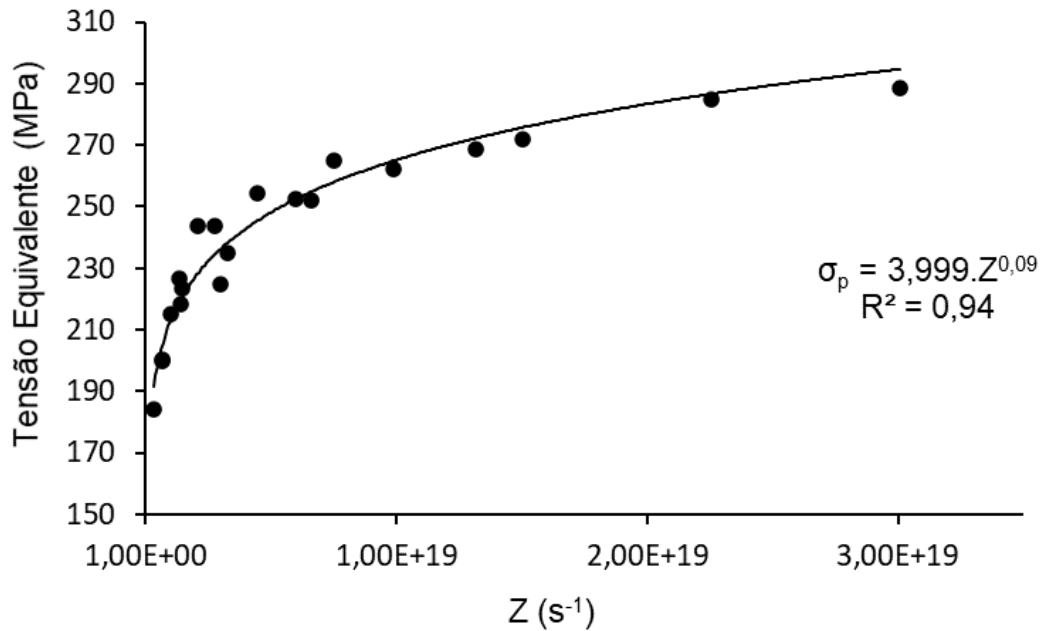


Figura 5.11: Relação entre tensão de pico e parâmetro de Zener-Hollomon para o aço AISI 41B30.

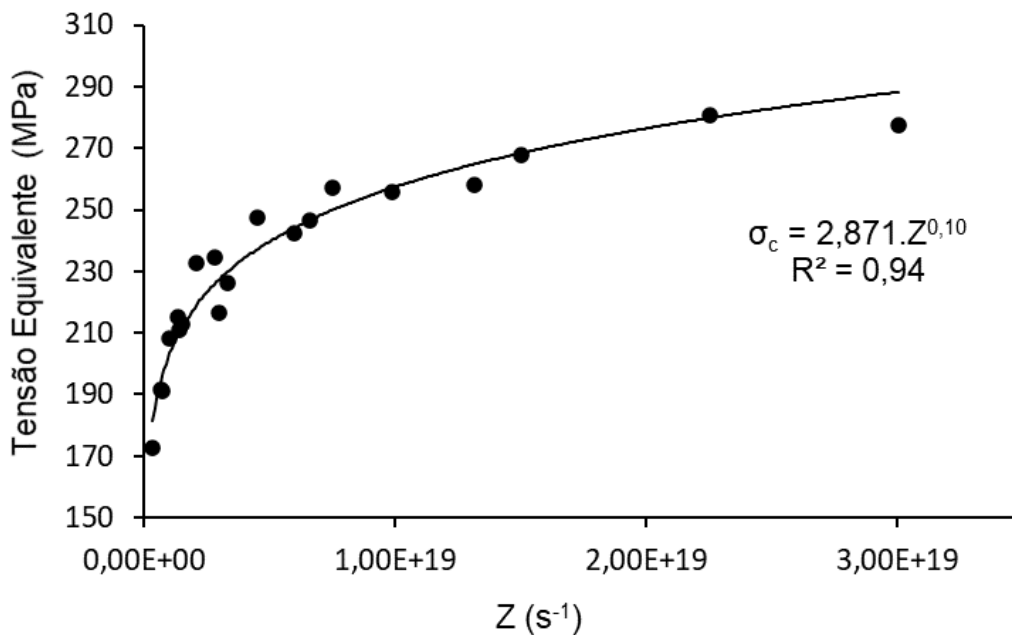


Figura 5.12: Relação entre tensão crítica e parâmetro de Zener-Hollomon para o aço AISI 41B30.

#### 5.4.2 Relação entre os níveis de deformação crítica com as condições de processamento

A Figura 5.13 mostra a relação entre deformação crítica e o parâmetro Z. O aumento do parâmetro Z, leva ao aumento da deformação crítica <sup>(31,40)</sup>.

A partir da Figura 5.13, observa-se que a deformação crítica aumenta com o aumento de Z, em que a curva mostra grande dispersão dos valores obtidos, com valor de  $R^2$  igual a 0,6095. Através deste gráfico obteve-se a equação 5.12, seguindo a lei da potência, atingindo a relação  $\epsilon_c = AZ^m$ , onde o valor obtido para a constante m foi de 0,062, valor próximo ao obtido em trabalho realizado com o aço AISI 4130, em que m foi igual a 0,0795<sup>(35)</sup>.

$$\epsilon_c = 0,014Z^{0,062} \quad (5.12)$$

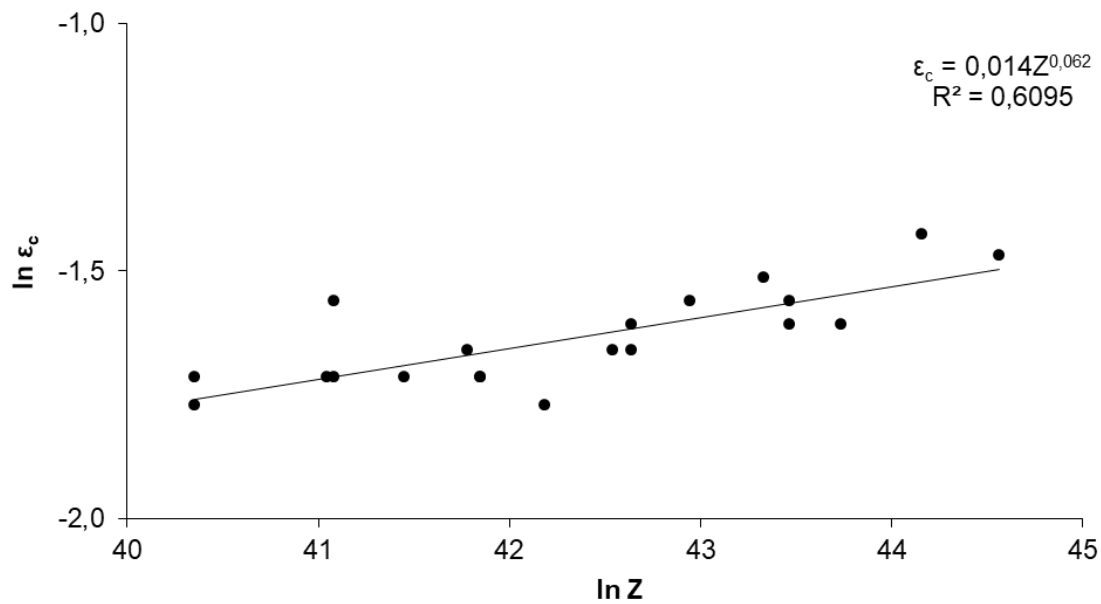


Figura 5.13: Relação entre deformação crítica e parâmetro de Zener-Hollomon para o aço AISI 41B30.



## 5.5 Análise Microestrutural

### 5.5.1 Influência dos parâmetros de processamento termomecânico no tamanho de grão austenítico

A caracterização microestrutural da austenita prévia na região deformada foi de grande interesse para caracterizar a evolução microestrutural do aço AISI 41B30 após os ensaios de compressão a quente e avaliar a influência dos parâmetros do processo de laminação a quente na austenita prévia.

A Tabela 5-3 mostra os valores do diâmetro médio dos grãos recristalizados da austenita prévia, com o respectivo erro padrão, para todas as condições de processamento. Observa-se que de maneira geral, com o aumento da temperatura de deformação, ocorre o aumento do tamanho de grão e mantendo-se constante a temperatura, o aumento da taxa de deformação, leva ao refino do grão da austenita, esse fato acontece, pois, quanto maior a taxa de deformação e menor a temperatura, maior será a taxa de encruamento e menor a de amaciamento, elevando a força motriz para a recristalização e aumentando a taxa de nucleação de novos grãos.

Tabela 5-4: Tamanho médio de grão austenítico recristalizado para as diferentes condições de processamento do aço AISI 41B30 e relação com parâmetro de Zener-Hollomon.

<b>Tamanho de grão austenítico prévio</b>			
<b>Temperatura (°C)</b>	<b>Taxa de Deformação (s<sup>-1</sup>)</b>	<b>d (µm)</b>	<b>Z (s<sup>-1</sup>)</b>
950	10	29,8 ± 0,7	7,5 x10 <sup>18</sup>
	20	26,8 ± 1,0	1,5 x10 <sup>19</sup>
	30	26,5 ± 1,1	2,3 x10 <sup>19</sup>
	40	20,3 ± 1,1	3,0 x10 <sup>19</sup>
975	10	32,0 ± 0,8	3,3 x10 <sup>18</sup>
	20	31,2 ± 0,4	6,6 x10 <sup>18</sup>
	30	30,0 ± 0,6	9,9 x10 <sup>18</sup>
	40	29,9 ± 1,4	1,3 x10 <sup>19</sup>
1000	10	33,0 ± 0,6	1,5 x10 <sup>18</sup>
	20	32,9 ± 0,8	3,0 x10 <sup>18</sup>
	30	32,1 ± 1,4	4,5 x10 <sup>18</sup>
	40	31,3 ± 1,9	6,0 x10 <sup>18</sup>
1025	10	35,8 ± 1,1	7,0 x10 <sup>17</sup>
	20	35,3 ± 1,8	1,4 x10 <sup>18</sup>
	30	33,7 ± 1,0	2,1 x10 <sup>18</sup>
	40	33,4 ± 1,1	2,8 x10 <sup>18</sup>
1050	10	45,8 ± 2,8	3,4 x10 <sup>17</sup>
	20	40,1 ± 2,4	6,7 x10 <sup>17</sup>
	30	38,6 ± 1,9	1,0 x10 <sup>18</sup>
	40	36,2 ± 1,2	1,3 x10 <sup>18</sup>

Considerando a temperatura de deformação de 950°C e deformação equivalente de 1,5, os grãos da austenita prévia são mostrados na Figura 5.14 para quatro diferentes taxas de deformação, 10, 20, 30 e 40s<sup>-1</sup>. Observa-se que à medida que ocorre o aumento da taxa de deformação, ocorre o refino dos grãos da austenita prévia, obtendo-se os valores de 29,8, 26,8, 26,5, 20,3μm, respectivamente. Comparando-se as taxas de 10 s<sup>-1</sup> e 40 s<sup>-1</sup> observa-se um refino mais intenso da microestrutura com o aumento da taxa de deformação. As cores presentes nos mapas não representam a presença de subestrutura, trata-se apenas do domínio onde há martensita com diferentes orientações. A taxa de indexação obtida para reconstrução dos grãos da austenita prévia foi de 85%.

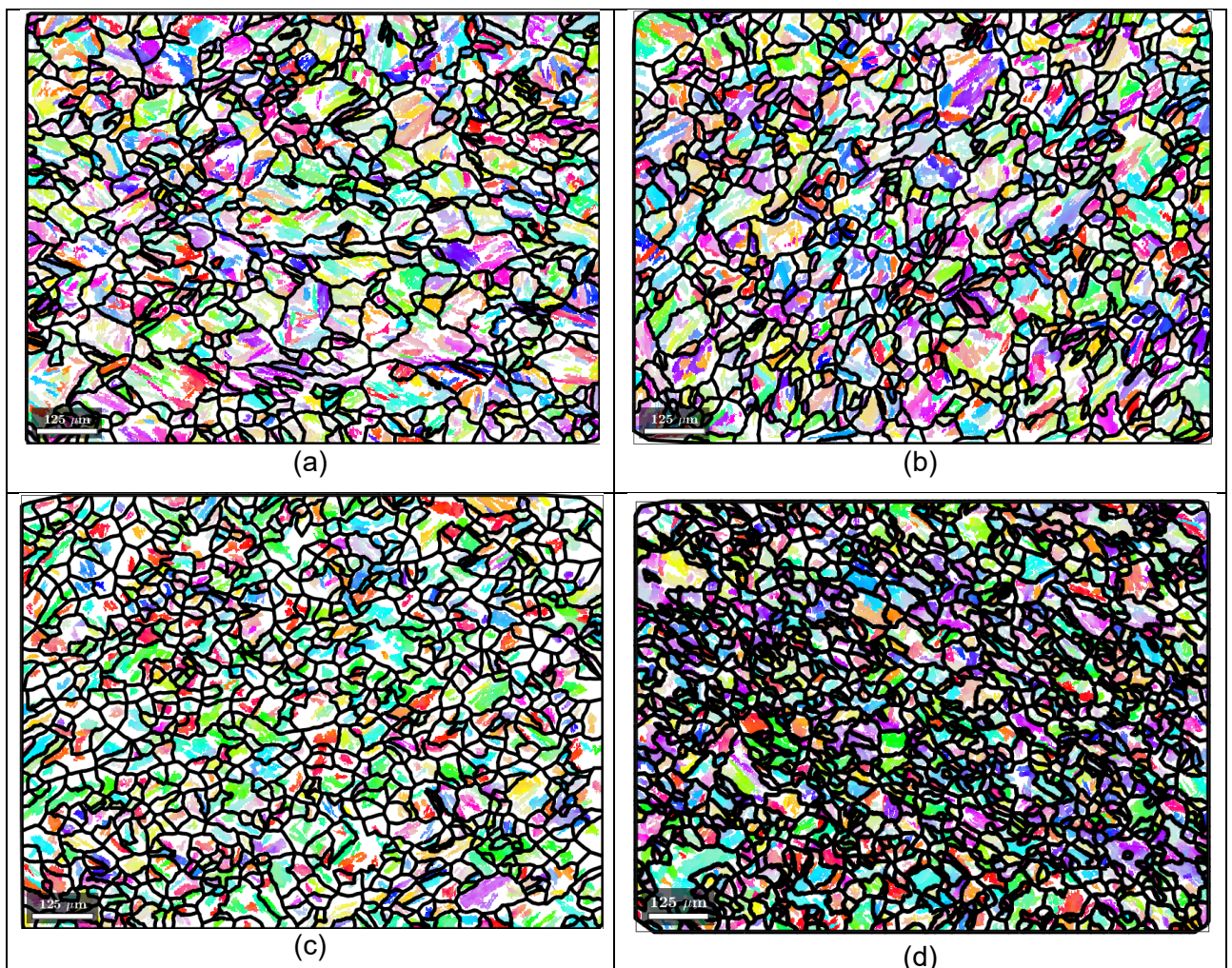


Figura 5.14: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 950°C e taxas de deformação (a)10s<sup>-1</sup>, (b)20s<sup>-1</sup>, (c)30s<sup>-1</sup> e (d)40s<sup>-1</sup>.

Observa-se, em todas as condições seguintes, que o tamanho médio de grão recristalizado da austenita aumenta com o aumento da temperatura para uma mesma taxa de deformação, conforme pode ser observado nas Figuras 5.15, 5.16, 5.17 e 5.18, e para uma mesma temperatura, ocorre o refino dos grãos recristalizados com o aumento da taxa de deformação.

O principal motivo para a ocorrência do refino dos grãos é a ocorrência do aumento da taxa de nucleação de novos contornos em função do aumento da densidade de deslocações na vizinhança dos contornos de grão <sup>(41)</sup>.

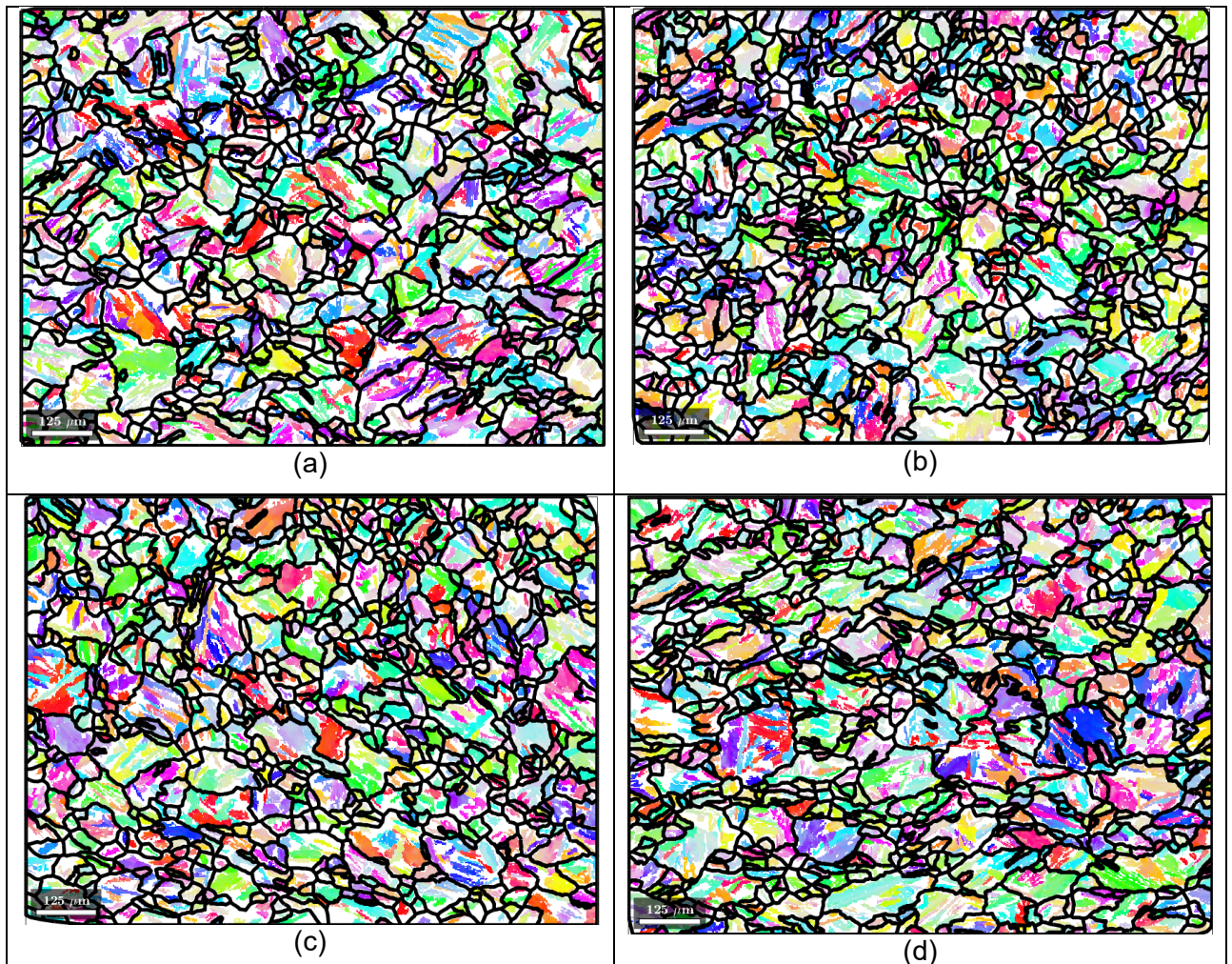


Figura 5.15: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 975°C e taxas de deformação (a)10s<sup>-1</sup>, (b)20s<sup>-1</sup>, (c)30s<sup>-1</sup> e (d)40s<sup>-1</sup>.

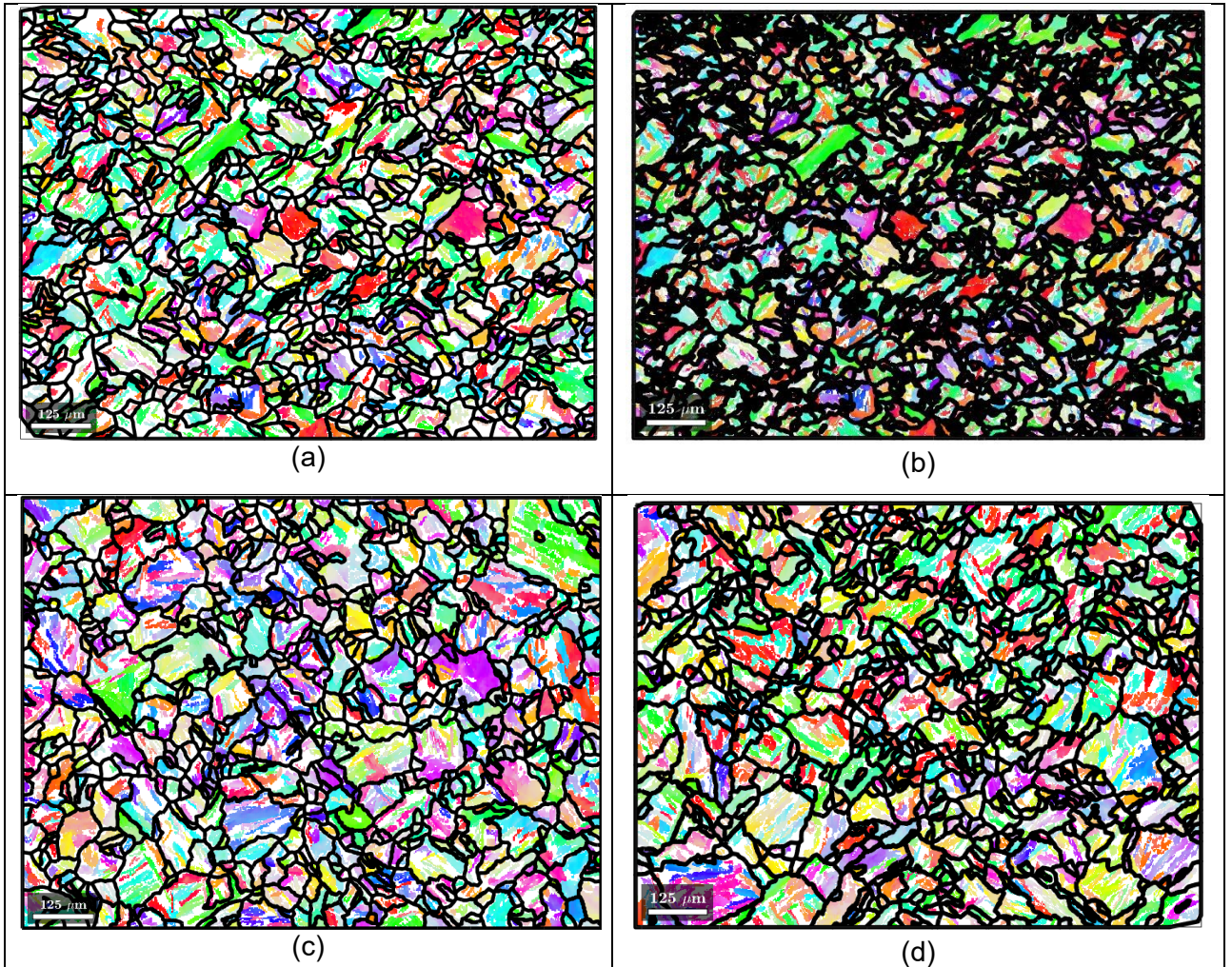


Figura 5.16: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 1000°C e taxas de deformação (a)  $10\text{s}^{-1}$ , (b)  $20\text{s}^{-1}$ , (c)  $30\text{s}^{-1}$  e (d)  $40\text{s}^{-1}$ .

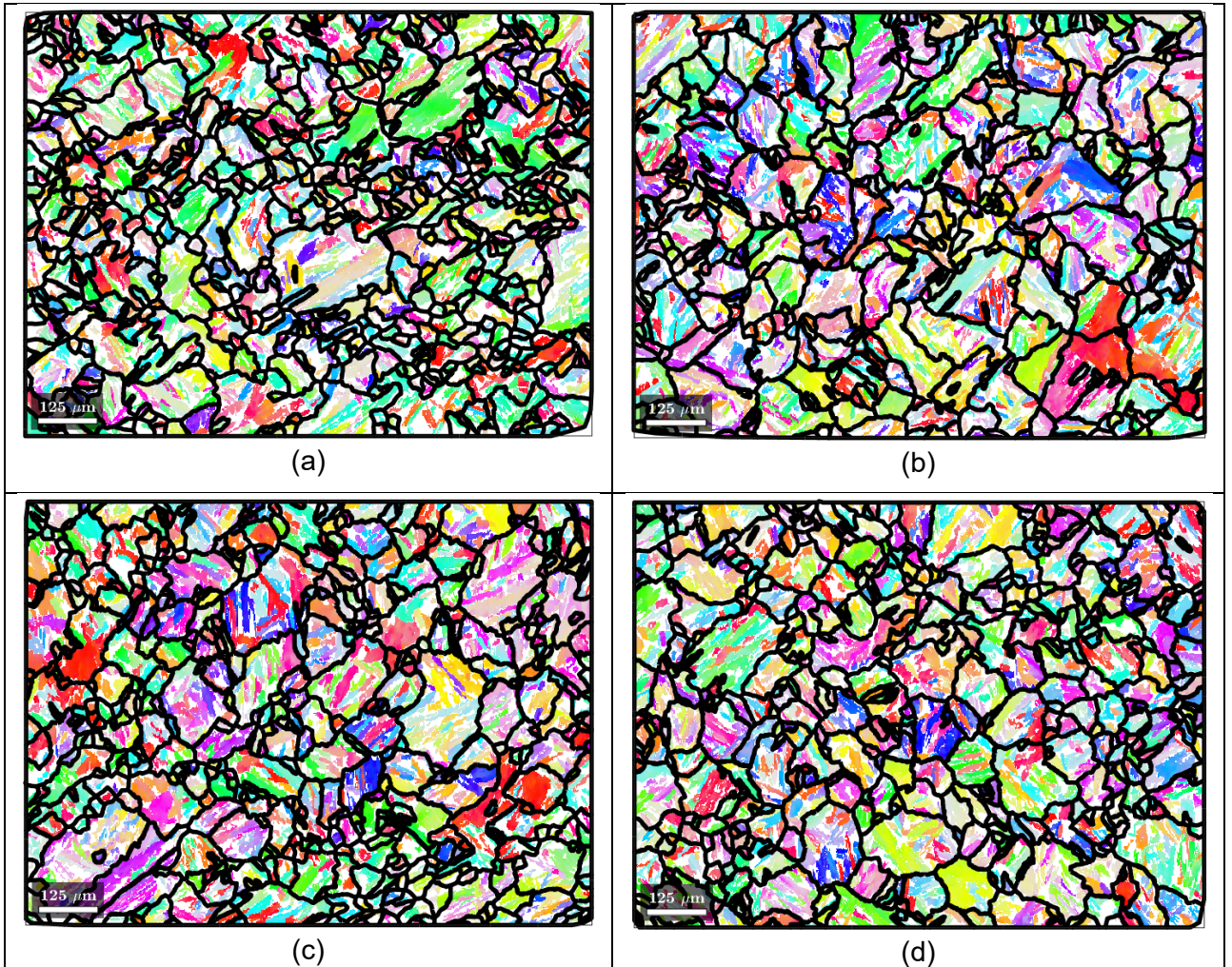


Figura 5.17: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 1025°C e taxas de deformação (a)  $10\text{s}^{-1}$ , (b)  $20\text{s}^{-1}$ , (c)  $30\text{s}^{-1}$  e (d)  $40\text{s}^{-1}$ .

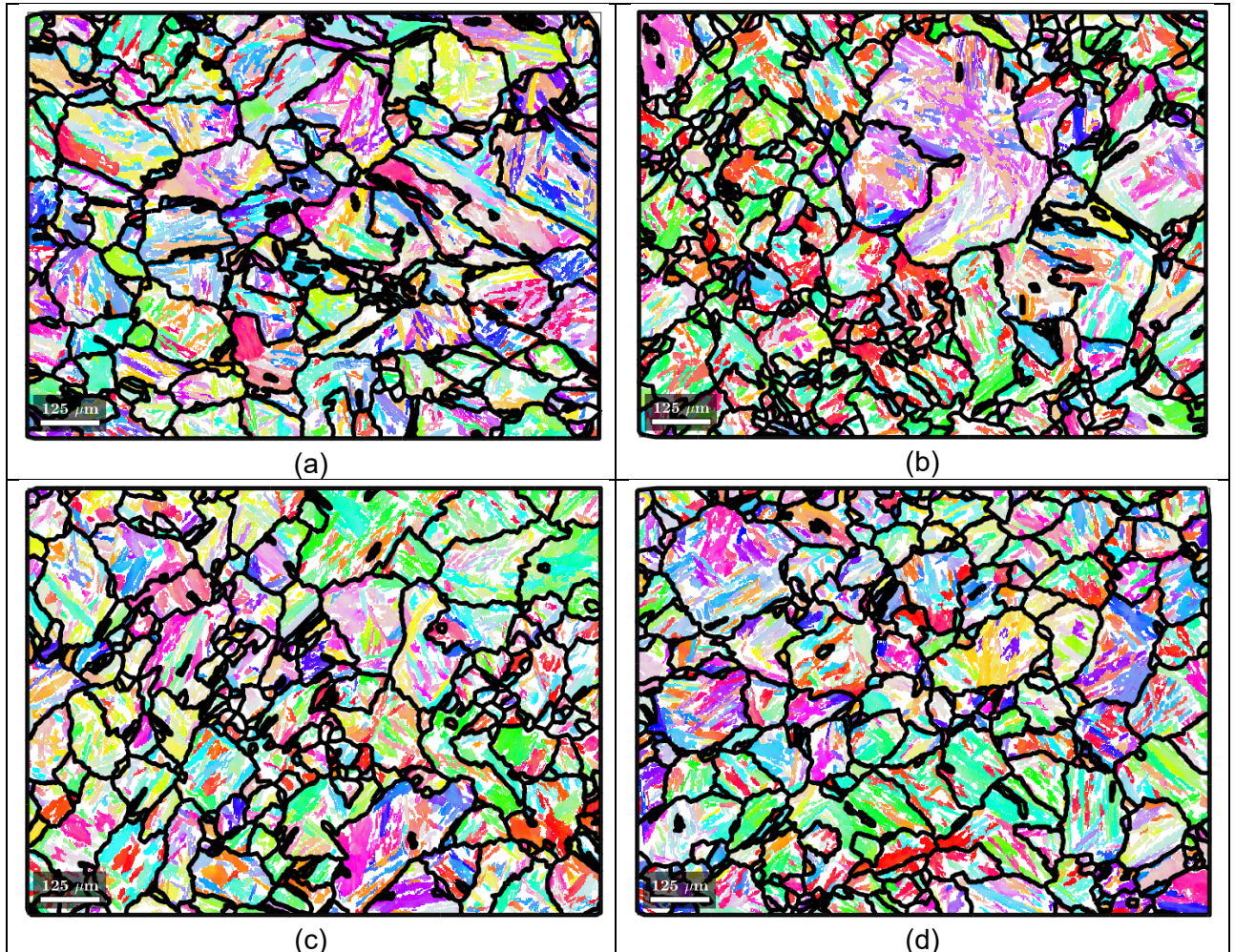


Figura 5.18: Microestruturas dos grãos austeníticos recristalizados após ensaio de compressão a quente do aço AISI 41B30, temperatura de deformação de 1050°C e taxas de deformação (a)10s<sup>-1</sup>, (b)20s<sup>-1</sup>, (c)30s<sup>-1</sup> e (d)40s<sup>-1</sup>.

O tamanho de grão austenítico recristalizado dinamicamente pode ser relacionado matematicamente com o parâmetro de Zener-Hollomon <sup>(42, 43, 44)</sup>, conforme mostrado na equação 5.14:

$$D = K.Z^{(-m)} \quad (5.14)$$

Onde D é o tamanho de grão recristalizado dinamicamente, Z é o parâmetro de Zener-Hollomon e m, K são constantes intrínsecas do material.

Conforme observado, o tamanho de grão recristalizado dinamicamente depende fortemente da temperatura e da taxa de deformação aplicadas. Desse modo, o tamanho de grão recristalizado dinamicamente tem uma relação próxima com o parâmetro de Zener-Hollomon. A Figura 5.19 mostra a relação entre o tamanho de grão e parâmetro de Zener-Hollomon, e é possível visualizar que o tamanho de grão é menor para maiores valores do parâmetro Z, sendo possível estabelecer uma relação matemática mostrada na equação 5.15.

$$D = 578.Z^{-1,37} (\mu\text{m}) \quad (5.15)$$

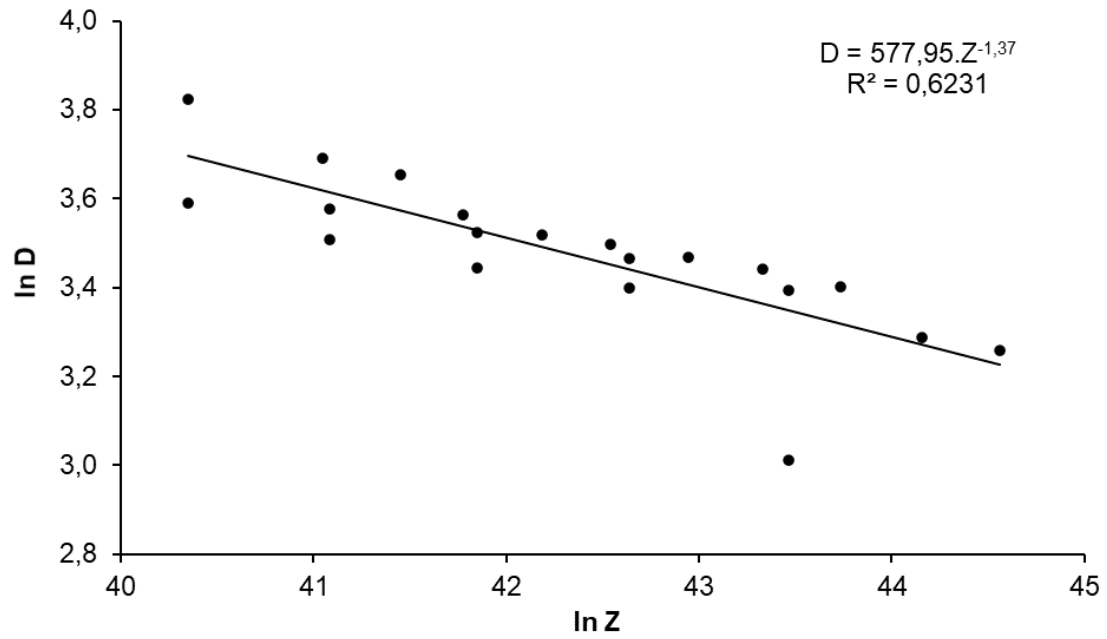


Figura 5.19: Relação entre tamanho de grão recristalizado e parâmetro Z para o aço AISI 41B30.

## 6 CONCLUSÕES

Através dos resultados obtidos, conclui-se que o mecanismo de amaciamento predominante em todas as condições analisadas é a recristalização dinâmica. Através do formato das curvas de fluxo plástico obtidas para todas as condições avaliadas, nota-se que a tensão de fluxo aumenta com a deformação até atingir um valor máximo e, em seguida, a tensão diminui até atingir um valor de saturação. Por outro lado, ocorre uma queda evidente da tensão de fluxo nos ensaios conduzidos nas temperaturas mais altas. Estas curvas são típicas em metais deformados com a ocorrência de recristalização dinâmica.

Para todas as condições de deformação, as curvas da taxa de encruamento *versus* tensão equivalente apresentaram um ponto de inflexão, caracterizando um ponto crítico de início de recristalização dinâmica.

Os dados experimentais obtidos para o aço AISI 41B30 são ajustáveis pela função do seno hiperbólico com as constantes  $n$ ,  $\alpha$  e  $Q_{def}$ , determinadas satisfatoriamente cujos valores são: 3,25, 0,013 e 418 kJ/mol. O método aplicado mostrou-se adequado e possibilitou a formulação de equações constitutivas a partir do parâmetro de Zener-Hollomon.

A análise metalográfica permitiu concluir que as amostras recristalizaram dinamicamente em função do refino da microestrutura, fato que foi observado com o aumento da taxa de deformação e redução da temperatura para as condições avaliadas.



## **7 RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS**

Os resultados apresentados neste trabalho demonstram os mecanismos de amaciamento presentes na faixa de trabalho do laminador PQF entre 950°C e 1050°C, entre taxas de deformação de 10 a 40s<sup>-1</sup> e mostram a possibilidade de se utilizar a equação constitutiva do aço AISI 41B30 para prever níveis de tensão sob outras condições de deformação a quente deste aço na planta industrial ou mesmo realizando a simulação numérica do processo termomecânico de produção de tubos sem costura, levando a uma redução de custos de produção, projeto e análise.

## 8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realização do modelamento matemático do laminador PQF visando a laminação do aço AISI 41B30, utilizando como base os resultados apresentados neste trabalho.
- Simulação do processo de laminação industrial por ensaios de conformação a quente (compressão ou torção), para entendimento dos mecanismos de amaciamento e da evolução microestrutural entre passes de laminação.

## 9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MANGUALDE, L. A. S. Caracterização da fragilização pelo fósforo e efeito da adição de sílica durante o processo de laminação a quente de um aço C-Mn. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, 2020. 124p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
2. FUTURE-ORIENTED PLANT DESIGNS, SMS-GROUP. Página inicial, Disponível em: <<https://www.sms-group.com/plants/all-plants/seamless-tube-plants>> Acesso em: 17 de abril de 2021.
3. BHADURI, A. Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys. Springer Series in Materials Science, vol. 264, 2018. 736p.
4. McQUEEN, H. J., YUE, S., RYAN, N. D., FRY, E. Hot Working Characteristics of Steels in Austenitic States. Materials Processing Technology, vol. 53, p293s-310s, ago. 1995.
5. McQUEEN, H. J., JONAS, J. J. Recovery and Recrystallization During High Temperature Deformation. Materials Science and Technology, vol. 6, p393s-493s, 1976.
6. JONAS, J. J. Recovery, recrystallization and precipitation under hot working conditions. Fourth International Conference on the Strength of Metals and Alloys Nancy, vol. 3, pp. 997-1002, 1976.
7. PADILHA, A. F., SICILIANO Jr., F. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura, Editora ABM Livros, 2005. 161p.
8. POLIAK, E.I., JONAS, J. J. Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation. ISIJ International, vol. 43, No. 5, p684s-691s, 2003.
9. JORGE Jr, A. M., BALANCIN, O. Prediction of Steel Flow Stresses Under Hot Working Conditions. Materials Research, vol. 8, p309s-315s, 2005.
10. SICILIANO, F. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, Montreal, Canada, 1999. (PhD Tese)
11. VERLINDEN, B., DRIVER, J., SAMAJDAR, I., DOHERT, R. Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials, vol. 11, 1st Edition, Oxford: Elsevier Science, 2007. 560p.
12. FILHO, E. B., SILVA, I. B., BATALHA, G. F., BUTTON, S. T. Button. Conformação plástica dos metais, 6ª ed., São Paulo: EPUSP ed. dig., 2011. 254p.

13. REGONE, W. Simulação da laminação a quente de um aço livre de intersticiais (IF) através de ensaios de torção. São Carlos: Universidade Federal de São Carlos, 2001. 174p. (Tese, Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais).
14. DIETER, E. G. Mechanical Metallurgy, 2nd edition, Mc Graw-Hill, 1976.
15. HUMPHREYS, F.J., HATHERLY, M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Pergamon, 1st Edition, jul. 1995. 520p.
16. POLIAK, E.I., JONAS, J. J. A. One Parameter Approach to Determining the Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization. Acta Mater, vol. 44, No. 1, p127s–136s, jan. 1996.
17. 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, p16s-25s, fev. 2009.
18. MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J., HODGSON, P. D. Spreadsheet modelling of grain size evolution during rod rolling. ISIJ international, Iron and Steel Institute of Japan, vol. 36, No. 6, p720s–728s, jan. 1996.
19. HODGSON, P. D., GIBBS, R. K. A Mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels. ISIJ International, vol. 32, No.12, p1329s-1338s, 1992.
20. ROUCOULES, C., YUE, S., JONAS, J.J. Effect of dynamic and metadynamic recrystallization on rolling load and microstructure. 2nd International conference on modelling of metal rolling processes. The Institute of Materials, London (UK), p165s-179s, out. 1993.
21. SELLARS, C.M. Modelling microstructural development during hot rolling. Materials Science and Technology, vol. 6, No. 11, p1072s-1081s, 1990.
22. ROSSARD, C. Mechanical and structural behavior under Hot Working Conditions. Proc. Int. Conf. Strength Metals Alloys, vol. 2, p175s-203s, 1973.
23. SICILIANO, F., JONAS, J.J. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb microalloyed, Cr-Mo and Plain C-Mn Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 31, p511s-530s, fev. 2000.
24. DIGITAL CONTROL GLEEBLE SYSTEM TRAINING SCHOOL: Gleeble Systems and Applications, Dynamic Systems Inc., New York, 1998

25. BACHMANN, F., HIELSCHER, R., SCHAEBEN, H. Texture Analysis with MTEX – Free and Open-Source Software Toolbox. *Solid State Phenomena*, vol. 160, p63s–68s, fev. 2010.
26. NYSSÖNEN T. Quenching and Partitioning of High-Aluminum Steels. Tampere University of Technology, Tampere, Finland, 2017. (PhD Tese)
27. HUMPHREYS, F. J, HATHERLY, M. Recrystallization and related annealing phenomena. Elsevier, 2nd Edition, 2004. 574p.
28. SELLARS, C.M., TEGART, W.J.M.G. Relationship between strength and structure in deformation at elevated temperatures. *Mem. Sci. Rev. Met*, vol. 63, No. 14, p731s-740s, 1966.
29. UVIRA, J.J., JONAS, J.J. Hot Compression of Armco Iron and Silicon Steel. *Trans. Metall. Soc. AIME*, vol. 242. p1619s-1626s, 1968.
30. RYAN, N.D., McQUEEN, H.J. Flow stress, dynamic restoration, strain hardening and ductility in hot working of 316 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 21, Issue 2, p177s-199s, mar. 1990.
31. McQUEEN, H.J, RYAN, N.D. Constitutive analyze in hot working. *Materials Science and Engineering A* 322, p43s-63s, jan. 2002.
32. SAKAI, T., JONAS, J.J. Dynamic Recrystallization: Mechanical and Microstructural Consideration. *Acta Metallurgica*, vol. 32, p198s-209s, fev. 1984.
33. HODGSON, P.D., Mathematical Modelling of Recrystallization Processes During the Hot Rolling of Steel. University of Queensland, Australia, 1993. (PhD Tese)
34. SIYASIYA, C.W., STUMPF, W.E. Constitutive constants for hot working of steels: The critical strain for dynamic recrystallization in C-Mn steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 24, p468s–476s, out. 2015.
35. SAJADIFAR, S.V., KETABCHI, M., NOURANI, M. Modeling of mechanical characteristics in hot deformation of 4130 steel. *Steel Research Int*, vol. 82, No 8, p934s–939s, abr. 2011.
36. LIN, Y.C., CHEN, M.S., ZHONG, J. Effect of temperature and strain rate on the compressive deformation behavior of 42CrMo steel. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 205, No 1-3, p308s-315s, ago. 2008.
37. ROSSARD, C. Torsion Testing of Steel. *Metaux Corrosion Industries*, vol. 35, p102s-115s; 1960.

38. POLIAK, E.I., JONAS, J.J. Prediction of Interpass Softening from the Strain Hardening Rate Prior to Unloading. *ISIJ International*, vol. 44, No. 11, p1874s–1881s, jan. 2004.
39. LI, C.M., LIU, Y., TAN, Y.B, ZHAO, F. Hot Deformation Behavior and Constitutive Modeling of H13-Mod Steel. *Metals*, vol. 8, p846s-855s, out. 2018.
40. ROUCOULES, C. Dynamic and metadynamic recrystallization in HSLA steels. McGill University, Montreal, 1992. (PhD Tese).
41. CHEN, J., LV, My., TANG, S. Influence of Thermomechanical Control Process on the Evolution of Austenite Grain Size in a Low-Carbon Nb-Ti-Bearing Bainitic Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 24, p3852s–3861s, set. 2015.
42. BLAZ L., SAKAI T., JONAS J.J. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of cooper. *Metal Science*, vol. 17, p609s-616s, 1983.
43. SAH J.P., RICHARDSON C.J., SELLARS C.M. Grain size effects during dynamic recrystallization of nickel. *Metal Science*, vol. 8, p325s-331s, 1974.
44. GOTTSTEIN G., KOCKS U.F. Dynamic recrystallization and dynamic recovery in <111> single crystals of nickel and copper. *Acta Metallurgica*. vol. 31, p175s-188s, jan. 1983.