

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

SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DO INÍCIO DA PRECIPITAÇÃO INDUZIDA  
POR DEFORMAÇÃO DURANTE O PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO  
DE UM AÇO MICROLIGADO AO NIÓBIO EM RESFRIAMENTO CONTÍNUO

Antonio Lourenço Batista de Souza

São Carlos - SP

2019



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

**SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DO INÍCIO DA PRECIPITAÇÃO INDUZIDA  
POR DEFORMAÇÃO DURANTE O PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO  
DE UM AÇO MICROLIGADO AO NIÓBIO EM RESFRIAMENTO CONTÍNUO**

Antonio Lourenço Batista de Souza

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

Orientador: Dr. Rodrigo Bresciani Canto  
Coorientador: Dr. Oscar Balancin  
Agência Financiadora: CAPES

São Carlos - SP  
2019



## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho a mim e a todos que o lerem.

## **VITAE DO CANDIDATO**

Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (2015), Engenheiro de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (2011).



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia  
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

---

**Folha de Aprovação**

---

Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Tese de Doutorado do candidato Antonio Lourenço Batista de Souza, realizada em 29/03/2019:

---

Prof. Dr. Rodrigo Bresciani Canto  
UFSCar

---

Profa. Dra. Andrea Madeira Klikauga  
UFSCar

---

Prof. Dr. Jose Benaque Rubert  
UFSCar

---

Prof. Dr. Rafael Agnelli Mesquita  
CBMM

---

Profa. Dra. Mariana Beatriz dos Reis Silva  
CBMM



## AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Oscar Balancin pela orientação, paciência e apoio que foram de fundamental importância para a execução deste trabalho.

Ao professor Dr. Rodrigo Bresciani Canto pelo apoio prestado neste trabalho.

Aos colegas de laboratório, Otávio, Vinícius, Caiuã, Fernanda, Bruno e Vargas pelos momentos compartilhados.

Ao Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais (PPG-CEM) pelo apoio e pela oportunidade de crescimento intelectual.

Ao Instituto Federal do Maranhão - Campus Monte Castelo por ceder o espaço e equipamento para a realização dos ensaios de torção necessários a este trabalho. Em especial ao Gedeon, Eden, Ernandes, Felipe, Sebastião e Amadeu pelo apoio prestado.

Agradeço de forma especial aos meus pais, Antonio e Angélica, por acreditarem na importância do estudo e por sempre me apoiarem e incentivarem na busca da evolução intelectual e humana. E também ao meu irmão Luís Henrique pela amizade e cumplicidade, que juntos me apresentaram à importância da família e o caminho da honestidade e persistência.

Minha gratidão a todos os amigos que contribuíram de maneira direta ou indireta neste trabalho: Filipe, Ferrugem, Debby, Banzo, Jack, Pistola, Negão, Nicolás, Talita, Thomas, Backes,...por fazerem das horas vagas um momento de descontração, pelas idas ao nem sempre excelente restaurante universitário e pelas pausas para o café.

A todos os meus amigos e familiares, pelo incentivo, pela preocupação dedicada a mim e por compartilharem de uma forma ou de outra desta etapa da minha vida.

E a todos aqueles que não foram citados, mas que de alguma forma contribuíram para com este trabalho.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001



## RESUMO

Aperfeiçoar o processamento dos aços é um dos principais focos da indústria metalúrgica devido à necessidade de materiais mais resistentes e produtos com menor peso, além das especificações cada vez mais rigorosas impostas pelos compradores. A produção de aços com elevada resistência mecânica sem grandes adições de elementos de ligas ( $< 0,15\%$ ), em especial os de custo mais elevado, só se tornou possível com o entendimento da metalurgia física do processamento industrial. O conhecimento e controle da cinética dos fenômenos que ocorrem durante o processamento termomecânico como a recristalização, a precipitação e o crescimento de grão são mandatórios para o refinamento dos grãos, um dos parâmetros que determina as propriedades dos produtos semiacabados. Vários caminhos têm sido seguidos para investigar o processamento industrial, tais como a utilização de plantas piloto, a simulação física e a simulação numérica. O estudo da conformação mecânica a quente assistida por simulação computacional encontra-se em plena expansão. É de grande interesse da indústria metalúrgica o desenvolvimento de modelos confiáveis o suficiente para reduzir os custos com protótipos e explorar virtualmente uma infinidade de possibilidades e solicitações termomecânicas. O objetivo deste trabalho foi, portanto, criar um modelo da evolução microestrutural e do comportamento termomecânico de um aço microligado ao nióbio durante o processo de conformação a quente, possibilitando analisar como os parâmetros do processo tais como temperatura, deformação, taxa de deformação influenciam a evolução dos mecanismos de amaciamento, precipitação e crescimento de grão durante a conformação, utilizando o software DEFORM<sup>TM</sup>3D, desenvolvido para análises de processos de conformação com o auxílio de sub-rotinas em FORTRAN. Como resultados principais, apresenta-se não só a compreensão dos efeitos dos gradientes típicos da deformação plástica e os gradientes microestruturais resultantes do processamento, mas também a construção de um modelo em elementos finitos que pode ser utilizado na investigação do comportamento termomecânico de novos aços microligados no processamento de produtos com geometria complexa.

**Palavras-chave:** Simulação computacional; Processamento termomecânico; Aço microligado; Precipitação; Evolução microestrutural



## COMPUTACIONAL SIMULATION OF THE ONSET OF STRAIN INDUCED PRECIPITATION DURING THERMOMECHANICAL PROCESSING OF A NIOBIUM MICROALLOYED STEEL ON CONTINUOUS COOLING

### ABSTRACT

Improving the steel processing is a major focus of the metallurgical industry because the need of materials and products with lower weight and more strength, in addition to increasingly stringent specifications imposed by customers. The production of high strength low alloy steel, especially the higher cost ones, has only become possible with the understanding of the physical metallurgy of industrial processing. The knowledge and kinetic control of the phenomena that occur during hot processing such as recrystallization, precipitation and grain growth are mandatory for the grain size refinement, which is one parameter that determines the properties of semi-finished products. Over the years, several ways have been followed to investigate the industrial processing. One can cite as examples the use of pilot plants, physical simulations, and numerical simulations. The study of hot forming assisted by computer simulation is well spread nowadays. The development of materials models trustful enough to reduce cost with prototypes and virtually explore an infinitude of possibilities and thermomechanical loads is of interest of the metallurgical industry. The objective of this study was, therefore, to model the microstructural evolution and thermomechanical behavior of a niobium microalloyed steel during hot forming process, enabling the analysis of how the process parameters such as temperature, strain, strain rate influence the evolution of softening, precipitation and grain size mechanism during processing, using the commercial software DEFORM<sup>TM</sup> 3D developed for forming processes analysis with the aid of subroutines in FORTRAN. The main results of this thesis were not only determining and understanding the plastic and microstructural gradients generated by thermomechanical processing, but also the construction of finite element model that might be useful to others researchers on the investigation of the thermomechanical behavior of new microalloyed steels in the processing products with complex geometry.

**Keywords:** Computacional simulation; Thermomechanical processing; Microalloyed steel; Precipitation; Microstructural evolution



## PUBLICAÇÕES

- SOUZA, A. L. B.; BALANCIN, O. Simulação numérica da precipitação em uma sequência de deformações em resfriamento contínuo. In: 22ª Conferência Internacional de Forjamento, Porto Alegre, 2018.
- SOUZA, A. L. B.; BALANCIN, O. Influência do atrito no gradiente microestrutural determinado via MEF durante o recalque a quente de um cilindro de aço, p. 4977-4988. In: 22º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Natal, 2016.
- SOUZA, A. L. B.; BALANCIN, O. Efeito do atrito na evolução microestrutural durante o recalque a quente de um cilindro de aço médio carbono. In: 20ª Conferência Internacional de Forjamento, Porto Alegre, 2016.
- SOUZA, A. L. B.; CANTO, R. B.; BALANCIN, O. Estudo dos parâmetros de processo e evolução microestrutural na laminação de tiras a quente via simulação computacional, p. 196-205. In: 52º Seminário de Laminação, Rio de Janeiro, 2015. DOI 10.5151/1983-4764-26394



## ÍNDICE DE ASSUNTOS

FOLHA DE APROVAÇÃO . . . . .	i
AGRADECIMENTOS . . . . .	iii
RESUMO . . . . .	v
ABSTRACT . . . . .	vii
PUBLICAÇÕES . . . . .	ix
SUMÁRIO . . . . .	xi
ÍNDICE DE TABELAS . . . . .	xv
ÍNDICE DE FIGURAS . . . . .	xvii
LISTA DE SÍMBOLOS . . . . .	xxv
LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS . . . . .	xxix
1 INTRODUÇÃO . . . . .	1
2 FUNDAMENTOS TEÓRICOS E REVISÃO DA LITERATURA . . . . .	5
2.1 Aços Microligados . . . . .	6
2.2 Fundamentos Metalúrgicos da Conformação a Quente . . . . .	8
2.2.1 Interação entre precipitação e recristalização . . . . .	10
2.2.2 Deformação . . . . .	14
2.2.3 Encruamento . . . . .	15
2.2.4 Recuperação . . . . .	16
2.2.5 Precipitação de carbonitreto de nióbio durante a deformação a quente	17
2.2.6 Recristalização . . . . .	19
2.2.6.1 Cinética de recristalização dinâmica . . . . .	20
2.2.6.2 Cinética de recristalização metadinâmica . . . . .	22
2.2.6.3 Cinética de recristalização estática . . . . .	23
2.2.7 Evolução do tamanho de grão . . . . .	24
2.2.7.1 Tamanho de grão quando a recristalização é incompleta . . . . .	24
2.2.7.2 Crescimento de grão . . . . .	24

2.2.8	Deformação acumulada entre passes . . . . .	25
2.3	Modelos Matemáticos da Conformação a Quente . . . . .	25
2.3.1	Energia de ativação aparente . . . . .	26
2.3.2	Precipitação de carbonitreos de Nb induzida pela deformação . . . . .	27
2.3.3	Deformação crítica . . . . .	28
2.3.4	Cinética de recristalização . . . . .	29
2.3.5	Tamanho médio de grão . . . . .	30
2.3.6	Acúmulo de deformações . . . . .	31
3	MATERIAIS E MÉTODOS . . . . .	33
3.1	Material . . . . .	33
3.2	Métodos . . . . .	33
3.2.1	Cálculo da temperatura de reaquecimento . . . . .	34
3.2.2	Ensaio de torção a quente . . . . .	34
3.2.2.1	Equipamento . . . . .	35
3.2.2.2	Ensaio de torção a quente isotérmicos e contínuos . . . . .	38
3.2.2.3	Cálculo da fração amaciada . . . . .	39
3.2.2.4	Cálculo do tamanho de grão recristalizado . . . . .	40
3.2.3	DEFORM <sup>TM</sup> 3D . . . . .	41
3.2.3.1	Implementação do modelo do material . . . . .	43
3.2.3.2	Simulação computacional do ensaio de torção a quente realizado em laboratório e validação do modelo . . . . .	45
3.2.3.3	Simulação computacional da laminação a quente . . . . .	48
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO . . . . .	53
4.1	Curvas de Escoamento Plástico . . . . .	53
4.2	Curvas da Fração Recristalizada Dinamicamente . . . . .	57
4.2.1	Cálculo da deformação para 50% de recristalização dinâmica . . . . .	57
4.2.2	Cálculo do expoente de Avrami . . . . .	61
4.3	Determinação do tamanho de grão recristalizado dinamicamente . . . . .	63
4.4	Validação do Modelo Computacional . . . . .	64
4.5	Simulação da Laminação a Quente . . . . .	74
4.5.1	Simulação da laminação com a temperatura de entrada de 1100°C . . . . .	76
4.5.2	Simulação da laminação com a temperatura de entrada de 1200°C . . . . .	94
4.5.3	Simulação da laminação com a temperatura de entrada de 1000°C . . . . .	96
5	CONCLUSÕES . . . . .	103
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS . . . . .	105

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS . . . . .	107
APÊNDICE A . . . . .	115



## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química do material (% em massa) . . . . .	33
Tabela 3.2	Dados de entrada para o controle da simulação computacional do ensaio de torção a quente realizado em laboratório . . . . .	48
Tabela 3.3	Dados de entrada para a definição dos objetos para a simulação computacional do ensaio de torção a quente realizado em laboratório . . . . .	49
Tabela 3.4	Dados de entrada do processo industrial [57] . . . . .	50
Tabela 3.5	Dados de entrada para o controle da simulação computacional da laminação a quente . . . . .	50
Tabela 3.6	Dados de entrada para a definição dos objetos da simulação computacional da laminação a quente . . . . .	51
Tabela 3.7	Dados de entrada para a interação entre objetos da simulação computacional da laminação a quente . . . . .	52
Tabela 4.1	Valores das deformações para 50% de recristalização dinâmica ( $\varepsilon_{0,5}$ ) obtidos das curvas de fração recristalizada em função da deformação equivalente . . . . .	60
Tabela 4.2	Valores do expoente de Avrami ( $n$ ) nas condições de ensaio	63



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Efeito do teor de nióbio na cinética de recristalização. Os resultados apresentados foram calculados para aços contendo 0,10% de carbono na temperatura de 1000 °C [27]. . . . .	7
Figura 2.2 Esquema ilustrativo das interações entre deformação, recuperação, recristalização e precipitação, adaptado [36]. Sendo $\rho$ = densidade de discordâncias, $N_{RX}$ = números de sítios de nucleação para a recristalização e $N_{prec}$ = números de sítios de nucleação para a precipitação. . . . .	10
Figura 2.3 Representação esquemática de um diagrama Recristalização-Precipitação-Tempo-Temperatura (RPTT). Adaptado [41]. . . . .	11
Figura 2.4 Curva típica do ensaio de torção para obtenção das temperaturas críticas de processamento termomecânico do aço microligado ao nióbio estudado. Curvas de tensão-deformação para uma sequência de 20 passes de deformação, com a quantidade de deformação aplicada em cada passe igual a 0,3 e a taxa de deformação igual a $1 s^{-1}$ , e deformado com intervalos entre passes de 30 s em resfriamento contínuo [19]. . . . .	13
Figura 2.5 Gráfico da tensão média equivalente em função do inverso da temperatura absoluta para o aço microligado ao nióbio estudado [19]. . . . .	13
Figura 2.6 Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que amaciam preferencialmente por recuperação dinâmica, destacando os vários estágios da recuperação; (a) emaranhados de discordâncias, (b) formação de células, (c) aniquilação de discordâncias nas paredes das células e (d) formação de subgrãos. . . . .	16
Figura 2.7 Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente. . . .	21
Figura 2.8 Representação esquemática da evolução microestrutural durante uma sequência de passes [59]. . . . .	26
Figura 2.9 Representação esquemática do conceito da regra de aditividade. . . . .	28

Figura 3.1	Representação esquemática do estado de tensões atuante na superfície de uma amostra cilíndrica submetida a um esforço de torção [70]. . . . .	34
Figura 3.2	Representação esquemática da máquina de ensaios de torção a quente. . . . .	36
Figura 3.3	Geometria dos corpos de prova. . . . .	38
Figura 3.4	Representação esquemática do ciclo térmico utilizado nos ensaios de torção a quente isotérmicos e contínuos. . . . .	39
Figura 3.5	Curva de escoamento plástico com os pontos para o cálculo da fração amaciada. $\Delta\sigma_i = \sigma_{sat} - \sigma$ e $\Delta\sigma_{ss} = \sigma_{sat} - \sigma_{ss}$ . . . . .	40
Figura 3.6	Relação entre os módulos acoplados no DEFORM [75] . . .	41
Figura 3.7	Janelas de controle da simulação. . . . .	42
Figura 3.8	Janelas de configuração das propriedades termomecânicas dos materiais. . . . .	44
Figura 3.9	Fluxograma da sub-rotina utilizada no modelo de simulação.	46
Figura 3.10	Representação esquemática do ciclo térmico utilizado nos ensaios de torção a quente em resfriamento contínuo com múltiplas deformações. . . . .	47
Figura 3.11	Representação do modelo geométrico da simulação computacional do ensaio de torção. . . . .	49
Figura 3.12	Representação do modelo geométrico da simulação computacional da laminação a quente. . . . .	51
Figura 4.1	Curvas de escoamento plástico obtidas por meio de ensaio de torção a quente isotérmico e contínuo com taxa de deformação igual a $0,1 s^{-1}$ . . . . .	53
Figura 4.2	Curvas de escoamento plástico obtidas por meio de ensaio de torção a quente isotérmico e contínuo com taxa de deformação igual a $1 s^{-1}$ . . . . .	54
Figura 4.3	Curvas de escoamento plástico obtidas por meio de ensaio de torção a quente isotérmico e contínuo com taxa de deformação igual a $10 s^{-1}$ . . . . .	54
Figura 4.4	Gráfico da variação da tensão de pico em função da temperatura para as diferentes taxas de deformação aplicadas. . . . .	56
Figura 4.5	Gráfico da variação da deformação de pico em função da temperatura para as diferentes taxas de deformação aplicadas. . .	56
Figura 4.6	Evolução da fração amaciada em função da deformação para as condições de ensaio com taxa de deformação igual a $0,1 s^{-1}$ .	58

Figura 4.7	Evolução da fração amaciada em função da deformação para as condições de ensaio com taxa de deformação igual a $1 s^{-1}$ .	58
Figura 4.8	Evolução da fração amaciada em função da deformação para as condições de ensaio com taxa de deformação igual a $10 s^{-1}$ .	59
Figura 4.9	Gráfico de $\ln \varepsilon_{0,5}$ vs. $1/T$ para as diferentes taxas de deformação aplicadas.	59
Figura 4.10	Gráfico de $\ln \varepsilon_{0,5}$ vs. $\ln \dot{\varepsilon}$ para diferentes temperaturas.	60
Figura 4.11	Curvas $\log[\ln(1/(1-X))]$ vs. $\log(\varepsilon - \varepsilon_c)$ utilizadas para determinar o expoente de Avrami nas condições de ensaio com taxa de deformação igual a $0,1 s^{-1}$ .	61
Figura 4.12	Curvas $\log[\ln(1/(1-X))]$ vs. $\log(\varepsilon - \varepsilon_c)$ utilizadas para determinar o expoente de Avrami nas condições de ensaio com taxa de deformação igual a $1 s^{-1}$ .	62
Figura 4.13	Curvas $\log[\ln(1/(1-X))]$ vs. $\log(\varepsilon - \varepsilon_c)$ utilizadas para determinar o expoente de Avrami nas condições de ensaio com taxa de deformação igual a $10 s^{-1}$ .	62
Figura 4.14	Gráfico da dependência do tamanho de grão recristalizado dinamicamente com o inverso da temperatura absoluta para as diferentes taxas de deformação aplicadas.	64
Figura 4.15	Gráfico da dependência do tamanho de grão recristalizado dinamicamente com a taxa de deformação para diferentes temperaturas.	65
Figura 4.16	Perfil da precipitação induzida por deformação em cada passe do ensaio de torção simulado.	66
Figura 4.17	Perfil de temperatura em cada passe do ensaio de torção simulado.	67
Figura 4.18	Perfil de fração recristalizada em cada passe do ensaio de torção simulado.	69
Figura 4.19	Evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado, para o ponto P indicado no corpo de prova.	70
Figura 4.20	Evolução do perfil da precipitação induzida por deformação no final do intervalo entre passes após o sétimo passe.	70
Figura 4.21	Evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado, para o ponto P indicado no corpo de prova.	71

Figura 4.22 Perfil do tamanho médio de grão em cada passe do ensaio de torção simulado. . . . .	72
Figura 4.23 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado, para o ponto P indicado no corpo de prova. . . . .	73
Figura 4.24 Perfil do tamanho de grão da SRX nos oito primeiros passes do ensaio de torção simulado. . . . .	73
Figura 4.25 Gráfico da deformação em função de cada passe do ensaio de torção simulado. . . . .	74
Figura 4.26 Distribuição da deformação efetiva na vista transversal em corte no centro do corpo de prova de torção. . . . .	74
Figura 4.27 Esquema da variação da deformação por meio dos contornos <i>Iso-surface</i> , (a) na superfície verde a deformação é 0,2, (b) na superfície azul claro a deformação é 0,1 e (c) nas superfícies azuis escuras a deformação é zero. . . . .	75
Figura 4.28 Variação espacial da taxa de deformação efetiva no interior do corpo de prova de torção. . . . .	75
Figura 4.29 Representação esquemática dos pontos analisados na seção transversal da tira a) ao longo da espessura, b) na região da superfície e c) na região do centro da tira. . . . .	76
Figura 4.30 Gráfico da evolução térmica e distribuição de temperatura para pontos entre a superfície e o centro da tira, ao longo do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100°C. . . . .	77
Figura 4.31 Gráfico da evolução térmica e distribuição de temperatura, do processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1100°C, para seis pontos no centro da tira laminada, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura. . . . .	78
Figura 4.32 Variação espacial da deformação efetiva no interior da tira laminada, em cada passe do processo, e gráfico da distribuição da deformação efetiva ao longo da espessura da tira laminada no primeiro passe do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100°C. . . . .	80

Figura 4.33 Variação espacial da taxa de deformação no interior da tira laminada, em cada passe do processo, e gráfico da distribuição da taxa de deformação ao longo da espessura da tira laminada no primeiro passe do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C. . . . .	81
Figura 4.34 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira. . . . .	82
Figura 4.35 Perfil do início da precipitação induzida pela deformação no interior da tira laminada, nos quatro primeiros passes do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C. . . . .	83
Figura 4.36 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos na superfície da tira laminada, sendo S1 o ponto no meio e S6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura. . . . .	84
Figura 4.37 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos no centro da tira laminada, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura. . . . .	84
Figura 4.38 Perfil da fração recristalizada no interior da tira laminada, nos seis primeiros passes do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C. . . . .	85
Figura 4.39 Evolução da recristalização e do início da precipitação, na seção transversal da tira laminada, durante quarto intervalo entre passes do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C. . . . .	86
Figura 4.40 Evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos na espessura da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira. . . . .	87

- Figura 4.41 Evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos na superfície da tira laminada, sendo S1 o ponto no meio e S6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura. . . . . 88
- Figura 4.42 Evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos no centro da tira laminada, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura. . . . . 88
- Figura 4.43 Evolução da deformação acumulada em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos na espessura da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira. . . . . 89
- Figura 4.44 Variação espacial do tamanho médio de grão no interior da tira laminada, em cada passe do processo, e gráfico da distribuição do tamanho médio de grão ao longo da espessura da tira laminada no primeiro passe do processo de laminação simulado com temperatura de entrada de 1100 °C. . . . . 91
- Figura 4.45 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira. 92
- Figura 4.46 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos na superfície da tira laminada, sendo S1 o ponto no meio e S6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura. . . . . 93
- Figura 4.47 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos no centro da tira laminada, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura. . . . . 93

Figura 4.48 Evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1200 °C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira. . . . .	95
Figura 4.49 Evolução da fração amaciada em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1200 °C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira. . . . .	96
Figura 4.50 Perfil da fração recristalizada na seção transversal da tira laminada, para o primeiro passe do processo de laminação simulado a 1200 °C. . . . .	97
Figura 4.51 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1200 °C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira. . . . .	98
Figura 4.52 Variação espacial do tamanho médio de grão na seção transversal da tira laminada, para o primeiro passe do processo de laminação simulado a 1200 °C. . . . .	98
Figura 4.53 Perfil do início da precipitação induzida por deformação, da fração recristalizada, do tamanho de grão e da temperatura na seção transversal da tira laminada, no primeiro passe do processo de laminação simulado com temperatura de entrada de 1000 °C. . . . .	99
Figura 4.54 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1000 °C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira. . . . .	100
Figura 4.55 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperaturas de entrada de 1000, 1100 e 1200 °C, no centro da tira laminada. . . . .	100
Figura 4.56 Evolução da fração recristalizada em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperaturas de entrada de 1000, 1100 e 1200 °C, no centro da tira laminada. . . . .	101

Figura 4.57 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperaturas de entrada de 1000, 1100 e 1200 °C, no centro da tira laminada. . . 102

## LISTA DE SÍMBOLOS

- $a_{(C,N)}$  - Atividade carbono e nitrogênio  
 $a_{Nb}$  - Atividade nióbio  
 $a_{Nb(C,N)n}$  - Atividade carbonitreto de nióbio  
 $Al$  - Alumínio  
 $C$  - Carbono  
 $Co$  - Cobalto  
 $Cr$  - Cromo  
 $Cu$  - Cobre  
 $d_0$  - Tamanho de grão inicial  
 $d$  - Tamanho de grão final  
 $d_{DRX}$  - Tamanho de grão na recristalização dinâmica  
 $d_{MDRX}$  - Tamanho de grão na recristalização metadinâmica  
 $d_{rex}$  - Tamanho de grão recristalizado  
 $d_{SRX}$  - Tamanho de grão na recristalização estática  
 $f_s$  - Tensão de cisalhamento ao atrito  
 $K$  - Constante de equilíbrio  
 $K_s$  - Razão de supersaturação  
 $L_{cp}$  - Comprimento útil do corpo de prova  
 $m$  - Expoente de crescimento  
 $M$  - Torque  
 $M'$  - Coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação  
 $M_i$  - Microestrutura inicial  
 $M_f$  - Microestrutura final  
 $Mn$  - Manganês  
 $Mo$  - Molibdênio  
 $n$  - Expoente de Avrami  
 $N$  - Nitrogênio  
 $N'$  - Coeficiente de sensibilidade à deformação  
 $Nb_{eff}$  - Relação dos efeitos da adição de nióbio, manganês e silício na deformação crítica  
 $N_{prec}$  - Números de sítios de nucleação para a precipitação  
 $N_{RX}$  - Números de sítios de nucleação para a recristalização  
 $Nb$  - Nióbio  
 $Ni$  - Níquel  
 $O$  - Oxigênio  
 $P$  - Fósforo

$P_s$  - Início da precipitação

$Q_{cg}$  - Energia de ativação para o crescimento de grão

$Q_{dDRX}$  - Energia de ativação para o tamanho de grão recristalizado dinamicamente

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

$Q_{DRX}$  - Energia de ativação para a recristalização dinâmica

$Q_{MDRX}$  - Energia de ativação para a recristalização metadinâmica

$Q_{SRX}$  - Energia de ativação para a recristalização estática

$R$  - Constante universal dos gases ( $8,31 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ )

$R_{cp}$  - Raio útil do corpo de prova

$R_f$  - Fim da recristalização

$R_s$  - Início da recristalização

$S$  - Enxofre

$Si$  - Silício

$t$  - Tempo (s)

$t_p$  - Intervalo entre passes

$t_{0,5}$  - Tempo para 50% de recristalização

$t_{p0,05}$  - Tempo correspondente a 5% do volume de precipitado

$t_i^{ip}$  - Tempo entre passes após o passe  $i$

$t_i^{ps}$  - Tempo necessário para iniciar a precipitação para as condições do passe  $i$

$T$  - Temperatura absoluta

$T_s$  - Temperatura de solubilização

$T_{def}$  - Temperatura do passe de deformação em análise

$T_{nr}$  - Temperatura de não-recristalização

$Ti$  - Titânio

$V$  - Vanádio

$w$  - Porcentagem em massa do elemento de liga

$X$  - Fração recristalizada

$X_{i-1}$  - Fração recristalizada no passe anterior

$X_{DRX}$  - Fração de recristalização dinâmica

$X_{MDRX}$  - Fração de recristalização metadinâmica

$X_{SRX}$  - Fração de recristalização estática

$Z$  - Parâmetro de Zener-Hollomon

$\beta$  - Expoente de deformação

$\Delta G^0$  - Energia livre de formação

$\Delta H^0$  - Entalpia

$\Delta S^0$  - Entropia

- $\varepsilon$  - Deformação equivalente
- $\dot{\varepsilon}$  - Taxa de deformação
- $\varepsilon_a$  - Deformação acumulada
- $\varepsilon_c$  - Deformação crítica para início da recristalização dinâmica
- $\varepsilon_{i-1}$  - Deformação do passe anterior
- $\varepsilon_i$  - Deformação nominal do passe em questão
- $\varepsilon_p$  - Deformação de pico
- $\varepsilon_{0,5}$  - Deformação para 50% de recristalização dinâmica
- $\mu$  - Fator de cisalhamento de atrito
- $\rho$  - Densidade de discordâncias
- $\sigma$  - Tensão equivalente
- $\sigma_1$  - Tensão trativa
- $\sigma_2$  - Tensão intermediária
- $\sigma_3$  - Tensão compressiva
- $\sigma_c$  - Tensão crítica para início da recristalização dinâmica
- $\sigma_p$  - Tensão de pico
- $\sigma_{sat}$  - Tensão de saturação
- $\sigma_{ss}$  - Tensão de estado estacionário
- $\tau_{max}$  - Tensão cisalhante
- $\Theta$  - Ângulo de rotação
- $\dot{\Theta}$  - Taxa de rotação



## LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

ARBL - Alta resistência e baixa liga

DRX - Recristalização dinâmica

EFE - Energia de falha de empilhamento

HSLA - *High strength low alloy*

KJMA - Equação de Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami

MDRX - Recristalização metadinâmica

MEF - Método dos elementos finitos

RPTT - Diagrama Recristalização-Precipitação-Tempo-Temperatura

RV - Recuperação

RX - Recristalização

SI - Sistema Internacional

SRX - Recristalização estática



## 1 INTRODUÇÃO

O uso de chapas e perfis de aço para aplicações estruturais geralmente requerem uma combinação de elevado limite de escoamento e tenacidade adequada. A maneira mais econômica de se obter esta combinação de resistência e ductilidade em aços é por meio do refinamento de grão. Especial atenção deve ser dada aos aços microligados. Nesta classe se destacam os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), que são caracterizados por conter quantidades bem pequenas de elementos ( $< 0,15\%$ ) formadores de carbonitretos, responsáveis pelo endurecimento secundário, refino de grão e transformações de fase.

O estudo abrangente dos fenômenos metalúrgicos associados à deformação a quente tem considerável aplicação no controle de processos industriais. Entretanto, as investigações no campo da deformação a quente normalmente requerem dedicação e equipamento especializado. As temperaturas envolvidas no processo, para a maioria dos metais, tornam a observação direta dos mecanismos muito difícil. Sendo assim, esforços significantes têm sido realizados para controlar as propriedades dos materiais processados, as quais estão relacionadas com a microestrutura do material, garantindo produtos com alta resistência mecânica, boa ductilidade e conformabilidade. Um aspecto decisivo para a obtenção da melhoria destas propriedades é o tratamento termomecânico imposto ao material, definido pela sequência de passes de deformações associada à evolução térmica da peça por meio do ajuste no esquema de passes do processo de conformação. Na deformação a quente de aços microligados ao nióbio, a heterogeneidade microestrutural da austenita tem uma influência significativa sobre as propriedades mecânicas do produto acabado, uma vez que o tamanho de grão final da ferrita é fortemente governado pelo tamanho de grão da fase austenítica anterior.

O controle da influência dos parâmetros do processo de deformação a quente sob a evolução microestrutural e o processo de precipitação em condições industriais é difícil e dispendioso, devido às altas temperaturas envolvidas no processo e, muitas vezes, à complexidade das geometrias, além das altas taxas de deformação envolvidas. Contudo, utilizando-se modelos, bem construídos e validados, dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem no processamento, é possível controlar as heterogeneidades de tal modo que se podem esperar ótimas propriedades mecânicas de forma precisa. Estas possibilidades podem ser muito úteis na produção de laminados a quente bem como na produção de forjados a quente, ou qualquer outro processo de conformação a quente. Esses modelos devem ser capazes de prever condições críticas de deformação e temperatura

em uma ampla gama de materiais.

Ainda há muito a ser compreendido, principalmente em escala industrial, em que as condições de processo são mais complexas e imperfeitas quando comparadas às obtidas em laboratório. Neste caso, a simulação computacional se mostra eficiente para este tipo de análise, uma vez que fornecem inúmeras possibilidades de análises em curto tempo e baixo custo em relação à investigação experimental. Levando-se em conta o custo e o tempo gasto em métodos de tentativas e erros e ensaios industriais, é possível listar alguns benefícios que resultam do desenvolvimento de modelos de simulação:

- *Redução do número de ensaios industriais*: é desejado reduzir a frequência dos ensaios industriais devido ao alto custo envolvido. O tempo de produção perdido, a possível geração de altas quantidades de sucata, bem como o pessoal envolvido são fatores importantes que justificam a simulação e modelagem.
- *Avaliação das modificações de equipamentos e ferramentas*: esta possibilidade oferece significativo benefício nos processos de laminação a quente. As mudanças na configuração das gaiolas de laminação podem ser cuidadosamente testadas e avaliadas por modelagem antes da mudança ou instalação de novos equipamentos.
- *Predição de variáveis que não podem ser medidas*: um exemplo importante e simples é a temperatura interna do aço durante a laminação a quente. Considerações semelhantes aplicam-se à evolução microestrutural durante os processos de conformação a quente, o tamanho de grão austenítico, o tempo de início da precipitação e outros parâmetros que não podem ser medidos diretamente, mas devem ser avaliados com a ajuda de um modelo matemático.
- *O efeito das interações*: a modelagem cria a possibilidade de estudar mais de um parâmetro de cada vez. Isto é útil porque, no processamento termomecânico, existem interações importantes entre os fenômenos térmico, mecânico e microestrutural.

Sendo assim, o objetivo deste trabalho consiste no desenvolvimento de um modelo computacional capaz de prever o refino de grão e a precipitação induzida por deformação durante o processamento a quente de aços microligados ao nióbio, baseado em equações desenvolvidas na literatura e constantes calculadas experimentalmente, e, com isso, gerar uma ferramenta de simulação que possibilitará melhor adequação de determinadas variáveis de processo, prevendo os aspectos tridimensionais da evolução microestrutural a partir do uso do

método dos elementos finitos (MEF). Abordando uma estratégia computacional, apresenta-se uma metodologia viável de pesquisa, em que recursos físicos são economizados, priorizando-se cálculos virtuais que servirão de base para a escolha de processos metalúrgicos a serem realizados futuramente. Além disso, a simulação computacional será utilizada para entender os gradientes típicos da deformação plástica e os gradientes microestruturais resultantes do processamento devido à geometria dos produtos.

A principal justificativa associada à aplicação do MEF nesta previsão encontra-se na possibilidade de tratar problemas complexos, superando limitações de modelos analíticos. Com o uso destes modelos é possível analisar problemas de heterogeneidade em materiais submetidos a processos reais, de modo a entender o comportamento dos mecanismos de recristalização e precipitação em geometrias complexas. Além disso, a economia de recursos materiais e de tempo quando comparadas a ensaios físicos é significativa. Ensaios virtuais estão em crescente utilização, uma vez que fornecem aos usuários informações importantes e indicam quais parâmetros devem ser aplicados em função das prováveis respostas a serem obtidas. No entanto, não foi encontrado na literatura modelos que preveem o refino de grão e a precipitação induzida por deformação, levando-se em consideração os aspectos tridimensionais do processo, para aços microligados ao nióbio.

Para alcançar o objetivo acima mencionado, inicialmente, foram realizados ensaios de torção a quente para se obter as curvas de escoamento plástico e os mecanismos de recristalização dinâmica do material estudado, uma vez que estes valores não foram encontrados na literatura e são necessários na criação do modelo. O modelo da cinética de precipitação foi inserido no software DEFORM<sup>TM</sup>3D por meio de sub-rotinas desenvolvidas em linguagem de programação, uma vez que o software não possui um modelo de precipitação dentro de seus módulos, mas permite o uso de sub-rotinas definidas pelo usuário, nas quais podem ser feitas alterações nas rotinas internas do MEF do software a fim de se obter funções específicas do modelo a ser empregado. A escolha do DEFORM<sup>TM</sup>3D se deu por este ser um software dedicado à análise dos vários processos de conformação termomecânica, sendo capaz de modelar interações entre deformação, transferência de calor e transformação de fases. Por fim, o modelo foi validado por meio da simulação computacional de um ensaio de torção a quente que representa, em escala de laboratório, uma sequência de passes do processo de laminação a quente de chapas grossas. Visto que é inviável validar o modelo pelo processo real de laminação a quente, já que alguns parâmetros

como a evolução microestrutural e o tempo de início da precipitação, entre outros parâmetros, não podem ser medidos diretamente durante a laminação a quente. Com o modelo validado, foi possível a simulação do processo real da laminação a quente, assim como demais processos de conformação a quente.

## 2 FUNDAMENTOS TEÓRICOS E REVISÃO DA LITERATURA

A interação entre precipitação e recristalização é um fenômeno complexo e tem implicações profundas no controle da microestrutura e das propriedades dependentes da microestrutura das ligas metálicas. Isto é particularmente importante no caso de aços microligados, no qual muitas de suas propriedades dependem criticamente do controle do tamanho de grão ferrítico (que depende, por sua vez, do tamanho de grão da fase austenítica anterior). Os aços microligados são produzidos por ciclos de processamento térmico e mecânico controlado. Elementos de liga, tais como o nióbio, têm sido extensivamente utilizados no desenvolvimento de tamanhos de grão ferrítico fino [1–3]. Sabe-se que o nióbio em solução desempenha um papel no retardo da recristalização da austenita após a aplicação da deformação, pelo ancoramento dos contornos de grão por átomos de soluto [4–6]. No entanto, devido à sua forte afinidade com os átomos intersticiais, como carbono e nitrogênio, o nióbio também pode retardar o processo de recristalização devido à formação de precipitados pela combinação com estes átomos [7–9]. A resposta dos aços microligados ao processamento termomecânico tem sido objeto de grande trabalho experimental. Ao longo dos anos, bases de dados avançadas e poderosas relações empíricas foram desenvolvidas para relacionar a interação entre precipitação e recristalização com a temperatura do processo, a quantidade de deformação e a composição química do material [10–14].

As pesquisas conduzidas nos últimos anos na área dos aços microligados têm-se centrado na melhoria da deformabilidade, tenacidade e resistência destes aços seja por composição química e/ou por processos termomecânicos [15–17]. A seleção da combinação mais apropriada dos elementos de liga é o primeiro passo na obtenção de um aço microligado de qualidade superior. A sua capacidade para formar precipitados como nitretos, carbonetos e carbonitretos dá aos aços microligados boas características mecânicas após a conformação a quente. Mais recentemente, pesquisas [18–22] demonstraram o grande potencial dos processos termomecânicos (conformação a quente a temperaturas acima ou abaixo da temperatura de não-recristalização) para controlar a austenita e a sua transformação em ferrita refinada. Ao longo dos anos, vários caminhos têm sido seguidos para investigar o processamento industrial. Podem-se citar como exemplos a utilização de plantas piloto, a simulação física e a simulação numérica. A simulação física consiste em replicar o processamento em escala de laboratório, mantendo as condições de deformação similares às aplicadas em escala industrial. A simulação numérica consiste em se reproduzir virtualmente o processo.

Para isto torna-se necessário o conhecimento detalhado das operações realizadas, do comportamento plástico do material, do comportamento microestrutural do material, da evolução da geometria das ferramentas e das interações ferramenta/material, além de métodos de cálculos adequados [23].

## 2.1 Aços Microligados

Os aços microligados, que muitas vezes são referidos como aços de alta resistência e baixa liga, conhecidos pela sigla ARBL (ou HSLA no idioma inglês, significando: *high strength low alloy*), refere-se a um grupo de produtos de ligas de aço, melhoradas, por meio da adição de pequenas quantidades de vários outros elementos de liga como o nióbio, o vanádio e o titânio adicionados individualmente ou em combinação, que servem para melhorar as características físicas e de trabalho do aço. O efeito destes elementos de liga é retardar o progresso da cinética de recristalização devido ao ancoramento dos contornos e subcontornos de grão quando em solução na austenita (arraste de soluto) ou pela formação de precipitados, de tal modo que uma estrutura fina de grãos de ferrita possa ser produzida, eventualmente, após a transformação [24–26]. Na Figura 2.1 é mostrado o efeito do teor de nióbio na cinética de recristalização para um aço contendo 0,10% de carbono a uma temperatura de 1000 °C. Aumentando o teor de nióbio reduz-se a mobilidade, sendo que para um teor de nióbio maior que 0,06%, o ancoramento dos contornos e subcontornos de grão é suficientemente eficaz para retardar o progresso da recristalização. Este comportamento complexo resulta da combinação entre o arraste de soluto e a precipitação [27].

Para que o contorno de grão seja ancorado, a distribuição dos precipitados deve satisfazer dois critérios: i) o tamanho de partículas e o espaçamento entre elas devem ser menores que os valores críticos apropriados, e ii) uma fração volumétrica mínima de precipitados é necessária para manter o espaçamento abaixo do valor crítico. Este efeito retardador dos elementos de liga é demonstrado em muitos estudos, quer diretamente pela análise metalográfica da microestrutura austenítica, quer indiretamente pela estimativa do grau de amaciamento medido a partir de ensaios termomecânicos interrompidos [28, 29]. Speer e Hansen [30] investigaram a recristalização austenítica em aços microligados ao nióbio e mostraram que o efeito de soluto é relativamente pequeno quando comparado com a precipitação de carbonitreto. Entretanto, outros pesquisadores têm argumentado fortemente sobre a importância do efeito de soluto [4, 31] ou sobre a combinação dos dois efeitos [32, 33].

O desenvolvimento dos aços microligados é um interessante caso de conju-

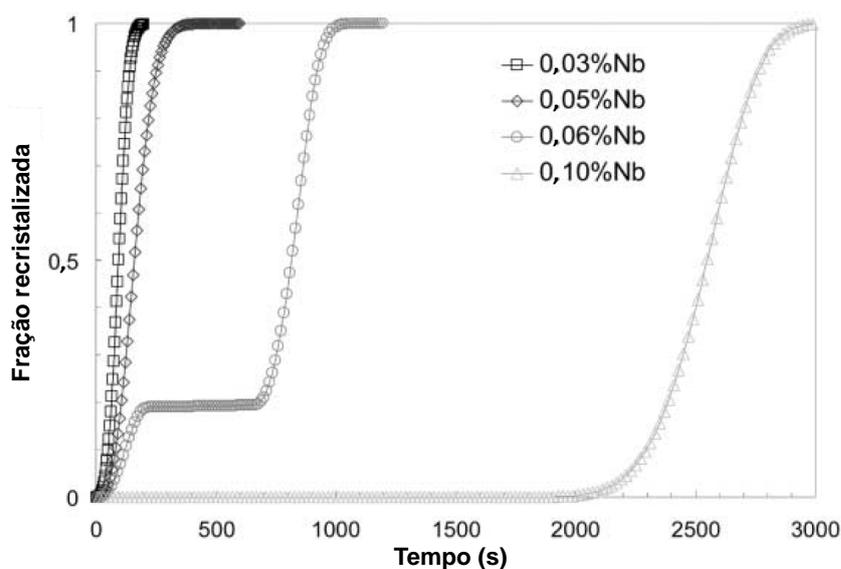


Figura 2.1 Efeito do teor de nióbio na cinética de recristalização. Os resultados apresentados foram calculados para aços contendo 0,10% de carbono na temperatura de 1000 °C [27].

gação de interesses econômicos e tecnológicos. O uso de pequenas adições de nióbio para endurecer os aços ferrítico-perlíticos foi introduzido em 1936, mas àquela época o custo do nióbio e a falta de demanda por aços deste tipo tornaram o processo pouco mais do que uma curiosidade científica. Entretanto, ao final dos anos 1950, o aumento da disponibilidade e a queda no preço do nióbio e uma simultânea demanda por maior resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade nos aços para tubulações levaram a um ressurgimento do interesse pelo desenvolvimento dos aços microligados [34]. Os aços microligados são utilizados nas indústrias de extração de petróleo e gás, construção, transporte e representam aproximadamente 12% da produção mundial [35]. O reforço por elementos de liga permite uma grande redução no teor de carbono, melhorando a soldabilidade e dispensando tratamentos térmicos posteriores, o que reduz o tempo e os custos do processo de fabricação. O conhecimento do mecanismo de inibição dos mecanismos de amaciamento, pelo efeito de arraste de soluto ou precipitação, é de considerável importância no projeto de aços microligados, uma vez que elementos de liga contribuem efetivamente para o custo das ligas. Como resultado, a otimização do uso destes elementos em combinação com um planejamento de produção permite que o custo total da produção seja diminuído. Entretanto, não é possível distinguir claramente a influência destes dois mecanismos no comportamento da recristalização [36].

## 2.2 Fundamentos Metalúrgicos da Conformação a Quente

O refinamento de grãos é um dos mecanismos de resistência mais importante tecnologicamente em aços ferríticos, uma vez que uma diminuição no tamanho de grão leva geralmente a um aumento da resistência à tração e da tenacidade. Durante o processamento termomecânico, o tamanho de grão final da ferrita é fortemente governado pelo tamanho de grão da fase austenítica anterior. O tamanho de grão austenítico resulta da competição entre as forças motrizes para recristalização e crescimento de grãos, e o ancoramento dos contornos de grão por átomos de soluto e precipitados, devido à adição de elementos de liga ao aço, como, por exemplo, a adição de nióbio ao aço, que influencia significativamente a evolução microestrutural austenítica.

O comportamento plástico do material durante o processo de conformação a quente é complexo. Os mecanismos de endurecimento e amaciamento são significativamente influenciados por vários parâmetros, tais como deformação, taxa de deformação e temperatura de conformação. Se, por um lado, uma determinada combinação destes parâmetros termomecânicos é responsável pela evolução microestrutural; por outro lado, as alterações microestruturais do metal durante o processo de conformação a quente, por sua vez, afetam as propriedades mecânicas do metal, tal como a tensão de escoamento, que, conseqüentemente, influencia o processo de conformação. A compreensão do comportamento plástico dos metais e ligas metálicas, em condições de deformação a quente, tem grande importância para o desenvolvimento dos processos de conformação (laminação a quente, forjamento e extrusão) devido ao seu papel eficaz no comportamento das cinéticas de transformações metalúrgicas (recristalização estática, dinâmica e metadinâmica). As relações constitutivas são frequentemente desenvolvidas para descrever as propriedades de escoamento plástico dos metais e ligas metálicas, de tal forma que podem ser utilizadas para modelar a resposta da conformação termomecânica de um material sob as condições de carga existente. Sendo assim, as simulações numéricas podem ser verdadeiramente confiáveis somente quando um modelo constitutivo apropriado é construído, e isto pode ser verificado por meio de uma metodologia de validação.

O comportamento mecânico de um material deformado a quente bem como suas propriedades finais são fortemente influenciados pela natureza dos processos que ocorrem durante e após a deformação aplicada. O aumento de resistência no trabalho a morno e a quente deve-se à ocorrência do encruamento e a outras formas de bloqueio de discordâncias como a precipitação, solução sólida e o ancoramento por contornos de grão. Os mecanismos de amaciamento

dependem da possibilidade da ocorrência de recuperação, na qual ocorrem rearranjos, aniquilamento e modificações morfológicas em pequena escala nos defeitos cristalinos (pontuais e lineares) e também da ocorrência de recristalização, na qual ocorre substancial alteração da subestrutura, sendo capaz de influenciar na microestrutura.

Os fenômenos metalúrgicos de recuperação e de recristalização são processos através dos quais um metal encruado pode ter a sua microestrutura restaurada, e assim, as suas propriedades mecânicas são restauradas, parcial ou totalmente, até um estágio semelhante ao apresentado antes do encruamento. Quando o amaciamento ocorre durante a aplicação da deformação, os mecanismos de restauração são chamados dinâmicos. Quando o amaciamento do material ocorre após a aplicação da deformação ou nos intervalos entre as aplicações de deformações, os mecanismos de restauração são chamados estáticos.

A evolução do grão austenítico é um dos fenômenos da metalurgia física presente nos processos de conformação a quente, cujo padrão de evolução consiste, principalmente, em quatro tipos de mecanismos, ou seja, a recuperação; a recristalização, que pode ser recristalização dinâmica (DRX) durante a aplicação de deformação a quente, recristalização estática (SRX) e recristalização metadinâmica (MDRX) após a aplicação de deformação; o crescimento de grão após a completa recristalização; bem como a precipitação. Existem dificuldades experimentais para se observar esses mecanismos na microestrutura. Observações diretas da evolução microestrutural são muito difíceis de serem feitas simultaneamente com a deformação. Dessa forma, as variáveis determinantes são normalmente caracterizadas pela temperatura, deformação e taxa de deformação, com a tensão de escoamento sendo a resposta mensurável da microestrutura nestas condições.

Na Figura 2.2 é ilustrado um esquema dos efeitos sinérgicos da recuperação, recristalização, deformação e precipitação. Cada mecanismo depende um dos outros e todos dependem da deformação aplicada, caracterizada pela temperatura do passe de deformação ( $T_{def}$ ), deformação equivalente ( $\epsilon$ ), taxa de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) e composição. As setas cinzas e brancas representam, respectivamente, os efeitos retardadores e aceleradores dos processos. De modo geral, tem-se que os aumentos da temperatura de deformação (que favorece a ativação térmica), da deformação e da taxa de deformação (que favorecem a geração de discordâncias) favorecem os mecanismos de amaciamento (recuperação e recristalização) e que os aumentos de soluto e de precipitados dificultam o processo de restauração.

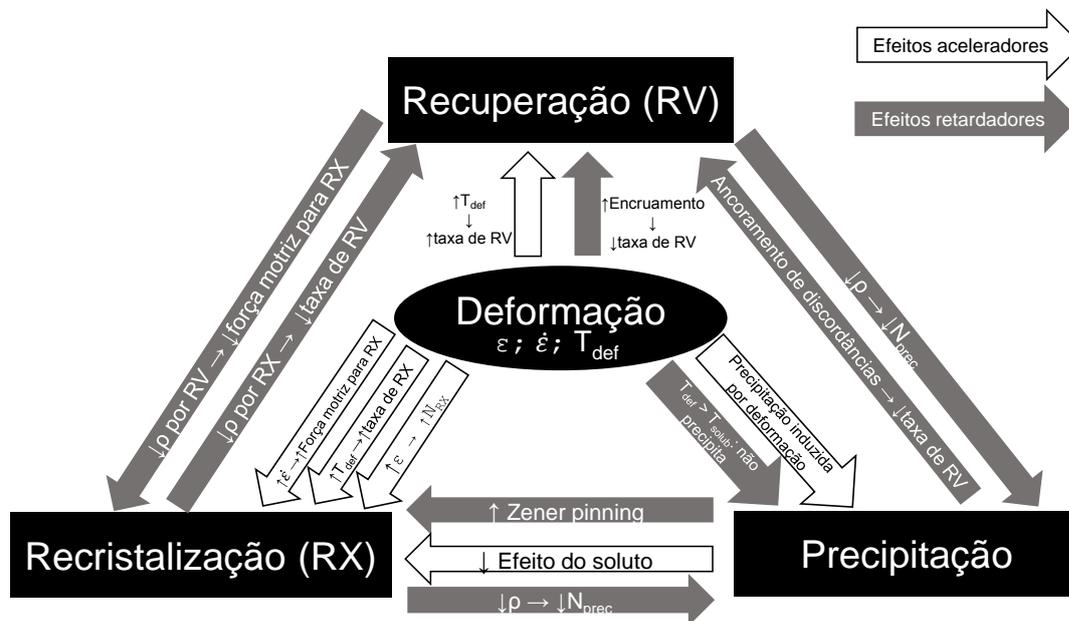


Figura 2.2 Esquema ilustrativo das interações entre deformação, recuperação, recristalização e precipitação, adaptado [36]. Sendo  $\rho$  = densidade de discordâncias,  $N_{RX}$  = números de sítios de nucleação para a recristalização e  $N_{prec}$  = números de sítios de nucleação para a precipitação.

O modelo desenvolvido neste estudo será focado, principalmente, nas interações entre precipitação e recristalização, em função dos parâmetros de deformação. A precipitação induzida por deformação e o arraste de soluto a temperaturas mais elevadas, pode interagir com a recristalização em ao menos três maneiras distintas [36]: (i) um decréscimo na densidade de discordâncias através da recristalização reduz o número de sítios de nucleação disponíveis e pode retardar o início e a taxa de precipitação; (ii) a dispersão de precipitados pode fornecer uma força de ancoramento (Zener) que pode retardar ou fazer parar o progresso da recristalização; (iii) a mobilidade dos contornos de grãos é fortemente afetada pela quantidade de soluto na matriz (arraste de soluto).

### 2.2.1 Interação entre precipitação e recristalização

A interação entre os processos de precipitação e recristalização é importante na determinação do comportamento do aço durante o seu processamento. Essa interação sofre mudanças de acordo com o tempo e a temperatura, para um determinado aço microligado. Com o início da precipitação induzida por deformação, a recristalização é inibida durante um certo tempo, normalmente até ao fim da precipitação. Numerosos trabalhos têm sido realizados para estudar a intera-

ção entre precipitados de carbonitretos e a recristalização do material deformado [37–40]. O diagrama recristalização-precipitação-tempo-temperatura (RPTT) é uma ferramenta conveniente para analisar estas interações [41]. Na Figura 2.3 é apresentado um diagrama RPTT, no qual as curvas da cinética de recristalização e de precipitação ficam sobrepostas em um gráfico de temperatura versus tempo. Neste diagrama,  $P_s$  representa o início da precipitação e  $R_s$  e  $R_f$  o início e fim da recristalização.  $T_s$  e  $T_{nr}$  correspondem às temperaturas de solubilização e de não-recristalização, respectivamente.

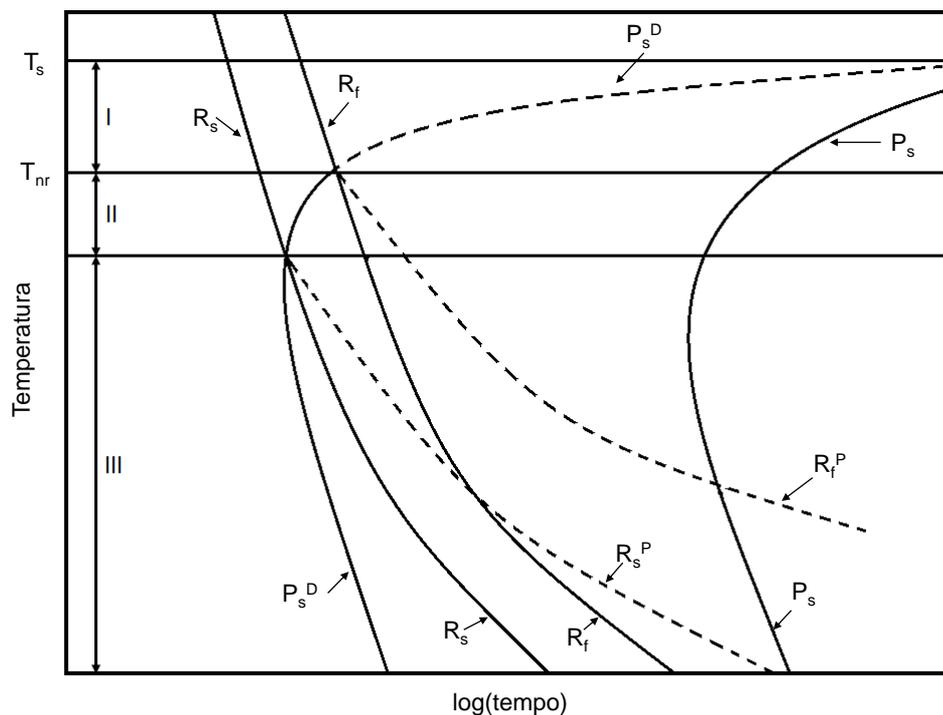


Figura 2.3 Representação esquemática de um diagrama Recristalização-Precipitação-Tempo-Temperatura (RPTT). Adaptado [41].

Quando a temperatura de deformação excede a temperatura de solubilização de um precipitado, a precipitação não pode ocorrer. Abaixo da temperatura de solubilização existem três regiões onde a interação precipitação-recristalização é possível. Na região I, a recristalização tem início e fim sem que ocorra interação alguma. Isto se deve ao fato de que os elementos de liga estão dissolvidos, não impedindo, assim, a recristalização. Nesse estágio o comportamento é semelhante ao de um aço-carbono. Na região II, devido à deformação, são criados novos sítios de nucleação e isso faz com que a curva da precipitação se desloque para tempos menores,  $P_s^D$ . A precipitação ocorre após o início da recristalização, mas antes que esta se complete. Assim, a recristalização se inicia ao longo da curva  $R_s$  e acaba ao longo da curva  $R_f^P$ . Deformações aplicadas nesse está-

gio levarão a uma estrutura mista, com a presença de grãos deformados devido à inibição da recristalização pela precipitação e, de grãos finos recristalizados sem a ação dos precipitados. Na região III, a precipitação ocorre anteriormente à recristalização, sendo assim, os precipitados têm força suficiente para impedir completamente a recristalização.

Uma outra forma de se estudar a interação entre a precipitação e a recristalização em aços microligados é pela simulação física, em escala de laboratório, de uma sequência de passes do processo de laminação a quente de chapas grossas [42]. Neste tipo de experimento, amostras são submetidas a deformações consecutivas enquanto são resfriadas continuamente. Quando uma liga metálica com uma segunda fase que forma partículas finamente dispersas é deformada e recozida, a recristalização é retardada por partículas com pequenos diâmetros e com pequeno espaçamento entre elas. Este comportamento torna-se mais marcante quando o material é deformado a quente e a matriz está supersaturada. A precipitação de partículas induzida por deformação, nos intervalos entre passes durante o processamento termomecânico, inibe ou mesmo suprime a recristalização estática da austenita. Este retardamento da recristalização ocorre quando a força de ancoramento desenvolvida nos contornos de grãos pelos precipitados é maior que a força motriz para a recristalização. Com o retardamento da recristalização há acúmulo de deformação de um passe para o seguinte e consequentemente a tensão média equivalente para processar o material também aumenta, seguindo o comportamento de um material que predominantemente encrua sem se recristalizar dinamicamente.

Na Figura 2.4 são mostradas curvas de escoamento plástico típicas do aço microligado ao nióbio que será utilizado neste trabalho. Tais curvas foram obtidas em trabalhos anteriores do grupo de pesquisa [19], no qual o material foi submetido a uma sequência de passes de torção, sendo o corpo de prova aquecido até  $1200^{\circ}\text{C}$  a uma taxa de  $1,7^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , mantido nesta temperatura por  $600\text{ s}$  para homogeneização e, em seguida, resfriado continuamente com uma taxa de resfriamento de  $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  e deformado com intervalos entre passes de  $30\text{ s}$ , resultando em 20 passes de deformação, com a quantidade de deformação aplicada em cada passe igual a 0,3 e a taxa de deformação aplicada em cada passe igual a  $1\text{ s}^{-1}$ .

A tensão média equivalente, correspondente de cada passe, pode ser calculada por meio da integração numérica das curvas de tensão-deformação representadas na Figura 2.4 e, em seguida, plotada em função do inverso da temperatura absoluta (Figura 2.5). Baseado na mudança da inclinação, pode-se dividir a

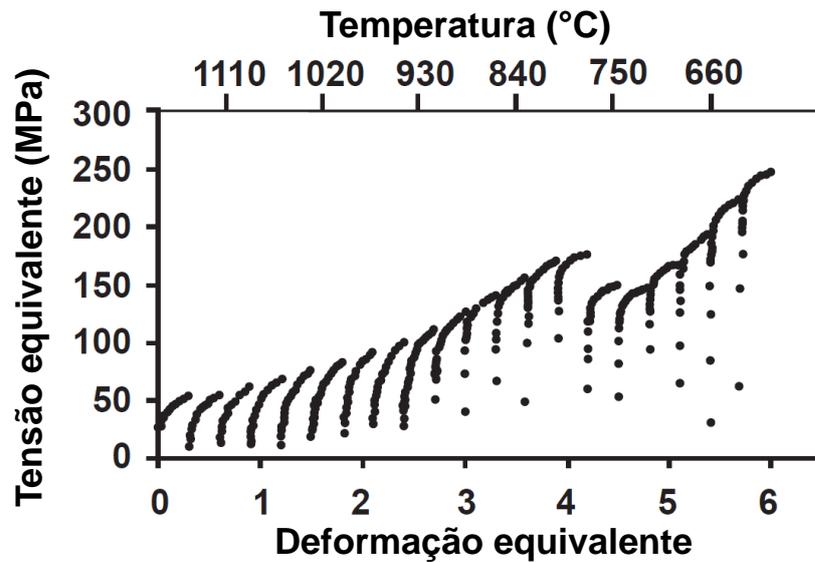


Figura 2.4 Curva típica do ensaio de torção para obtenção das temperaturas críticas de processamento termomecânico do aço microligado ao nióbio estudado. Curvas de tensão-deformação para uma sequência de 20 passes de deformação, com a quantidade de deformação aplicada em cada passe igual a 0,3 e a taxa de deformação igual a  $1 \text{ s}^{-1}$ , e deformado com intervalos entre passes de 30 s em resfriamento contínuo [19].

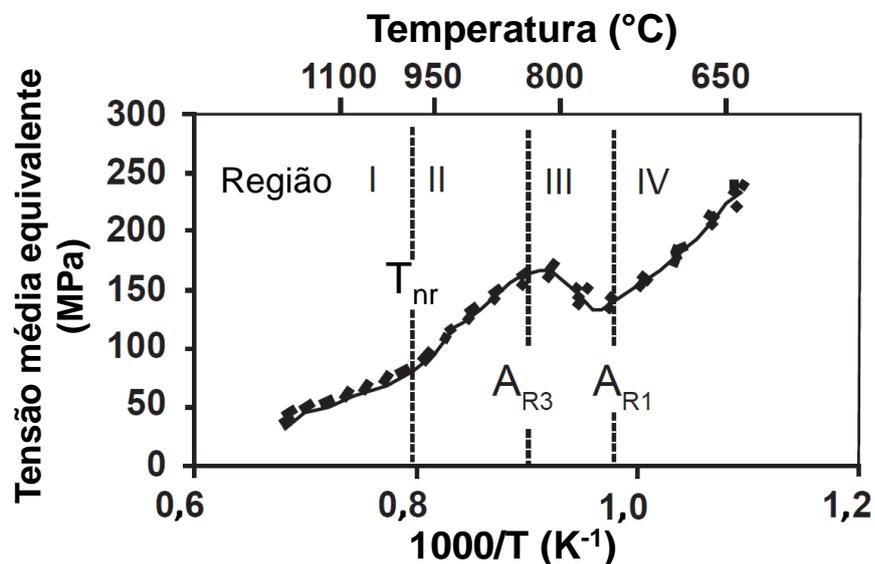


Figura 2.5 Gráfico da tensão média equivalente em função do inverso da temperatura absoluta para o aço microligado ao nióbio estudado [19].

curva tensão média equivalente em função do inverso da temperatura em quatro regiões. Na região I ocorre 100% de recristalização entre os passes, assim não existe acúmulo de deformação para o passe seguinte e o aumento da tensão de um passe para o outro está relacionado somente à queda de temperatura. Na região II ocorre apenas recristalização parcial entre os passes, uma vez que a

recristalização é inibida pelo início da precipitação, e há acúmulo de deformação. Neste caso, a tensão aumenta mais rapidamente de um passe para outro devido ao acúmulo de deformação e à queda de temperatura. De acordo com Boratto et al. [42], a temperatura que corresponde ao ponto de intersecção entre as regiões I e II pode ser definida como a temperatura de não-recristalização. Na região III ocorre a transformação da austenita em novos grão de ferrita, provocando um decréscimo da tensão, visto que a fase ferrita é mais macia que a austenita. Esses novos grãos sofrem encruamento na região IV. De acordo com Jorge Junior et al. [19], em seu trabalho foi obtida uma  $T_{nr}$  igual a  $989^{\circ}C$  para o aço microligado ao nióbio em estudo. Estes resultados foram utilizados para comparação e validação do modelo computacional proposto.

Neste trabalho, a modelagem do fenômeno de interação entre recristalização e precipitação é baseada no conceito do diagrama RPTT. Para isso, foram utilizadas as equações que regem os mecanismos de recristalização e do tempo de nucleação da precipitação descritas na literatura e apresentadas na seção 2.3. No caso dos mecanismos de recristalização dinâmica, as equações foram obtidas por meio de ensaios de torção a quente (Equações 4.1, 4.2 e 4.3). Antes serão apresentados os fundamentos teóricos dos mecanismos que regem o comportamento termomecânico do material (deformação, encruamento, recuperação, precipitação induzida por deformação, recristalização e crescimento de grão).

### 2.2.2 Deformação

Geralmente, um modelo de plasticidade ideal deve ser capaz de descrever com precisão o comportamento do material, como a dependência da taxa de deformação, a dependência da temperatura, a deformação imposta, o encruamento ou endurecimento (isotrópico e anisotrópico). No entanto, uma descrição completa de todos esses fenômenos em um único modelo constitutivo é uma tarefa extremamente difícil. Portanto, algumas suposições foram dadas antes de alguns modelos de deformação plástica serem propostos [43–47]. As características comuns dos modelos constitutivos fenomenológicos são que eles podem ser expressos em função da temperatura de conformação ( $T$ ), deformação equivalente ( $\varepsilon$ ) e taxa de deformação ( $\dot{\varepsilon}$ ), sendo considerado os efeitos destes parâmetros sobre o comportamento da tensão de escoamento ( $\sigma$ ) de metais ou ligas metálicas (Equação 2.1).

$$\sigma = \sigma (\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (2.1)$$

Os efeitos da temperatura e taxa de deformação são simultaneamente descritos pelo parâmetro de Zener-Hollomon ( $Z$ ) em uma equação do tipo exponencial (Equação 2.2).

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (2.2)$$

sendo  $R$  a constante dos gases ( $8,31 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ) e  $Q_{def}$  a energia de ativação aparente para a deformação a quente, que pode ser determinada utilizando a relação existente entre a tensão, a temperatura e a taxa de deformação pela expressão proposta por Sellars e Tegart [48, 49]:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma_p)]^{n'} \quad (2.3)$$

sendo que  $A$ ,  $n'$  e  $\alpha$  são constantes do material e independentes da temperatura e  $\sigma_p$  é a tensão de pico.

### 2.2.3 Encruamento

Para um processo de deformação a quente, o encruamento é responsável pelo aumento na resistência da liga durante o processo, juntamente com qualquer outro fenômeno que possa gerar discordâncias ou bloquear o movimento das linhas de discordância durante o processo de deformação, como precipitação de novas fases e presença de átomos de soluto. Sob o ponto de vista microestrutural, o encruamento é caracterizado pelo aumento da densidade de discordâncias e pelo tipo de arranjo que estes defeitos apresentam. O encruamento é tanto maior quanto maior for a dificuldade das discordâncias móveis caminharem e vencerem os campos de tensão gerados na rede cristalina pelos outros defeitos anteriormente armazenados.

As discordâncias geradas pelo encruamento podem ser móveis ou imóveis. As primeiras são responsáveis pelas mudanças de forma e acomodações plásticas em regiões específicas do cristal deformado onde ocorrem deformações localizadas, como nas proximidades dos contornos de grãos e interfaces entre duas fases. As do segundo tipo interagem entre si, acumulando-se e formando estruturas celulares e subgrãos cujas paredes são formadas por emaranhados de discordâncias. A distribuição de discordâncias em um metal ou liga encruado é fortemente dependente da energia de falha de empilhamento (EFE). Para um dado grau de deformação, um metal com alta EFE apresenta menor densidade de discordâncias, quando comparado com um metal de baixa EFE, pois em metais com alta EFE, as discordâncias têm maior mobilidade e a ocorrência de

aniquilação e rearranjo de discordâncias são mais frequentes [50].

A maneira pela qual o material amacia depende de sua EFE. Metais com valores elevados de EFE amaciam preferencialmente via recuperação, enquanto que nos metais com baixos valores de EFE a tendência é que o amaciamento ocorra via recristalização. Nos metais com valores intermediários de EFE há uma competição entre estes dois mecanismos e o resultado final dependerá principalmente da temperatura de trabalho.

## 2.2.4 Recuperação

Recuperação é um mecanismo de amaciamento que diminui a energia de deformação através da aniquilação e do rearranjo de discordâncias e de outros defeitos cristalinos tais como lacunas e interstícios. Não há nenhum movimento de contorno de grão envolvido, mas um rearranjo dessas discordâncias em contornos de subgrãos, e os grãos vão se alongando de acordo com a forma do material [50]. Na Figura 2.6 é apresentada, de forma esquemática, uma curva de escoamento plástico para um metal que amacia preferencialmente por recuperação dinâmica, destacando-se os vários estágios da recuperação a partir de um emaranhado de discordâncias, chegando até uma estrutura de subgrãos.

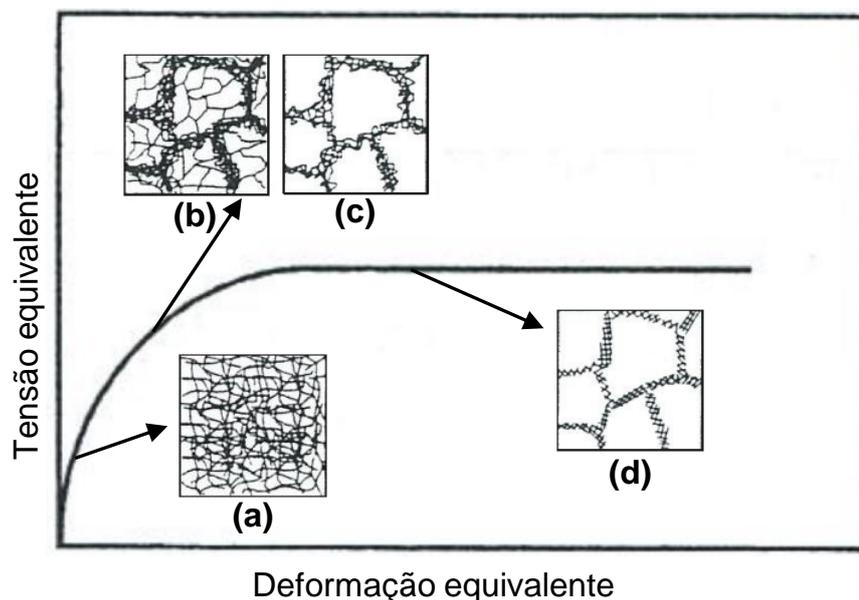


Figura 2.6 Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que amaciam preferencialmente por recuperação dinâmica, destacando os vários estágios da recuperação; (a) emaranhados de discordâncias, (b) formação de células, (c) aniquilação de discordâncias nas paredes das células e (d) formação de subgrãos.

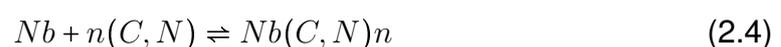
Durante os estágios iniciais da deformação há um aumento da tensão de es-

coamento devido à multiplicação e interação das discordâncias. Na Figura 2.6, o estágio (a) representa o material em seu estado pré-deformado no qual nota-se a presença de discordâncias dispersas nos interiores dos grãos. Entretanto, como a densidade de discordâncias se eleva, a força motriz e a taxa de recuperação aumentam, as discordâncias geradas neste momento iniciam um processo de interação entre si, estágio (b), resultando em uma subestrutura celular, estágio (c). Esta microestrutura de subgrãos é caracterizada pelo baixo ângulo de orientação entre eles, e seus contornos são formados por emaranhados de discordâncias. Quando há o equilíbrio dinâmico em que as taxas de geração e de aniquilação de discordâncias são alcançadas, chega-se ao estado estacionário, que é caracterizado por manter a tensão constante. No estado estacionário, ocorre um rearranjo contínuo dos contornos de subgrãos através da aniquilação de subcontornos antigos e formação de novos contornos (repolygonização), estágio (d), mantendo constantes a densidade de discordâncias e o tamanho médio dos subgrãos formados [50].

A recuperação estática é definida como a diminuição da densidade e mudanças na distribuição de discordâncias. Após deformação plástica, a energia de deformação que é armazenada dentro do material deformado é liberada, inicialmente, pela aniquilação e rearranjo das discordâncias em eventos individuais. Durante estes processos, não ocorre nenhum movimento de contorno de grão. Temperatura, deformação, taxa de deformação e a adição de elementos de liga são os principais fatores que afetam a taxa de recuperação. Um aumento na temperatura resulta em um aumento na taxa de recuperação devido à maior energia de ativação. Aumentando a deformação ou taxa de deformação, aumenta-se, também, a taxa de recuperação devido ao aumento da densidade de discordâncias. A presença de solutos diminui a EFE, dificultando a recuperação.

### 2.2.5 Precipitação de carbonitretos de nióbio durante a deformação a quente

A temperatura de reaquecimento durante o processamento a quente de aços microligados ao nióbio determina o tamanho inicial dos grãos e os teores em solução sólida dos elementos formadores do carbonitreto, particularmente o nióbio, o carbono e o nitrogênio. Esses elementos em solução sólida podem precipitar durante a sequência de deformações em resfriamento contínuo. A reação básica para a formação de carbonitreto pode ser escrita na forma:



no qual  $n$  é tomado como 1 ou menos. Uma abordagem comumente aceita é a proposta por Irvine et al. [51] em que  $n = 1$  e os teores de nitrogênio nas composições dos aços são considerados para modificar a concentração efetiva de carbono em  $[C + 12N/14]$ .

A constante de equilíbrio  $K$  para a precipitação da Equação 2.4 é dada por:

$$K = \frac{a_{Nb(C,N)n}}{a_{Nb} \cdot a_{(C,N)}^n} \quad (2.5)$$

sendo a atividade  $a_{Nb(C,N)n} = 1$  para o composto puro e as atividades  $a_{Nb}$  e  $a_{(C,N)}$  são proporcionais as concentrações dos elementos em soluções diluídas. A constante de equilíbrio,  $K$ , está relacionada com a energia livre de formação  $\Delta G^0$ , a entalpia  $\Delta H^0$  e a entropia  $\Delta S^0$  de acordo com a Equação 2.6:

$$\Delta G^0 = \Delta H^0 - T\Delta S^0 = -RT \ln K \quad (2.6)$$

Assim, para a precipitação de carbonitreto, temos:

$$\ln \left( \frac{a_{Nb(C,N)n}}{a_{Nb} \cdot a_{(C,N)}^n} \right) = \frac{\Delta S^0}{R} - \frac{\Delta H^0}{RT} \quad (2.7)$$

Reescrevendo a Equação 2.7 em termos do peso em porcentagem de nióbio, carbono e nitrogênio em solução obtém-se a equação do produto de solubilidade, no qual segundo o modelo de Irvine et al. [51] é dado como:

$$\log \left( [Nb] \left[ C + \frac{12}{14} N \right] \right) = 2,26 - \frac{6770}{T_s} \quad (2.8)$$

Conhecido o produto de solubilidade dos elementos formadores do carbonitreto, pode-se determinar o potencial de precipitação através do cálculo da supersaturação em uma determinada temperatura de processamento. A supersaturação  $K_s$  em uma dada temperatura abaixo da temperatura de solubilização é definida como a razão entre as quantidades de nióbio, carbono e nitrogênio em solução nas temperaturas de solubilização e de deformação:

$$K_s = \frac{[Nb][C + 12N/14]_{solub}}{[Nb][C + 12N/14]_{def}} \quad (2.9)$$

A razão de supersaturação determina a força motriz para a precipitação. A precipitação ocorre quando a supersaturação alcança um valor crítico necessário para compensar a formação de interfaces e as distorções elásticas causadas pelos precipitados. À medida que a temperatura diminui, durante o processamento, aumenta-se a supersaturação e, conseqüentemente, o potencial de precipitação.

A razão de supersaturação também pode ser escrita utilizando-se o modelo de Irvine et al. [51]:

$$K_s = \frac{10^{(2,26 - \frac{6770}{T_s})}}{10^{(2,26 - \frac{6770}{T_{def}})}} \quad (2.10)$$

sendo  $T_s$  e  $T_{def}$  as temperaturas absolutas de solubilização e do passe de deformação em análise.

A referência mais importante para prever a nucleação da precipitação induzida por deformação em função das variáveis do processo de conformação a quente (deformação, taxa de deformação e temperatura) seja, talvez, a expressão dada por Dutta e Sellars [10] para um tempo correspondendo a 5% do volume precipitado ( $t_{p0,05}$ ) que, em termos práticos, pode ser tomado como o tempo de nucleação para a precipitação. O modelo de Dutta e Sellars foi derivado usando a teoria da nucleação e dados obtidos da literatura, de uma variedade de fontes e, às vezes, em aços com diferentes bases químicas. Aplicado em aços microligados ao nióbio e levando em consideração o teor de nióbio, deformação, taxa de deformação e temperatura, apresenta a seguinte expressão dada pela Equação 2.11:

$$t_{p0,05} = A[Nb]^{-1} \varepsilon^{-1} Z^{-0,5} \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^3 (\ln K_s)^2}\right] \quad (2.11)$$

sendo  $[Nb]$  a concentração de nióbio na liga,  $A$  e  $B$  constantes e  $K_s$  a razão de supersaturação. A predição do tempo correspondendo a 5% do volume de nióbio precipitado, que é suficiente para inibir os mecanismos de amaciamento, é essencial no estudo da interação entre precipitação e recristalização.

## 2.2.6 Recristalização

A recristalização é um mecanismo de amaciamento que ocorre, normalmente durante os processos de deformação a quente, em metais com baixa EFE; este processo envolve a nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação a partir de uma microestrutura encruada. Uma vez que a nucleação e o crescimento de novos grãos dependem da difusão atômica, a recristalização é um mecanismo ativado termicamente, no entanto, a força motriz do fenômeno é a redução da energia livre do sistema pela redução da energia fornecida ao sistema durante a deformação na forma de defeitos cristalinos, sobretudo defeitos puntiformes e lineares, como as linhas de discordâncias. Quando a recristalização do material ocorre durante a aplicação de deformação a quente, o

mecanismo de recristalização é regido pela cinética de recristalização dinâmica. Quando a recristalização do material ocorre após a aplicação de deformação, o mecanismo de recristalização é regido pela cinética de recristalização metadinâmica e/ou cinética de recristalização estática.

#### 2.2.6.1 Cinética de recristalização dinâmica

A ocorrência da DRX é comum em metais com baixa e média EFE, sujeito a altas taxas de deformação, e está associada à geração de um número grande de defeitos durante o trabalho a quente, pois a taxa de geração será maior do que a taxa de aniquilação desses defeitos, uma vez que, neste caso, a recuperação dinâmica é lenta. Com o acúmulo de discordâncias geradas pelo aumento da deformação, o material vai acumulando uma quantidade de energia interna suficiente para o início da recristalização dinâmica. Existe uma deformação mínima para o início da DRX definida como deformação crítica ( $\varepsilon_c$ ). Na Figura 2.7 é apresentada, de forma esquemática, uma curva de escoamento plástico característica de um material que se recristaliza dinamicamente. No início, a tensão aumenta, devido ao encruamento promovido pela deformação, até alcançar um valor crítico ( $\sigma_c$  e  $\varepsilon_c$ ) no qual inicia-se a DRX. Em seguida, a curva continua subindo até atingir o ponto de pico ( $\sigma_p$  e  $\varepsilon_p$ ) no qual ocorre um breve balanço entre as taxas de geração e aniquilação de discordâncias. Com o aumento da deformação, o amaciamento torna-se mais eficiente e a tensão diminui até o estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ) em que a tensão e, também, o tamanho médio de grão recristalizado dinamicamente não mais se alteram com a deformação.

É usual expressar a deformação crítica,  $\varepsilon_c$ , para a DRX como uma função da deformação de pico,  $\varepsilon_p$ , determinada na curva tensão-deformação, devido à facilidade de medida desse parâmetro e à existência de uma grande quantidade de equações para estimar a deformação de pico em função do tamanho de grão inicial, temperatura e taxa de deformação. A razão  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ , geralmente, reside entre 0,67 e 0,86 e costuma ser tomada como 0,8 para aços C-Mn e pode cair para cerca de 0,5 a 0,6 quando elementos de liga, como o nióbio, estão presentes [52].

A cinética de recristalização dinâmica depende de diversos fatores externos e intrínsecos ao material, tais como tamanho de grão inicial,  $d_0$ , temperatura e taxa de deformação. Estes fatores influenciam diretamente o nível de tensão atingido pela curva tensão-deformação e a deformação crítica para a recristalização dinâmica. Os efeitos da temperatura e da taxa de deformação são comumente descritos usando o parâmetro de Zener-Hollomon,  $Z$ . A deformação de pico é

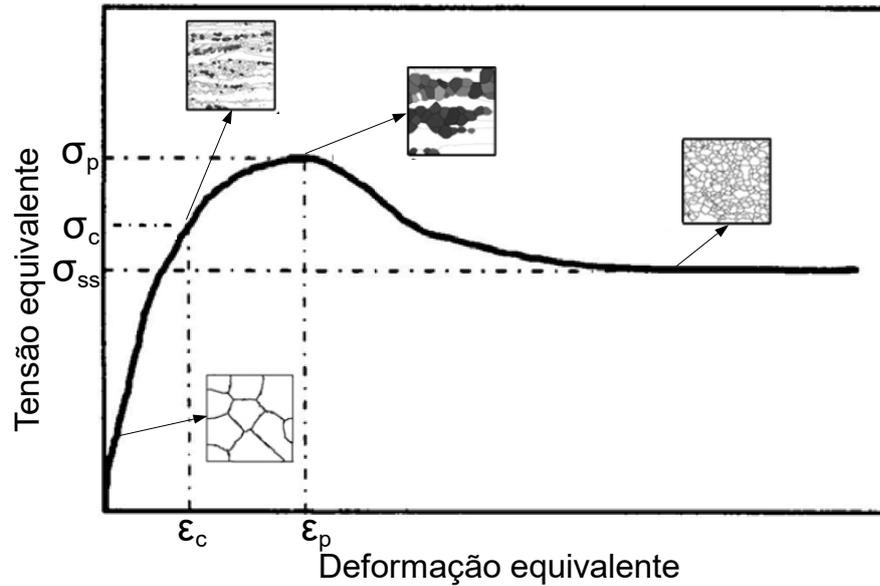


Figura 2.7 Representação esquemática de uma curva de escoamento plástico típica de materiais que recristalizam dinamicamente.

encontrada como sendo dependente de  $Z$  e está relacionada ao parâmetro  $Z$  pela seguinte expressão [53]:

$$\epsilon_p = C \cdot d_0^p \cdot Z^q \quad (2.12)$$

sendo que  $C$ ,  $p$  e  $q$  são constantes dependentes do material.

A cinética de recristalização dinâmica pode ser descrita pela equação de Avrami, algumas vezes chamada de equação de Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA), como segue abaixo [54]:

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0,5}} \right)^n \right] \quad (2.13)$$

sendo  $X_{DRX}$  a fração recristalizada dinamicamente,  $n$  o expoente de Avrami e  $\epsilon_{0,5}$  a deformação para 50% de recristalização que é especificada por:

$$\epsilon_{0,5} = c \cdot \dot{\epsilon}^s \exp \left( \frac{Q_{DRX}}{RT} \right) \quad (2.14)$$

sendo que  $c$  e  $s$  são constantes dependentes do material,  $Q$  a energia de ativação para a DRX,  $T$  a temperatura em Kelvin e  $R$  a constante dos gases.

Finalmente, o tamanho de grão recristalizado dinamicamente,  $d_{DRX}$ , é dependente da temperatura e taxa de deformação, de acordo com a relação dada

a seguir:

$$d_{DRX} = C' \cdot \dot{\varepsilon}^b \exp\left(\frac{Q_{d_{DRX}}}{RT}\right) \quad (2.15)$$

Para o desenvolvimento do modelo computacional proposto neste trabalho, não foram encontradas na literatura as equações da cinética de recristalização dinâmica para o material em estudo. Neste caso, foi necessário determinar as equações da cinética de recristalização dinâmica por meio de ensaios de torção a quente do material, variando-se a temperatura e a taxa de deformação e, com isso, obter os valores das Equações 2.13 a 2.15, de acordo com a metodologia apresentada no Capítulo 3.

### 2.2.6.2 Cinética de recristalização metadinâmica

Quando a deformação em altas temperaturas é interrompida durante a DRX (isto é, depois de  $\varepsilon_c$ ), muitos núcleos ainda continuam presentes dentro do material e crescem via migração dos contornos de grãos. Esses contornos podem continuar a migrar e os núcleos a crescer sem a necessidade de um período de incubação. O processo de amaciamento devido ao crescimento contínuo desses núcleos é tido como recristalização metadinâmica ou pós-dinâmica. A MDRX consiste, basicamente, no crescimento de núcleos gerados durante a etapa de deformação que crescem após o descarregamento. Este mecanismo é geralmente observado nos processos de conformação a quente quando a redução que o material é submetido não atinge o regime do estado estacionário, mas, no entanto, atinge ou supera a deformação crítica.

A MDRX tem cinética muito rápida e difere dos outros mecanismos de recristalização por não apresentar período de incubação, uma vez que os núcleos foram formados durante a aplicação da deformação. Além de apresentar uma cinética rápida, a MDRX depende basicamente da taxa de deformação, sendo pouco influenciada pela temperatura e por elementos de liga [55]. Sua cinética de recristalização também pode ser descrita através da equação de Avrami, modificada de acordo com o proposto por Sellars e Davies [56], que incorpora uma constante empírica de tempo para 50% de recristalização ( $t_{0,5}$ ), e é expressa de acordo com a Equação 2.16:

$$X_{MDRX} = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^n\right] \quad (2.16)$$

sendo  $X_{MDRX}$  a fração recristalizada num tempo  $t$ , e  $n$  o expoente de Avrami que apresenta valores em função da liga e do tipo de mecanismo atuante.

Neste caso, o  $t_{0,5}$  está relacionado com a taxa de deformação,  $\dot{\varepsilon}$ , de acordo com a Equação 2.17, sendo  $a'$  e  $m'$  constantes [56]:

$$t_{0,5} = a' \cdot \dot{\varepsilon}^{m'} \exp\left(\frac{Q_{MDRX}}{RT}\right) \quad (2.17)$$

O tamanho de grão da MDRX,  $d_{MDRX}$ , também pode ser expresso por uma equação do tipo da Equação 2.15.

### 2.2.6.3 Cinética de recristalização estática

Uma vez que a recristalização estática inicia-se pela nucleação e crescimento de novos grãos, é necessário um tempo de incubação e uma quantidade de energia armazenada maior que um certo valor crítico, característico de cada material. A nucleação de novos grãos acontece preferencialmente onde a deformação local é maior, ou seja, nos contornos de grão, bandas de deformação e inclusões. A força motriz é a energia previamente armazenada no material na forma de discordâncias, que depende tanto da taxa de deformação como da deformação aplicada durante os passes [57].

O modelo de cinética de recristalização estática baseia-se na equação de Avrami modificada, tal como proposto por Sellars e Davies [56]. Este modelo também pode ser escrito de acordo com a Equação 2.16. Neste caso, o tempo  $t_{0,5}$  do material que sofre SRX, é usualmente especificado por uma equação que depende do tamanho de grão inicial ( $d_0$ ), da temperatura ( $T$ ), das condições de deformação equivalente ( $\varepsilon$ ) e de constantes típicas de cada material. O valor de  $t_{0,5}$  é dado pela Equação 2.18 [56]:

$$t_{0,5} = a \cdot d_0^h \cdot \varepsilon^{m''} \exp\left(\frac{Q_{SRX}}{RT}\right) \quad (2.18)$$

Os tamanhos de grão, produzidos após a completa SRX ( $d_{SRX}$ ), podem ser calculados em função da deformação prévia aplicada no passe e do tamanho do grão inicial entrando nesse mesmo passe, segundo a Equação 2.19 [56].

$$d_{SRX} = B \cdot d_0^u \cdot \varepsilon^v \quad (2.19)$$

sendo  $B$ ,  $u$  e  $v$  parâmetros do material.

O tamanho de grão final aumenta com o aumento do tamanho de grão inicial e diminui com o aumento da deformação aplicada, pois grãos iniciais pequenos geram uma maior densidade de discordâncias, o mesmo ocorre com o aumento da deformação. Consequentemente, a taxa de nucleação se torna maior, resultando em tamanhos de grãos recristalizados mais finos, sendo assim,  $u$  possui

valores positivos e  $v$ , valores negativos.

## 2.2.7 Evolução do tamanho de grão

### 2.2.7.1 Tamanho de grão quando a recristalização é incompleta

No caso da recristalização ser incompleta, o tamanho de grão  $d$  deve ser calculado por uma regra das misturas, levando-se em consideração o tamanho de grão do passe anterior ( $d_0$ ) e a fração recristalizada  $X$ , de acordo com a Equação 2.20.

$$d = d_{rex} \cdot X + (1 - X) \cdot d_0 \quad (2.20)$$

sendo  $d_{rex}$  o tamanho de grão recristalizado.

### 2.2.7.2 Crescimento de grão

Uma descrição correta do crescimento de grão austenítico durante os períodos de tempo após a conclusão da recristalização é um ingrediente essencial de um modelo microestrutural realista. Após a completa recristalização ocorre o crescimento de grão, caso o material seja mantido a altas temperaturas. O crescimento de grão é um processo termicamente ativado, portanto em condições de altas temperaturas, a rápida difusão é favorecida ao longo dos contornos de grão. A energia dos contornos passa a atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de grãos de modo a diminuir o número de grãos por unidade de volume ou, em outras palavras, diminuir a área total desses contornos, resultando em grãos maiores. Uma equação geral para o tamanho de grão em crescimento é descrita na Equação 2.21 [56]:

$$d^m = d_0^m + k \cdot t \cdot \exp\left(\frac{-Q_{cg}}{RT}\right) \quad (2.21)$$

sendo  $k$  uma constante,  $m$  o expoente de crescimento,  $t$  o tempo após completa recristalização e  $Q_{cg}$  a energia de ativação para o crescimento de grão.

Alguns dos modelos de crescimento de grãos concentram-se nos tamanhos de grãos presentes após a ocorrência de pelo menos 95% de recristalização [58]. Esta condição é selecionada porque, em termos práticos, o crescimento só pode ocorrer em regiões completamente recristalizadas (mesmo que tais regiões possam se formar bem antes que as últimas regiões se recristalizem).

### 2.2.8 Deformação acumulada entre passes

Normalmente, a deformação em uma temperatura elevada e um intervalo entre passes longo pode resultar em recristalização completa entre os passes, mas com o decréscimo da temperatura de conformação e/ou do intervalo entre passes, poderá ocorrer recristalização parcial. A recristalização parcial entre os passes de conformação resulta em acúmulo de deformação, tal acúmulo de deformação deve ser adicionado à deformação aplicada no passe seguinte. A deformação acumulada,  $\varepsilon_a$ , é calculada levando-se em conta a deformação do passe anterior,  $\varepsilon_{i-1}$ , e a deformação nominal do passe em questão,  $\varepsilon_i$ , de acordo com a Equação 2.22 [58]:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_i + \lambda(1 - X_{i-1})\varepsilon_{i-1} \quad (2.22)$$

sendo  $X_{i-1}$  a fração recristalizada no passe anterior e  $\lambda$  uma constante. Esta constante pode ser relacionada com a taxa de recuperação, no qual altas taxas de recuperação resultam em menos deformação acumulada.

### 2.3 Modelos Matemáticos da Conformação a Quente

A etapa mais importante em modelamento matemático é sem dúvida, organizar as equações que descrevem determinados processos metalúrgicos de maneira lógica. Por exemplo, para o cálculo do tamanho de grão, devemos considerar qual tipo de recristalização o material foi submetido e qual a extensão da mesma. Em seguida, devemos levar em consideração a ocorrência do crescimento de grão, caso a recristalização tenha se completado em tempo menor que o tempo entre passes. Basicamente, as principais variáveis metalúrgicas consideradas no modelamento matemático do processamento termomecânico são apresentadas na Figura 2.8. Inicialmente, grãos equiaxiais com uma microestrutura  $M_i$  são deformados, encruando e amaciando dinamicamente até certa extensão (microestrutura  $M_1$ ), podendo restaurar estaticamente e crescer no intervalo entre passes, gerando a microestrutura inicial para o passe seguinte (microestrutura  $M_{1a}$ ). Assim, em uma sequência de deformações, a evolução microestrutural acontece de forma cíclica, repetindo-se a cada unidade de deformação, gerando uma microestrutura final  $M_f$  [59].

As principais equações utilizadas no modelamento matemático da conformação a quente de aços carbono e microligados estão disponíveis na literatura e levam em consideração a evolução microestrutural durante o processamento (SRX, DRX + MDRX e precipitação). Nesta seção é descrito um método que

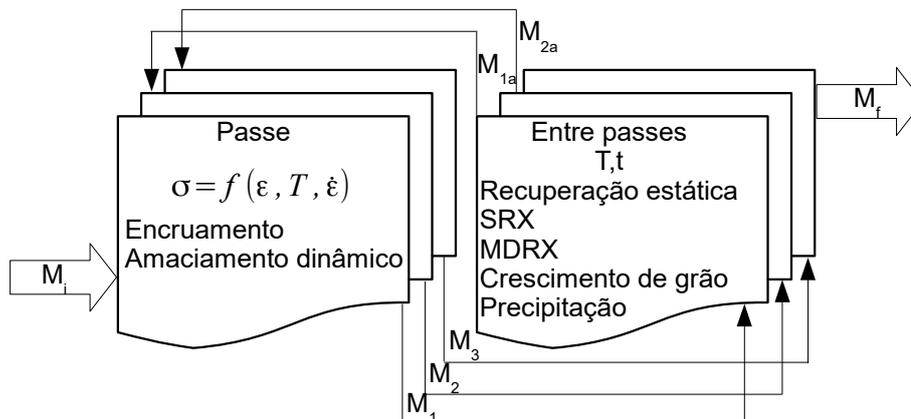


Figura 2.8 Representação esquemática da evolução microestrutural durante uma sequência de passes [59].

pode ser usado para acompanhar a evolução microestrutural durante o processo de conformação a quente, que é baseado em equações encontradas na literatura e que trabalham diretamente com dados industriais.

### 2.3.1 Energia de ativação aparente

A energia de ativação aparente para a deformação a quente ( $Q_{def}$ ) é um parâmetro de grande importância na caracterização do comportamento a quente dos metais, principalmente dos aços, uma vez que ela representa a energia necessária para ativar os mecanismos de amaciamento que atuam no metal que está sendo deformado, dando uma indicação sobre quão rapidamente a tensão de escoamento plástico aumenta ou diminui ao longo da janela de trabalho a quente.

Medina e Hernandez [44] propuseram uma expressão para  $Q_{def}$  dada como uma função do conteúdo de cada elemento de liga. Usando testes de torção, a energia de ativação aparente foi determinada em uma seleção de 18 aços com composições apropriadas para o estudo da influência de cada elemento de liga (C, Mn, Si, Mo, Ti, V, Nb). Posteriormente, foram realizados cálculos de regressão múltipla, tendo como variáveis a concentração de cada elemento de liga e obtendo como resultado a expressão dada pela Equação 2.23.

$$Q_{def} = 267000 - 2535,52[C] + 1010[Mn] + 33620,76[Si] + 35651,28[Mo] + 93680,52[Ti]^{0,5919} + 31673,46[V] + 70729,85[Nb]^{0,5649} \quad (2.23)$$

sendo  $Q_{def}$  dado em  $J.mol^{-1}$  e a concentração de cada elemento em porcenta-

gem em massa.

### 2.3.2 Precipitação de carbonitreto de Nb induzida pela deformação

A ocorrência de precipitação pode impedir a recristalização estática e dinâmica; desta maneira, também pode impedir que a recristalização metadinâmica ocorra. Um novo modelo da precipitação induzida por deformação baseado na Equação 2.11, para qualquer aço microligado, foi recentemente publicado [60] e é dado pela Equação 2.24.

$$t_{p0,05} = A\varepsilon^{-\beta} d^{0,48} Z^{-0,2} \exp\left(\frac{270000}{RT}\right) \exp\left[\frac{B}{T^3(\ln K_s)^2}\right] \quad (2.24)$$

A Equação 2.24 foi proposta porque os resultados mostraram que o expoente da deformação ( $\beta$ ) não é uma constante e não é igual a 1, mas depende da composição química, particularmente do teor dos elementos de liga. Verificou-se também que o tamanho do grão austenítico ( $d$ ) influencia o parâmetro  $t_{p0,05}$ . O expoente da deformação na Equação 2.24 foi determinado experimentalmente, tendo sido obtido a seguinte expressão (Equação 2.25) [60]:

$$\beta = 1,96 \left[ 1 - \exp\left(-3,994 \cdot 10^{-2} \left(\frac{1}{w}\right)^{0,813}\right)\right] \quad (2.25)$$

sendo  $w$  a porcentagem em massa do elemento de liga.

O parâmetro  $B$  depende da razão de supersaturação calculada que leva em conta a composição química de cada aço. Desta forma, obteve-se uma expressão para  $B$  (Equação 2.26) [60]:

$$B = 4,238 \cdot 10^8 \exp(1,689 \ln K_s) \quad (2.26)$$

O coeficiente  $A$  também foi tido como uma função da razão de supersaturação e a seguinte relação foi deduzida (Equação 2.27) [60]:

$$A = 4,766 \cdot 10^{-11} \exp(-0,07 \ln K_s) \quad (2.27)$$

A aplicação de um modelo de precipitação isotérmica em uma sequência de passes de conformação a quente em resfriamento contínuo não é imediata. Uma alternativa é a aplicação de alguma regra que adiciona a contribuição de cada estágio do processo de conformação no tempo de início de precipitação. Park et al. [61] aplicaram a regra de aditividade proposta por Scheil [62]. A aplicação da regra de aditividade consiste em dividir a curva contínua de resfriamento em uma série de passes isotérmicos e calcular o tempo de início de precipitação

para cada passe. A contribuição de cada passe consiste em tomar o tempo entre passes após o passe  $i$  ( $t_i^{ip}$ ), considerado isotérmico, e dividi-lo pelo tempo necessário para iniciar a precipitação ( $t_i^{ps}$ ) para as condições do passe  $i$ . A precipitação irá ocorrer quando a soma de todas as razões  $t_i^{ip}/t_i^{ps}$  atingir o valor igual a um, de acordo com a Equação 2.28. A aproximação descrita pela regra de aditividade é mostrada graficamente na Figura 2.9.

$$\sum_{i=1}^n \frac{t_i^{ip}}{t_i^{ps}} = 1 \quad (2.28)$$

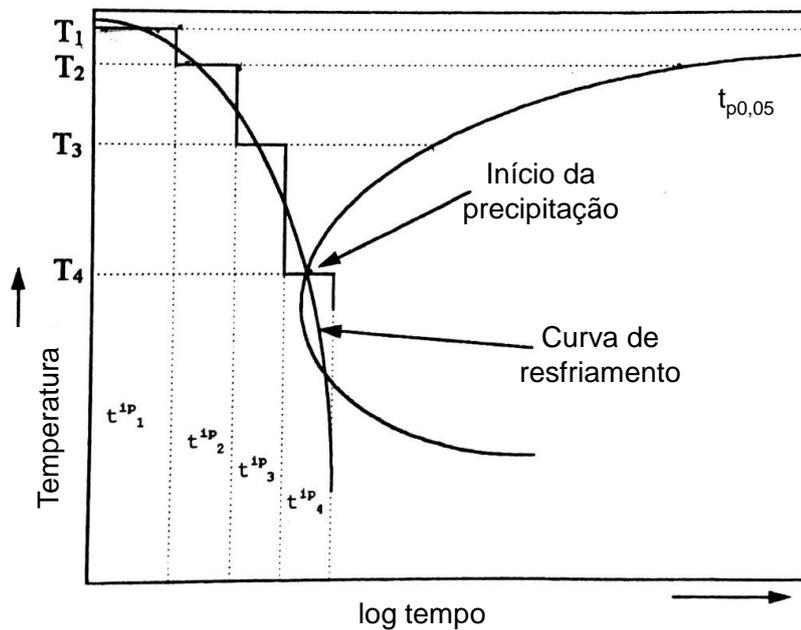


Figura 2.9 Representação esquemática do conceito da regra de aditividade.

### 2.3.3 Deformação crítica

A deformação crítica para o início da recristalização dinâmica é um parâmetro importante empregado na modelagem matemática da evolução da microestrutura. O conhecimento da deformação crítica para o início da DRX é um requisito para a previsão dos mecanismos de amaciamento durante os processos de conformação a quente. Para o presente propósito, é útil expressar a deformação crítica para a DRX como uma função da deformação de pico. Isso ocorre porque algumas equações já estão disponíveis para especificar a deformação de pico em função do tamanho inicial do grão, temperatura e taxa de deformação para os aços microligados ao nióbio [63, 64]. Tal abordagem pode então ser usada

para prever o mecanismo de recristalização operacional, que pode ser SRX ou DRX seguida de MDRX, ou alguma combinação desses dois mecanismos estáticos de amaciamento.

Roucoules et al. [63] propuseram uma equação da deformação de pico para um aço contendo 0,039% de Nb. Esta equação leva em consideração os efeitos da taxa de deformação  $\dot{\epsilon}$ , tamanho inicial de grão  $d_0$  e temperatura  $T$ , de acordo com a Equação 2.29.

$$\varepsilon_p = 2,8 \cdot 10^{-4} d_0^{0,5} \left[ \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{375000}{RT}\right) \right]^{0,17} \quad (2.29)$$

Com base nesta equação, um fator de correção que leva em conta o efeito do teor de nióbio foi proposto por Minami et al. [65] e permitiu que a Equação 2.29 fosse modificada, resultando na Equação 2.30.

$$\varepsilon_p = \frac{1 + 20[Nb]}{1,78} \cdot 2,8 \cdot 10^{-4} d_0^{0,5} \left[ \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{375000}{RT}\right) \right]^{0,17} \quad (2.30)$$

O efeito do teor de nióbio na razão entre a deformação crítica e a deformação de pico foi investigado por Siciliano e Jonas [52] e um ajuste foi encontrado para a relação  $\varepsilon_c/\varepsilon_p$ . Os efeitos da adição de manganês e silício também foram incluídos na análise e a Equação 2.31 foi obtida.

$$\frac{\varepsilon_c}{\varepsilon_p} = 0,8 - 13[Nb_{eff}] + 112[Nb_{eff}]^2 \quad (2.31)$$

sendo que  $Nb_{eff}$  é obtido pela seguinte relação (Equação 2.32):

$$Nb_{eff} = [Nb] - \frac{[Mn]}{120} + \frac{[Si]}{94} \quad (2.32)$$

As Equações 2.31 e 2.32 são consideradas aplicáveis nas seguintes faixas de composição: [Nb] 0,01 a 0,058%; [Mn] 0,35 a 1,33% e [Si] 0,01 a 0,23% em massa.

### 2.3.4 Cinética de recristalização

Durante um determinado passe de conformação a quente, a soma das deformações retidas e aplicadas determinará qual mecanismo de amaciamento (SRX ou DRX + MDRX) irá operar. Dependendo do tipo de amaciamento, são empregadas equações diferentes que especificam o tamanho de grão e a fração recristalizada. Um modelo de amaciamento usa parâmetros como deformação, taxa de deformação, tamanho de grão inicial e temperatura para decidir sobre o mecanismo e calcular a extensão do amaciamento.

Para o estudo da MDRX serão utilizadas as equações estabelecidas por Roucoules et al. [63] para aços microligado ao nióbio (Equações 2.33 a 2.35):

$$X_{MDRX} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right) \right] \quad (2.33)$$

$$t_{0,5} = 4,42 \cdot 10^{-7} \dot{\varepsilon}^{-0,59} \exp \left( \frac{153000}{RT} \right) \quad (2.34)$$

$$d_{MDRX} = 1370 \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,13} \exp \left( \frac{-48750}{RT} \right) \quad (2.35)$$

Neste trabalho as equações utilizadas para  $X_{SRX}$  e  $t_{0,5}$  serão as equações estabelecidas por Hodgson et al. [55] para aços microligado ao nióbio (Equações 2.36 e 2.37):

$$X_{SRX} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right) \right] \quad (2.36)$$

$$t_{0,5} = (-5,24 + 550 [Nb]) \cdot 10^{-18} \varepsilon^{(-4+77[Nb])} d_0^2 \exp \left( \frac{330000}{RT} \right) \quad (2.37)$$

sendo  $[Nb]$  a concentração de nióbio na solução (% em massa).

A equação utilizada para o tamanho de grão após a completa SRX será a estabelecida por Sellars e Davies [56] (Equação 2.38):

$$d_{SRX} = 1,1 d_0^{0,67} \varepsilon^{-0,67} \quad (2.38)$$

### 2.3.5 Tamanho médio de grão

A incorporação de equações do tamanho médio de grão em qualquer modelo matemático depende de algumas suposições relativas à recristalização incompleta, ou seja, como o tamanho de grão de um material parcialmente recristalizado é definido, quanto ao crescimento dos grãos recristalizados, enquanto outras regiões do material ainda estão encruadas.

No caso de recristalização incompleta, o tamanho de grão inicial para o passo seguinte pode ser calculado usando a Equação 2.39 [58, 66] que determina um tipo de média dos tamanhos de grão recém-formados e do grão original. De acordo com essa equação, quando  $X$  está próximo de 1, o tamanho de grão inicial para o passo seguinte é  $d_{rex}$ . Por outro lado, se  $X$  for pequeno,  $d$  estará próximo do tamanho de grão original,  $d_0$ ; mudando somente de forma devido à

deformação aplicada.

$$d = d_{rex} \cdot X^{4/3} + d_0(1 - X)^2 \quad (2.39)$$

Após a completa recristalização, a microestrutura é submetida ao crescimento de grãos; isso é impulsionado pela diminuição da energia livre associada aos contornos de grãos. Tome uma microestrutura composta por 90% de grãos recristalizados e 10% de grãos endurecidos, os grãos recém-formados experimentarão crescimento, enquanto as regiões endurecidas ainda não estarão recristalizadas. Este tipo de microestrutura é bastante comum nos processos de conformação a quente. Assim, eles devem ser tratados de maneira a fornecer uma aproximação razoável do comportamento geral. Por esse motivo, uma fração recristalizada igual ou maior que 95% é arredondada para 100%; isso pode ser considerado para permitir o início do crescimento de grãos [67].

A equação utilizada, neste trabalho, para o estudo do crescimento de grão após a completa recristalização foi estabelecida por Hodgson e Gibbs [55] (Equação 2.40):

$$d^{4,5} = d_0^{4,5} + 4,1 \cdot 10^{23} t \cdot \exp\left(\frac{-435000}{RT}\right) \quad (2.40)$$

### 2.3.6 Acúmulo de deformações

A recristalização parcial entre os passes de conformação resulta em acúmulo de deformação, que deve ser adicionado na deformação aplicada no passe posterior. Uma maneira de considerar o acúmulo de deformações no modelo matemático é a utilização da Equação 2.22, sendo que para aços microligado ao nióbio, a constante  $\lambda$  igual a 0,5, utilizada em [68, 69], é também utilizada nos cálculos do modelo desenvolvido neste trabalho. Sendo assim, a deformação acumulada será levada em conta em todos os cálculos do modelo, de acordo com a Equação 2.41.

$$\varepsilon_a = \varepsilon_i + 0,5(1 - X_{i-1})\varepsilon_{i-1} \quad (2.41)$$

No presente trabalho, os mecanismos de recristalização, crescimento de grão e precipitação induzida por deformação, descritos até aqui, foram incorporados ao software DEFORM<sup>TM</sup>3D, por meio de uma rotina desenvolvida no compilador FORTRAN, para o desenvolvimento do modelo proposto, como será mostrado com mais detalhes no Capítulo 3.



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Material

O aço utilizado neste trabalho para obtenção das curvas de escoamento plástico possui um baixo teor de carbono e é microligado ao nióbio. A composição química (% em massa) está representada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composição química do material (% em massa)

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>
0,076	0,49	1,36	0,07	0,19	0,01	0,04
<b>Co</b>	<b>Cu</b>	<b>Al</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>N</b>	<b>O</b>
0,01	0,03	0,011	<0,005	0,005	0,004	0,001

Após a solidificação em um lingote de 50 *kg*, o material foi forjado entre 1250 e 1150 °C. Ao final, obteve-se um tarugo de seção transversal quadrada de 80x80 *mm* e comprimento de 950 *mm*. A peça foi laminada a quente, com temperatura de início de deformação entre 1200 e 1180 °C, obtendo uma barra com seção transversal circular de 34,9 *mm* de diâmetro, que foi utilizada para a confecção dos corpos de prova (com seus eixos na mesma direção de laminação) a serem ensaiados.

#### 3.2 Métodos

No capítulo anterior, os conceitos teóricos utilizados para estudar as mudanças estruturais e termomecânicas que ocorrem durante e após a deformação a quente e os efeitos das variáveis de processos, tais como deformação, taxa de deformação e tempo entre passes, foram apresentados para os mecanismos de precipitação induzida por deformação, de recristalização (estática e metadinâmica) e de crescimento de grão. No entanto, não foi encontrado na literatura os mecanismos para a cinética de recristalização dinâmica. Sendo assim, para investigar tais fenômenos foi realizado uma série de ensaios de torção a quente a fim de prever a influência da temperatura, resistência à deformação e taxa de deformação na cinética de recristalização dinâmica e, com isso, desenvolver um modelo que descreva o comportamento termomecânico e a evolução microestrutural do material. Além disso, as curvas de escoamento plástico obtidas nos ensaios de torção foram inseridas no software para o modelamento do comportamento plástico do material. O procedimento e equipamento utilizados para estes ensaios serão descritos a seguir.

### 3.2.1 Cálculo da temperatura de reaquecimento

Para que os corpos de prova apresentem microestruturas austeníticas equiaxiais e uniformes na temperatura de reaquecimento, evitando-se o ancoramento dos contornos de grãos por partículas de precipitados presentes no material, é necessário determinar sua temperatura de solubilização que, para o material em estudo, pode ser por meio da equação de Irvine et al. [51], com  $T_s$  em Kelvin (Equação 2.8). A temperatura de solubilização,  $T_s$ , obtida foi de  $1149^\circ C$  ( $1422 K$ ) para o aço microligado ao nióbio estudado.

### 3.2.2 Ensaio de torção a quente

O ensaio de torção a quente consiste na aplicação de um torque em uma das extremidades de um corpo de prova, enquanto a sua outra extremidade permanece fixa. O estado de tensão atuante na superfície de uma amostra cilíndrica submetida a um esforço de torção está ilustrado na Figura 3.1, que representa as tensões em um ponto da superfície cilíndrica. Neste estado de tensão, as tensões trativas ( $\sigma_1$ ) e compressivas ( $\sigma_3$ ) são iguais, em magnitude, à tensão cisalhante ( $\tau_{max}$ ) e formam um ângulo de  $45^\circ$  com o eixo longitudinal da barra cilíndrica. A tensão intermediária ( $\sigma_2$ ), atuante na direção normal ao plano  $\sigma_1\sigma_3$  é igual a zero. Desta forma, temos que o ensaio de torção impõe ao material uma situação de cisalhamento puro. Embora as tensões não variem ao longo da superfície do cilindro, tanto as tensões quanto as deformações cisalhantes variam com o raio da barra, assumindo valores máximos na superfície [70]. Este modo de deformação por torção a quente, por gerar um estado de tensão de cisalhamento puro e utilizar um corpo de prova com área útil na geometria cilíndrica reta, é capaz de atingir elevadas taxas de deformação (semelhantes às industriais) e elevadas deformações sem que aconteça a formação de instabilidades mecânicas ou geométricas e/ou qualquer problema de atrito.

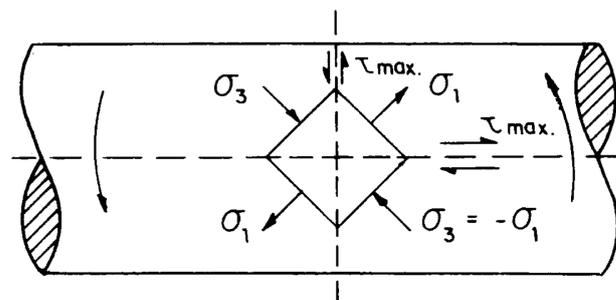


Figura 3.1 Representação esquemática do estado de tensões atuante na superfície de uma amostra cilíndrica submetida a um esforço de torção [70].

Um ensaio de torção com o propósito de se avaliar o comportamento termomecânico de um material deve ser capaz de reproduzir um processamento industrial por meio de simulações físicas, controlando-se variáveis metalúrgicas como temperatura, deformação, taxa de deformação e intervalo entre passes. Além disso, deve permitir a realização de ciclos de deformação, sob resfriamento e/ou aquecimento, além do resfriamento rápido em qualquer etapa do processo de deformação, a fim de se acompanhar as mudanças metalográficas que ocorrem na amostra [71].

### 3.2.2.1 Equipamento

Os ensaios de torção foram realizados utilizando-se uma máquina horizontal de torção a quente totalmente computadorizada, disponível no Instituto Federal do Maranhão - Campus Monte Castelo. Este equipamento é constituído de uma máquina horizontal de torção, de um forno para aquecimento das amostras e de um sistema de controle e aquisição de dados. Os esforços mecânicos são aplicados às amostras através de um motor-variador, cuja velocidade varia entre 0 e 1000 *rpm*, e são medidos por uma célula de carga com capacidade máxima de 100 *N.m*.

O eixo da máquina é dividido em duas partes, sendo uma delas o eixo torçor, ao qual estão acoplados uma embreagem e um freio eletromagnéticos e um transdutor de rotação com o qual se mede o ângulo de rotação e a velocidade imposta pela máquina ao corpo de prova. A outra parte possui apenas movimento de translação, o que facilita a colocação e retirada dos corpos de prova. A esta parte do eixo está acoplada a célula de carga responsável pela medição do torque aplicado (Figura 3.2).

Como os ensaios são realizados em temperaturas e taxas de aquecimento e resfriamento controladas, utilizou-se um forno de radiação infravermelho, acoplado ao eixo torçor da máquina, com potência máxima de 6 kW, gerada por quatro lâmpadas halógenas. Para medir a temperatura do ensaio, um termopar cromel-alumel, tipo K, foi colocado em contato direto com o corpo de prova e a variação e controle da temperatura foi feita por um controlador que impôs as taxas de aquecimento e resfriamento e manteve a temperatura constante durante os ensaios. A fim de se proteger os corpos de prova da oxidação, durante o ensaio utiliza-se um tubo de quartzo que é alocado no eixo longitudinal do forno, por onde se faz circular fluxo contínuo de gás argônio. Dentro do tubo também pode ser injetado água corrente, instantaneamente e em qualquer etapa do ensaio, para o congelamento da microestrutura.

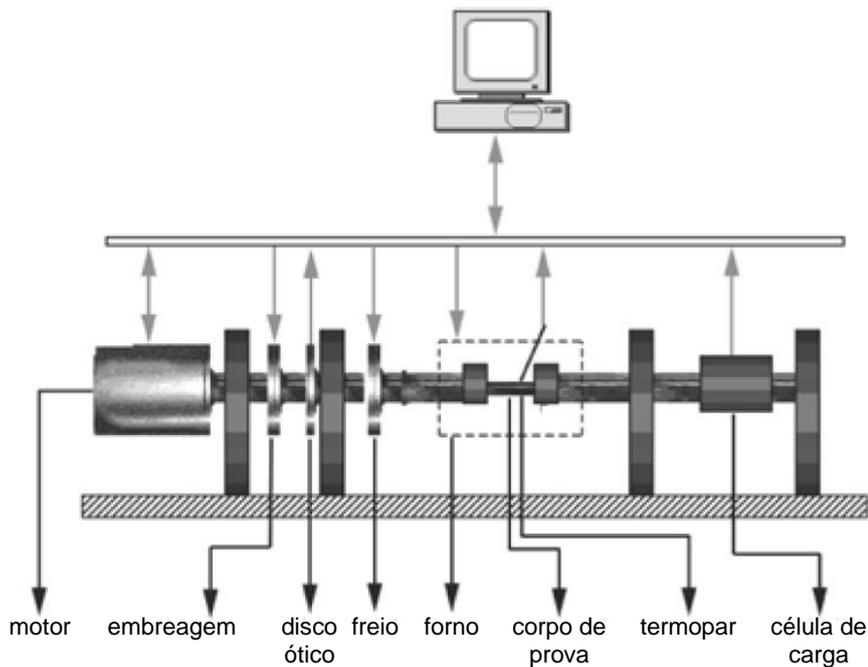


Figura 3.2 Representação esquemática da máquina de ensaios de torção a quente.

Muitas vezes é de grande utilidade a substituição de um estado complexo de tensões ou deformações através de funções invariantes da tensão e da deformação. Se construirmos a curva de tensão-deformação para um ensaio de tração simples ou de torção, em termos de alguns dos invariantes de tensão e deformação, será obtida uma curva com forma análoga, que pode possibilitar, por exemplo, a identificação do escoamento independentemente do ensaio mecânico realizado.

Tensão e deformação efetiva, ou equivalente, são termos comuns dentro da teoria da plasticidade. Estes termos devem ser considerados como os valores que incorporam o efeito das componentes da tensão ou da deformação que causam distorção ou cisalhamento em um elemento de volume do material. Esta definição é conveniente, pois, assim, dois estados diferentes de tensão ou deformação podem ser comparados por meio do valor efetivo. Para um estado geral de tensão e deformação, estas funções são definidas pelas seguintes equações [72]:

Tensão equivalente (von Mises):

$$\sigma = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[ (\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (3.1)$$

Deformação equivalente:

$$\varepsilon = \left\{ \frac{2}{3} [\varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \varepsilon_z^2 + 2(\varepsilon_{xy}^2 + \varepsilon_{yz}^2 + \varepsilon_{xz}^2)] \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (3.2)$$

Os ensaios são controlados por um computador ligado à máquina, que é responsável por aplicar os parâmetros de processamento como temperatura, deformação e taxa de deformação e também por armazenar os dados obtidos durante os ensaios. Com os valores do torque aplicado e do ângulo de rotação, obtidos nos ensaios, é possível calcular a tensão e deformação equivalentes,  $\sigma$  e  $\varepsilon$  respectivamente, através do uso de equações apropriadas. A tensão equivalente varia ao longo do raio da região útil do corpo de prova ensaiado. Na superfície, a tensão equivalente é obtida pela Equação 3.3, proposta por Fields e Backofen [73]:

$$\sigma = \frac{\sqrt{3}M}{2\pi R_{cp}^3} (3 + M' + N') \quad (3.3)$$

sendo  $M$  o torque aplicado e  $R_{cp}$  o raio útil dos corpos de prova. O coeficiente  $M'$  está relacionado com a sensibilidade à taxa de deformação e  $N'$  é o coeficiente de sensibilidade à deformação, de acordo com as Equações 3.4 e 3.5.

$$M' = \frac{\partial \ln M}{\partial \ln \dot{\Theta}} \quad (3.4)$$

$$N' = \frac{\partial \ln M}{\partial \ln \Theta} \quad (3.5)$$

sendo  $\dot{\Theta}$  a taxa de rotação e  $\Theta$  o ângulo de rotação. Embora  $M'$  e  $N'$  variem com a deformação, é prática comum empregar valores constantes [73, 74].

A deformação equivalente pode ser obtida pela Equação 3.6 [73]:

$$\varepsilon = \frac{R_{cp}\Theta}{\sqrt{3}L_{cp}} \quad (3.6)$$

sendo  $L_{cp}$  o comprimento útil dos corpos de prova. Shrivastava et al. [74] mostraram que esta relação era verdadeira sobre uma larga faixa de deformação.

Os corpos de prova utilizados nos ensaios de torção a quente foram usinados na geometria final desejada, a partir das barras do material obtidas, com diâmetro útil de 8 mm e comprimento útil de 12 mm, como verificado na Figura 3.3. Esses corpos de prova são fixados às garras do equipamento de torção através de suas extremidades; de um lado, por enroscamento e, do outro por encaixe.

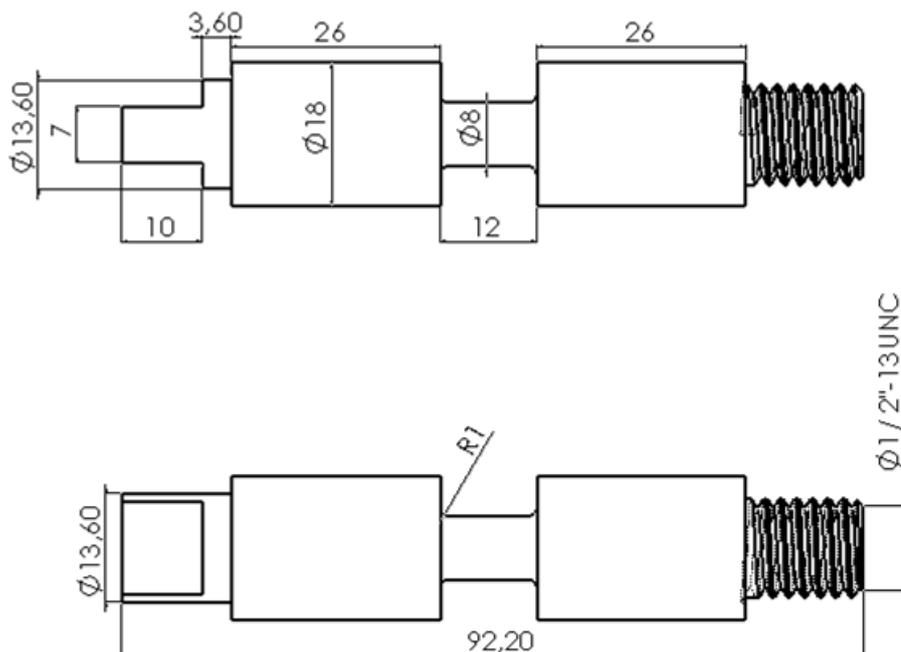


Figura 3.3 Geometria dos corpos de prova.

### 3.2.2.2 Ensaios de torção a quente isotérmicos e contínuos

Para a caracterização do comportamento mecânico a quente do material foram realizados ensaios isotérmicos e contínuos com diferentes temperaturas e taxas de deformação a fim de se obter as curvas tensão-deformação equivalentes, ou curvas de escoamento plástico do material. Neste trabalho, foram feitos ensaios isotérmicos contínuos em condições que incluem temperaturas de 900, 950, 1000, 1050 e 1100 °C e taxas de deformação de 0,1, 1 e 10 s<sup>-1</sup>, submetidos a uma deformação  $\varepsilon = 6,0$ , totalizando 15 ensaios.

Os experimentos foram conduzidos de acordo com o ciclo térmico representado na Figura 3.4, no qual o corpo de prova é aquecido até 1200 °C a uma taxa de 2 °C.s<sup>-1</sup>, mantido nesta temperatura por 600 s para homogeneização e resfriado, também em uma taxa de 2 °C.s<sup>-1</sup>, até a temperatura de ensaio. Logo após o término dos ensaios os corpos de prova foram resfriados bruscamente em água a fim de congelar sua microestrutura para posterior análise metalográfica. A partir desses 15 ensaios isotérmicos contínuos, foram levantadas as curvas de escoamento plástico do material e, a partir destas curvas experimentais, determinou-se as relações entre os valores das tensões nos pontos importantes das curvas com as condições de deformação a quente.

Com base nas curvas de escoamento plástico obtém-se a relação entre a

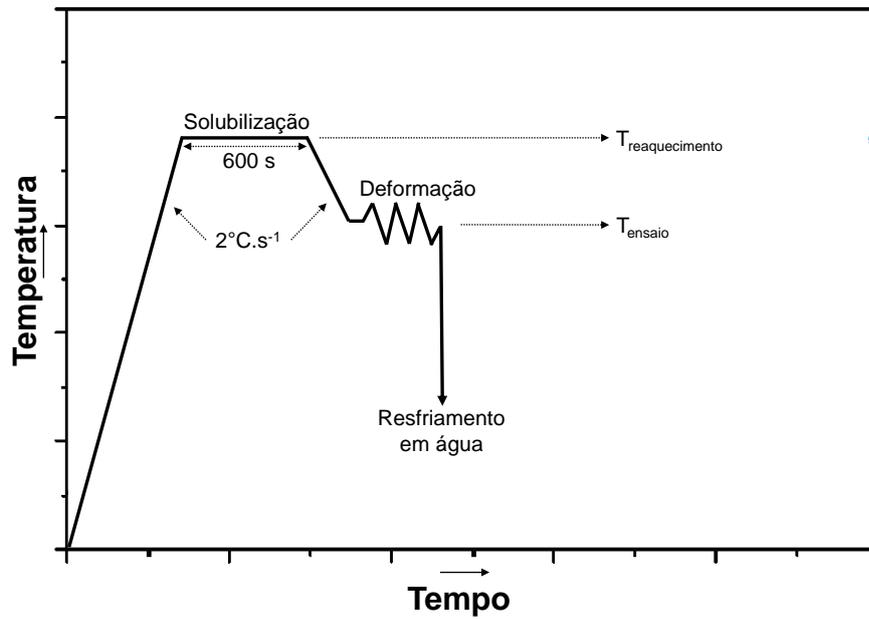


Figura 3.4 Representação esquemática do ciclo térmico utilizado nos ensaios de torção a quente isotérmicos e contínuos.

temperatura e taxa de deformação impostas em cada ensaio e, com isso, o comportamento da recuperação e recristalização dinâmica e o tamanho de grão recristalizado dinamicamente podem ter suas cinéticas modeladas matematicamente.

### 3.2.2.3 Cálculo da fração amaciada

Considerando o amaciamento de tensão promovido pela deformação no estágio de recristalização dinâmica, a evolução da tensão com o prosseguimento da recristalização dinâmica pode ser descrita pela Equação 3.7 e representada graficamente pela Figura 3.5.

$$\sigma = \sigma_{sat} - [\sigma_{sat} - \sigma_{ss}] X \quad (3.7)$$

no qual  $X$  representa a fração de amaciamento,  $\sigma_{sat}$  representa a tensão de saturação quando ocorre apenas a recuperação dinâmica e  $\sigma_{ss}$  representa a tensão de estado estacionário com recristalização dinâmica completa.

Assumindo que a fração amaciada é igual a fração recristalizada e que esta é descrita pela equação de Avrami, pode-se escrever (Equação 3.8):

$$X = \frac{\sigma_{sat} - \sigma}{\sigma_{sat} - \sigma_{ss}} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}} \right)^n \right] \quad (3.8)$$

Utilizando a Equação 3.7 é possível a construção do gráfico da fração ama-

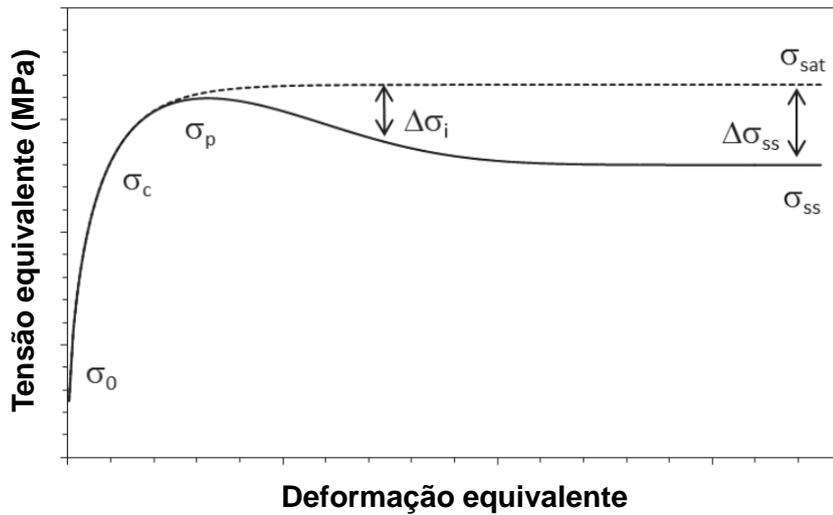


Figura 3.5 Curva de escoamento plástico com os pontos para o cálculo da fração amaciada.  $\Delta\sigma_i = \sigma_{sat} - \sigma$  e  $\Delta\sigma_{ss} = \sigma_{sat} - \sigma_{ss}$ .

ciada em função da deformação equivalente. A deformação para 50% de amaciamento ( $\varepsilon_{0,5}$ ) durante o estágio de recristalização dinâmica depende das condições de deformação e do material (Equação 2.14). Os valores de  $\varepsilon_{0,5}$  foram determinados diretamente das curvas da fração amaciada em função da deformação aplicada para cada condição de temperatura e taxa de deformação.

Construindo o gráfico de  $\ln\varepsilon_{0,5}$  vs.  $1/T$ , para cada taxa de deformação, calculou-se a energia de ativação,  $Q_{DRX}$ , para a DRX ( $Q_{DRX} = R [\partial \ln\varepsilon_{0,5} / \partial \ln(1/T)]_{\dot{\varepsilon}}$ ). O valor do expoente  $s$  e da constante  $c$  da Equação 2.14 foi determinado por meio do gráfico de  $\ln\varepsilon_{0,5}$  vs.  $\ln\dot{\varepsilon}$ , para cada temperatura de deformação, sendo  $s$  obtido pela inclinação da curva ( $s = [\partial \ln\varepsilon_{0,5} / \partial \ln\dot{\varepsilon}]_T$ ) e  $\ln c$  foi obtida pela intersecção da curva com o eixo das ordenadas.

Rearranjando a Equação 3.8 vê-se que  $\log[\ln(1/(1-X))]$  é proporcional a  $\log(\varepsilon - \varepsilon_c)$ . O valor do expoente de Avrami,  $n$ , foi calculado pela inclinação dessas curvas ( $n = [\partial \log[\ln(1/(1-X))]] / \partial \log(\varepsilon - \varepsilon_c)]_{T, \dot{\varepsilon}}$ ).

#### 3.2.2.4 Cálculo do tamanho de grão recristalizado

A observação da microestrutura após a deformação a quente foi realizada em amostras submetidas a ensaios isotérmicos contínuos até a deformação  $\varepsilon = 6,0$ . As medições do tamanho médio de grão foram realizadas na superfície das amostras e só foram considerados os grãos recristalizados. Em seguida, foi analisada a dependência do tamanho de grão recristalizado dinamicamente ( $d_{DRX}$ ) com as condições de deformação, ou seja, temperatura e taxa de deformação individualmente.

Construindo o gráfico de  $\ln(d_{DRX})$  vs.  $\ln(1/T)$ , para cada taxa de deformação, determinou-se a energia de ativação para o tamanho de grão recristalizado dinamicamente da Equação 2.15 ( $Q_{d_{DRX}} = R[\partial \ln(d_{DRX})/\partial \ln(1/T)]_{\dot{\epsilon}}$ ). O valor do expoente  $b$  da Equação 2.15 foi determinado construindo-se o gráfico de  $\ln(d_{DRX})$  vs.  $\ln \dot{\epsilon}$ , para cada temperatura de deformação ( $b = [\partial \ln(d_{DRX})/\partial \ln \dot{\epsilon}]_T$ ), e de posse dos valores de  $Q_{d_{DRX}}$  e  $b$ , foi possível calcular e obter o valor da constante  $C'$ .

### 3.2.3 DEFORM<sup>TM</sup>3D

O DEFORM<sup>TM</sup>3D é um código baseado no MEF criado para analisar os vários processos de conformação mecânica e tratamento térmico. Esse software é capaz de modelar complexas interações entre deformação, transferência de calor e transformação de fases. Na Figura 3.6 é ilustrada a relação entre os módulos acoplados no pacote do software.

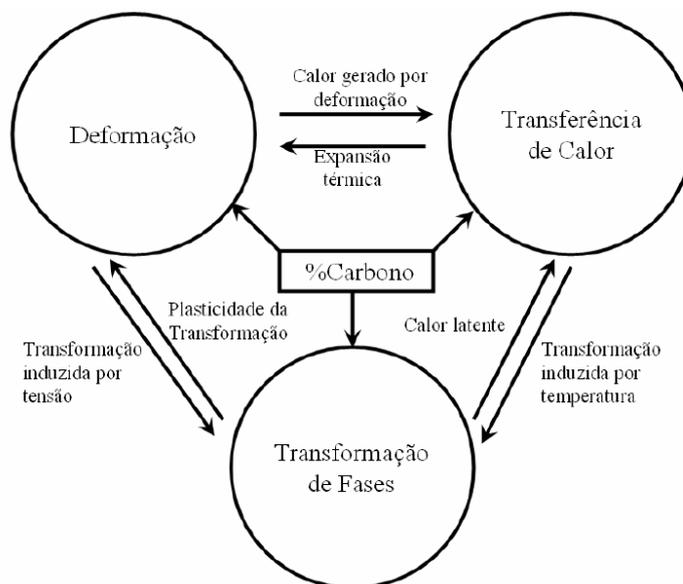


Figura 3.6 Relação entre os módulos acoplados no DEFORM [75]

O software é composto por três componentes: pré-processador, processador e pós-processador. No pré-processador são inseridos os dados de entrada necessários para os cálculos no processador. Em resumo, os dados de entrada são: descrição dos objetos, propriedades do material, interação entre os objetos e controles de simulação. Esses dados são compilados em um arquivo de base de dados. O processador capta as informações do processo a ser simulado no arquivo de base de dados, calcula a solução do problema e adiciona os resultados no arquivo de base de dados. Ainda durante o cálculo, o proces-

sador escreve informações sobre o andamento da simulação em um arquivo de mensagem. Essas informações contemplam a verificação dos critérios de convergência e mensagens de erro, quando ocorrem divergências no cálculo. O pós-processador lê o arquivo de base de dados com os resultados calculados e apresenta estes resultados numa interface gráfica. Além disso, o pós-processador permite a exportação dos resultados em dados numéricos.

Os controles de simulação consistem nas informações gerais que o programa utiliza para identificar o problema (Figura 3.7). Inclui instruções sobre os métodos que o sistema deve usar para resolver o problema, incluindo as condições do ambiente de processamento, que processos físicos devem ser modelados, quantos passos devem ser usados para modelar o processo, entre outros.

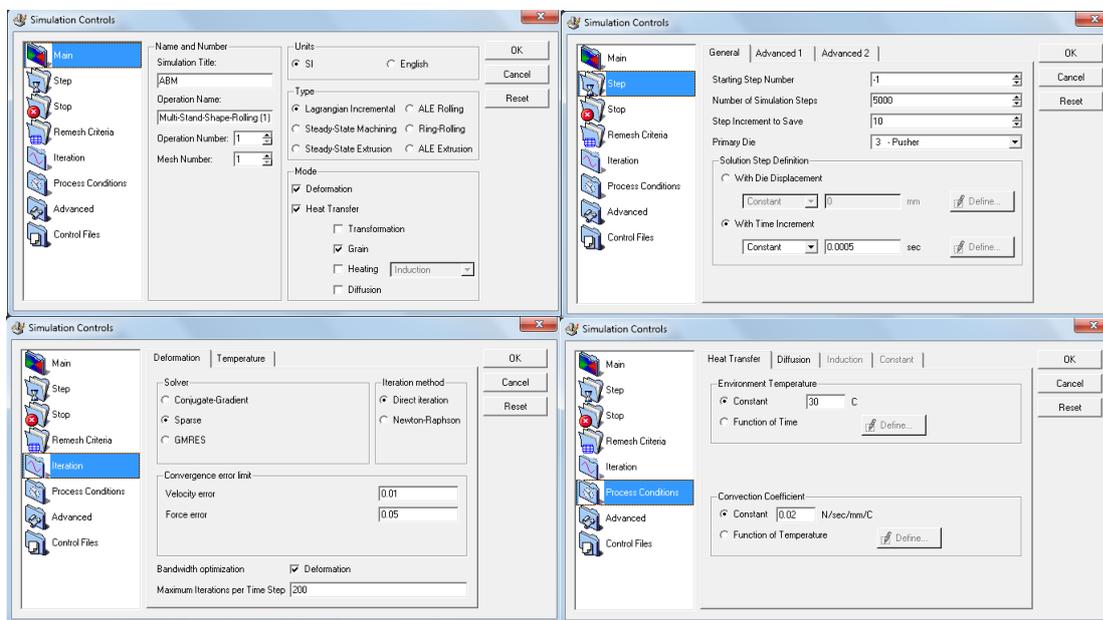


Figura 3.7 Janelas de controle da simulação.

Na janela principal escolhe-se o sistema de unidades para o problema, que pode ser o sistema internacional (SI) ou sistema inglês; define-se qual o tipo de simulação e escolhem-se quais módulos devem estar ativados, deformação e transferência de calor. Em seguida vem o controle de passos, onde se definem o número do passo inicial, o número total de passos da simulação, o incremento para salvar passos, qual a matriz primária e como vai ser o passo da simulação. O incremento para salvar passos indica de quantos em quantos passos devem ser gravados os resultados da simulação no arquivo de base de dados. O passo da simulação pode ser definido por incremento de tempo ou por incremento de deslocamento, que associado com o número total de passos da simulação determina a duração total do processo simulado. Adicionalmente, o critério de re-

malhamento automático pode ser adotado, em vista da possibilidade de surgir malhas severamente distorcidas, causada pela extensa deformação durante o ensaio de torção, permitindo que os ensaios com múltiplas deformações sejam simulados.

Ainda no controle de simulação são definidas as condições do processo e os parâmetros de iteração. Todos estes parâmetros foram selecionados de acordo com o que já está pré-definido pelo DEFORM<sup>TM</sup>3D para o processo de conformação a quente. O DEFORM utiliza o método de iteração direta, seguido pelo solucionador esparso para obter o campo de velocidade. A iteração da deformação converge quando os erros limites de velocidade e força são satisfeitos. Os valores recomendados pelo DEFORM, para os erros de velocidade e força, são 0,001 e 0,01, respectivamente. Nas condições do processo são colocados os valores da temperatura ambiente e coeficiente de transferência de calor por convecção.

As simulações e análise dos dados deste trabalho foram realizadas em um computador com processador Intel Core i5 e 4Gb de memória RAM.

### 3.2.3.1 Implementação do modelo do material

No modelo termomecânico desenvolvido neste trabalho foi adotado o comportamento plástico para o corpo de prova e o comportamento rígido para as matrizes (com o intuito de simplificar o problema) durante o cálculo de todos os eventos mecânicos, incluindo a determinação das deformações efetivas, taxas de deformação e tensões. O campo de temperatura, calculado pela porção térmica, foi usado para recalculas todas as propriedades e parâmetros dependentes da temperatura, e com isso, o conjunto inicial de variáveis é recalculado. Por fim, usando os campos de deformação e temperatura resultantes, os mecanismos de recristalização, precipitação induzida por deformação e crescimento de grão e a interação entre estes mecanismos foram calculados de acordo com o modelo desenvolvido em rotina FORTRAN, sendo possível a análise tridimensional dos problemas de heterogeneidade do material durante o processamento para os mais diversos parâmetros e geometrias.

Para o comportamento plástico do material foram inseridas as curvas de escoamento plástico para várias temperaturas e taxas de deformação, obtidas dos ensaios de torção a quente isotérmicos e contínuos, por meio da opção “*Flow Stress*”, na aba “*Plastic*”, que possibilita a escolha de diferentes modelos matemáticos, de acordo com a Figura 3.8.

As cinéticas de precipitação induzida por deformação, de recristalização e

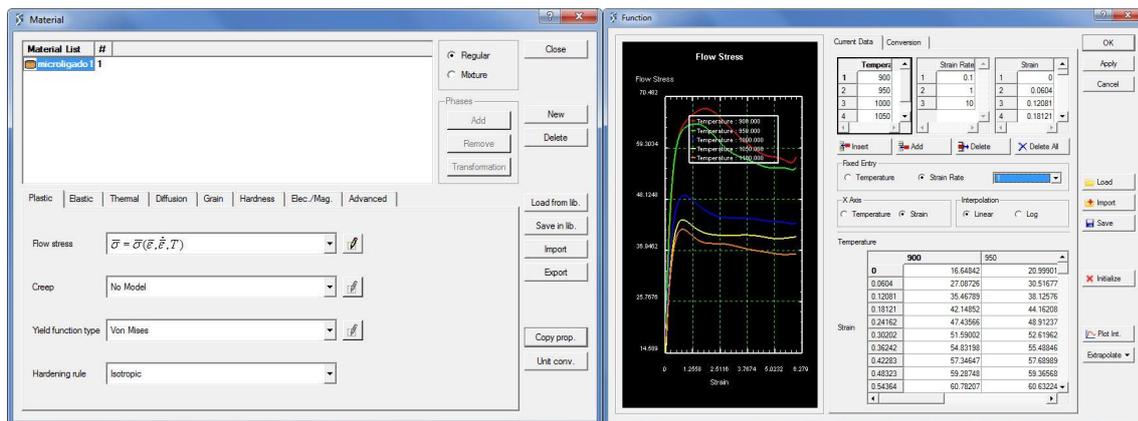


Figura 3.8 Janelas de configuração das propriedades termomecânicas dos materiais.

crescimento de grão do material, que possibilita o estudo da evolução microestrutural, foram empregadas no modelo desenvolvido neste trabalho por meio de sub-rotinas em FORTRAN, uma vez que o software DEFORM<sup>TM</sup>3D permite o uso de rotinas definidas pelo usuário, nas quais podem ser feitas alterações nas rotinas internas do software com a finalidade de se obter funções específicas do modelo a ser empregado, permitindo, neste caso, a análise das interações entre precipitação e recristalização. Essas sub-rotinas podem, então, ser compiladas e acopladas para fornecer o código do modelo, gerando um mecanismo de MEF customizado. As sub-rotinas de usuário são agrupadas em diferentes arquivos de origem FORTRAN com base em sua funcionalidade. Estes arquivos, são arquivos de texto contendo todas as sub-rotinas FORTRAN disponíveis, incluindo todos os "common blocks" com todas as variáveis de estado que podem ser usadas como dados de entrada.

No mecanismo de MEF do software, as rotinas definidas pelo usuário podem ser usadas para diversas finalidades durante uma simulação. Neste trabalho foi empregado a sub-rotina USRUPD, a qual possibilita a criação de variáveis pelo usuário, permitindo calcular variáveis de estado especiais e armazená-las para cada nó ou elemento da malha. Essas variáveis podem ser visualizadas no pós-processador e usadas durante a simulação para os cálculos do modelo. As variáveis do usuário armazenadas nos nós são atualizadas somente no final de cada passo de simulação convergido, já as armazenadas nos elementos são atualizadas no início de cada iteração e no final de cada passo de simulação convergido. No presente trabalho, optou-se por utilizar as variáveis armazenadas nos elementos da malha gerada.

Foram utilizadas as equações descritas na literatura e apresentadas no Capítulo 3 para prever a nucleação da precipitação induzida por deformação e as

cinéticas de recristalização (estática e metadinâmica) e de crescimento de grão em função das variáveis do processo. No caso da cinética de recristalização dinâmica, foram utilizadas as equações obtidas neste trabalho por meio dos ensaios de torção. Na Figura 3.9 é apresentado o fluxograma da rotina empregada, que pode ser separada em duas partes. Inicialmente tem-se a entrada de dados e leitura dos campos de deformação e temperatura. Durante a etapa de deformação são realizados os cálculos de acordo com a cinética dos mecanismos de amaciamento dinâmico. Dependendo da resposta obtida na etapa anterior, no intervalo entre passes são realizados os cálculos referentes a cinética de amaciamento estático. Tudo isso considerando a influência da precipitação induzida por deformação e tendo como resposta a previsão da microestrutura final do material.

Se a precipitação de Nb(C,N) tiver início, toda a recristalização da austenita, incluindo a DRX, a MDRX e a SRX, deve ser interrompida. Propõe-se que, após a precipitação induzida por deformação, o aço seja deformado na região de não recristalização. E, antes que a precipitação induzida por deformação ocorra, pode haver DRX seguida da MDRX ou a SRX, que dependem das condições de deformação. A deformação crítica para a DRX é empregada para julgar se a DRX ocorre durante a etapa de deformação e qual tipo de recristalização ocorre após a etapa de deformação. Quando a fração recristalizada calculada é maior que 0,95, modelos de crescimento de grãos são usados para calcular o tamanho de grão da microestrutura recristalizada. E quando a fração recristalizada calculada é menor que 0,95, a lei de mistura é empregada para calcular o tamanho de grão da microestrutura parcialmente recristalizada. A sub-rotina desenvolvida, para o modelo proposto neste trabalho, encontra-se detalhada no Apêndice A.

### *3.2.3.2 Simulação computacional do ensaio de torção a quente realizado em laboratório e validação do modelo*

Em alguns processos de conformação mecânica a quente a validação dos modelos computacionais pode ser feita com certa facilidade, todavia em processos como a laminação a quente esta validação é bastante difícil. A interação precipitação-recristalização pode ser detectada através de ensaios de torção a quente com múltiplas deformações em resfriamento contínuo, simulando o processamento industrial. Neste trabalho, utilizou-se a simulação física da laminação a quente de um aço microligado ao nióbio, por meio de ensaios de torção a quente, e fez-se a simulação numérica desta sequência de passes utilizando o software DEFORM<sup>TM</sup> 3D. Nos dois casos, utilizou-se a mesma temperatura de

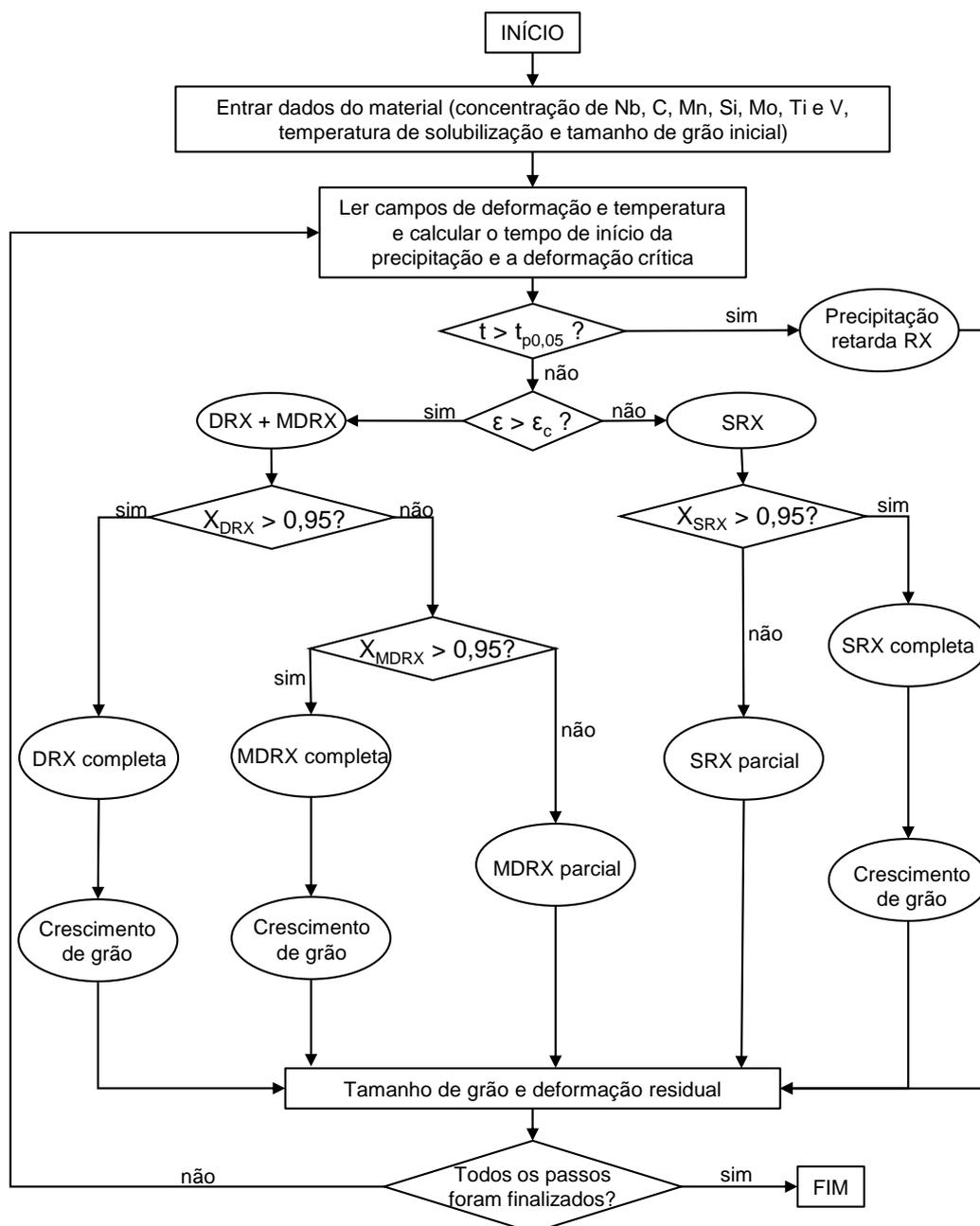


Figura 3.9 Fluxograma da sub-rotina utilizada no modelo de simulação.

reaquecimento ( $1200^{\circ}\text{C}$ ) e a mesma sequência de passes (com a quantidade de deformação aplicada em cada passe igual a 0,3 e a taxa de deformação igual a  $1\text{ s}^{-1}$ , com intervalos entre passes de  $30\text{ s}$  em resfriamento contínuo) e comparou-se os dados obtidos.

A Figura 3.10 apresenta esquematicamente o ciclo térmico destes ensaios. Em temperaturas mais elevadas, após cada deformação, a cinética de recristalização estática é rápida, amaciando completamente o material antes que ocorra a precipitação. Conforme a temperatura de processamento é decrescida, a ciné-

tica de precipitação torna-se mais rápida que a de recristalização. A presença de precipitados induzidos por deformações é indicada por um aumento no esforço que a máquina deve fazer para deformar o material.

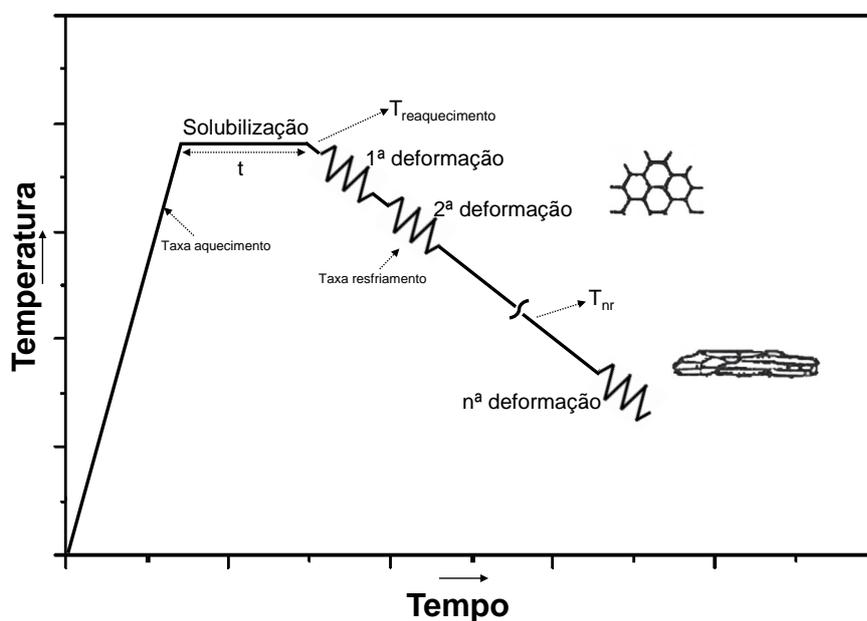


Figura 3.10 Representação esquemática do ciclo térmico utilizado nos ensaios de torção a quente em resfriamento contínuo com múltiplas deformações.

O corpo de prova de torção acoplado as garras foi refeito virtualmente. Utilizando o modelo computacional desenvolvido neste trabalho, que representa o comportamento do material e sua evolução microestrutural, foi simulado a sequência de deformações impostas na simulação física. Neste estudo, foram simulados 12 passes de deformação, com a quantidade de deformação aplicada em cada passe igual a 0,3 e a taxa de deformação aplicada em cada passe igual a  $1 \text{ s}^{-1}$ . A temperatura inicial do corpo de prova foi definida em  $1200^\circ\text{C}$  com taxa de resfriamento contínuo de  $1^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Os parâmetros de iteração e as condições do processo foram selecionados de acordo com o que já está pré-definido pelo DEFORM<sup>TM</sup>3D para o processo de conformação a quente. Estes dados estão listados na Tabela 3.2.

Na definição dos objetos são estabelecidas informações associadas aos objetos. A seleção das informações inicia-se com a escolha do tipo do comportamento mecânico do objeto, que pode ser rígido, plástico, elástico, elastoplástico ou poroso. Nas simulações realizadas neste trabalho, as matrizes são definidas com o comportamento rígido e o corpo de prova com o comportamento plástico. Estas opções são definidas dessa forma com o intuito de simplificar o problema. No caso do processo simulado, as deformações elásticas são desprezíveis em

Tabela 3.2 Dados de entrada para o controle da simulação computacional do ensaio de torção a quente realizado em laboratório

<b>Principal</b>	
Sistema de Unidades	SI
Tipo de Simulação	Lagrangeano Incremental
Modos de Simulação	Deformação, Transferência de Calor
<b>Controle de Passos (para cada etapa de deformação)</b>	
Número de passos da simulação	100
Incremento para salvar passos	10
Incremento de tempo	0,003 s
<b>Controle de Passos (para cada intervalo entre passes)</b>	
Número de passos da simulação	10
Incremento para salvar passos	1
Incremento de tempo	3 s
<b>Iteração</b>	
Solucionador Deformação	Esparso
Método de Iteração	Iteração Direta
Solucionador Temperatura	Esparso
Erro Limite Velocidade	0,001
Erro Limite Força	0,01
<b>Condições de Processo</b>	
Temperatura Ambiente	Temperatura do forno em função do tempo
Coefficiente de Convecção	0,02 kW m <sup>-2</sup> °C <sup>-1</sup>

relação às deformações plásticas e o ganho de tempo computacional é substancial quando não se incluem deformações elásticas na formulação do problema.

Em seguida, é definida a geometria do objeto, que pode ser feita no próprio DEFORM<sup>TM</sup>3D quando a geometria é simples ou importada de um arquivo no formato STL, quando a geometria é mais complexa. Continuando na definição dos objetos, são estabelecidos parâmetros como temperatura inicial, material e número de elementos finitos. Ainda na definição dos objetos devem ser definidas as condições de contorno como planos de simetria e áreas com transferência de calor. Para finalizar a definição dos objetos, devem ser determinados os movimentos conhecidos dos processos. Na Tabela 3.3 são apresentados os dados de entrada para a definição dos objetos para a simulação computacional do ensaio de torção a quente realizado em laboratório. Na Figura 3.11 tem-se a representação do modelo geométrico da simulação computacional do ensaio de torção.

### 3.2.3.3 Simulação computacional da laminação a quente

Com o modelo validado, torna-se viável a simulação do processo real da laminação a quente e o estudo das interações entre os fenômenos térmico, mecâ-

Tabela 3.3 Dados de entrada para a definição dos objetos para a simulação computacional do ensaio de torção a quente realizado em laboratório

	<b>Corpo de prova</b>	<b>Garras</b>
Tipo de objeto	Plástico	Rígido
Temperatura	1200 °C	40 °C
Material	Aço microligado	-
Número de elementos	80838 (tetraédrico)	-
Transf. de calor (faces)	Todas	-
Tipo de movimento	-	Velocidade angular
Módulo	-	49,60 rpm

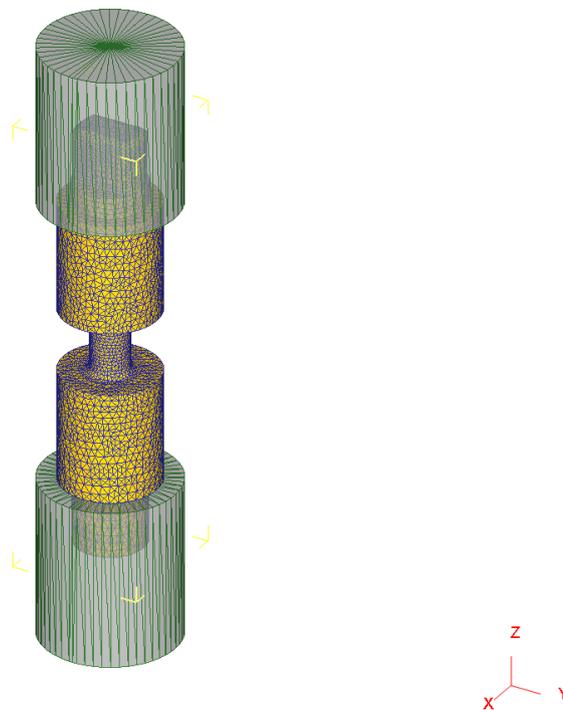


Figura 3.11 Representação do modelo geométrico da simulação computacional do ensaio de torção.

nico e microestrutural do processo. A etapa inicial da simulação computacional envolve a caracterização do processo industrial a ser analisado. Neste estudo foram utilizados dados industriais de um laminador com sete gaiolas [57] (Tabela 3.4). Chapas laminadas a quente são transferidas para o laminador de tiras a quente, onde são deformadas em uma sequência de passes de laminação, com espessura inicial de 30,60 *mm* e 1264 *mm* de largura. Os dados do controle de simulação estão listados na Tabela 3.5.

Tabela 3.4 Dados de entrada do processo industrial [57]

Passe	Diam. Cilindro. ( <i>mm</i> )	Vel. Cilindro. ( <i>rpm</i> )	Largura ( <i>mm</i> )	Espessura ( <i>mm</i> )	Int. entre passes ( <i>s</i> )
F1	787	33,90	1264	17,33	3,48
F2	782	54,50	1264	10,79	2,14
F3	761	79,20	1264	7,42	1,48
F4	729	119	1264	5,10	1,01
F5	726	147,10	1264	3,90	0,79
F6	751	167,20	1264	3,14	0,63
F7	755	172	1264	2,61	-

Tabela 3.5 Dados de entrada para o controle da simulação computacional da laminação a quente

<b>Principal</b>	
Sistema de Unidades	SI
Tipo de Simulação	Lagrangeano Incremental
Modos de Simulação	Deformação, Transferência de Calor
<b>Controle de Passos (para cada etapa de deformação)</b>	
Número de passos da simulação	5000
Incremento para salvar passos	10
Incremento de tempo	0,0005 <i>s</i>
<b>Controle de Passos (para cada intervalo entre passes)</b>	
Número de passos da simulação	10
Incremento para salvar passos	1
Incremento de tempo	De acordo com o intervalo entre passes
<b>Iteração</b>	
Solucionador Deformação	Esparso
Método de Iteração	Iteração Direta
Solucionador Temperatura	Esparso
Erro Limite Velocidade	0,001
Erro Limite Força	0,01
<b>Condições de Processo</b>	
Temperatura Ambiente	30 °C
Coeficiente de Convecção	0,02 <i>kW m<sup>-2</sup> °C<sup>-1</sup></i>

No caso da laminação, os objetos são a tira e os cilindros do laminador. Devido à simetria do processo de laminação de tiras a quente, a simulação pode ser determinada pela modelagem de um quarto da tira (metade da largura e metade da espessura) como está esquematizado na Figura 3.12. Os planos de simetria foram definidos de acordo com a geometria dos objetos e as áreas de transferência de calor correspondem às faces que estão expostas ao ambiente e/ou em contato com os cilindros de laminação. Adicionalmente, o critério de remalhamento automático foi adotado, em vista da possibilidade de surgir malhas

severamente distorcidas, causada pela extensa deformação durante a laminação. Na Tabela 3.6 é apresentado os dados de entrada para a definição dos objetos da simulação computacional da laminação a quente.

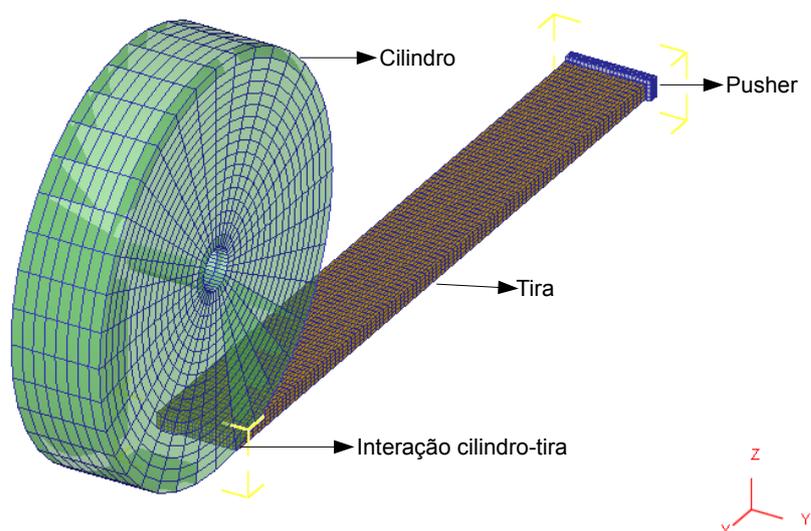


Figura 3.12 Representação do modelo geométrico da simulação computacional da laminação a quente.

Tabela 3.6 Dados de entrada para a definição dos objetos da simulação computacional da laminação a quente

	<b>Tira</b>	<b>Cilindro</b>
Tipo de objeto	Plástico	Rígido
Temperatura	1000, 1100 e 1200 °C	40 °C
Material	Aço microligado	-
Número de elementos	14000 (hexaédrico)	-
Transf. de calor (faces)	Todas (exceto planos de simetria)	-
Tipo de movimento	-	Velocidade angular
Módulo	-	De acordo com os dados do processo

A interação entre objetos é importante para definir como os objetos interagem entre si. As interações são mecânicas, como o atrito, e também são térmicas, como a transferência de calor por condução. O DEFORM<sup>TM</sup>3D oferece várias opções para definição de atrito dos objetos. A opção utilizada nas simulações deste trabalho é o atrito por cisalhamento, cuja equação do modelo é (Equa-

ção 3.9):

$$f_s = \mu\sigma \quad (3.9)$$

em que  $f_s$  é a tensão de cisalhamento ao atrito entre materiais,  $\mu$  é o fator de cisalhamento de atrito,  $\sigma$  é a tensão de escoamento do material deformado [75].

Neste trabalho, um valor constante, para o fator de atrito e o coeficiente de transferência de calor, foram assumidos. Os parâmetros de interação utilizados estão na Tabela 3.7.

Tabela 3.7 Dados de entrada para a interação entre objetos da simulação computacional da laminação a quente

Interação Cilindro-Tira	
Tipo de Atrito	Cisalhante
Fator de Atrito	0,7
Coef. Transf. de Calor por Condução	$40kW m^{-2} \circ C^{-1}$

Para a simulação, faz-se necessário definir uma relação entre a tira e o *pusher*, pois, na simulação, deve-se utilizar um objeto que comprima a tira contra os cilindros, nos primeiros passos de simulação, para que a simulação prossiga. O que condiz com a realidade, uma vez que a condição de atrito para a “mordida” da peça pelo cilindro não se estabelece. A geometria do *pusher* é fator irrelevante, a única restrição imposta à geometria é relacionada à região de contato com a peça, cuja área de contato deverá ser um pouco maior à área da seção transversal da peça. A velocidade do *pusher* deve ser em torno de 50 a 60% da velocidade relativa dos rolos do laminador [75]. Esta relação deve ser definida em todos os passes de laminação do processo.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados apresentados a seguir podem ser divididos entre os resultantes dos ensaios de torção a quente e os obtidos por meio das respostas do modelo de simulação criado. Dos ensaios de torção a quente foram obtidas as curvas de tensão vs. deformação equivalentes. Também foram geradas curvas da fração recristalizada em função da deformação equivalente e com isso foi feita a modelagem matemática dos mecanismos de amaciamento dinâmico atuantes durante a deformação a quente do aço microligado ao nióbio estudado. De posse destes resultados foi criado o modelo de simulação computacional, sendo este validado por meio da simulação do ensaio de múltiplos passes descrito por Jorge Junior et al. [19] e apresentado na seção 2.2.1.

### 4.1 Curvas de Escoamento Plástico

As curvas de tensão vs. deformação equivalentes apresentadas nas Figuras 4.1 a 4.3, estão agrupadas de acordo com as taxas de deformação utilizadas nos ensaios (0,1, 1 e  $10\text{ s}^{-1}$ ). Em cada gráfico são mostradas as curvas obtidas nas temperaturas utilizadas nos ensaios (900, 950, 1000, 1050 e  $1100\text{ °C}$ ), totalizando 15 ensaios. Estas curvas foram inseridas no software para representar o comportamento plástico do material em estudo, dentro do modelo desenvolvido.

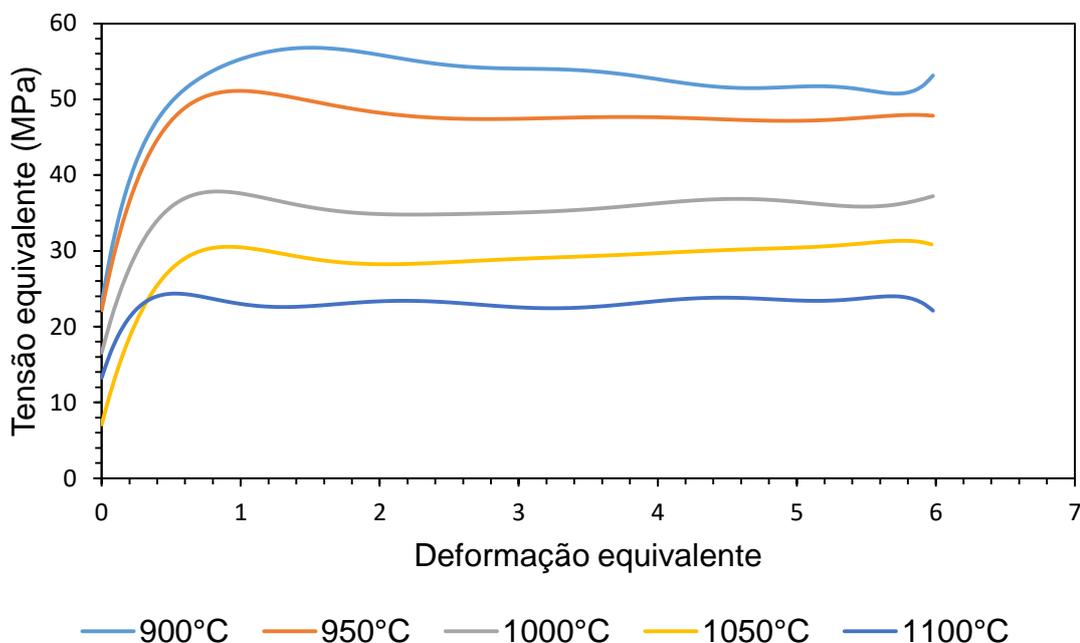


Figura 4.1 Curvas de escoamento plástico obtidas por meio de ensaio de torção a quente isotérmico e contínuo com taxa de deformação igual a  $0,1\text{ s}^{-1}$ .

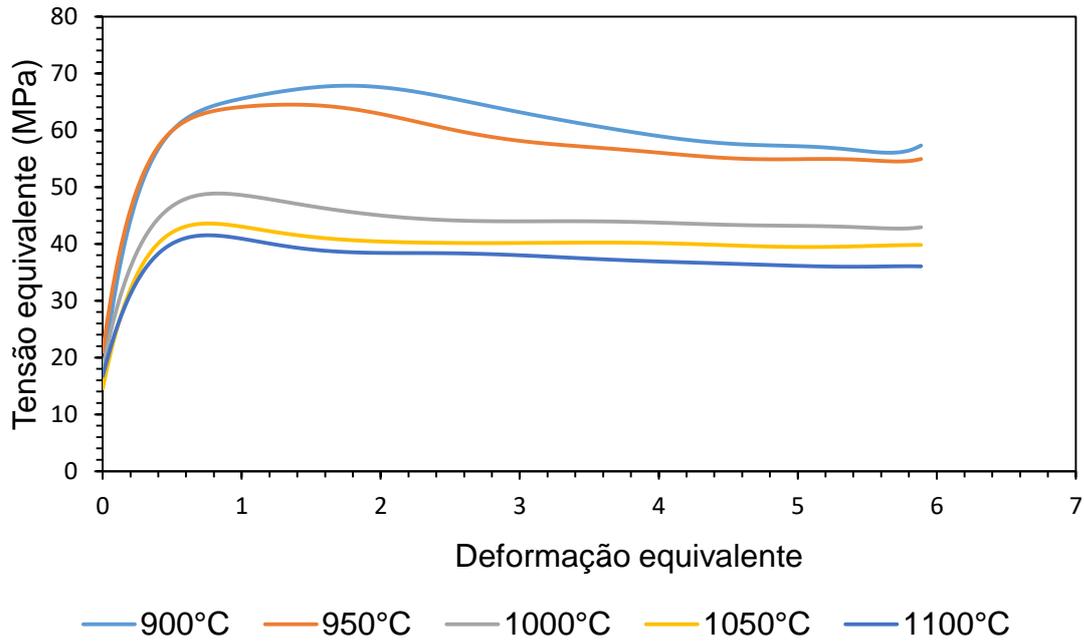


Figura 4.2 Curvas de escoamento plástico obtidas por meio de ensaio de torção a quente isotérmico e contínuo com taxa de deformação igual a  $1 \text{ s}^{-1}$ .

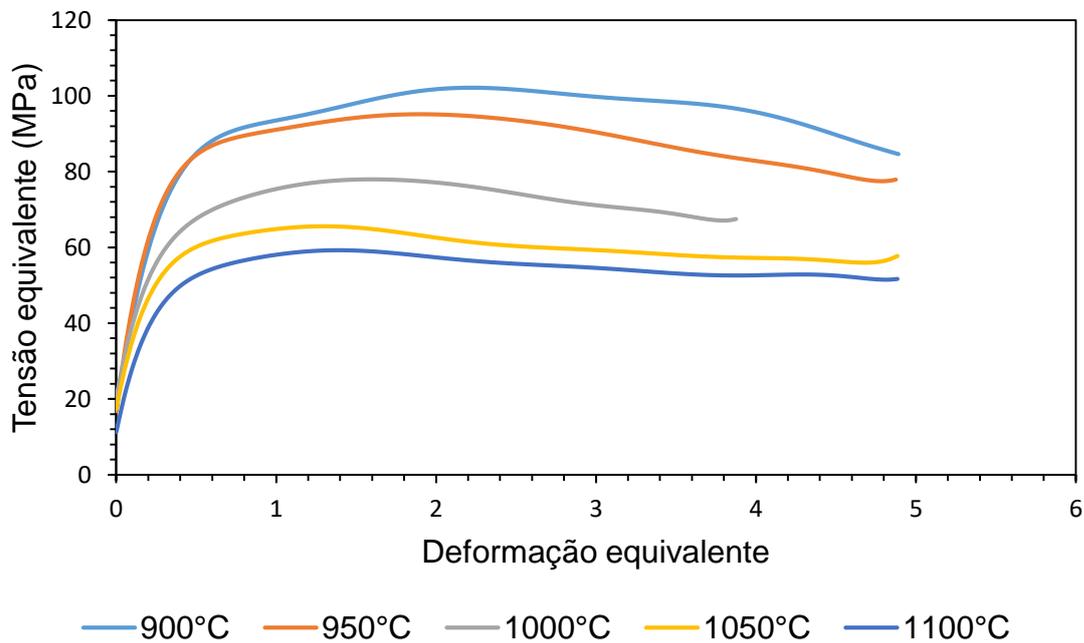


Figura 4.3 Curvas de escoamento plástico obtidas por meio de ensaio de torção a quente isotérmico e contínuo com taxa de deformação igual a  $10 \text{ s}^{-1}$ .

Pode-se observar que o aço microligado ao nióbio apresenta comportamento típico de material que se recristaliza dinamicamente. De uma forma geral, nota-se nestas curvas que, inicialmente, há uma região de encruamento, na qual a

tensão aumenta com a deformação imposta até atingir um máximo correspondente ao pico de tensões. Por fim, devido ao amaciamento dinâmico do material, observa-se uma redução do nível de tensão para um valor intermediário, podendo ou não alcançar a tensão de estado estacionário, de acordo com as condições de temperatura e taxa de deformação aplicadas.

Na Figura 4.1 é mostrada a evolução das curvas de escoamento plástico a 900, 950, 1000, 1050 e 1100 °C com taxa de deformação de 0,1 s<sup>-1</sup>. Os baixos níveis de tensão são característicos da baixa taxa de deformação aplicada. Observa-se uma diferença relativa na tensão de pico entre as curvas referentes às temperaturas de 900 e 950 °C para as curvas ensaiadas a 1000, 1050 e 1100 °C. A deformação para início do estado estacionário é maior para temperaturas mais baixas. Em altas temperaturas, a queda de tensão entre a tensão de pico e a de estado estacionário é relativamente pequena, enquanto a queda após o pico de tensão é lenta e relativamente maior em temperaturas menores. Todavia, pode-se dizer que as formas das curvas são bastante semelhantes entre si, indicando mecanismos de deformação equivalentes para as temperaturas aplicadas nesta taxa de deformação.

Nas Figuras 4.2 e 4.3 são apresentadas as curvas de escoamento plástico a 900, 950, 1000, 1050 e 1100 °C com taxas de deformação de 1 s<sup>-1</sup> e 10 s<sup>-1</sup>, respectivamente. Os níveis de tensão sobem em relação às curvas da Figura 4.1 devido à maior taxa de deformação aplicada, principalmente para as condições de temperaturas mais baixas (900 e 950 °C). As considerações feitas em relação as curvas de escoamento plástico da Figura 4.1 também são aplicáveis às curvas de escoamento das Figuras 4.2 e 4.3. Observa-se na Figura 4.3 que em algumas curvas não há um patamar indicando o estado estacionário e sim uma diminuição constante da tensão em função da deformação.

Das curvas de escoamento plástico, por meio de análise visual, foi possível determinar os valores das tensões e deformações de pico. As Figuras 4.4 e 4.5 mostram a dependência da tensão e deformação de pico com as condições de deformação, ou seja, da temperatura e da taxa de deformação.

Na Figura 4.4, tomando o pico de tensão como um ponto representativo do comportamento do material, pode-se ver que este aumenta com o aumento da taxa de deformação imposta e diminui com o aumento da temperatura aplicada. Isto ocorre devido à diminuição na quantidade de energia armazenada necessária para iniciar o processo de nucleação de novos grãos. Observa-se, também, que a variação da temperatura causa um impacto ligeiramente maior na tensão necessária para deformação do que a variação da taxa de deformação.

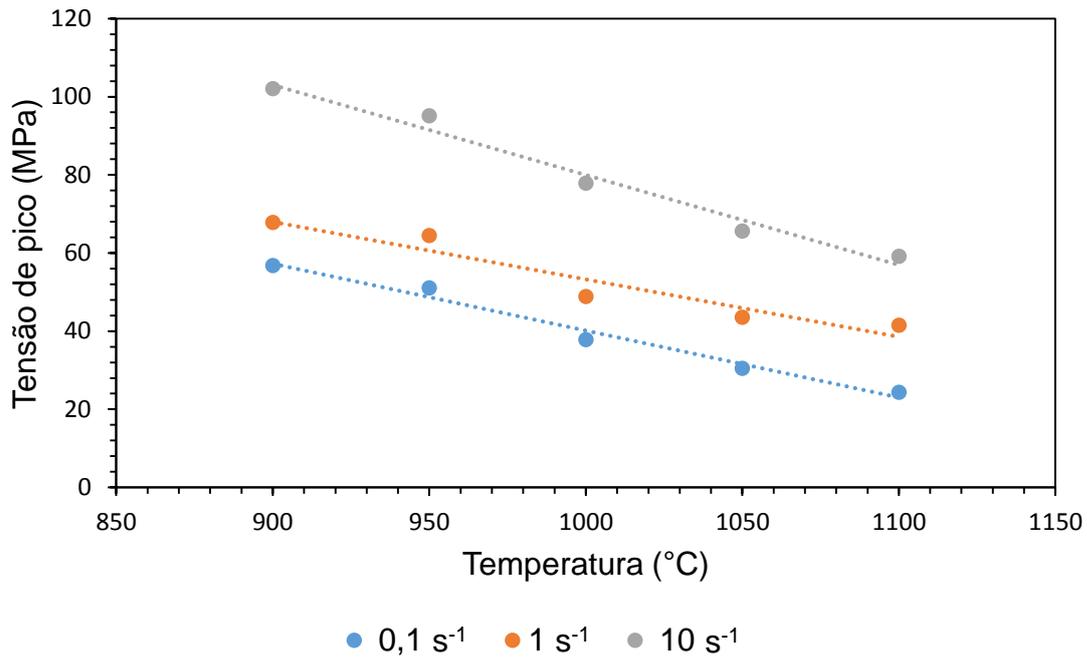


Figura 4.4 Gráfico da variação da tensão de pico em função da temperatura para as diferentes taxas de deformação aplicadas.

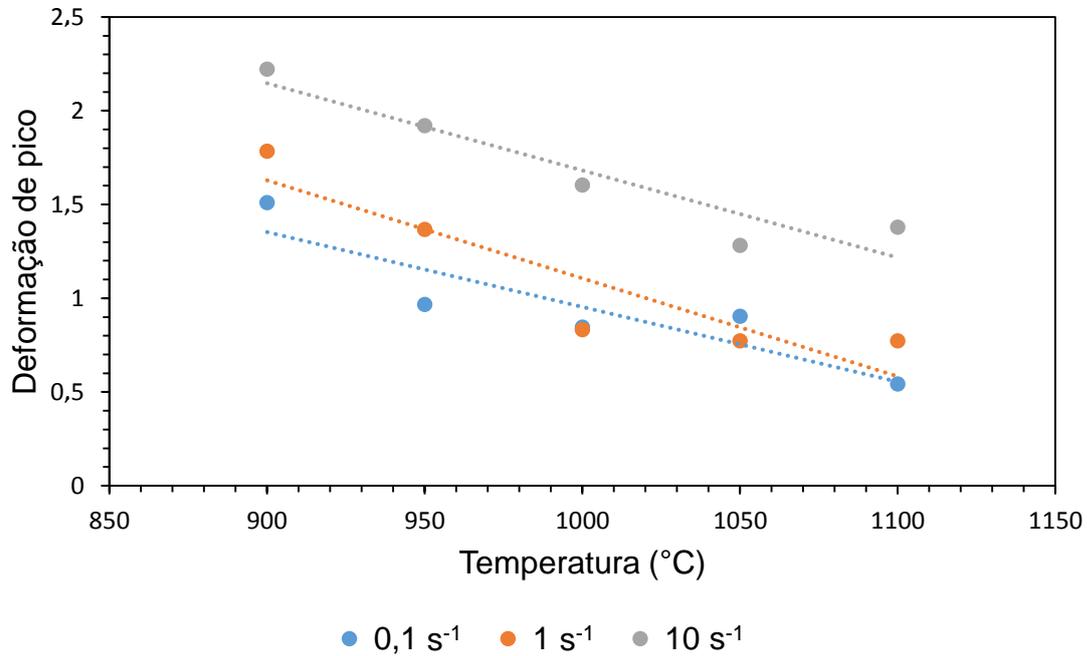


Figura 4.5 Gráfico da variação da deformação de pico em função da temperatura para as diferentes taxas de deformação aplicadas.

Observa-se na Figura 4.5 que aumentando a taxa de deformação, tem-se um aumento na deformação correspondente ao pico de tensões. Quanto maior a

quantidade de deformação antes do pico de tensão maior será a energia armazenada, resultando em grãos menores recristalizados dinamicamente. A temperatura interfere de maneira oposta à taxa de deformação. Em altas temperaturas tem-se menores deformações de pico e a recristalização inicia-se com baixas deformações. Assim, os grãos serão maiores que os obtidos em temperatura menores.

## 4.2 Curvas da Fração Recristalizada Dinamicamente

Para descrever a fração amaciada ( $X$ ) em um determinado instante do processo de recristalização dinâmica, utiliza-se a razão entre a diferença das curvas de recuperação e recristalização dinâmicas, de acordo com a Equação 3.8, representada graficamente na Figura 3.5. Utilizando o procedimento descrito, foi calculada a evolução da fração amaciada em função da deformação para os experimentos mostrados nas Figuras 4.1 a 4.3 que atingiram a condição de estado estacionário, observa-se na Figura 4.3 que para as condições de 900, 950 e 1000 °C não há um patamar indicando o estado estacionário e, com isso, não foi realizado o cálculo da fração amaciada nestas condições. Estes resultados estão apresentados nas Figuras 4.6 a 4.8, nas quais percebe-se que o aumento da temperatura atua de forma a acelerar o início do amaciamento. Além disso, aumentando a taxa de deformação, tem-se um aumento na deformação correspondente a 50% de recristalização dinâmica.

### 4.2.1 Cálculo da deformação para 50% de recristalização dinâmica

A deformação para 50% de amaciamento ( $\varepsilon_{0,5}$ ) durante o estágio de recristalização dinâmica depende das condições do processo de deformação e do material (Equação 2.14). Os valores de  $\varepsilon_{0,5}$  foram obtidos diretamente das curvas da fração recristalizada em função da deformação aplicada (Figuras 4.6 a 4.8), para cada condição de temperatura e taxa de deformação, e são apresentados na Tabela 4.1.

De posse dos valores de  $\varepsilon_{0,5}$ , foi construído o gráfico de  $\ln\varepsilon_{0,5}$  vs.  $1/T$ , para cada taxa de deformação  $\dot{\varepsilon}$ , e com isso, determinou-se a energia de ativação,  $Q_{DRX}$ , para a DRX ( $Q_{DRX} = R[\partial\ln\varepsilon_{0,5}/\partial\ln(1/T)]_{\dot{\varepsilon}}$ ), como mostrado na Figura 4.9. O valor médio encontrado para  $Q_{DRX}$  foi de 62,636 kJ.mol<sup>-1</sup>.

Para determinar o valor do expoente  $s$  e da constante  $c$  da Equação 2.14, foi construído o gráfico de  $\ln\varepsilon_{0,5}$  vs.  $\ln\dot{\varepsilon}$ , para cada temperatura de deformação. Assim,  $s$  foi obtido pela inclinação da curva ( $s = [\partial\ln\varepsilon_{0,5}/\partial\ln\dot{\varepsilon}]_T$ ) e  $\ln c$  foi obtido

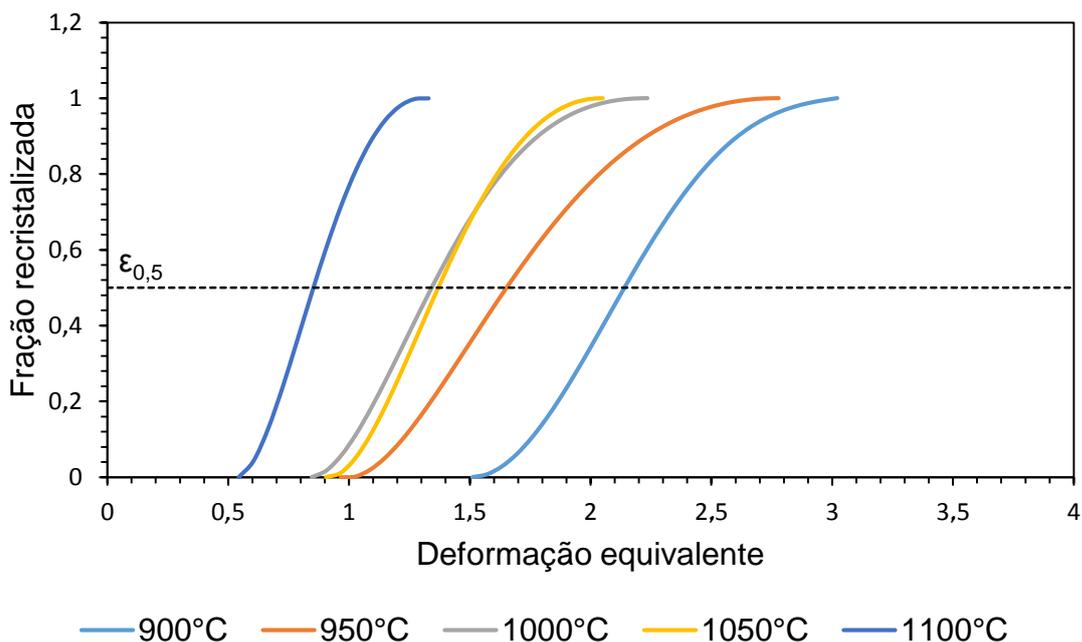


Figura 4.6 Evolução da fração amaciada em função da deformação para as condições de ensaio com taxa de deformação igual a  $0,1 \text{ s}^{-1}$ .

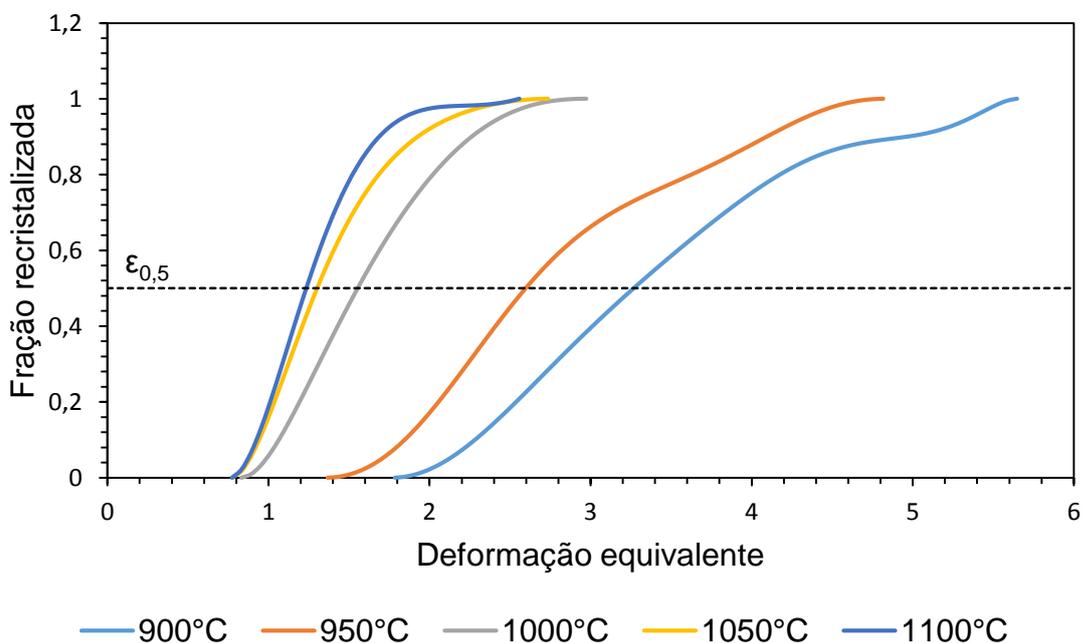


Figura 4.7 Evolução da fração amaciada em função da deformação para as condições de ensaio com taxa de deformação igual a  $1 \text{ s}^{-1}$ .

pela intersecção da curva com o eixo das ordenadas. De acordo com a Figura 4.10, o valor de  $s$  calculado foi de  $s = 0,158$  e tomando-se  $lnc$  igual a intersecção da curva com o eixo das ordenadas, definiu-se o valor da constante  $c = 0,00545$ .

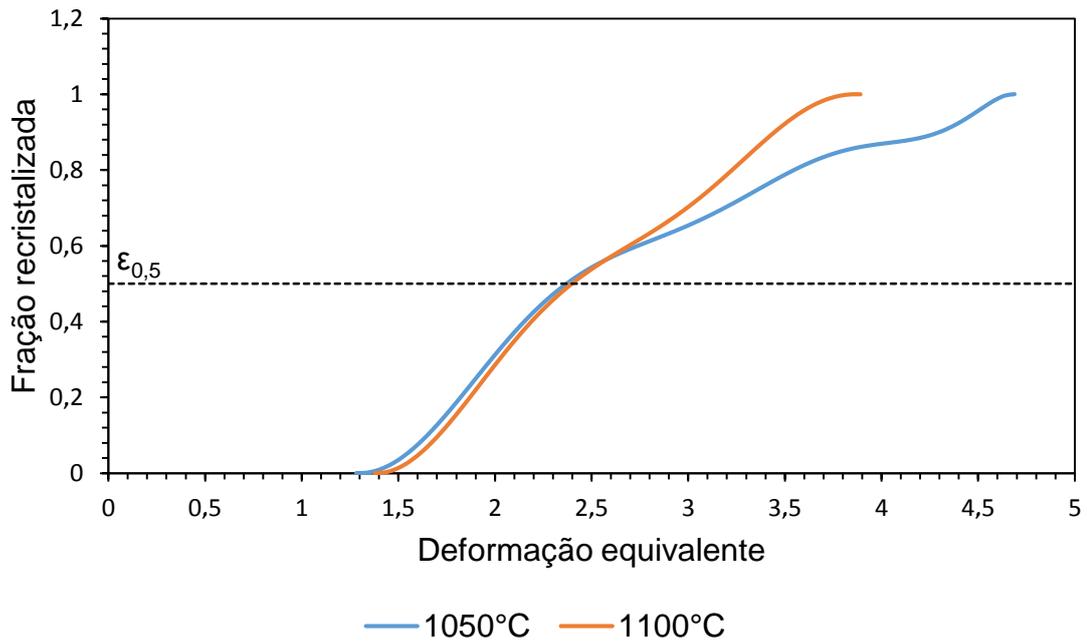


Figura 4.8 Evolução da fração amaciada em função da deformação para as condições de ensaio com taxa de deformação igual a  $10 \text{ s}^{-1}$ .

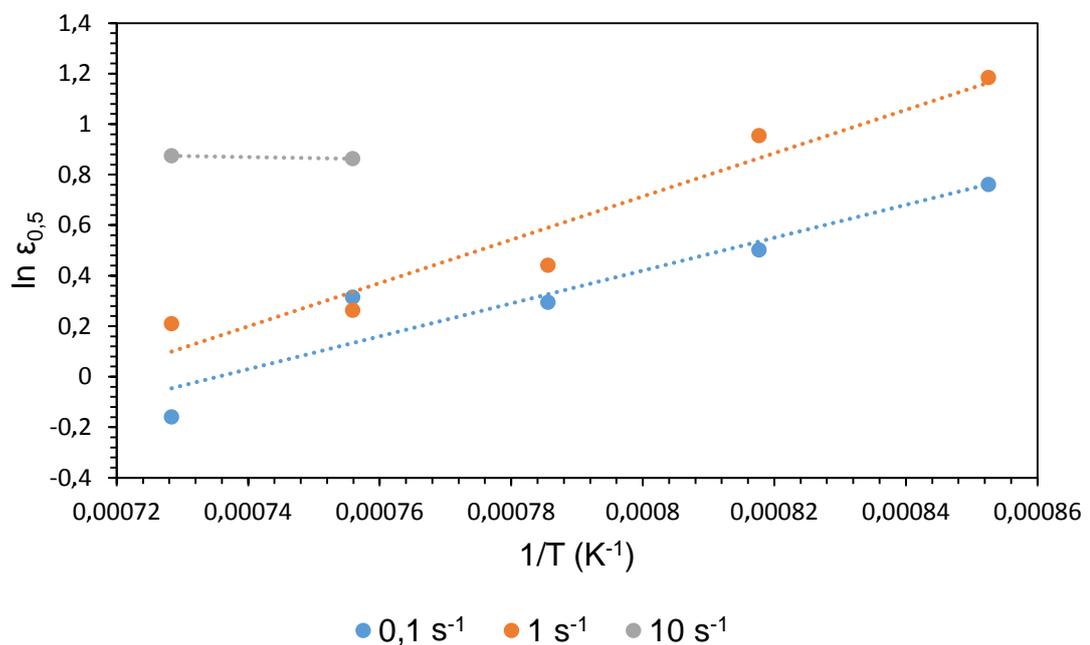


Figura 4.9 Gráfico de  $\ln \epsilon_{0,5}$  vs.  $1/T$  para as diferentes taxas de deformação aplicadas.

Com os valores calculados para a energia de ativação para DRX e das constantes associadas, a Equação 2.14 pode ser reescrita na forma da equação da deformação de 50% de recristalização do aço microligado ao nióbio estudado,

Tabela 4.1 Valores das deformações para 50% de recristalização dinâmica ( $\varepsilon_{0,5}$ ) obtidos das curvas de fração recristalizada em função da deformação equivalente

Taxa de deformação	Temperatura ( $^{\circ}C$ )	$\varepsilon_{0,5}$
$0,1 s^{-1}$	900	2,14
	950	1,65
	1000	1,34
	1050	1,37
	1100	0,85
$1 s^{-1}$	900	3,27
	950	2,60
	1000	1,55
	1050	1,30
	1100	1,23
$10 s^{-1}$	1050	2,37
	1100	2,40

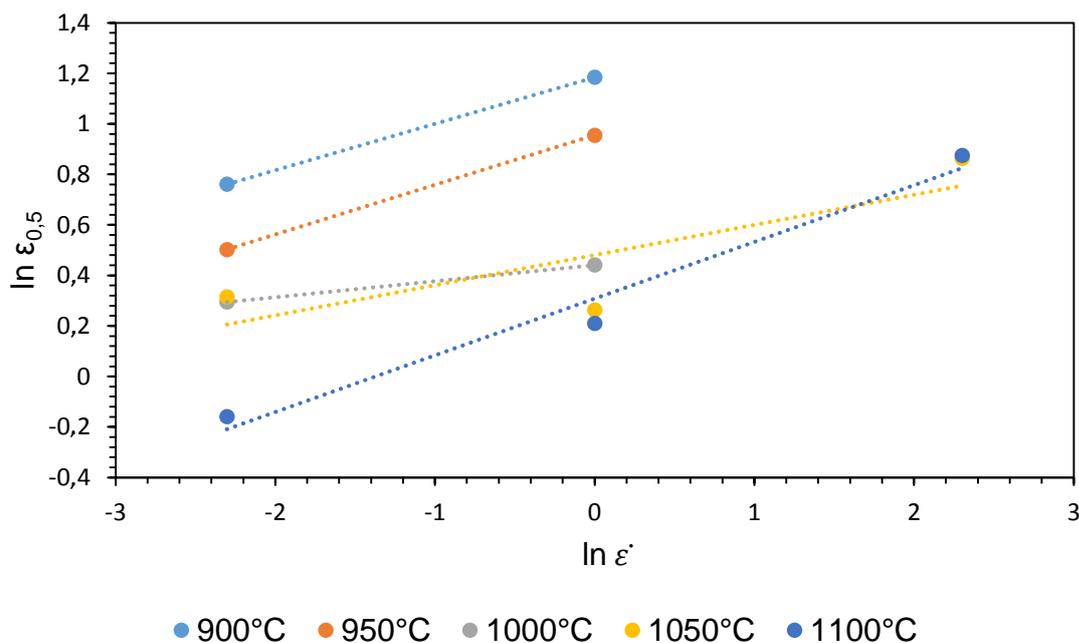


Figura 4.10 Gráfico de  $\ln \varepsilon_{0,5}$  vs.  $\ln \dot{\varepsilon}$  para diferentes temperaturas.

resultando na Equação 4.1, que foi aplicada no modelo computacional.

$$\varepsilon_{0,5} = 5,45 \cdot 10^{-3} \cdot \dot{\varepsilon}^{0,158} \exp\left(\frac{62636}{RT}\right) \quad (4.1)$$

A facilidade deste método deve-se a pequena quantidade de experimentos necessários, mesmo com grande número de parâmetros. Vale observar que a cinética de amaciamento dinâmico determinada com essa metodologia engloba todos os mecanismos de amaciamento que atuam; tanto os efeitos da recupe-

ração dinâmica quanto aos da recristalização dinâmica estão computados nos valores de  $\varepsilon_{0,5}$  calculados.

#### 4.2.2 Cálculo do expoente de Avrami

O cálculo do expoente de Avrami ( $n$ ) foi feito graficamente. Rearranjando-se a Equação 3.8, obtém-se que  $\log[\ln(1/(1-X))]$  é proporcional a  $\log(\varepsilon - \varepsilon_c)$ . O valor de  $n$  será o coeficiente linear ( $n = [\partial \log[\ln(1/(1-X))]/\partial \log(\varepsilon - \varepsilon_c)]_{T, \dot{\varepsilon}}$ ) do ajuste das curvas exibidas nas Figuras 4.11 a 4.13. Os valores de  $n$  calculados estão descritos na Tabela 4.2.

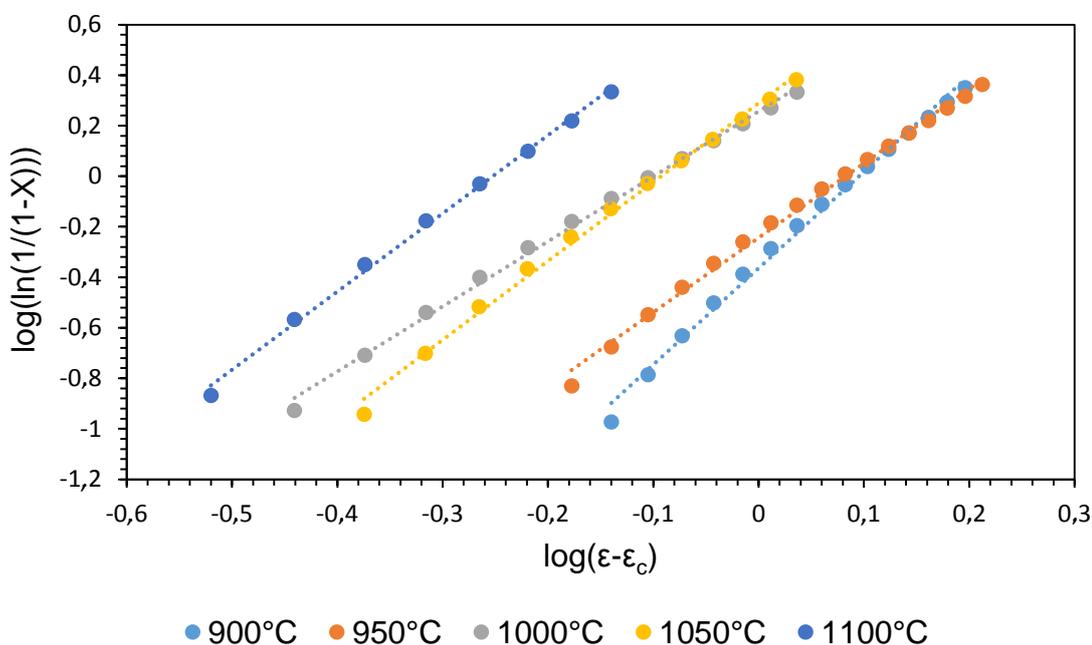


Figura 4.11 Curvas  $\log[\ln(1/(1-X))]$  vs.  $\log(\varepsilon - \varepsilon_c)$  utilizadas para determinar o expoente de Avrami nas condições de ensaio com taxa de deformação igual a  $0,1 \text{ s}^{-1}$ .

De acordo com os resultados experimentais, o expoente de Avrami apresenta valores entre 1,88 e 3,82 sob todas as condições experimentais aplicadas. O valor médio de  $n = 2,68$  foi encontrado para o aço microligado ao nióbio estudado nas condições experimentais deste trabalho. O surgimento dos diferentes valores para o expoente de Avrami deve-se à sua dependência com as condições de deformação (temperatura, deformação e taxa de deformação) e respostas microestruturais do material.

De posse dos valores calculados para o expoente de Avrami, a Equação 2.13 pode ser reescrita na forma da equação de recristalização dinâmica do aço microligado ao nióbio estudado, resultando na Equação 4.2, que foi utilizada no

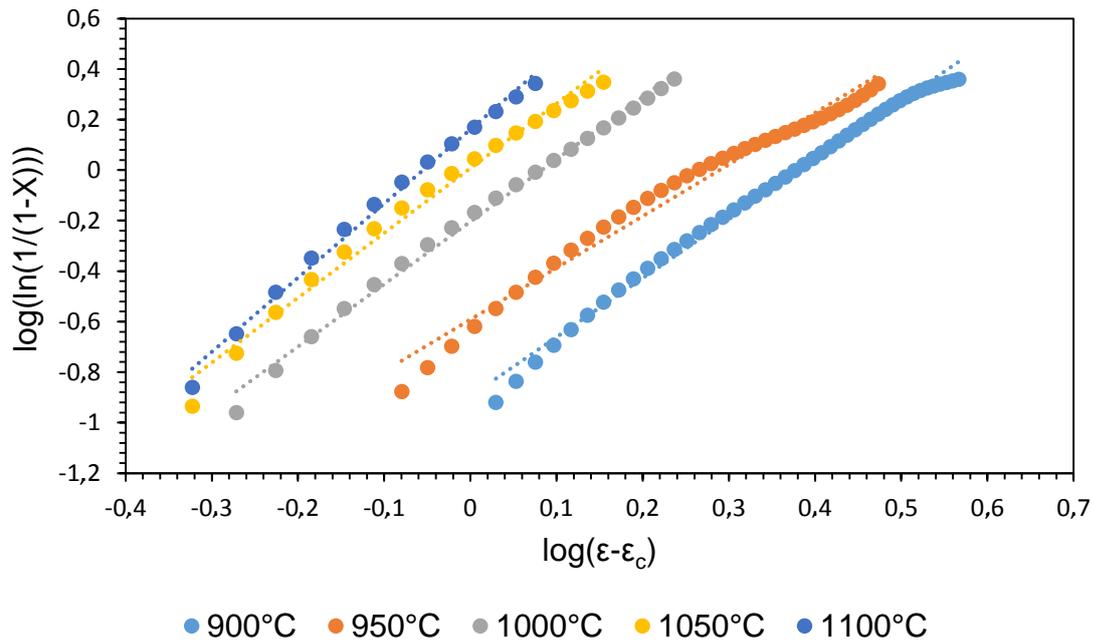


Figura 4.12 Curvas  $\log[\ln(1/(1-X))]$  vs.  $\log(\varepsilon - \varepsilon_c)$  utilizadas para determinar o expoente de Avrami nas condições de ensaio com taxa de deformação igual a  $1 \text{ s}^{-1}$ .

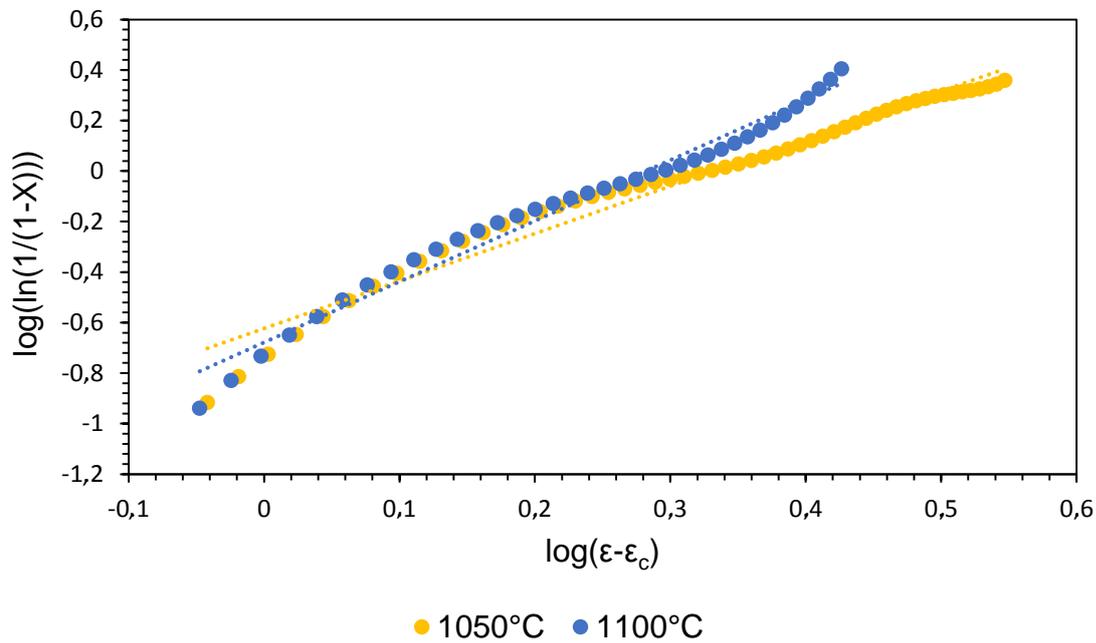


Figura 4.13 Curvas  $\log[\ln(1/(1-X))]$  vs.  $\log(\varepsilon - \varepsilon_c)$  utilizadas para determinar o expoente de Avrami nas condições de ensaio com taxa de deformação igual a  $10 \text{ s}^{-1}$ .

modelo computacional para o cálculo das cinéticas de recristalização dinâmica.

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}} \right)^{2,68} \right] \quad (4.2)$$

Tabela 4.2 Valores do expoente de Avrami ( $n$ ) nas condições de ensaio

Taxa de deformação	Temperatura ( $^{\circ}C$ )	$n$
$0,1 s^{-1}$	900	3,82
	950	2,95
	1000	2,57
	1050	3,13
	1100	3,10
$1 s^{-1}$	900	2,33
	950	2,05
	1000	2,47
	1050	2,57
	1100	2,94
$10 s^{-1}$	1050	1,88
	1100	2,39

### 4.3 Determinação do tamanho de grão recristalizado dinamicamente

Para um determinado aço, o valor do tamanho de grão recristalizado depende da temperatura e da taxa de deformação aplicada, e a expressão normalmente estabelecida para expressar esta dependência, no caso do tamanho de grão recristalizado dinamicamente, é a Equação 2.15 descrita na seção 2.2.6.1. A dependência do tamanho de grão,  $d_{DRX}$ , com o inverso da temperatura absoluta,  $1/T$ , para cada taxa de deformação aplicada, ( $\ln(d_{DRX})$  vs.  $1/T$ ) está mostrada na Figura 4.14. Nota-se que, de uma forma geral, o tamanho de grão aumenta com o aumento da temperatura, uma vez que o crescimento de grão é um processo termicamente ativado, portanto em condições de altas temperaturas, a rápida difusão é favorecida ao longo dos contornos de grão. A energia dos contornos passa a atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de determinados grãos, à custa de outros, de modo a diminuir o número de grãos, ou seja, diminuir a área total desses contornos, resultando em tamanhos de grão maiores. Construindo-se o gráfico de  $\ln(d_{DRX})$  vs.  $1/T$ , para cada taxa de deformação, foi possível determinar a energia de ativação para o crescimento de grão da Equação 2.15 ( $Q_{d_{DRX}} = R[\partial \ln(d_{DRX}) / \partial \ln(1/T)]_{\dot{\epsilon}}$ ), que representa a inclinação da curva do gráfico. Com isso, o valor de  $Q_{d_{DRX}}$  calculado foi de  $Q_{d_{DRX}} = -53172,1 J.mol^{-1}$ .

Na Figura 4.15 é mostrada a dependência do tamanho de grão recristalizado dinamicamente,  $d_{DRX}$ , com a taxa de deformação,  $\dot{\epsilon}$ , para cada temperatura de deformação ( $\ln(d_{DRX})$  vs.  $\ln \dot{\epsilon}$ ). Observa-se que  $d_{DRX}$  diminui com o incremento da taxa de deformação, pois maiores taxas geram uma maior densidade de discordâncias e, conseqüentemente, a taxa de nucleação se torna maior, resultando

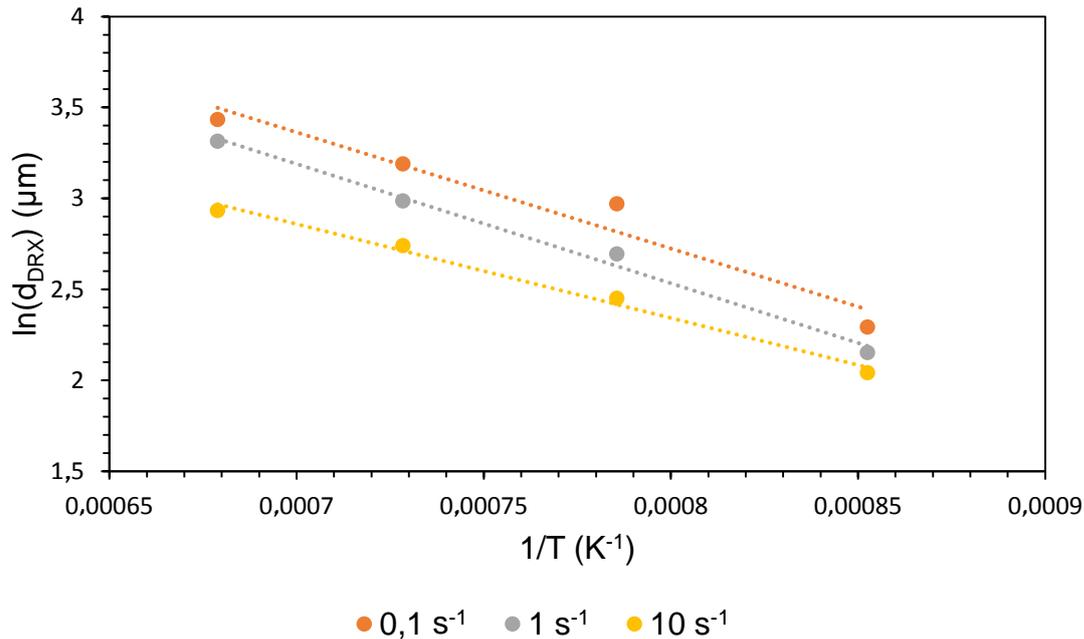


Figura 4.14 Gráfico da dependência do tamanho de grão recristalizado dinamicamente com o inverso da temperatura absoluta para as diferentes taxas de deformação aplicadas.

em tamanhos de grãos recristalizados mais finos, sendo assim, o expoente  $b$  possui valores negativos. O valor do expoente  $b$ , na Equação 2.15, foi determinado graficamente, baseado em  $b = [\partial \ln(d_{DRX}) / \partial \ln \dot{\epsilon}]_T$ , que representa a inclinação da curva do gráfico de  $\ln(d_{DRX})$  vs.  $\ln \dot{\epsilon}$ . Com isso, o valor do expoente  $b$  calculado foi de  $b = -0,102$ . O valor da constante  $C'$  foi calculado tomando-se os valores de  $Q_{d_{DRX}}$  e  $b$ , obtendo o valor da constante  $C' = 7,9 \cdot 10^3$ . A Equação 4.3 é a relação obtida de acordo com esse método. Esta equação foi inserida no modelo computacional desenvolvido neste trabalho, possibilitando o cálculo do tamanho de grão recristalizado dinamicamente, auxiliando nos cálculos para o mecanismo de crescimento de grão proposto no modelo.

$$d_{DRX} = 7,9 \cdot 10^3 \dot{\epsilon}^{-0,102} \exp\left(\frac{-53172,1}{RT}\right) \quad (4.3)$$

#### 4.4 Validação do Modelo Computacional

Com o modelo pronto, este foi validado por meio da simulação computacional do ensaio de torção descrito no trabalho de Jorge Junior et al. [19] e que representa, em escala de laboratório, uma sequência de passes do processo de laminação a quente de chapas grossas. Visto que é inviável validar o modelo pelo

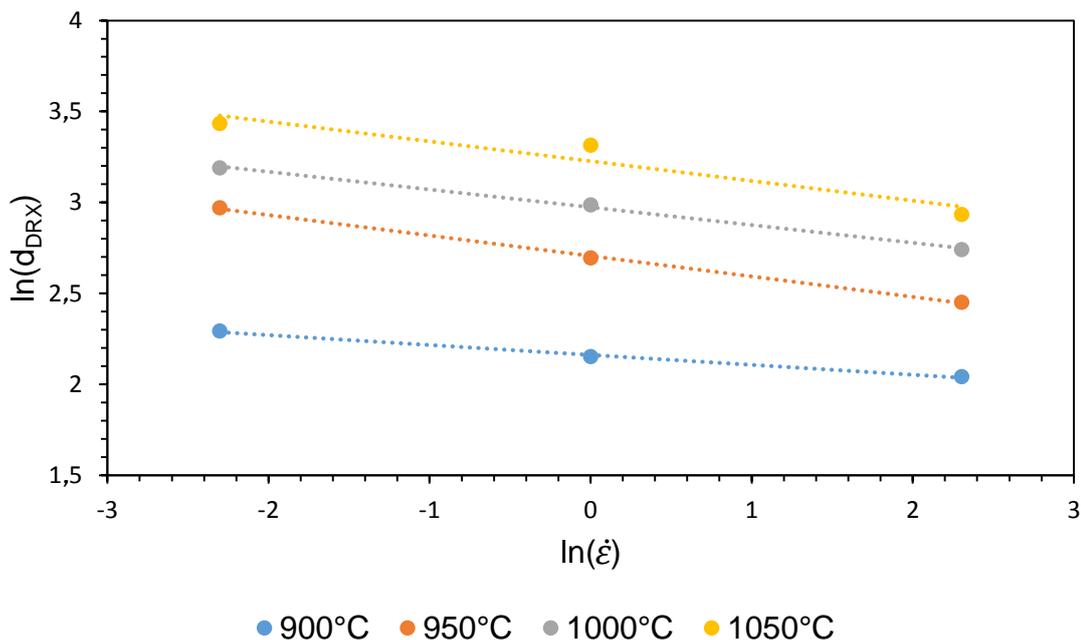


Figura 4.15 Gráfico da dependência do tamanho de grão recristalizado dinamicamente com a taxa de deformação para diferentes temperaturas.

processo real de laminação a quente, já que alguns parâmetros como a evolução microestrutural e o tempo de início da precipitação, entre outros parâmetros, não podem ser medidos diretamente durante a laminação a quente.

Na Figura 4.16 é apresentado o perfil da precipitação induzida por deformação para a simulação do ensaio de torção com resfriamento contínuo, nas condições apresentadas na literatura, conduzida para a comparação e validação do modelo. Como pode ser observado nesta figura, os efeitos da precipitação induzida por deformação têm início no oitavo passe do ensaio de torção a quente simulado. Fazendo uma comparação direta com o trabalho de Jorge Junior et al. [19], a indicação do início da precipitação calculada na simulação e a descrita na literatura são similares.

Vale ressaltar que a análise desses resultados é baseada na aplicação da regra de aditividade, ou seja, a precipitação terá início quando o valor da Equação 2.28 for igual a 1. Neste caso, a coloração vermelha representa o início da precipitação. Não é possível quantificar o volume precipitado, apenas prever a nucleação da precipitação induzida por deformação (em termos práticos, pode ser tomado como o tempo correspondendo a 5% do volume precipitado, que é suficiente para inibir os mecanismos de amaciamento).

A temperatura do processo é um dado de extrema importância para o cálculo de diversos parâmetros do processo, como a evolução microestrutural. A evo-

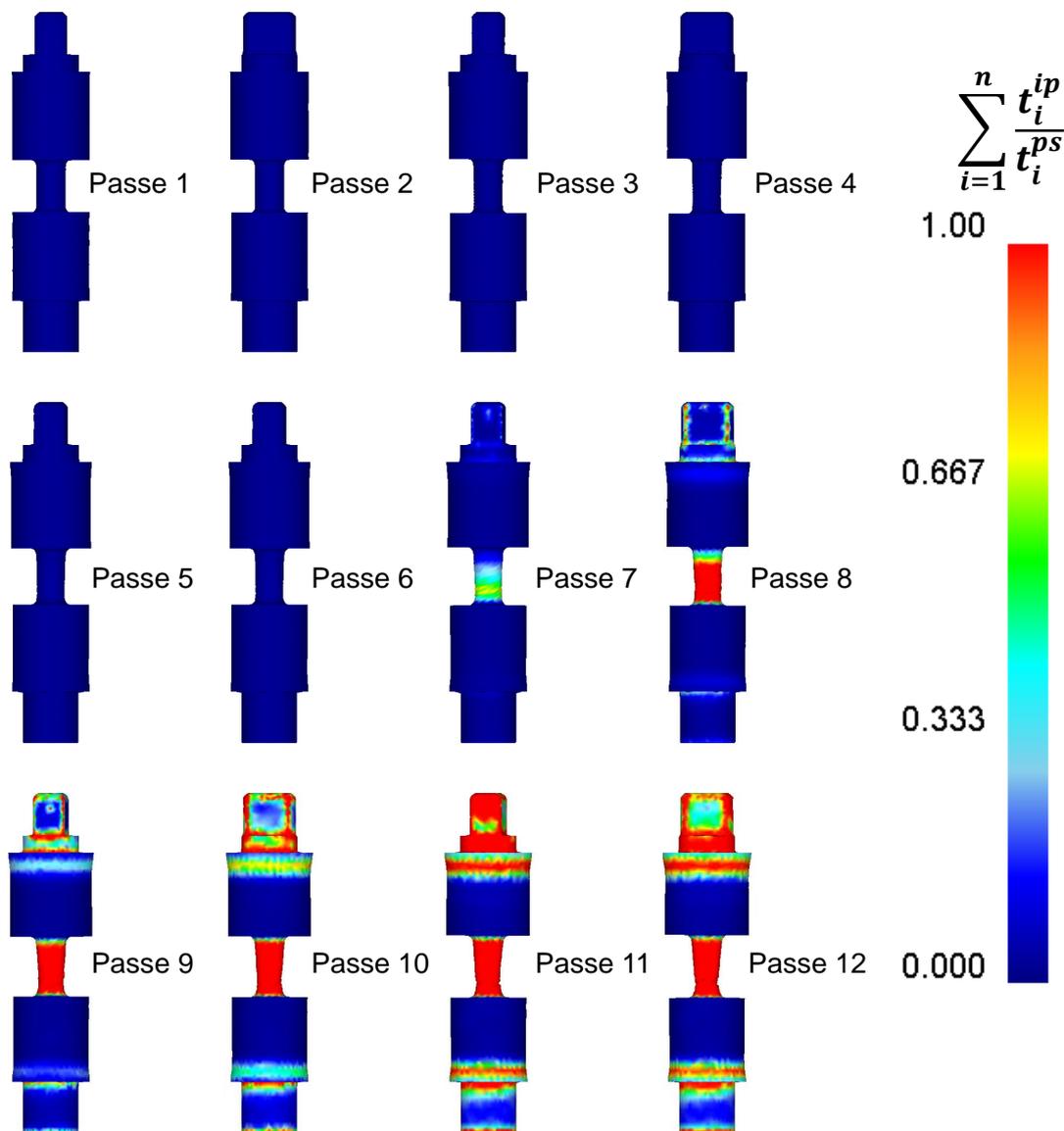


Figura 4.16 Perfil da precipitação induzida por deformação em cada passe do ensaio de torção simulado.

lução da temperatura na superfície do corpo de prova, durante a simulação do ensaio de torção, foi comparada com a temperatura medida no ensaio descrito na literatura. Na Figura 4.17 é mostrado o perfil de temperatura ao longo do ensaio simulado, observa-se no oitavo passe, onde tem início a precipitação, que a temperatura do corpo de prova encontra-se em  $987^{\circ}\text{C}$ , podendo ser associada à temperatura de não-recristalização do material. Este resultado está de acordo com valor descrito na literatura, que é de  $989^{\circ}\text{C}$  [19].

De acordo com os resultados do ensaio físico descrito na literatura [19], que foram apresentados na Figura 2.5, o material sofre SRX nos primeiros sete pas-

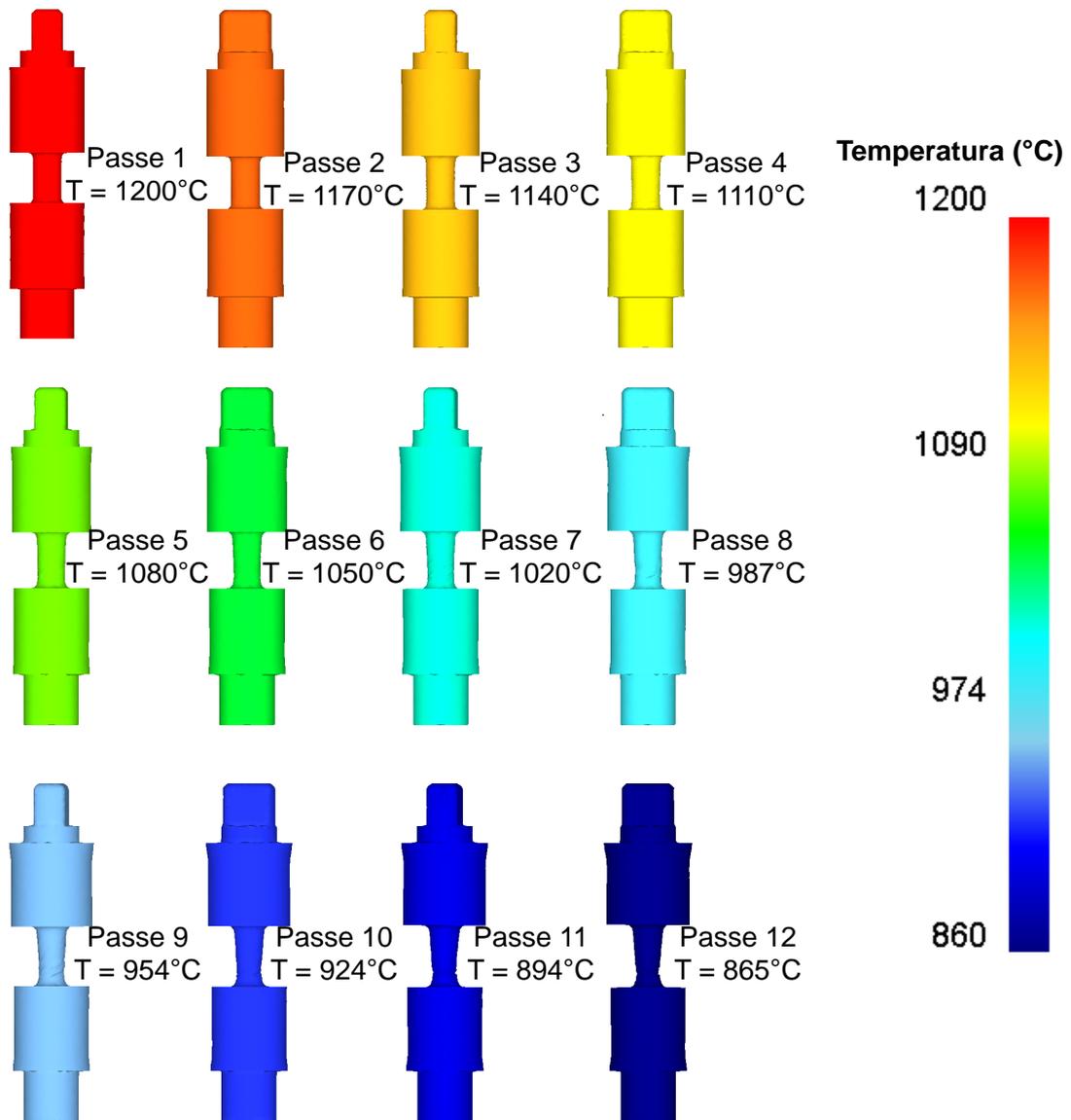


Figura 4.17 Perfil de temperatura em cada passe do ensaio de torção simulado.

ses de torção, em seguida é observado um rápido aumento da tensão média equivalente de um passe para o outro, caracterizando a ausência dos mecanismos de amaciamento, com isso foi possível identificar o início da precipitação no oitavo passe de torção a quente do ensaio realizado em laboratório. Como dito anteriormente, o mesmo ensaio de torção, nas mesmas condições de temperatura, deformação, taxa de deformação e taxa de resfriamento foi simulado utilizando o modelo computacional aqui desenvolvido. Os valores previstos para o início da precipitação induzida por deformação e temperatura de não-recristalização calculados pelo modelo termomecânico desenvolvido em sub-rotina FORTRAN e acoplado ao software DEFORM<sup>TM</sup>3D estão de acordo

com os valores descritos na literatura. Sendo assim, o modelo proposto mostra coerência com os resultados experimentais da literatura.

Na Figura 4.18 é apresentada a evolução da fração de recristalização estática durante o ensaio de torção a quente simulado. Observa-se que a partir do oitavo passe a SRX não se completa nos intervalos entre passes devido à precipitação, como era esperado, uma vez que, de acordo com os resultados do ensaio físico (Figuras 2.4 e 2.5), o material é endurecido durante a deformação e os grãos deformados se recristalizam nos intervalos entre passes, e com isso, no final de cada intervalo, a microestrutura é composta por grãos equiaxiais, no entanto, a partir do oitavo passe os grãos deformados não se recristalizam e há acúmulo de deformação de um passe para o outro.

Na Figura 4.19 é apresentado o gráfico da evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado para um ponto na região central da seção útil do corpo de prova. Observa-se que o tempo necessário para completar a recristalização aumenta de um passe para o outro, o que está relacionado com a diminuição da temperatura durante o ensaio, visto que o tempo para 50% de recristalização,  $t_{0,5}$ , foi especificado por uma equação que depende da temperatura. De acordo com o gráfico, ao final do primeiro passe a SRX se completa em 3 s, já no sétimo passe é necessário um tempo de 24 s para alcançar uma fração recristalizada de aproximadamente 0,97.

Uma vez que a fração recristalizada no sétimo passe é interrompida apesar de haver 6 s restante para o final do intervalo entre passes, decidiu-se fazer uma análise mais minuciosa entre a transição do sétimo para o oitavo passe. De acordo com a Figura 4.20, na qual é apresentado o perfil da precipitação induzida por deformação para os segundos finais do sétimo passe, observa-se que a precipitação tem início no final do sétimo passe, porém após o início da recristalização. Neste caso, não foi possível identificar por meio do ensaio físico o início da precipitação já no final do sétimo passe, visto que o método utilizado no ensaio é baseado no aumento da tensão média equivalente para processar o material, ou seja, com o retardamento da recristalização há acúmulo de deformação de um passe para o seguinte e conseqüentemente a tensão média equivalente aumenta. No entanto, houve a recristalização antes do início da precipitação, o que não provocou acúmulo de deformação suficiente para promover aumento de tensão que pudesse ser detectado pela máquina. Na Figura 4.21 é apresentado o momento do início da precipitação.

Na Figura 4.22 é apresentado o perfil do tamanho médio de grão em cada passe do ensaio de torção simulado. Observa-se que nos dois primeiros passes

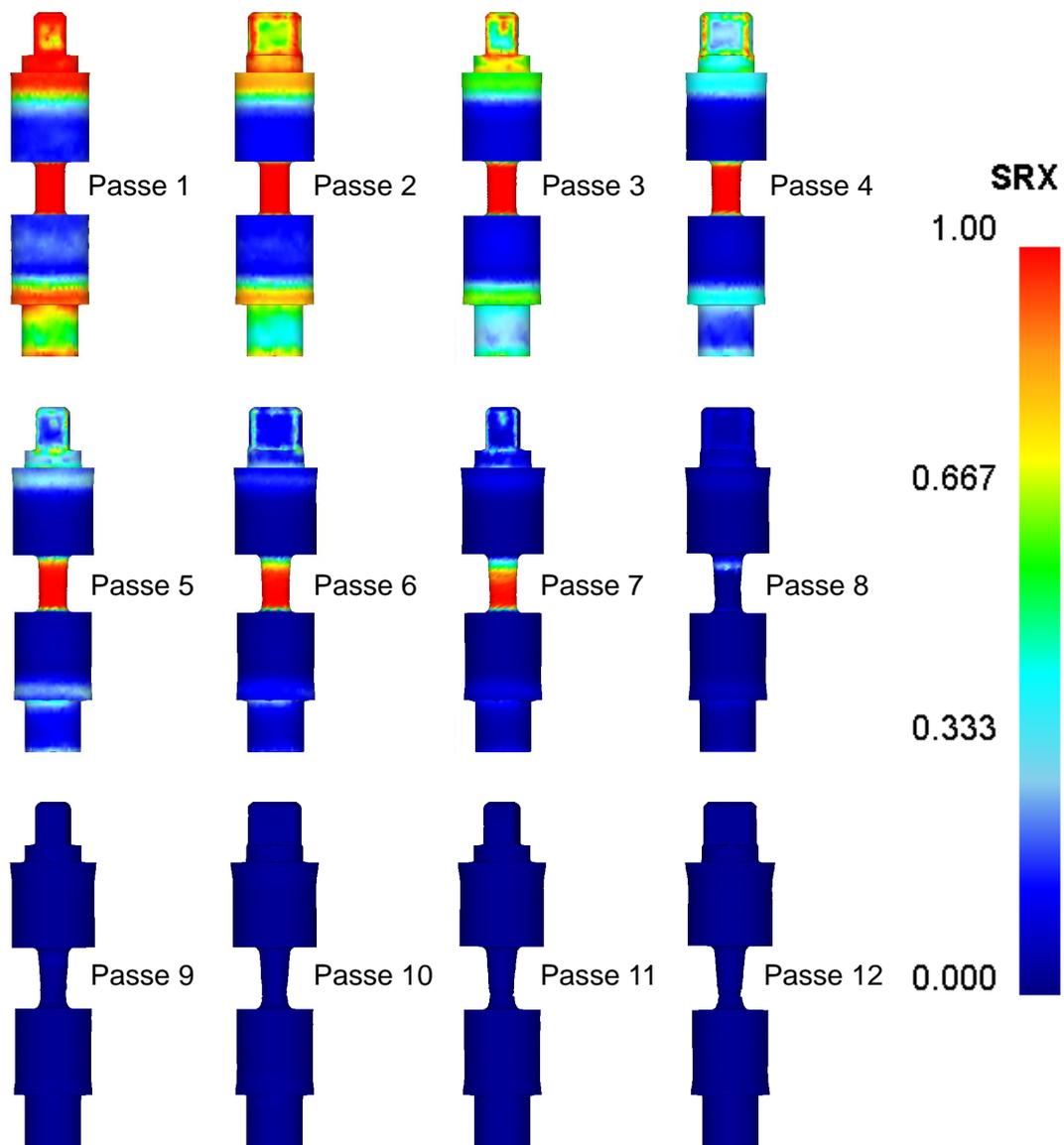


Figura 4.18 Perfil de fração recristalizada em cada passe do ensaio de torção simulado.

não houve um refino de grão apesar da ocorrência da SRX, esse comportamento pode ser explicado pela rápida cinética de recristalização observadas nos primeiros passes, sobrando tempo suficiente para permitir o crescimento de grão. No caso do primeiro passe, os grãos acabaram com tamanho de grão maior que o tamanho de grão inicial. Nos passes seguintes foi possível observar um refino de grão significativo, resultando em um tamanho de grão de aproximadamente  $34 \mu m$  no sétimo passe e, a partir desse ponto, não houve mudança no tamanho de grão, devido a ausência dos mecanismos de recristalização, considera-se apenas a mudança de forma do grão causada pela deformação imposta.

Na Figura 4.23 é apresentado o gráfico da evolução do tamanho médio de

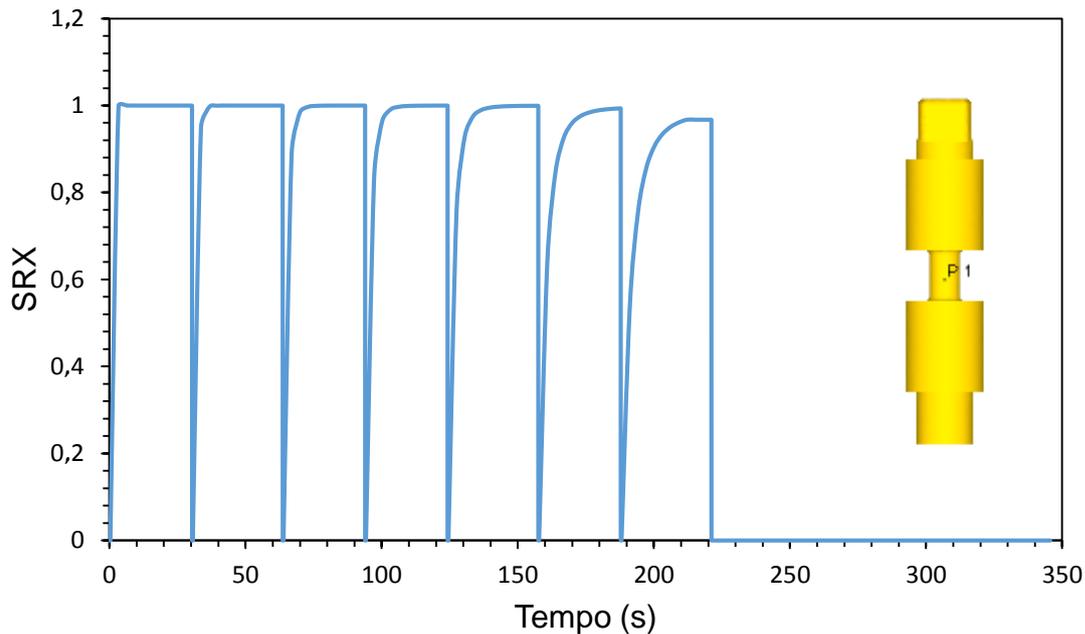


Figura 4.19 Evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado, para o ponto P indicado no corpo de prova.

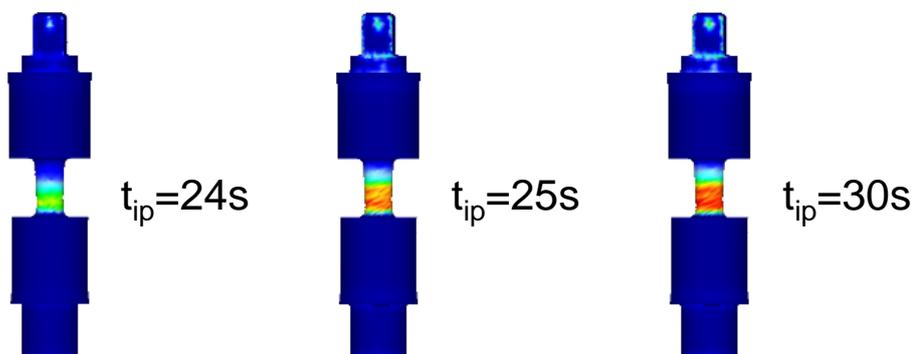


Figura 4.20 Evolução do perfil da precipitação induzida por deformação no final do intervalo entre passes após o sétimo passe.

grão em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado. Observa-se nessa figura que ocorre um refino de grão no início dos intervalos entre passes, porém em seguida ocorre o crescimento de grão, provocado pelo tempo de espera suficientemente grande. O perfil do tamanho de grão da recristalização estática, antes do início do crescimento de grão, para os passes em que ocorre a SRX, pode ser observado na Figura 4.24.

Na Figura 4.25 é apresentado o gráfico da deformação (efetiva, crítica e acumulada) para cada passe do ensaio de torção simulado. Observa-se que não há acúmulo de deformação nos sete primeiros passes, devido à ocorrência da SRX que provoca a nucleação de novos grãos livres de deformação. Já do oitavo

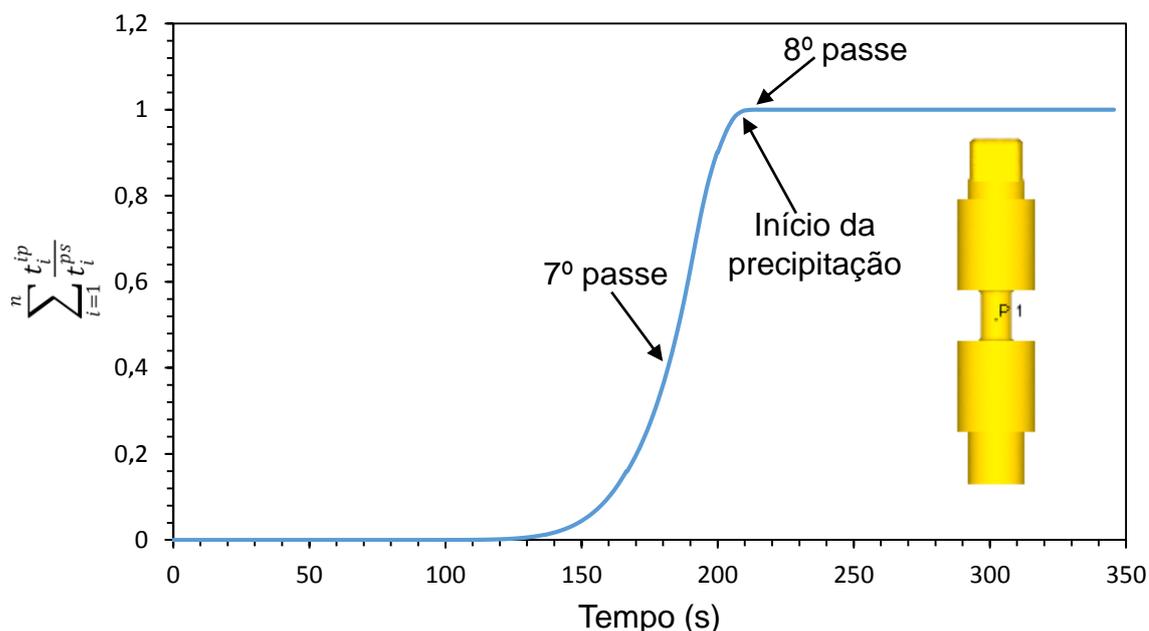


Figura 4.21 Evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado, para o ponto P indicado no corpo de prova.

passo em diante há acúmulo de deformação para o passo seguinte. Observa-se também, que a deformação efetiva não atinge a deformação crítica para a DRX nos oito primeiros passos, porém, a partir do nono passo a deformação efetiva é maior que a deformação crítica, mas, uma vez que o início da precipitação induzida por deformação retarda os mecanismos de amaciamento, não ocorre a DRX, levando ao encruamento do material em cada passo de deformação seguinte.

Na Figura 4.26 é apresentada uma vista em corte do corpo de prova de torção, mostrando a variação na evolução da deformação através da espessura (no centro do comprimento útil). A quantidade de deformação varia significativamente de acordo com a posição radial. Neste plano de corte, a deformação máxima no raio externo é de 0,3 e a deformação na região mais interna é de cerca de 0,09.

Os contornos *Iso-surface* fornecem uma visão única do comportamento do fluxo de metal durante o ensaio. Na Figura 4.27, as superfícies azuis escuras, que são as primeiras a aparecer, são as superfícies nas quais a deformação é zero (todos os pontos fora dessas superfícies, em direção ao centro radial, também têm deformação nula). Maiores deformações são geradas de acordo com o raio e a posição axial, na região útil do corpo de prova, então essas superfícies de *Iso-surface* se movem em direção às extremidades do comprimento útil

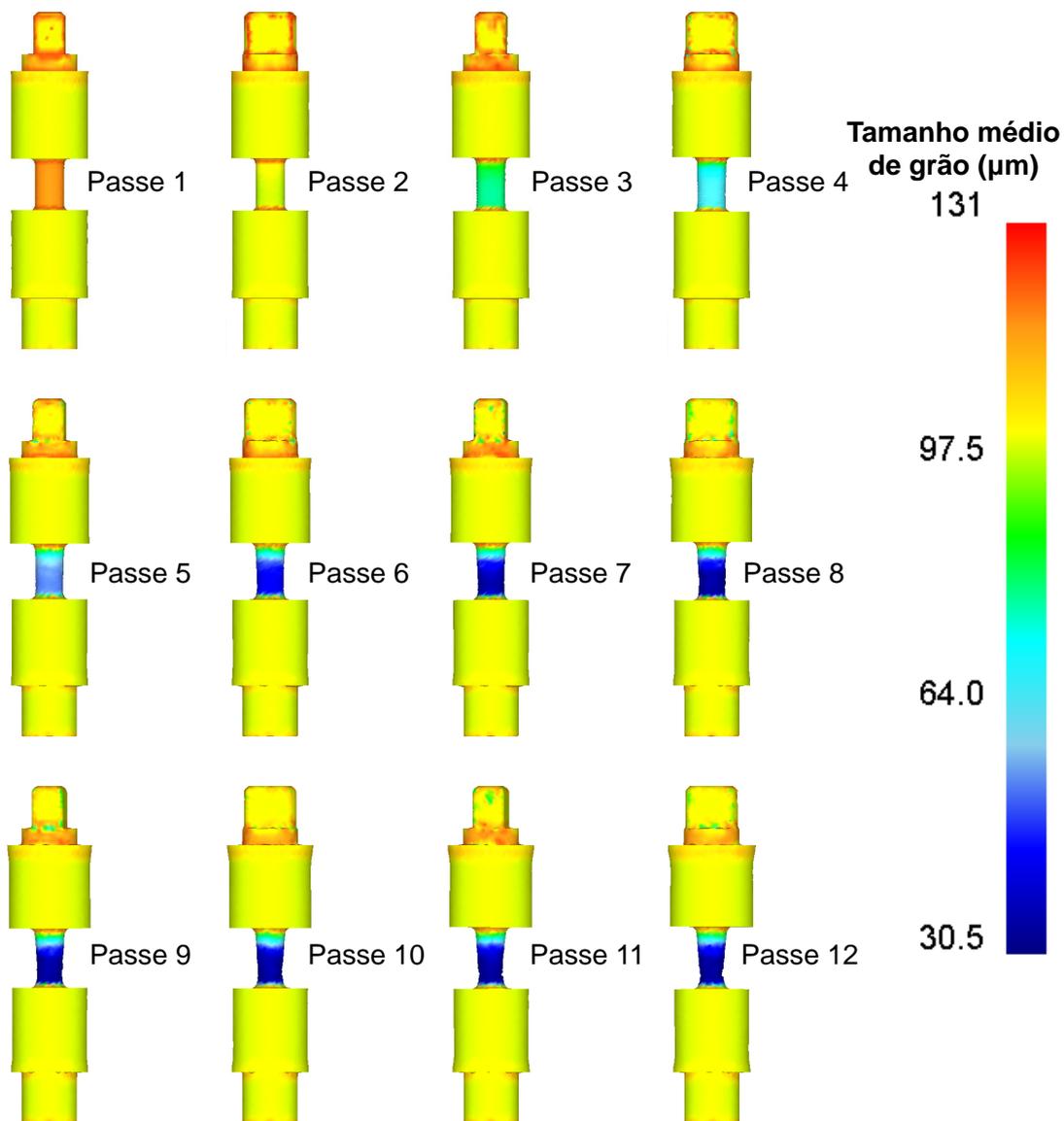


Figura 4.22 Perfil do tamanho médio de grão em cada passe do ensaio de torção simulado.

e afundam radialmente para dentro conforme se aproximam do centro do comprimento útil. Na superfície verde a deformação é 0,2 e na superfície azul claro a deformação é 0,1.

Embora a velocidade de rotação seja constante, a taxa de deformação não é uniforme durante o ensaio. Na Figura 4.28 é mostrada a variação espacial da taxa de deformação efetiva. Observou-se que a taxa de deformação é menor na região mais próxima da extremidade fixa à garra responsável pelo movimento de rotação. E como era de se esperar, a taxa de deformação diminui em direção ao centro radial.

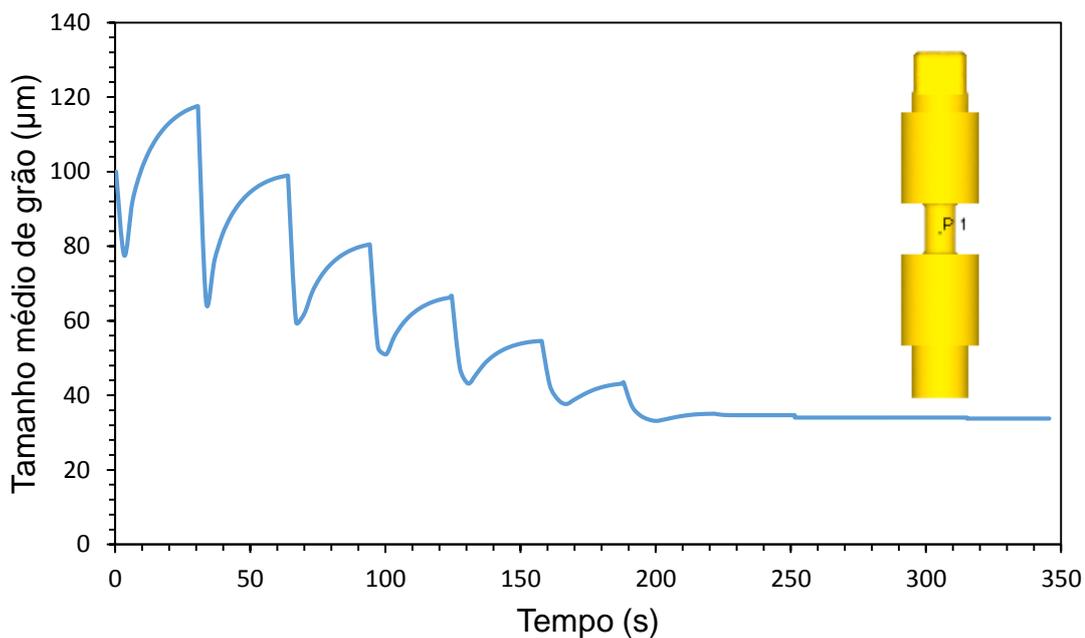


Figura 4.23 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado, para o ponto P indicado no corpo de prova.

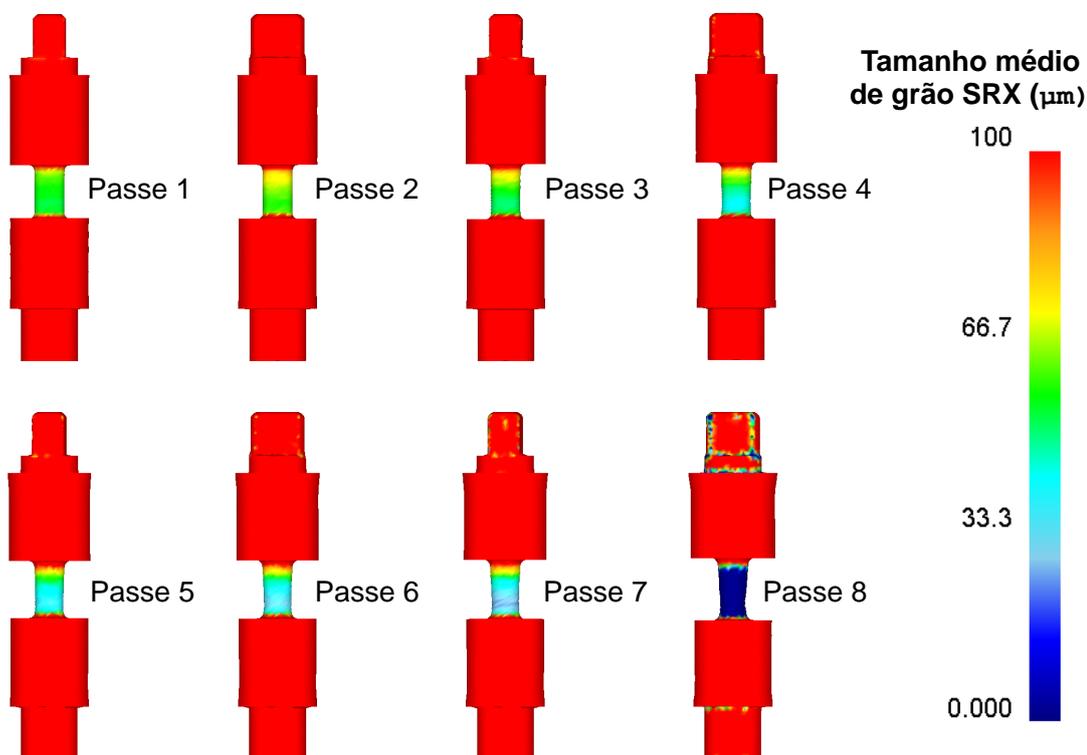


Figura 4.24 Perfil do tamanho de grão da SRX nos oito primeiros passes do ensaio de torção simulado.

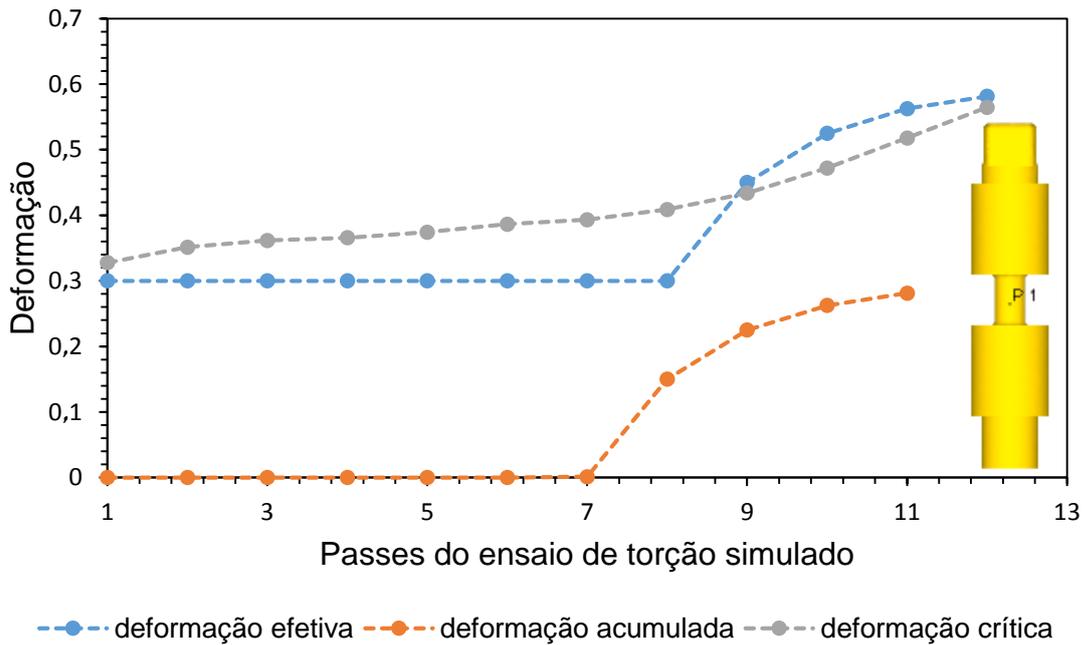


Figura 4.25 Gráfico da deformação em função de cada passe do ensaio de torção simulado.

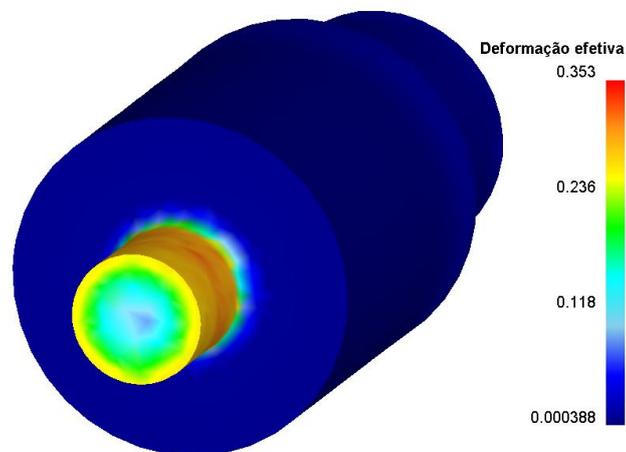


Figura 4.26 Distribuição da deformação efetiva na vista transversal em corte no centro do corpo de prova de torção.

#### 4.5 Simulação da Laminação a Quente

Práticas industriais de conformação a quente raramente ocorrem com taxa de deformação e temperatura constantes. Por exemplo, durante a laminação a quente, os cilindros de laminação têm uma temperatura mais baixa do que o material a ser laminado e assim arrefecem a superfície do material. Enquanto isso,

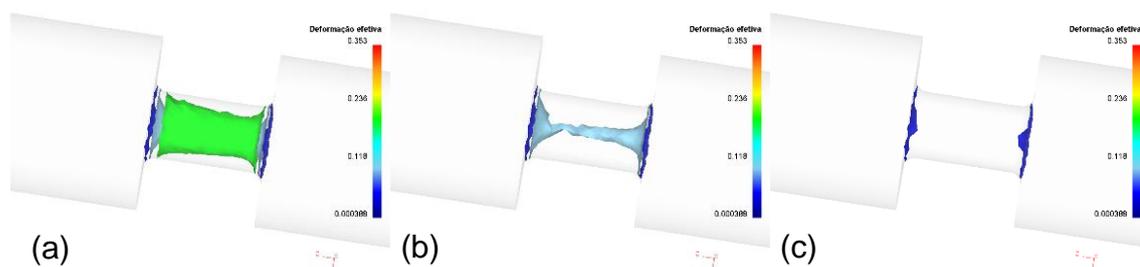


Figura 4.27 Esquema da variação da deformação por meio dos contornos *Iso-surface*, (a) na superfície verde a deformação é 0,2, (b) na superfície azul claro a deformação é 0,1 e (c) nas superfícies azuis escuras a deformação é zero.

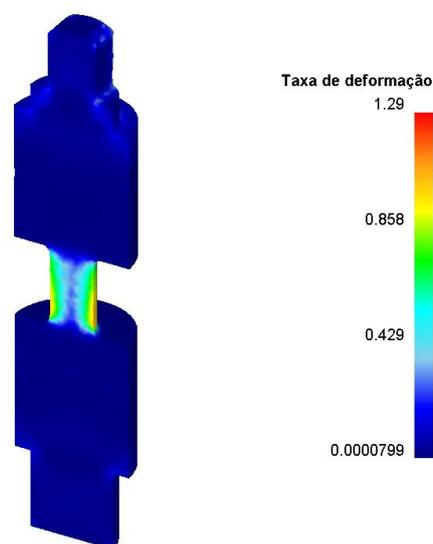


Figura 4.28 Variação espacial da taxa de deformação efetiva no interior do corpo de prova de torção.

a taxa de deformação varia com a deformação desde a entrada até a saída do cilindro de laminação. Além disso, os passes de deformação a quente são realizados com intervalos de tempo entre cada um deles, possibilitando a ocorrência da DRX, MDRX, SRX e da precipitação de compostos. Nesse sentido, o modelo desenvolvido neste trabalho foi utilizado para a simulação da laminação de tiras a quente e análise dos gradientes microestruturais resultantes do processamento.

Para otimizar os parâmetros do processo de laminação do aço microligado ao nióbio estudado, três esquemas de laminação foram projetados e comparados neste trabalho. Nos três casos os dados da sequência de passes são os apresentados na Tabela 3.4. O primeiro esquema foi simulando a sequência de passes com a temperatura de entrada do material em 1100°C. No segundo esquema, um aumento de 100°C na temperatura foi adotado e a simulação foi realizada com a temperatura de entrada do material em 1200°C. No terceiro es-

queima, uma redução de 100 °C na temperatura do material permitiu que a simulação fosse realizada com uma temperatura de entrada de 1000 °C. Os resultados foram analisados para pontos ao longo da espessura da tira (P1-P6) e ao longo da largura da tira nas regiões da superfície (S1-S6) e centro (C1-C6) da tira, de acordo com a Figura 4.29. A seguir, será feita a análise e discussão dos resultados da simulação da laminação de tiras a quente em que a tira apresenta temperatura inicial de 1100 °C.

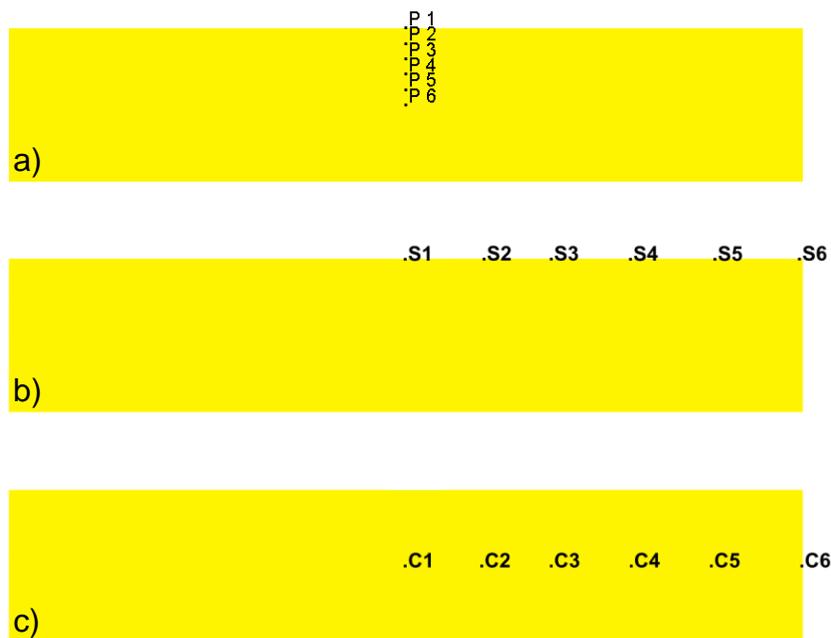


Figura 4.29 Representação esquemática dos pontos analisados na seção transversal da tira a) ao longo da espessura, b) na região da superfície e c) na região do centro da tira.

#### 4.5.1 Simulação da laminação com a temperatura de entrada de 1100 °C

O histórico térmico do material laminado é um dos fatores mais importantes que afetam diretamente a evolução da microestrutura. O modelo computacional desenvolvido pode prever os históricos térmicos e os campos de temperatura do material laminado durante o processo de laminação de tiras a quente, os cálculos da transferência de calor acoplados nesse modelo já foram validados em trabalho anterior [59]. Na Figura 4.30 é apresentado o resultado da simulação da evolução térmica e distribuição de temperatura, ao longo do processo, para pontos entre a superfície e o centro da tira, de acordo com as condições de laminação da Tabela 3.4. Foi assumido um valor constante para temperatura inicial entre a superfície e o centro da tira. Em seguida, a temperatura da superfície da tira cai drasticamente durante o contato da tira com o cilindro de laminação devido

à transferência de calor entre o material e os cilindros. Essas quedas bruscas ocorrem apenas na vizinhança da superfície e, logo após o material laminado sair da zona de contato com os cilindros, a temperatura da superfície aumenta imediatamente. Por outro lado, a temperatura no centro da tira muda levemente durante o processo, especialmente quando o material laminado é mais espesso. Há também o aquecimento adiabático que ocorre devido ao trabalho realizado e ao atrito entre os cilindros e o material.

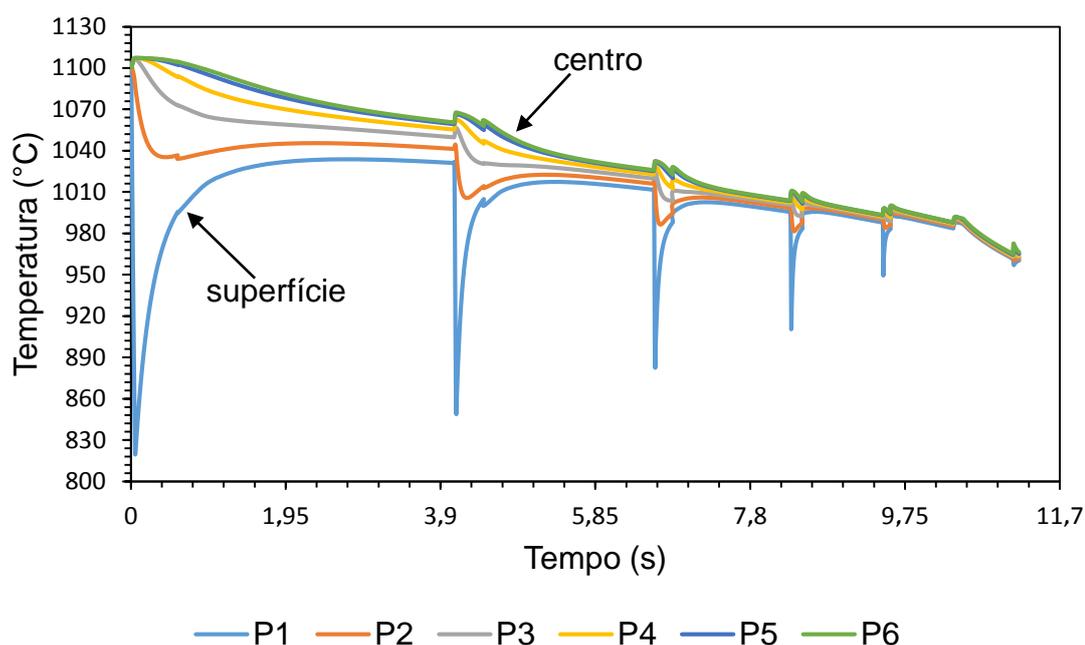


Figura 4.30 Gráfico da evolução térmica e distribuição de temperatura para pontos entre a superfície e o centro da tira, ao longo do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C.

A ocorrência de maiores quedas de temperatura é observada nos primeiros passes, devido às menores velocidades de laminação e, assim, maior tempo de contato entre a tira e os cilindros, o que favorece a troca de calor por condução. O aumento da temperatura observado no centro da tira está relacionado com a conversão da energia mecânica em calor, este aumento também é mais expressivo nos primeiros passes em virtude de aplicações de maiores deformações nestes passes. Após a redução da espessura nos passes seguintes, os gradientes de temperatura são reduzidos. Na saída do último passe de laminação, o campo de temperatura através da espessura do material laminado torna-se relativamente uniforme, pois a espessura é pequena. Comportamento semelhante para a predição da distribuição de temperatura durante o processo de laminação a quente foi descrito na literatura [76–79].

Na Figura 4.31 é apresentado o gráfico da evolução de temperatura, ao longo do processo, em seis pontos entre o meio e a extremidade da tira, na direção da largura, para pontos no centro da tira, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da largura da tira laminada. Nesta região é possível observar o aumento de temperatura durante os passes de deformação devido à conversão da energia mecânica em calor, como discutido anteriormente. Observa-se, também, um gradiente de temperatura na direção da largura da tira, com temperatura mais baixa na extremidade da tira laminada em função das trocas de calor com o meio. Tal situação acaba desfavorecendo os mecanismos de amaciamento nesta região, uma vez que tais mecanismos são termicamente ativados.

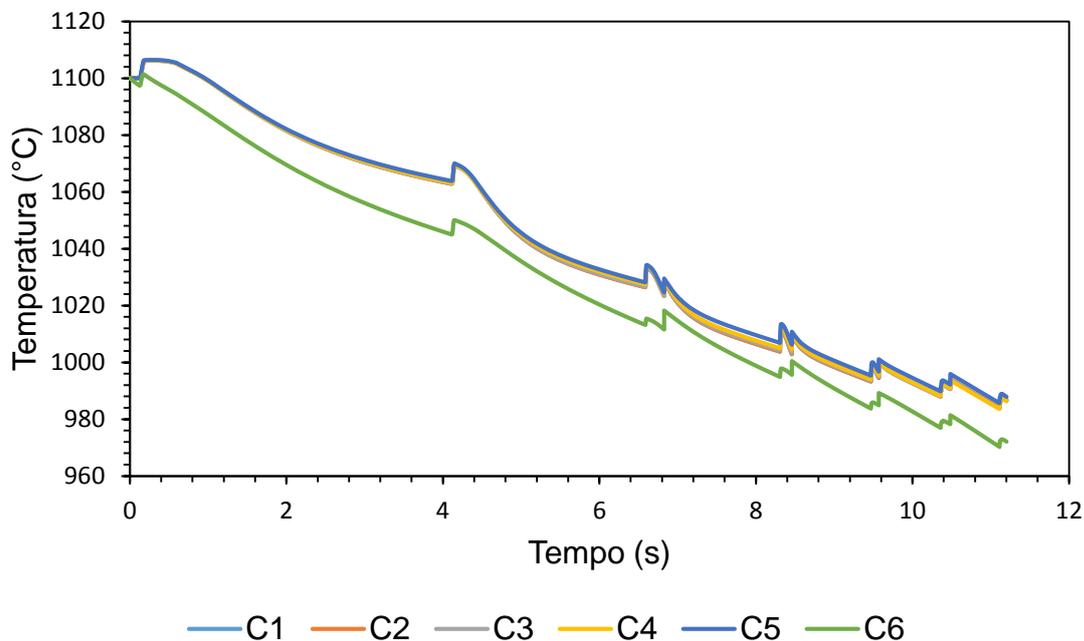


Figura 4.31 Gráfico da evolução térmica e distribuição de temperatura, do processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1100°C, para seis pontos no centro da tira laminada, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura.

A evolução da deformação na tira afeta diretamente a ocorrência dos mecanismos de recristalização e as variações das frações recristalizadas e do tamanho de grão e dos mecanismos de precipitação. Sendo assim, a análise da deformação aplicada contribui para o entendimento da evolução microestrutural durante o processo. Na Figura 4.32 é mostrada a distribuição da deformação plástica equivalente, na seção transversal da tira laminada, nos sete passes de acabamento da laminação de tiras a quente (calculada pelo modelo desenvolvido para um aço microligado ao nióbio). A distribuição da deformação plástica

equivalente nos primeiros passes é em forma de U, como pode ser observado no gráfico da distribuição da deformação efetiva ao longo da espessura da tira laminada, para o primeiro passe do processo simulado. A maior deformação ocorre na superfície e a menor deformação na posição central, o que indica uma distribuição não uniforme de deformação, podendo gerar uma microestrutura não homogênea. No entanto, observa-se uma deformação menos uniforme ao longo da espessura da tira nos primeiros passes de laminação, quando comparados com os últimos passes, nos quais as deformações aplicadas são menores. Heterogeneidade na deformação também ocorre nas extremidades laterais da tira.

Outro parâmetro importante da laminação é a taxa de deformação, que representa a relação entre a deformação imposta ao material e o tempo necessário para realizar a deformação. Na Figura 4.33 é mostrada a distribuição da taxa de deformação imposta à tira laminada no momento em que a deformação é aplicada pelos cilindros, as imagens representam a seção transversal da tira. A distribuição da taxa de deformação se assemelha ao perfil de deformação em cada passe, sendo que as regiões da superfície da tira são deformadas mais rapidamente. No entanto, a distribuição da taxa de deformação também se torna mais homogênea nos últimos passes. Na Figura 4.33 também é apresentado o gráfico da distribuição da taxa de deformação ao longo da espessura da tira laminada no primeiro passe do processo. Observa-se que, assim como na deformação, a distribuição da taxa de deformação em cada passe é em forma de U. Assim, a cinética das transformações que ocorrem em determinadas regiões pode ser diferente das demais regiões da tira, visto que, quanto maior for a taxa de deformação aplicada, mais rápido serão os mecanismos de recristalização.

O tempo de início da precipitação induzida por deformação, calculado para cada elemento da malha gerada na tira, é mostrado na Figura 4.34 para seis pontos entre a superfície e o centro da tira, sendo P1 o ponto na superfície e P6 o ponto no centro da tira laminada. O tempo necessário para a precipitação na superfície da tira é mais curto devido à temperatura mais baixa e maiores deformações. Como pode ser observado na Figura 4.35, na qual é apresentado o perfil do início da precipitação na seção transversal da tira, a precipitação inicia no terceiro passe nesta região (temperatura em torno de 1005 °C). Para as regiões abaixo da superfície da tira, a temperatura é maior e a deformação é menor que a da superfície, portanto, o tempo de início para a precipitação induzida por deformação pode ser maior. O início da precipitação em toda a espessura da tira ocorre no quarto passe (temperatura em torno de 988 e 993 °C entre a superfície e o centro da tira), a partir desse instante, e nos passes seguintes, os

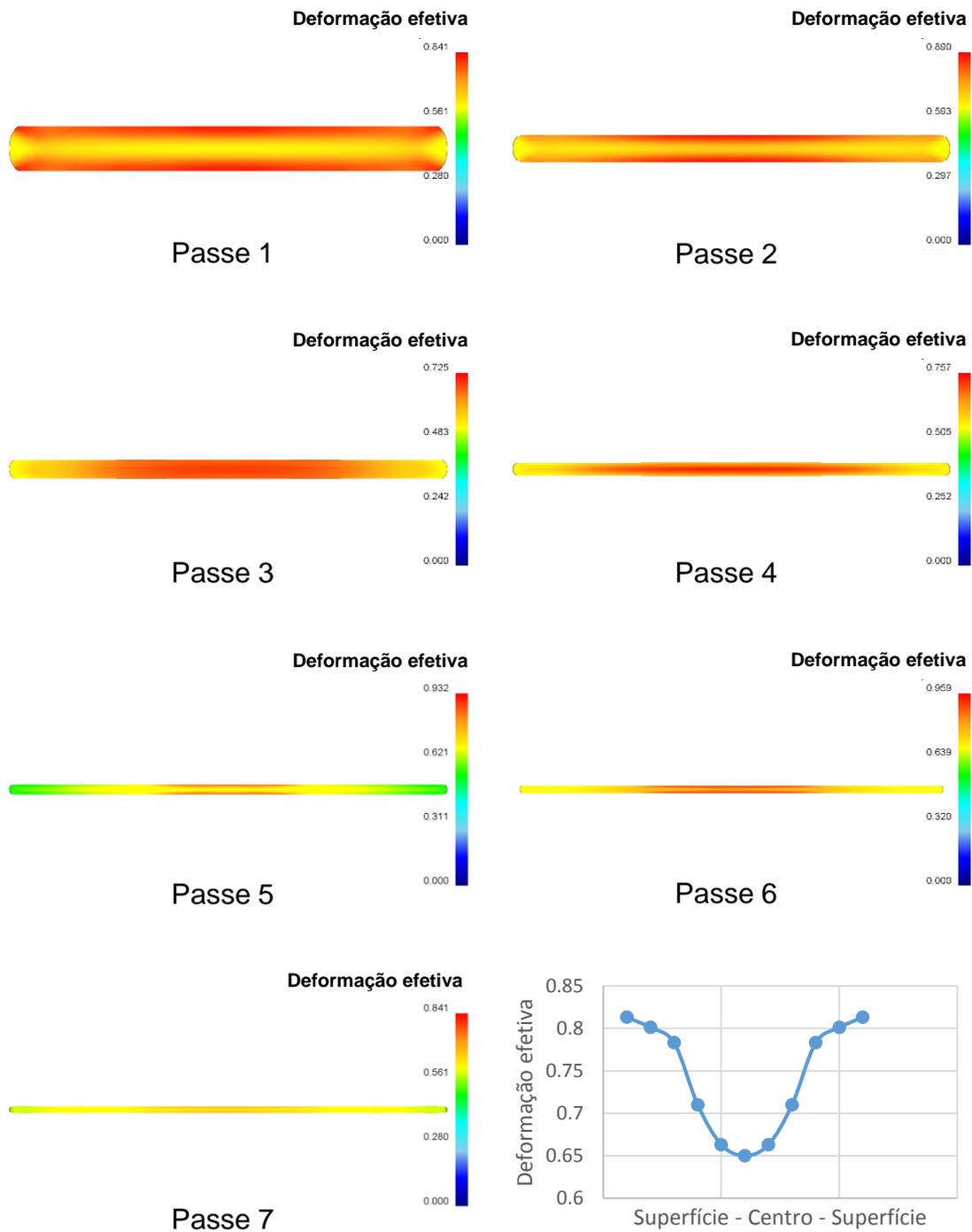


Figura 4.32 Variação espacial da deformação efetiva no interior da tira laminada, em cada passe do processo, e gráfico da distribuição da deformação efetiva ao longo da espessura da tira laminada no primeiro passe do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C.

mecanismos de amaciamento estarão ausentes devido à precipitação. É importante lembrar que os resultados apresentados medem a tendência da precipita-

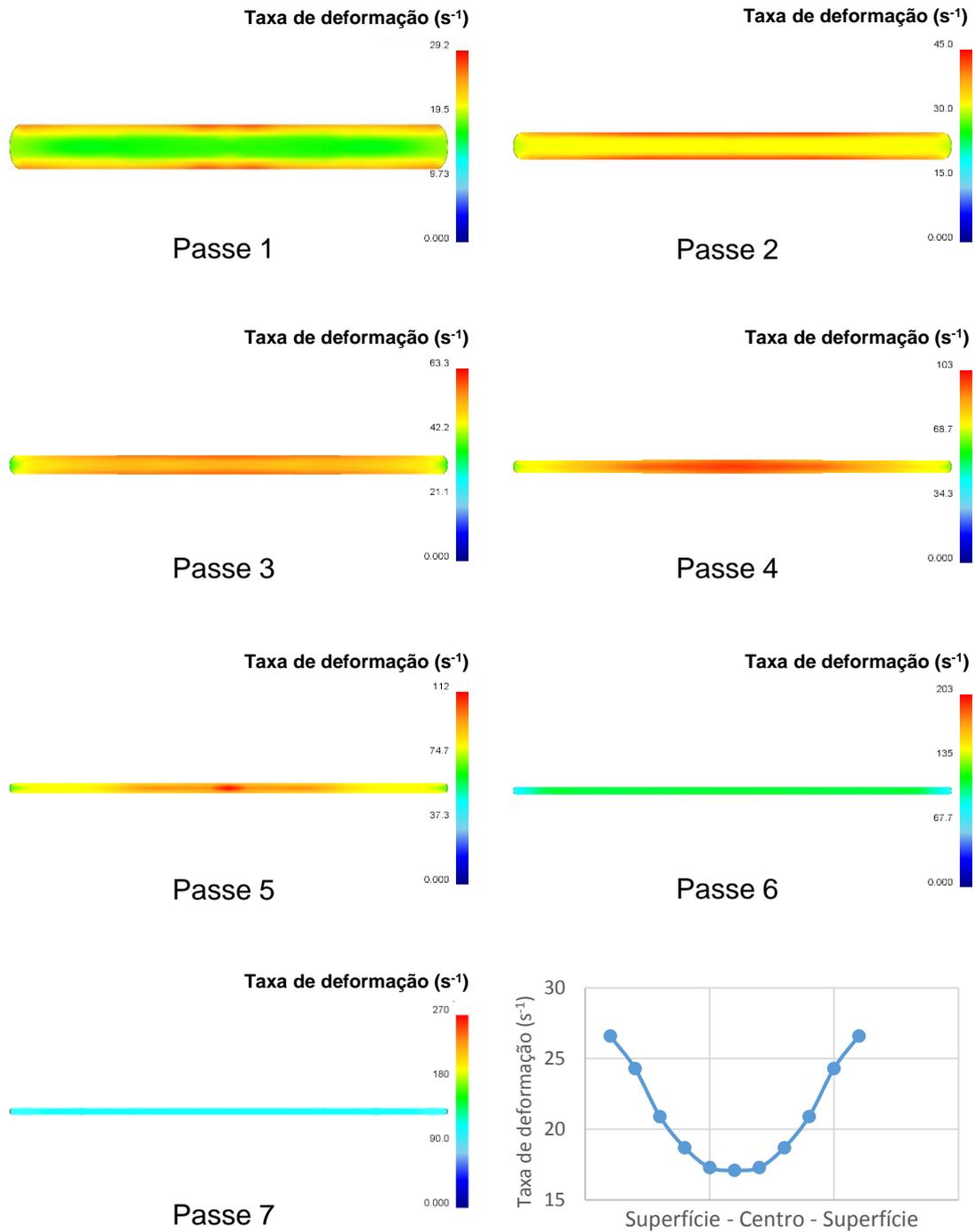


Figura 4.33 Variação espacial da taxa de deformação no interior da tira laminada, em cada passe do processo, e gráfico da distribuição da taxa de deformação ao longo da espessura da tira laminada no primeiro passe do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C.

ção ocorrer. Quando a soma da Equação 2.28 for igual a 1 (coloração vermelha), pela regra de aditividade, é considerado o início da precipitação. Estes resulta-

dos se assemelham com os resultados apresentados por Siciliano [57] em seu trabalho para aços microligados ao nióbio.

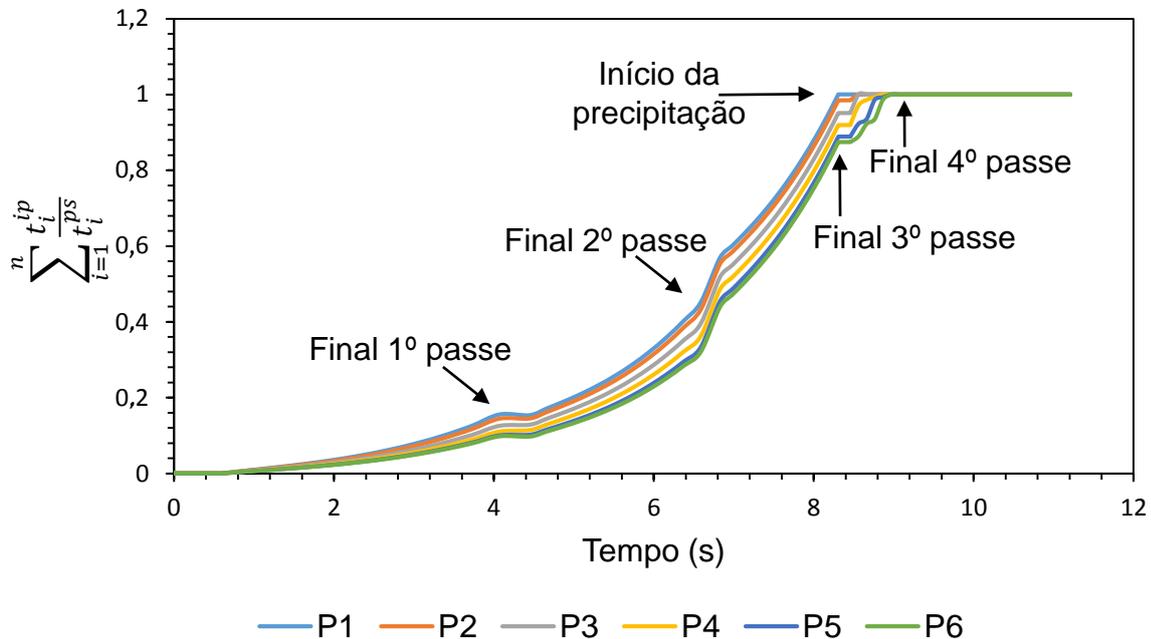


Figura 4.34 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1100°C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

Nas Figuras 4.36 e 4.37 são apresentados os gráficos para o início da precipitação induzida por deformação para seis pontos entre o meio e a extremidade da tira laminada, na direção da largura. Na Figura 4.36 é mostrada a evolução do início da precipitação induzida por deformação para pontos na superfície da tira, sendo S1 o ponto no meio e S6 o ponto na extremidade da largura da tira laminada. Observa-se que a precipitação tem início no terceiro passe nesta região, como discutido anteriormente, no entanto, conforme os passes de laminação vão evoluindo, há um atraso no início da precipitação para a região próxima a extremidade da tira laminada, quando comparada com a região do meio. Já na Figura 4.37 é apresentada a evolução do início da precipitação induzida por deformação para pontos no centro da tira, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da largura da tira laminada. Para a região do interior da tira o início da precipitação induzida por deformação se dá no quarto passe, uma vez que a deformação é menor e a temperatura é maior nesta região quando comparadas com a região da superfície. Observa-se um atraso significativo do início da precipitação na região da extremidade da tira (distanciamento da curva C6 em

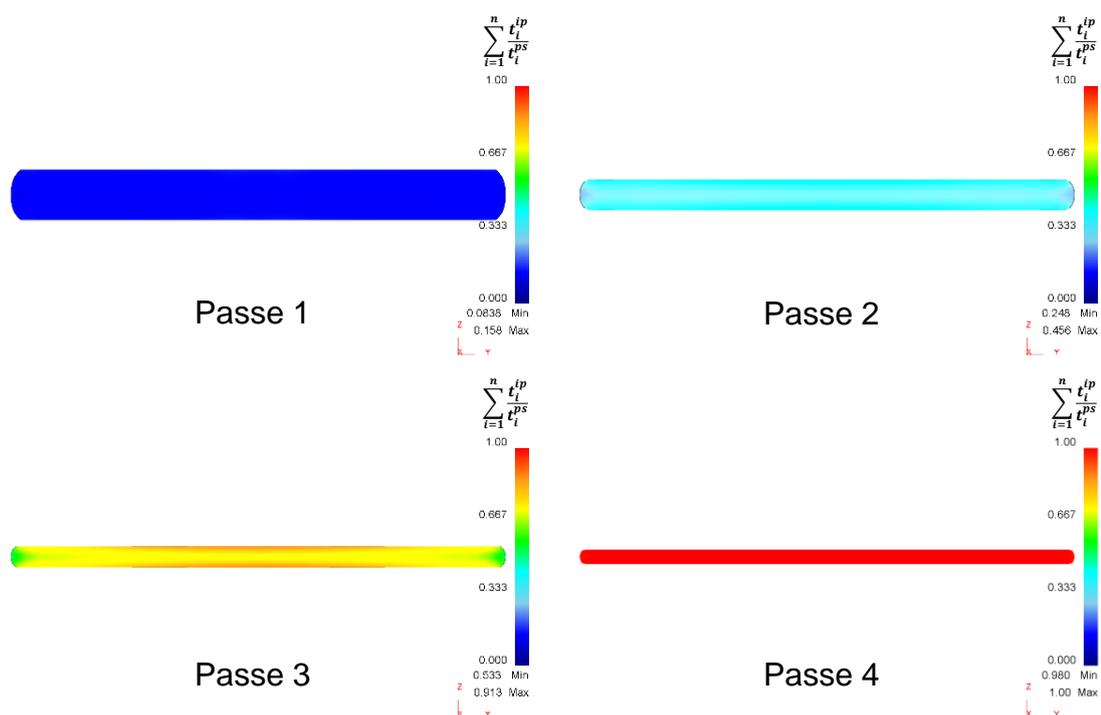


Figura 4.35 Perfil do início da precipitação induzida pela deformação no interior da tira laminada, nos quatro primeiros passes do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C.

relação as demais), devido aos gradientes de deformação, taxa de deformação e, principalmente ao gradiente de temperatura na direção da largura da tira, que possui menores temperaturas nas extremidades.

Com o modelo de simulação computacional desenvolvido, foi simulada a recristalização da austenita do aço microligado ao nióbio na laminação de tiras a quente. Na Figura 4.38 é mostrada a fração de recristalização da austenita, ao longo da espessura da tira laminada, calculada nas condições de laminação da Tabela 3.4. Observa-se nessa figura a ocorrência de recristalização parcial antes do início da precipitação, com maiores frações recristalizadas próximo à superfície da tira. Essa fração recristalizada corresponde a SRX que ocorreu no intervalo entre um passe e outro e, apesar da recristalização parcial gerar acúmulo de deformação, este acúmulo não foi suficiente para permitir a ocorrência da DRX.

Comparando a Figura 4.35 com a Figura 4.38 é possível observar que apesar da precipitação ter início em toda a espessura da tira no quarto passe, foi identificado a presença de SRX na região intermediária da seção transversal da tira, assim como na região da superfície no terceiro passe. Isso ocorre porque os mecanismos de recristalização nestes passes e nestas regiões têm início antes

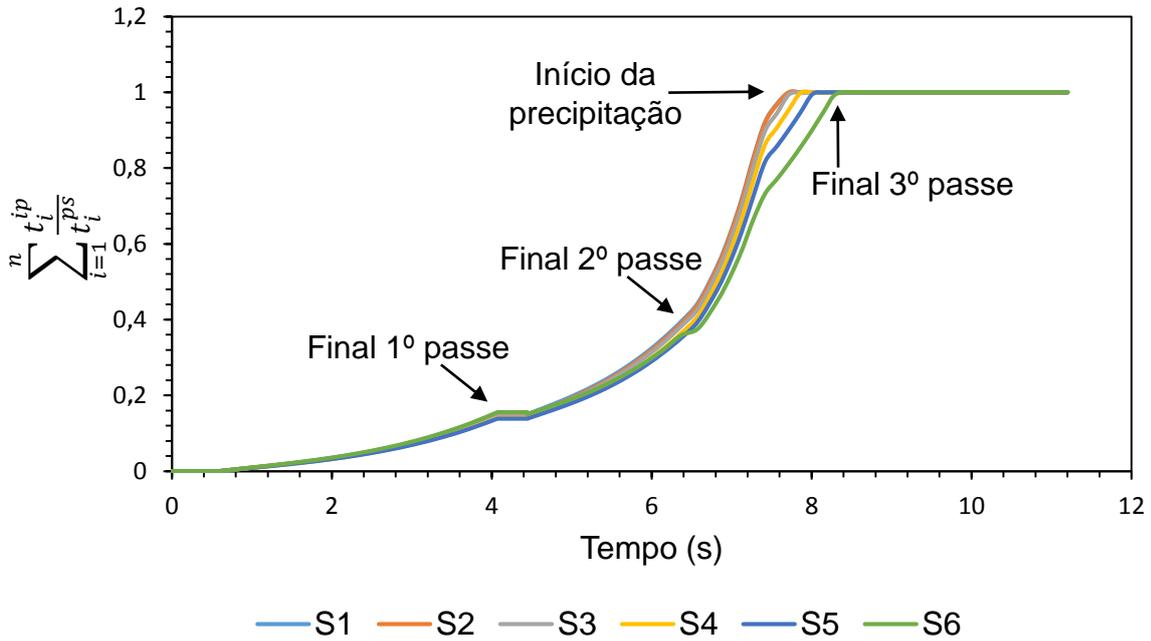


Figura 4.36 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos na superfície da tira laminada, sendo S1 o ponto no meio e S6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura.

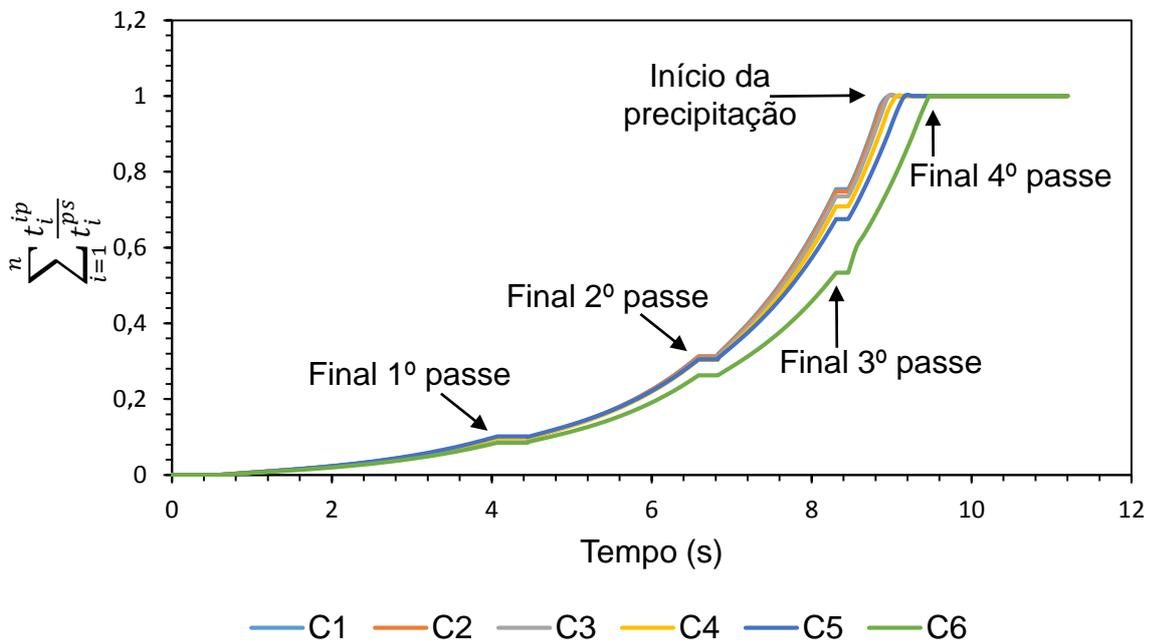


Figura 4.37 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos no centro da tira laminada, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura.

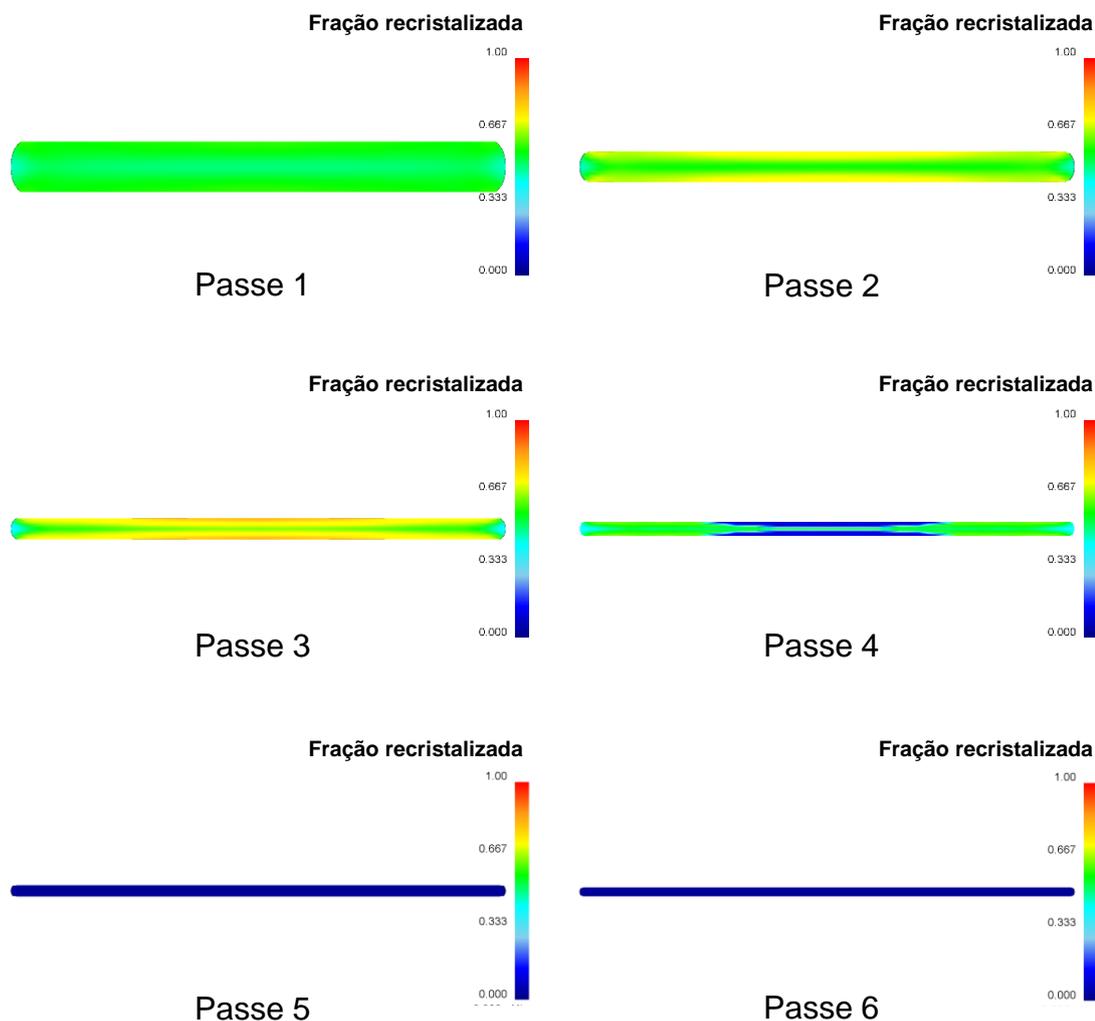


Figura 4.38 Perfil da fração recristalizada no interior da tira laminada, nos seis primeiros passes do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100°C.

do início da precipitação induzida por deformação se pronunciar, como pode ser observado na Figura 4.39, na qual é apresentada a evolução da SRX e do início da precipitação em determinados momentos do intervalo entre passes do quarto passe. O início da precipitação na região intermediária da seção transversal da tira (entre a superfície e o centro da tira) ocorre primeiro. A região próxima ao centro da tira tem a temperatura mais alta e a menor deformação, de modo que tem o maior tempo de início para a precipitação induzida pela deformação, e a precipitação tem início no final do intervalo entre passes. O mesmo comportamento ocorre quando se observa os gradientes da direção da largura da tira laminada.

Na Figura 4.40 é apresentado o gráfico da evolução da fração amaciada

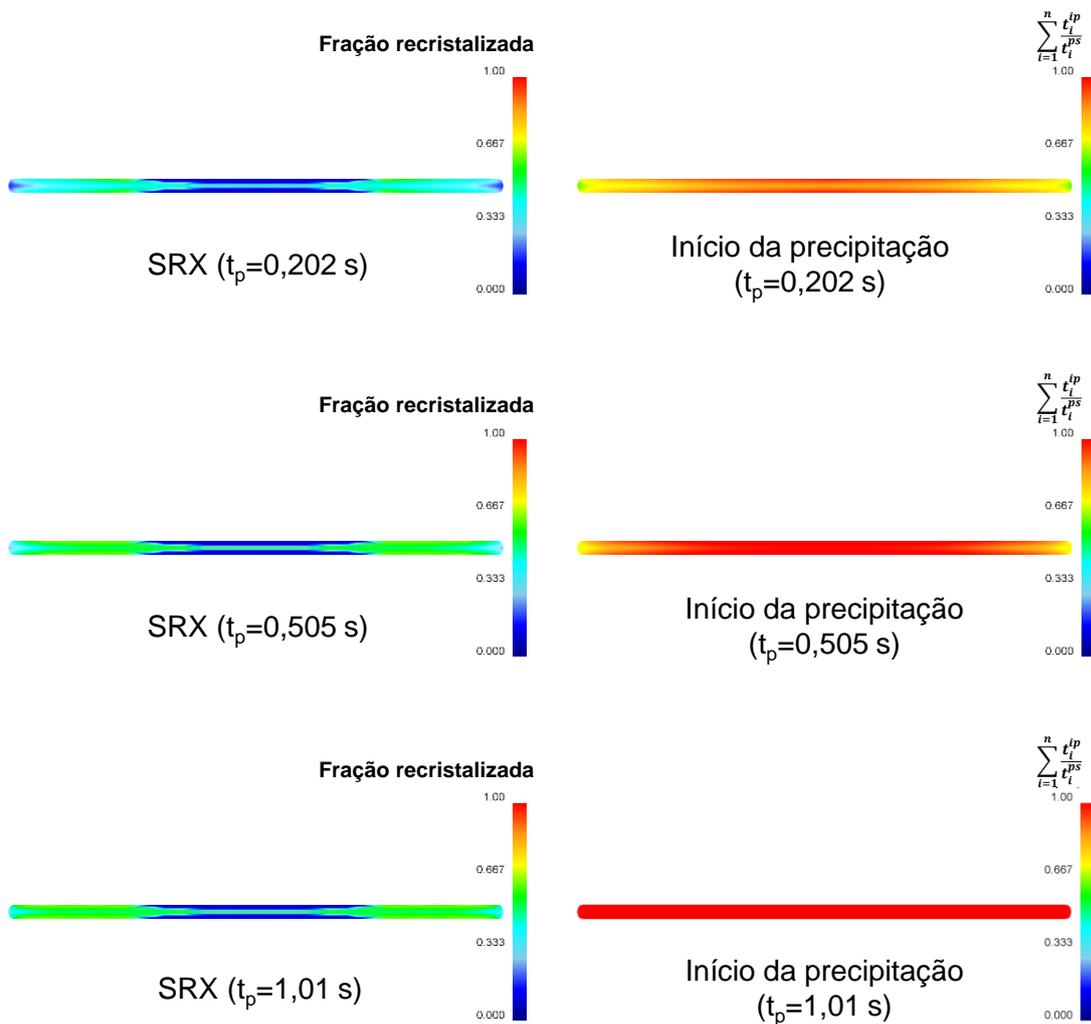


Figura 4.39 Evolução da recristalização e do início da precipitação, na seção transversal da tira laminada, durante quarto intervalo entre passes do processo de laminação simulado com a temperatura de entrada de 1100 °C.

(SRX) em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos entre a superfície e o centro da tira, sendo P1 o ponto na superfície e P6 o ponto no centro da tira laminada. É possível observar, neste gráfico, a ocorrência de gradientes na fração recristalizada ao longo da espessura da tira (com maiores frações nas regiões próximas a superfície), conforme o processo vai acontecendo. No quarto passe observa-se a ocorrência de SRX na região central da tira (P6, P5 e P4), porém os mecanismos são interrompidos antes do final do intervalo entre passes devido ao início da precipitação, corroborando o que já foi discutido anteriormente.

Na Figura 4.41 é apresentado o gráfico da fração amaciada (SRX) em função do tempo para seis pontos na superfície da tira, sendo S1 o ponto no meio e

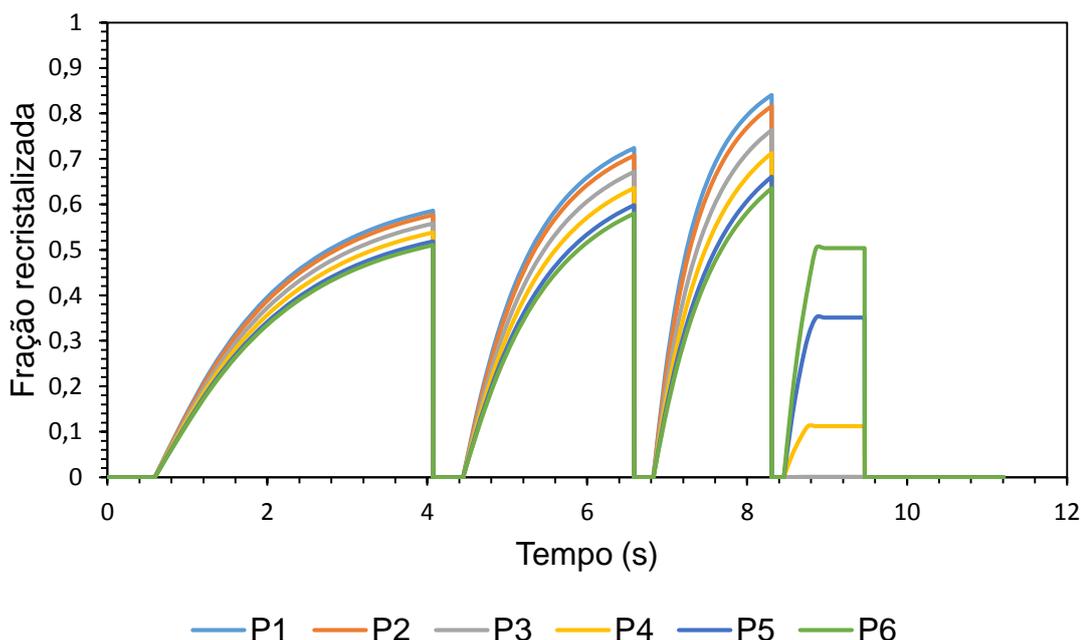


Figura 4.40 Evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos na espessura da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

S6 o ponto na extremidade da largura da tira laminada. Observa-se, novamente, que a partir do quarto passe não ocorre a SRX para esta região da tira. Há, também gradientes na fração recristalizada ao longo da largura da tira, no qual os pontos próximos à extremidade apresentam menores frações recristalizadas. Já na Figura 4.42 é apresentado o gráfico da fração amaciada (SRX) em função do tempo para seis pontos no centro da tira, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da largura da tira laminada. Como discutido anteriormente, nesta região a ocorrência da SRX é observada até o quarto passe, porém os mecanismos são interrompidos antes do final do intervalo entre passes devido ao início da precipitação induzida por deformação. Mais uma vez a curva da região próxima à extremidade (ponto C6) se distancia das demais ao longo do processo, devido aos gradientes de temperatura na tira laminada que, neste caso, desencadeiam diferenças nos mecanismos de recristalização.

Na Figura 4.43 é apresentado o gráfico da evolução do acúmulo de deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos entre a superfície e o centro da tira, sendo P1 o ponto na superfície e P6 o ponto no centro da tira laminada. Observa-se que nos três primeiros passes a deformação acumulada diminui con-

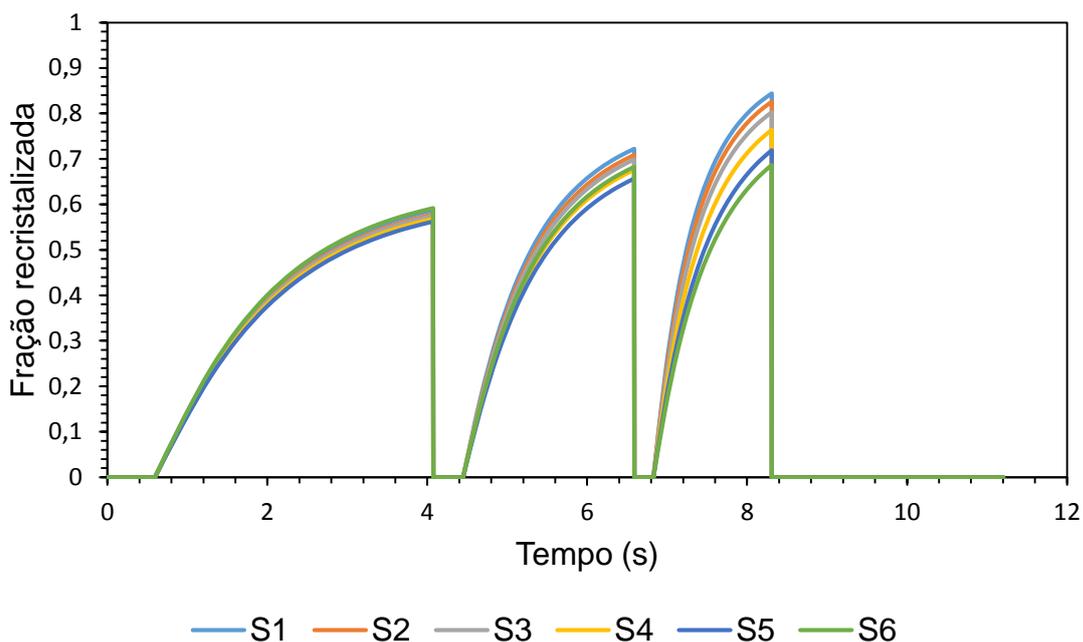


Figura 4.41 Evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100°C, para seis pontos na superfície da tira laminada, sendo S1 o ponto no meio e S6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura.

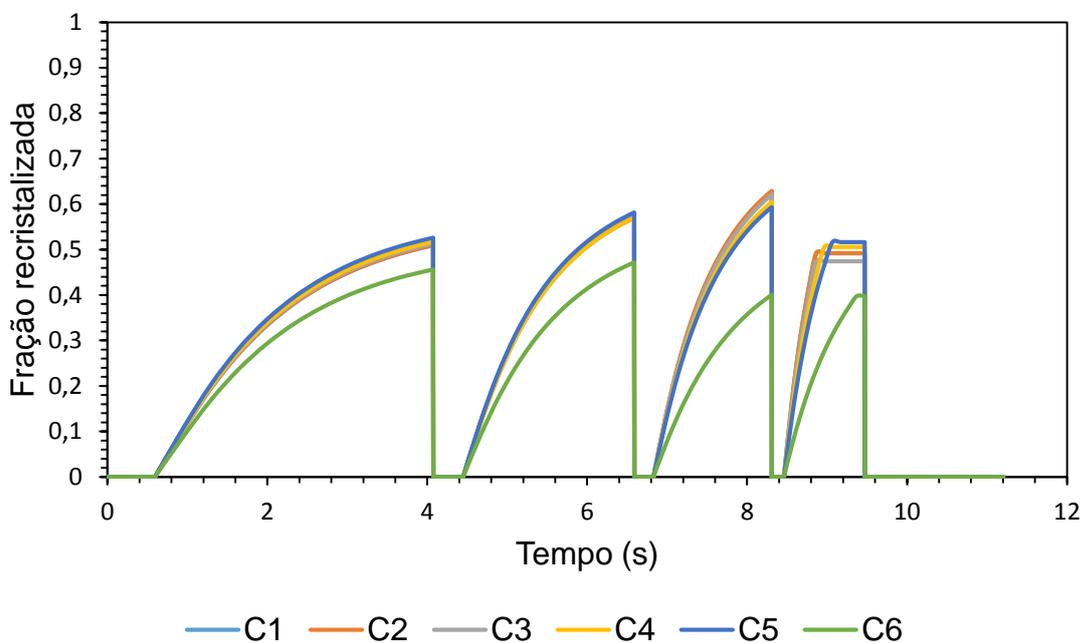


Figura 4.42 Evolução da fração amaciada (SRX) em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100°C, para seis pontos no centro da tira laminada, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura.

forme o material vai sofrendo a SRX no intervalo entre passes, sendo menor no terceiro passe, no qual a fração recristalizada é maior. Isso ocorre porque o mecanismo de recristalização é caracterizado pela nucleação de novos grãos livres de deformação, de modo a eliminar quase todas as discordâncias introduzidas pela deformação aplicada. A partir do quarto passe, é possível observar que a deformação acumulada permanece constante (patamar) nos intervalos entre passes, exceto para as regiões próximas ao centro da tira (P4 a P6) que ainda sofrem uma certa redução no acúmulo de deformação no início do quarto intervalo entre passes, devido ao início da SRX antes do início da precipitação induzida por deformação nestas regiões.

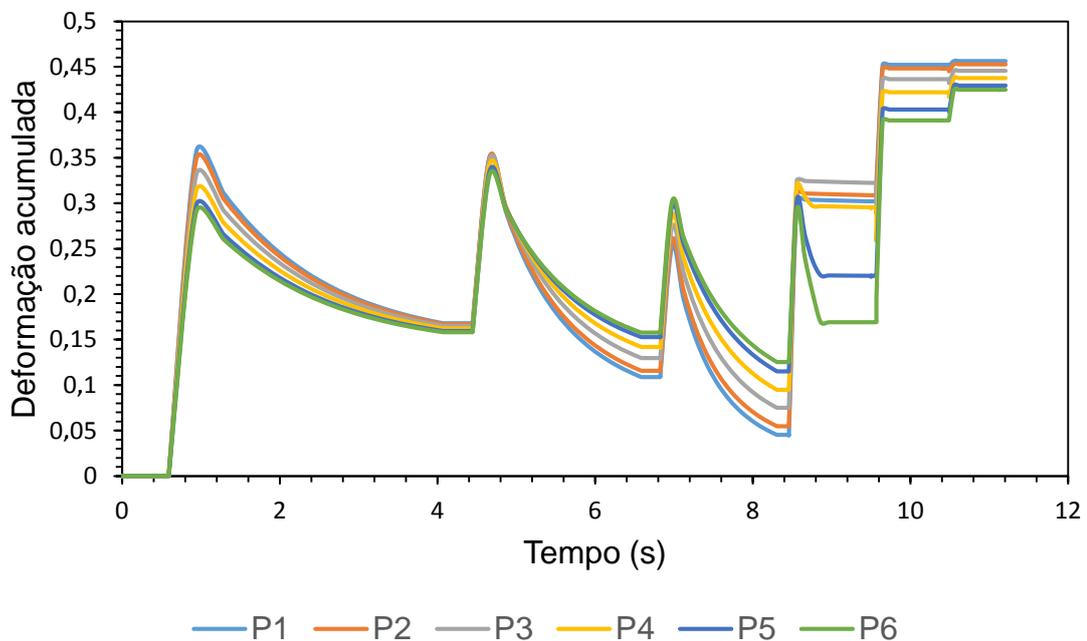


Figura 4.43 Evolução da deformação acumulada em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100°C, para seis pontos na espessura da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

Na Figura 4.44 é apresentada a distribuição do tamanho médio de grão em cada passe da laminação de tiras a quente simulada com temperatura de entrada de 1100°C. Partindo-se de um tamanho de grão inicial homogêneo de 80  $\mu m$ , observa-se um refino de grão nos primeiros passes de laminação e, a partir do quarto passe, não houve mudança no tamanho de grão devido à ausência dos mecanismos de recristalização, apenas o achatamento do mesmo, causado pela deformação imposta. Os tamanhos finais de grãos obtidos foram cerca de 20  $\mu m$  e 22  $\mu m$  para as regiões da superfície e centro da tira laminada, respectivamente.

Mais uma vez os resultados estão condizentes com a literatura [57], apesar desta não apresentar o gradiente do tamanho de grão ao longo da seção transversal da tira, apenas o tamanho médio de grão como um todo. Os grãos na superfície e próximos à superfície são relativamente menores que os grãos nas posições internas, devido à combinação de menor temperatura e maior deformação e taxa de deformação na região da superfície durante os primeiros passes de laminação simulados, sendo assim, o gráfico da distribuição do tamanho médio de grão ao longo da espessura da tira laminada, também mostrado na Figura 4.44, apresenta uma curva com o comportamento inverso ao da deformação e taxa de deformação.

Na Figura 4.45 é apresentado o gráfico da evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100 °C, para seis pontos entre a superfície e o centro da tira, sendo P1 o ponto na superfície e P6 o ponto no centro da tira laminada. É possível observar o gradiente do tamanho médio de grão entre a superfície e o centro da tira laminada, que aumenta conforme o processo vai acontecendo. Após o quarto passe, os grãos na superfície e próximos à superfície (P1 a P3) mantem o mesmo tamanho do final do terceiro passe e são apenas achatados e não recristalizados. Enquanto os grãos de austenita nas posições internas (P4 a P6) sofrem a SRX parcial e um refinamento de grãos durante o intervalo de passes, diminuindo assim o gradiente do tamanho médio de grão ao longo da espessura da tira. Após o término do quarto passe de laminação, a recristalização da austenita através de toda a espessura foi cessada pelo início da precipitação induzida por deformação, todos os grãos são ainda mais achatados e o aço é laminado na temperatura de não recristalização durante os últimos passes.

Na Figura 4.46 é apresentado o gráfico da evolução do tamanho médio de grão em função do tempo para seis pontos na superfície da tira, sendo S1 o ponto no meio e S6 o ponto na extremidade da largura da tira laminada. Nesta região, é possível observar o gradiente do tamanho médio de grão entre o meio e a extremidade da tira laminada, que aumenta conforme o processo vai acontecendo. Observa-se um refino de grão nos primeiros passes de laminação e os tamanhos finais de grãos obtidos foram cerca de 20  $\mu\text{m}$  e 25  $\mu\text{m}$  para as regiões no meio e extremidade da tira laminada, respectivamente. Já na Figura 4.47 é apresentado o gráfico da evolução do tamanho médio de grão em função do tempo calculado para seis pontos no centro da tira, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da largura da tira laminada. Observa-se, nesta região, que os grãos de austenita sofrem um refinamento de grãos durante

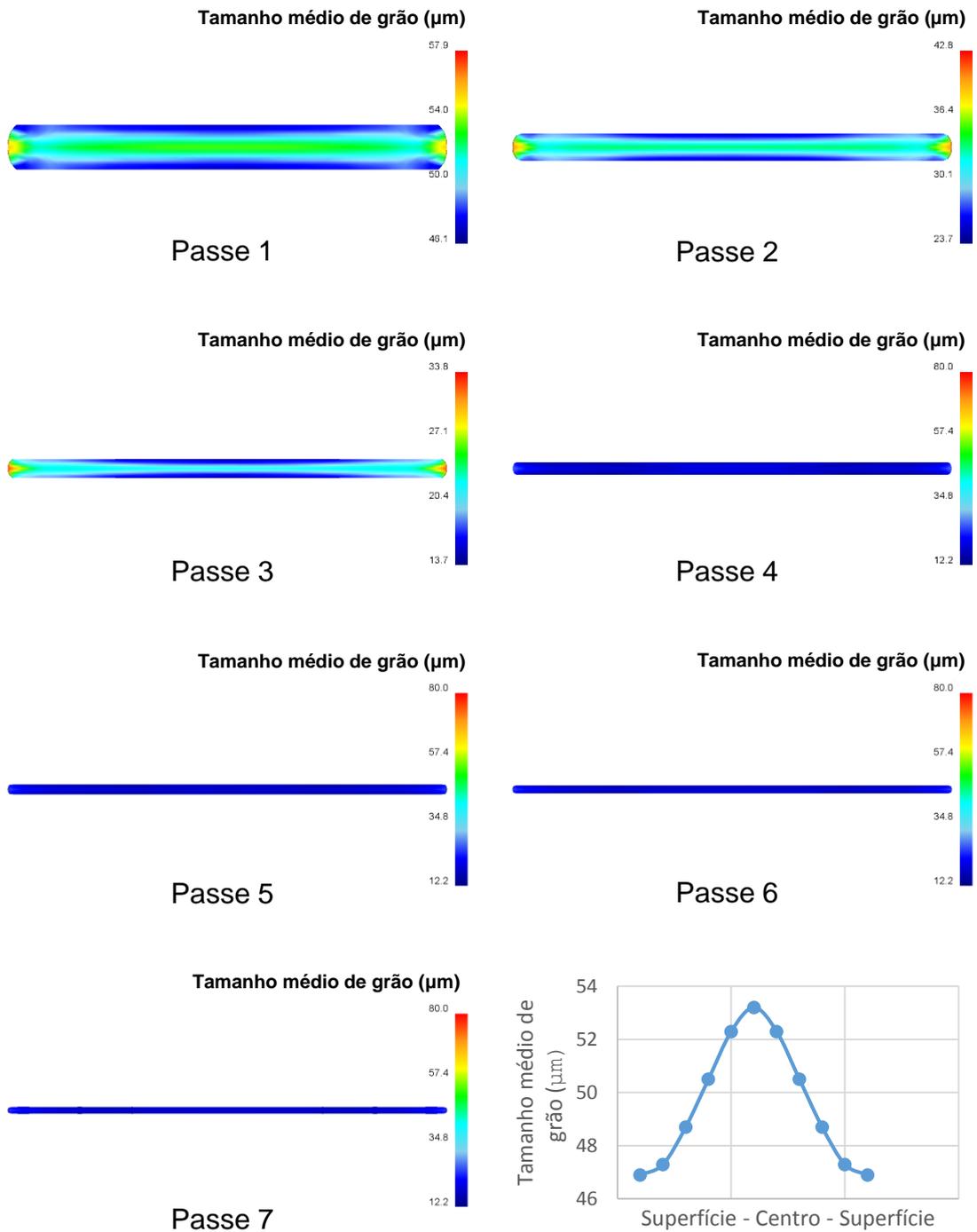


Figura 4.44 Variação espacial do tamanho médio de grão no interior da tira laminada, em cada passe do processo, e gráfico da distribuição do tamanho médio de grão ao longo da espessura da tira laminada no primeiro passe do processo de laminação simulado com temperatura de entrada de 1100 °C.

o intervalo entre passes, após o quarto passe. Os grãos nos pontos próximo ao meio (C1) são relativamente menores que os grãos nas posições da extre-

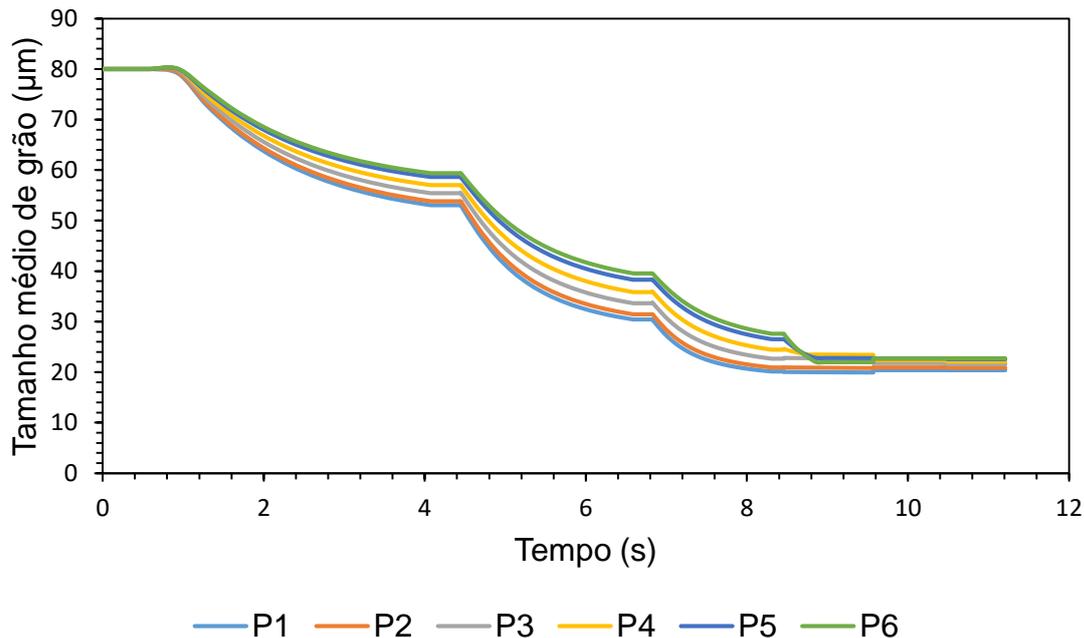


Figura 4.45 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100°C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

midade da tira (C6), uma vez que os mecanismos de recristalização são menos efetivos nesta região devido aos gradientes de temperatura, taxa e deformação, já discutido anteriormente. Os tamanhos finais de grãos obtidos foram cerca de  $22\ \mu\text{m}$  e  $23,5\ \mu\text{m}$  para as regiões no meio e próximas a extremidade da tira laminada, respectivamente. No caso do ponto C6, o tamanho de grão calculado foi de  $30\ \mu\text{m}$ .

De acordo com os resultados apresentados para o processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100°C, fica evidente a presença de gradientes nos perfis de temperatura, deformação e taxa de deformação. Estes gradientes são responsáveis pela heterogeneidade microestrutural ao final do processo. Como foi observado, existe uma variação do tamanho médio de grão tanto na direção da espessura da tira como na direção da largura da tira laminada. Sendo assim, a análise do tamanho médio de grão, considerando a tira como um único ponto, pode ocultar os mecanismos que realmente ocorrem durante o processo.

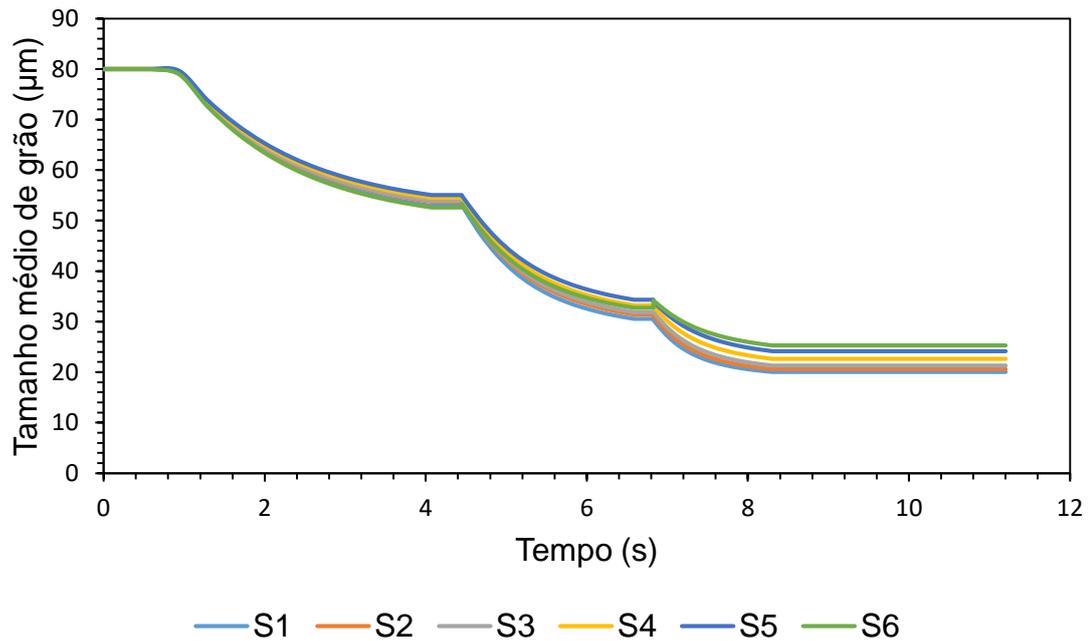


Figura 4.46 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100°C, para seis pontos na superfície da tira laminada, sendo S1 o ponto no meio e S6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura.

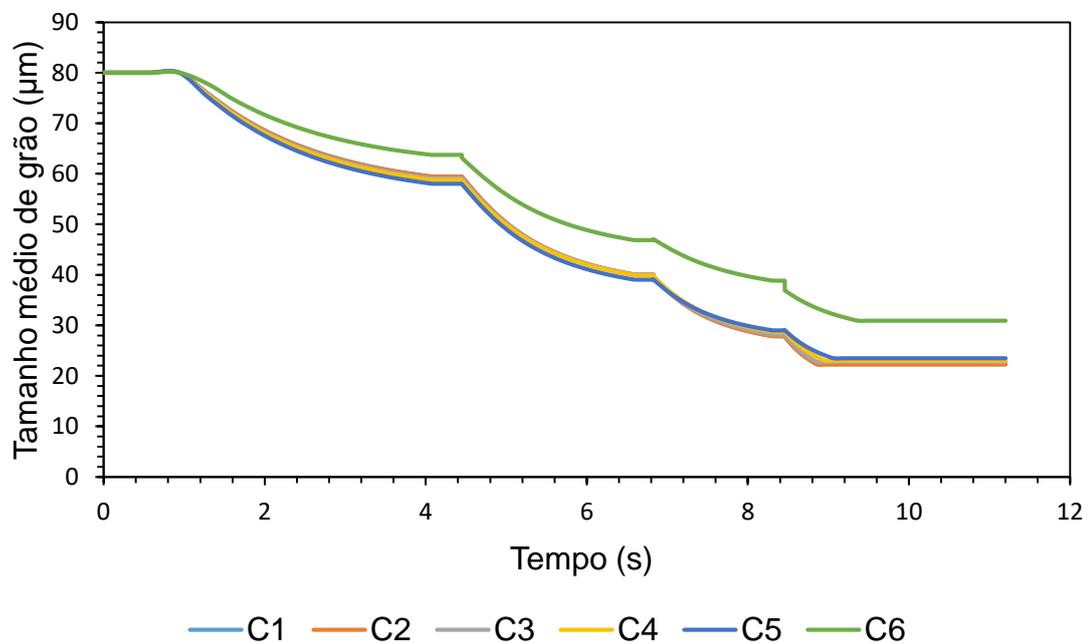


Figura 4.47 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1100°C, para seis pontos no centro da tira laminada, sendo C1 o ponto no meio e C6 o ponto na extremidade da tira, na direção da largura.

#### 4.5.2 Simulação da laminação com a temperatura de entrada de 1200 °C

Basicamente existem duas maneiras de ocorrer a DRX durante os passes de acabamento da laminação de tiras a quente. Altas temperaturas e baixas taxas de deformação, nos passes iniciais, podem favorecer a DRX. A outra é evitar os mecanismos de amaciamento entre os intervalos de passes. Depois de algum acúmulo de deformação gerado devido ao amaciamento incompleto entre passes, se o nióbio permanecer em solução sólida, a deformação total pode se tornar maior que a deformação crítica, dando início à DRX. Se a precipitação ocorrer, no entanto, o presente modelo considera que não haverá amaciamento futuro. A seguir, será feita a análise e discussão dos resultados da simulação da laminação de tiras a quente em que a temperatura de entrada da tira no primeiro passe é de 1200 °C.

Na Figura 4.48 é apresentado o gráfico da evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1200 °C, para seis pontos ao longo da espessura da tira. Observa-se que não houve tempo suficiente, durante o processo, para que a precipitação se iniciasse devido à alta temperatura do processo. Lembrando que a precipitação tem início quando a soma (Equação 2.28), na regra de aditividade, assume valor igual a 1, neste caso, o valor da soma ficou próximo de 0,025 ao final do processo simulado.

Na Figura 4.49 é apresentado o gráfico da evolução da fração amaciada em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1200 °C. Mais uma vez, as curvas representam seis pontos entre a superfície e o centro da tira, com P1 na superfície e P6 no centro da tira laminada. As curvas indicam que houve DRX no primeiro passe, para pontos próximos a superfície (P1 a P3), na região do ponto P4 houve DRX parcial e na região próxima ao centro da tira (P5 e P6) não houve DRX. Depois disso, no intervalo entre passes na região próxima ao ponto P4 continua o mecanismo de amaciamento por meio da MDRX e na região próxima ao centro da tira observou-se a SRX. Na Figura 4.50 é apresentado o perfil da fração recristalizada na seção transversal da tira laminada com temperatura de entrada de 1200 °C, onde pode ser visualizado o que foi discutido no gráfico da Figura 4.49, para o primeiro passe do processo. Continuando com a análise do gráfico da evolução da fração amaciada, observa-se que no segundo e quinto passe do processo simulado houve a DRX completa para toda a seção da tira laminada. No terceiro passe, houve a SRX completa no intervalo entre passes, neste caso, o tempo necessário para completar a recristalização é curto, devido à alta temperatura do processo. No

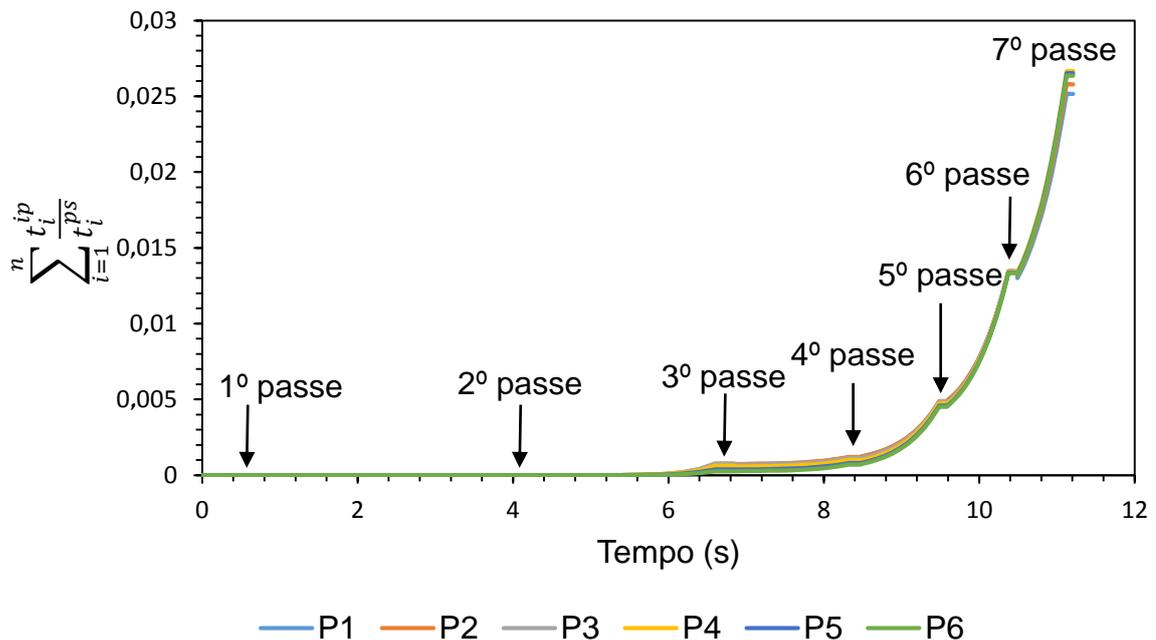


Figura 4.48 Evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1200°C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

quarto e sexto passe, houve SRX parcial no intervalo entre passes.

Na Figura 4.51 é apresentado o gráfico da evolução do tamanho médio de grão em função do tempo para o processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1200°C, calculado em seis pontos entre a superfície e o centro da tira. Partindo-se de um tamanho de grão inicial homogêneo de 80  $\mu m$ , observa-se um refinamento de grão expressivo nas regiões onde houve a DRX no primeiro passe (P1 a P3), porém, devido à alta temperatura e a recristalização total ter ocorrido durante a aplicação da deformação, houve tempo suficiente para ocorrer o crescimento de grão durante o intervalo entre passes. Na região próxima ao ponto P4, houve um refino de grão no início do intervalo entre passes, devido à MDRX, seguido do crescimento de grão. Já para as regiões próximas ao centro da tira laminada (P5 e P6) foi possível observar um refinamento de grãos no intervalo entre passes devido à SRX, que tem menor eficiência no refino do tamanho de grão que a DRX, porém, nessas regiões o tamanho de grão ficou menor do que nas regiões próximas à superfície, ao final do primeiro passe, por causa da alta temperatura do processo que favorece o crescimento de grão e as regiões próximas à superfície tiveram tempo suficiente para promover o crescimento dos grãos. Na Figura 4.52 é apresentada a va-

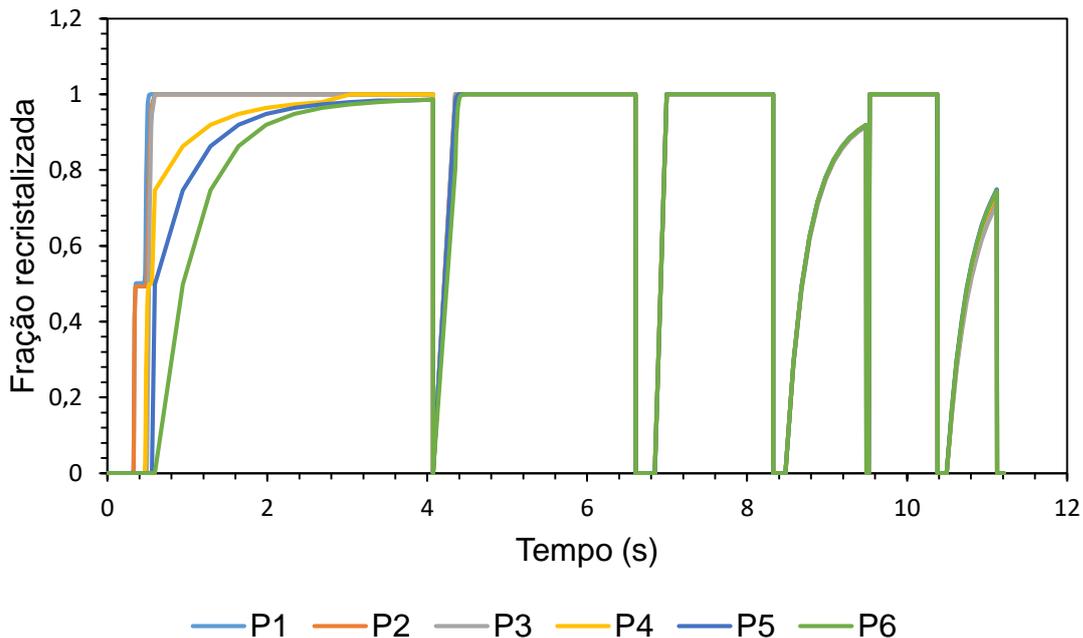


Figura 4.49 Evolução da fração amaciada em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1200 °C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

riação espacial do tamanho médio de grão no interior da tira laminada, para o primeiro passe do processo simulado com temperatura de entrada de 1200 °C. Continuando a análise do gráfico da Figura 4.51, observa-se que no segundo e terceiro passes houve refinamento de grão seguido de crescimento de grão, assim como no quinto passe. Já no quarto e sexto passes houve apenas refino de grão causado pela SRX. No final do processo os grãos ficaram em torno de 18 e 19  $\mu m$ .

#### 4.5.3 Simulação da laminação com a temperatura de entrada de 1000 °C

A laminação controlada convencional tem como principal objetivo a obtenção de uma estrutura austenítica encruada após os passes de acabamento com o intuito de aumentar a taxa de nucleação da ferrita, produzindo tamanhos de grão ferríticos muito finos após a transformação austenita-ferrita, melhorando as propriedades mecânicas como resistência e tenacidade. Neste caso, os passes finais de acabamento são aplicados em temperaturas baixas, abaixo da temperatura de não recristalização, causando um atraso na cinética de recristalização. A seguir, será feita a análise e discussão dos resultados da simulação da laminação de tiras a quente em que a tira apresenta temperatura de entrada no primeiro

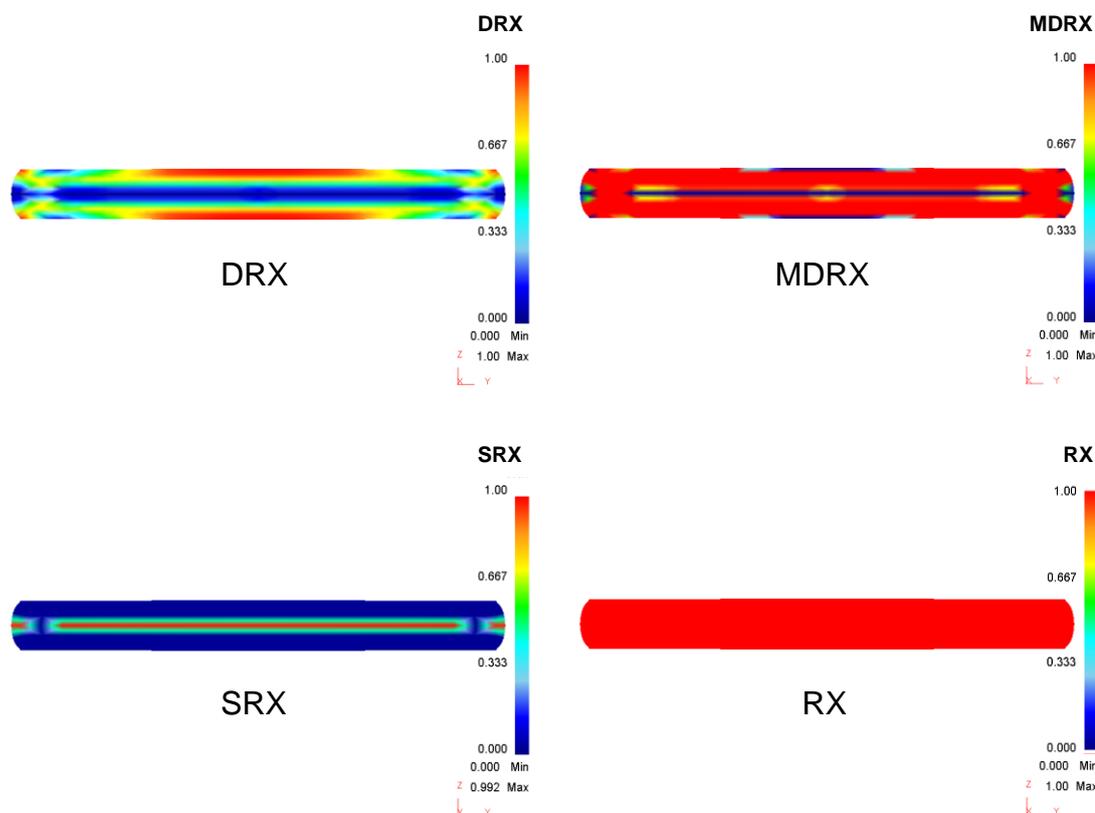


Figura 4.50 Perfil da fração recristalizada na seção transversal da tira laminada, para o primeiro passe do processo de laminação simulado a 1200 °C.

passe de 1000 °C.

Na Figura 4.53 é mostrado o perfil do início da precipitação induzida por deformação, a fração recristalizada, o tamanho médio de grão e a temperatura, ao longo da espessura da tira, para o primeiro passe do processo de laminação simulado com temperatura de entrada da tira em 1000 °C. Observa-se que, neste caso, a precipitação tem início no primeiro passe de laminação, como consequência da combinação da deformação imposta associada à baixa temperatura ao final do primeiro passe, variando em torno de 953 e 973 °C entre a superfície e o centro da tira, respectivamente. Não ocorreu nenhum mecanismo de recristalização, ao longo da tira, antes do início da precipitação, sendo assim, na saída do primeiro passe de laminação, os grãos ainda estão do mesmo tamanho do grão inicial e são apenas achatados e não recristalizados durante o processo. Na Figura 4.54 é apresentado o gráfico da evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo para o processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1000 °C, indicando o início da precipitação já no primeiro passe.

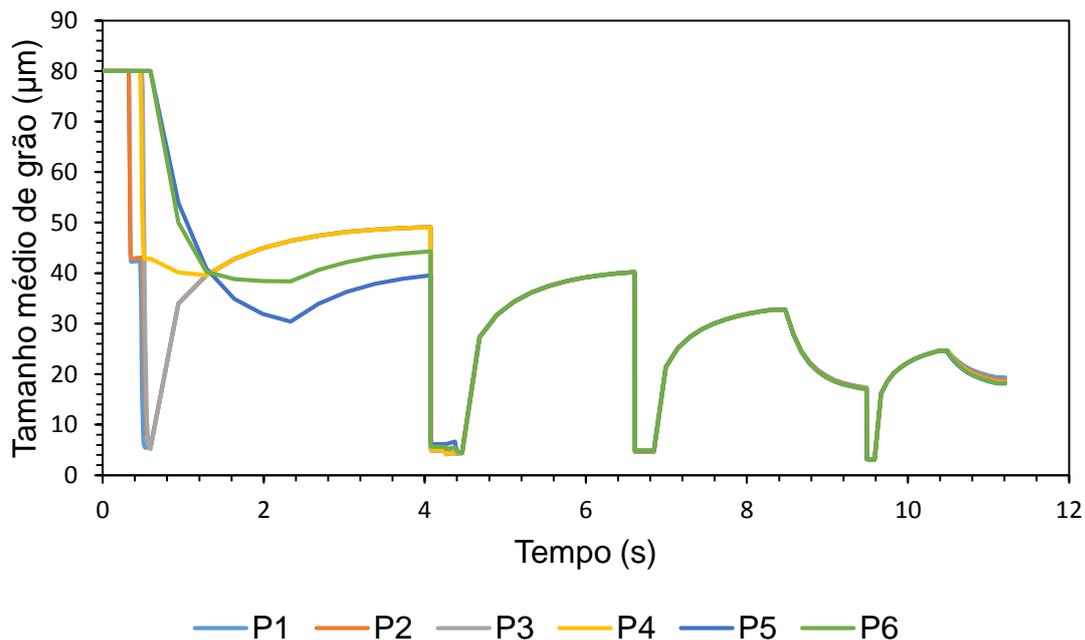


Figura 4.51 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1200 °C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

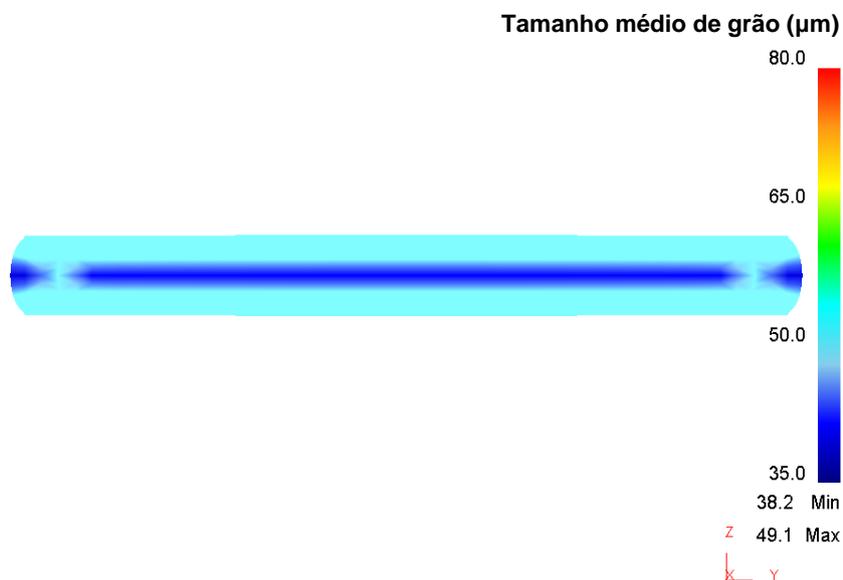


Figura 4.52 Variação espacial do tamanho médio de grão na seção transversal da tira laminada, para o primeiro passe do processo de laminação simulado a 1200 °C.

Na Figura 4.55 é feita uma comparação do início da precipitação induzida por deformação para as três simulações da laminação de tiras a quente. Observou-se que a precipitação pode ser suprimida aumentando a temperatura de entrada

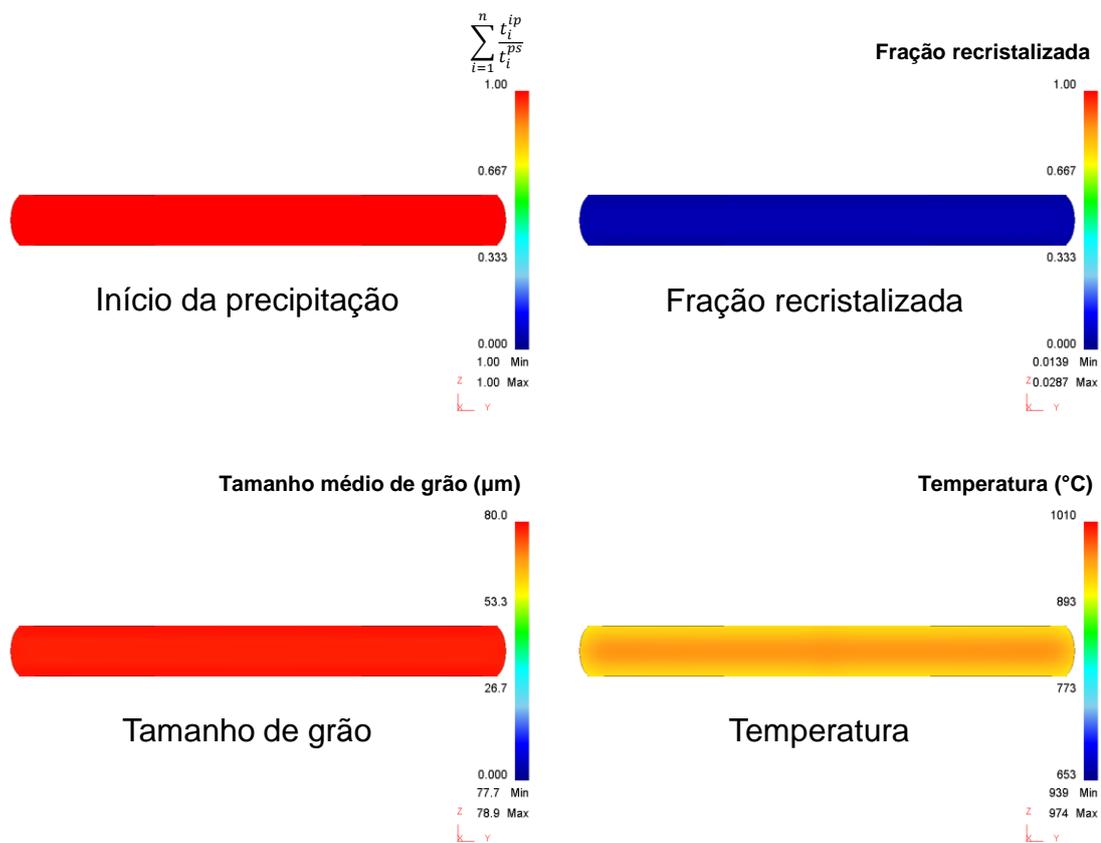


Figura 4.53 Perfil do início da precipitação induzida por deformação, da fração recristalizada, do tamanho de grão e da temperatura na seção transversal da tira laminada, no primeiro passe do processo de laminação simulado com temperatura de entrada de 1000 °C.

do processo, podendo alterar de forma significativa toda a evolução microestrutural que acontece durante o processo. Como pode ser observado na Figura 4.56.

Na Figura 4.57 é mostrada a evolução do tamanho médio de grão para as três simulações da laminação de tiras a quente. Os resultados indicam que a distribuição do tamanho médio de grão ao final dos sete passes são similares, em relação aos gradientes na microestrutura, para as simulações realizadas com temperatura de entrada de 1100 e 1200 °C. Contudo, deve-se notar que há um refinamento de grãos menor quando o processo é realizado com temperatura inicial de 1100 °C, porque o amaciamento ocorre apenas pela SRX, que tem menor eficiência no refino do tamanho de grão que a DRX + MDRX. Por outro lado, a combinação da recristalização seguida pelo acúmulo de deformação devido à precipitação de carbonitreto de nióbio, na simulação realizada com temperatura de entrada de 1100 °C, parece ser a combinação mais atrativa para o processo simulado, pois ocorre um refinamento de grãos maior e, depois disso, a precipi-

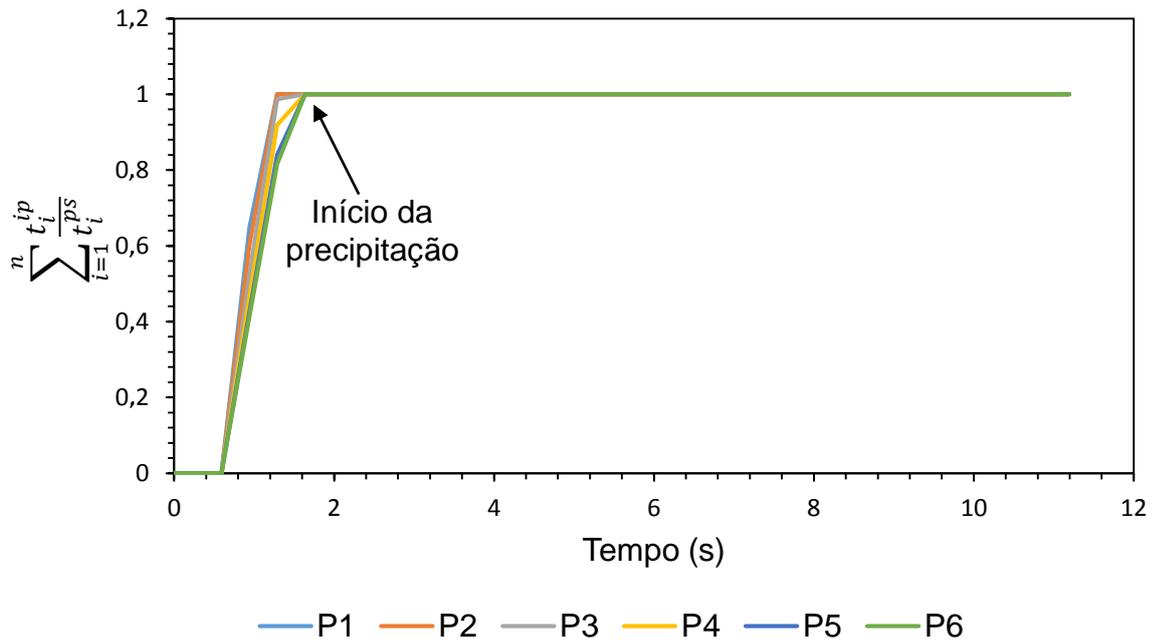


Figura 4.54 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperatura de entrada de 1000 °C, para seis pontos no interior da tira laminada, sendo P1 o ponto na superfície da tira e P6 o ponto no centro da tira.

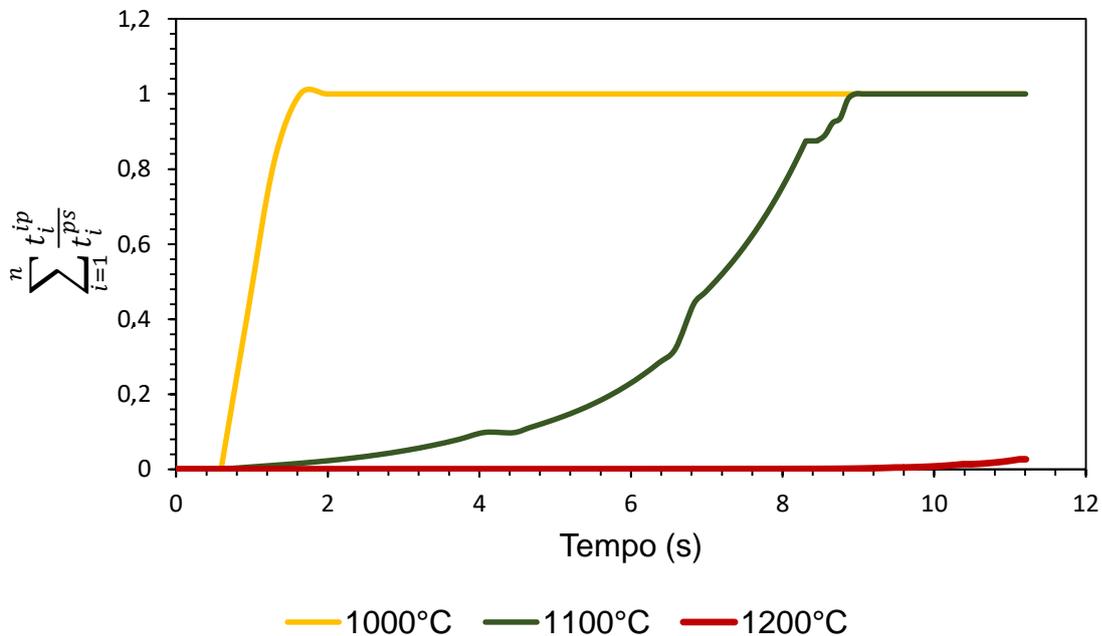


Figura 4.55 Evolução do início da precipitação induzida por deformação em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperaturas de entrada de 1000, 1100 e 1200 °C, no centro da tira laminada.

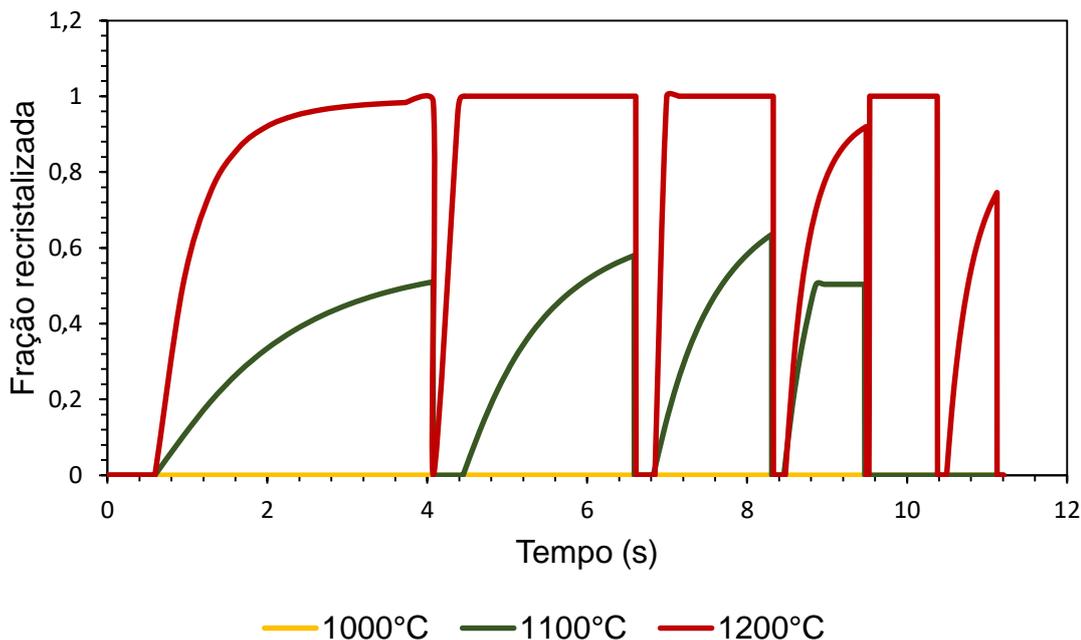


Figura 4.56 Evolução da fração recristalizada em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperaturas de entrada de 1000, 1100 e 1200 °C, no centro da tira laminada.

tação induzida por deformação tem início, o que leva ao acúmulo de deformação. Este último é desejável para produzir um tamanho de grão ferrítico fino após a transformação.

Quando o fenômeno de recristalização parcial ocorre, a probabilidade de haver um gradiente mais expressivo na microestrutura do tamanho de grão aumenta. Neste caso, o ideal seria garantir a completa recristalização do material durante o passe do processo de laminação. Por outro lado, na simulação do processo com temperatura de entrada de 1000 °C, verificou-se que o início da precipitação induzida por deformação ocorreu no primeiro passe, em toda seção da tira laminada. Sendo assim, essa seria a melhor situação no controle da evolução da microestrutura para evitar uma microestrutura de tamanho de grão mista.

A análise dos parâmetros da laminação de aços microligados ao nióbio é bastante complexa, isso ocorre porque envolve mecanismos de recristalização, precipitação e crescimento de grãos. Nesse sentido o modelo foi eficiente na análise de um grande número de combinações de propriedades. Por outro lado, foi possível estudar os gradientes típicos da deformação plástica e os gradientes microestruturais resultantes do processamento devido à geometria dos produtos, sendo viável o estudo de processos com geometrias complexas.

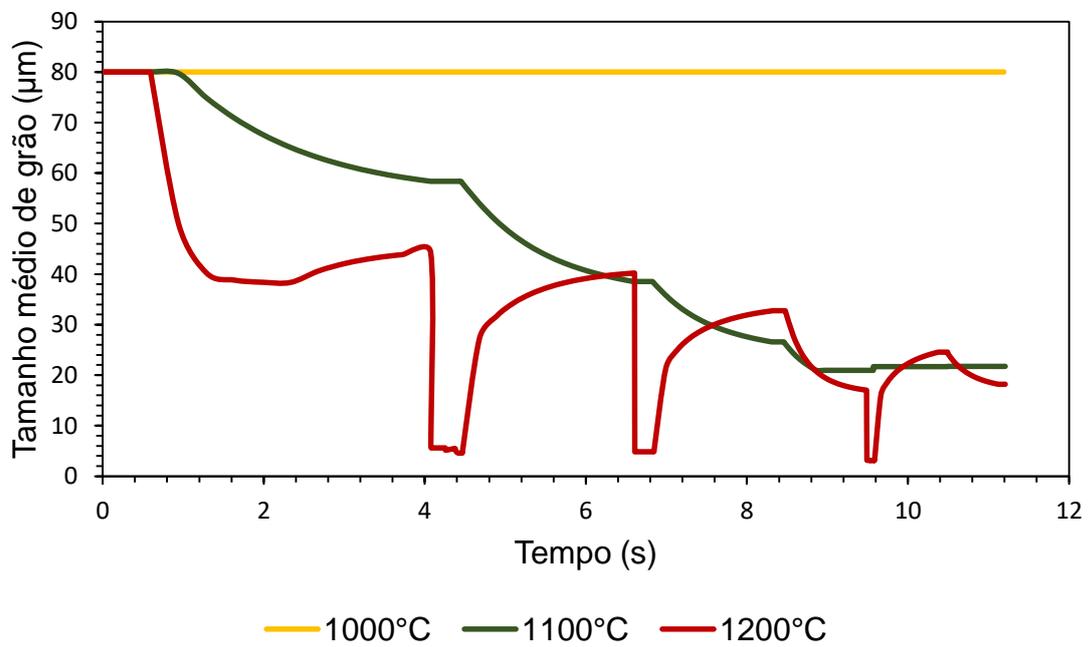


Figura 4.57 Evolução do tamanho médio de grão em função do tempo, do processo de laminação a quente simulado com temperaturas de entrada de 1000, 1100 e 1200°C, no centro da tira laminada.

## 5 CONCLUSÕES

- O comportamento mecânico a quente do aço microligado ao nióbio foi definido, neste trabalho, em função das curvas de escoamento plástico obtidas em ensaios de torção a quente. As curvas de escoamento plástico apresentaram um formato característico de amaciamento dinâmico promovido pela recristalização dinâmica.

- Os dados experimentais obtidos para o aço microligado ao nióbio estudado ajustaram-se nas equações da cinética de recristalização dinâmica, de acordo com as seguintes equações:

$$\varepsilon_{0,5} = 5,45 \cdot 10^{-3} \cdot \dot{\varepsilon}^{0,158} \exp\left(\frac{62636}{RT}\right)$$

$$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0,5}}\right)^{2,68}\right]$$

$$d_{DRX} = 7,9 \cdot 10^3 \dot{\varepsilon}^{-0,102} \exp\left(\frac{-53172,1}{RT}\right)$$

- Neste trabalho, foi desenvolvido um modelo termomecânico para representar a evolução microestrutural de um aço microligado ao nióbio durante os processos de conformação a quente, por meio do software DEFORM<sup>TM</sup> 3D e o uso de sub-rotinas FORTRAN. Os resultados da simulação do ensaio de torção com múltiplos passes mostraram uma boa concordância do modelo com o ensaio físico descrito na literatura.

- A partir da análise da evolução da fração amaciada em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado, concluiu-se que o tempo necessário para completar a recristalização aumenta de um passe para o outro, o que pode estar relacionado com a diminuição da temperatura durante o ensaio.

- Outra observação importante foi verificada por meio da análise da evolução da precipitação induzida por deformação em função do tempo para o ensaio de torção a quente simulado. Verificou-se que a precipitação tem início no final do sétimo passe, porém, após o início da recristalização, o que dificulta a determinação exata da precipitação, neste caso, por meio do ensaio físico.

- Observou-se a presença de gradientes de temperatura, de deformação e de taxa de deformação na tira laminada, influenciando os mecanismos de recristalização e precipitação induzida por deformação.

- Existe uma variação do tamanho médio de grão tanto na direção da espessura da tira como na direção da largura da tira laminada, no qual a região próxima as extremidades laterais da tira possuem maior tamanho médio de grãos. Sendo assim, a análise do tamanho médio de grão, considerando a tira como um único ponto, pode ocultar os mecanismos que realmente ocorrem durante o processo.

- Pequenas variações nos parâmetros de processo, como a temperatura de laminação, podem alterar de forma significativa toda a evolução microestrutural que acontece durante o processo, além de refletir no início da precipitação induzida pela deformação.
- A recristalização parcial nos primeiros passes de laminação aumenta a probabilidade de haver um gradiente na microestrutura do tamanho médio de grão.
- A laminação controlada convencional parece ser a melhor situação no controle da evolução da microestrutura, com o intuito de evitar uma microestrutura de tamanho de grão mista.
- A partir do modelo de simulação computacional, tornou-se possível analisar um grande número de combinações de propriedades termomecânicas. Acredita-se que se alcançou uma metodologia eficiente de análise e que poderá ser aplicada para analisar uma infinidade de assuntos.

## **6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS**

Este estudo foi iniciado mas carece de avanços, desejando-se obter um modelo "universal" que contemple a física do problema. As sugestões de continuação do estudo são no sentido de melhorar as equações analíticas que foram obtidas, levando em conta a influência do teor dos elementos de liga. Para isso, é necessário a realização de uma série de ensaios de torção a quente, para materiais com composições diversas, a fim de predizer a influência da temperatura, resistência a deformação e taxa de deformação e, com isso, desenvolver um possível fator de correção que leva em conta o efeito do teor de nióbio na cinética de recristalização dinâmica. Outro ponto que precisa ser desenvolvido é o modelamento dos mecanismos do tamanho de grão durante a transformação de fase austenita-ferrita, possibilitando o estudo completo da rota de processamento. Por fim, resta explorar melhor os resultados deste modelo e compará-los com experimentos e processos industriais.



## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] HICKSON, M. R.; GIBBS, R. K.; HODGSON, P. D. The effect of chemistry on the formation of ultrafine ferrite in steel. *ISIJ International*, The Iron and Steel Institute of Japan, v. 39, n. 11, p. 1176–1180, 1999.
- [2] KALASHAMI, A. G.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A.; MAZAHERI, Y. Effect of Nb on microstructures and mechanical properties of an ultrafine-grained dual phase steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 24, n. 8, p. 3008–3017, 2015.
- [3] KALASHAMI, A. G.; KERMANPUR, A.; GHASSEMALI, E.; NAJAFIZADEH, A.; MAZAHERI, Y. Correlation of microstructure and strain hardening behavior in the ultrafine-grained Nb-bearing dual phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 678, p. 215–226, 2016.
- [4] SUEHIRO, M. An analysis of the solute drag effect of Nb on recrystallization of ultra low carbon steel. *ISIJ International*, The Iron and Steel Institute of Japan, v. 38, n. 6, p. 547–552, 1998.
- [5] MARUYAMA, N.; UEMORI, R.; SUGIYAMA, M. The role of niobium in the retardation of the early stage of austenite recovery in hot-deformed steels. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 250, n. 1, p. 2–7, 1998.
- [6] TASHIMA, K.; SAKAMOTO, S.; HARA, T. Austenite grain growth behavior after recrystallization considering solute-drag effect and pinning effect. In: INTERNATIONAL SOCIETY OF OFFSHORE AND POLAR ENGINEERS. *The 27th International Ocean and Polar Engineering Conference*. [S.l.], 2017.
- [7] RAINFORTH, W. M.; BLACK, M. P.; HIGGINSON, R. L.; PALMIERE, E. J.; SELLARS, C. M.; PRABST, I.; WARBICHLER, P.; HOFER, F. Precipitation of NbC in a model austenitic steel. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 50, n. 4, p. 735–747, 2002.
- [8] KLINKENBERG, C.; HULKA, K.; BLECK, W. Niobium carbide precipitation in microalloyed steel. *Steel Research International*, Wiley Online Library, v. 75, n. 11, p. 744–752, 2004.
- [9] KARMAKAR, A.; BISWAS, S.; MUKHERJEE, S.; CHAKRABARTI, D.; KUMAR, V. Effect of composition and thermo-mechanical processing schedule on the microstructure, precipitation and strengthening of Nb-microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 690, p. 158–169, 2017.
- [10] DUTTA, B.; SELLARS, C. M. Effect of composition and process variables on Nb (C, N) precipitation in niobium microalloyed austenite. *Materials Science and Technology*, Taylor & Francis, v. 3, n. 3, p. 197–206, 1987.
- [11] KWON, O.; DEARDO, A. J. Interactions between recrystallization and precipitation in hot-deformed microalloyed steels. *Acta Metallurgica et Materialia*, Elsevier, v. 39, n. 4, p. 529–538, 1991.

- [12] ABAD, R.; FERNANDEZ, A. I.; LOPEZ, B.; RODRIGUEZ-IBABE, J. M. Interaction between recrystallization and precipitation during multipass rolling in a low carbon niobium microalloyed steel. *ISIJ International*, The Iron and Steel Institute of Japan, v. 41, n. 11, p. 1373–1382, 2001.
- [13] MEDINA, S. F. From heterogeneous to homogeneous nucleation for precipitation in austenite of microalloyed steels. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 84, p. 202–207, 2015.
- [14] LLANOS, L.; PEREDA, B.; LÓPEZ, B. Interaction between recovery, recrystallization, and NbC strain-induced precipitation in high-Mn steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 46, n. 11, p. 5248–5265, 2015.
- [15] TACA, M.; CONSTANTINESCU, D. M.; BACIU, F.; GEANTA, V.; DAISA, D.; STEFANOIU, R. Influence of technological parameters on the toughness improvement of microalloyed steels. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier, v. 3, n. 4, p. 1177–1182, 2016.
- [16] GONG, P.; PALMIERE, E. J.; RAINFORTH, W. M. Characterisation of strain-induced precipitation behaviour in microalloyed steels during thermomechanical controlled processing. *Materials Characterization*, Elsevier, v. 124, p. 83–89, 2017.
- [17] BARBOSA, R.; URANGA, P.; RODRIGUEZ-IBABE, J. M.; STAHLHEIM, D.; REBELLATO, M.; QIAO, M. L.; WANG, H. X. Microalloying additions to commodity C-Mn structural steels: Fundamental strengthening mechanisms leading to improvements in mechanical properties, alloy optimization, reduced alloy costs and robustness of hot rolling processing. In: TRANS TECH PUBL. *Materials Science Forum*. [S.l.], 2018. v. 941, p. 71–76.
- [18] MUSZKA, K.; DZIEDZIC, D.; MADEJ, L.; MAJTA, J.; HODGSON, P. D.; PALMIERE, E. J. The development of ultrafine-grained hot rolling products using advanced thermomechanical processing. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 610, p. 290–296, 2014.
- [19] JORGE-JR, A. M.; GUEDES, L. H.; BALANCIN, O. Ultra grain refinement during the simulated thermomechanical-processing of low carbon steel. *Journal of Materials Research and Technology*, Elsevier, v. 1, n. 3, p. 141–147, 2012.
- [20] BELADI, H.; KELLY, G. L.; HODGSON, P. D. Ultrafine grained structure formation in steels using dynamic strain induced transformation processing. *International Materials Reviews*, Taylor & Francis, v. 52, n. 1, p. 14–28, 2007.
- [21] GONG, P.; PALMIERE, E. J.; RAINFORTH, W. M. Thermomechanical processing route to achieve ultrafine grains in low carbon microalloyed steels. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 119, p. 43–54, 2016.

- [22] LI, B.; LIU, Q.; JIA, S.; REN, Y.; WANG, B. Fabricating ultrafine grain by advanced thermomechanical processing on low-carbon microalloyed steel. *Scripta Materialia*, Elsevier, v. 152, p. 132–136, 2018.
- [23] SOUZA, A. L. B.; BALANCIN, O. *Simulação computacional da laminação de tiras a quente*. [S.l.]: Novas Edições Acadêmicas, 2015.
- [24] JIA, T.; MILITZER, M. The effect of solute Nb on the austenite-to-ferrite transformation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 46, n. 2, p. 614–621, 2015.
- [25] NAKAGAWA, Y.; TADA, M.; KOJIMA, K.; NAKAMARU, H. Effect of Nb contents on size of ferrite grains and Nb precipitates in ultra-low carbon steel for cans. *ISIJ International*, The Iron and Steel Institute of Japan, v. 56, n. 7, p. 1262–1267, 2016.
- [26] QIAO, G.-y.; CAO, Y.-b.; LIAO, B.; XIAO, F.-r. Effect of dissolution and precipitation of Nb on phase transformation, microstructure, and microhardness of two high-Nb pipeline steels. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Springer, v. 71, n. 3, p. 627–637, 2018.
- [27] ZUROB, H. S.; BRECHET, Y.; PURDY, G. A model for the competition of precipitation and recrystallization in deformed austenite. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 49, n. 20, p. 4183–4190, 2001.
- [28] VERVYNCKT, S.; VERBEKEN, K.; THIBAU, P.; HOUBAERT, Y. Recrystallization–precipitation interaction during austenite hot deformation of a Nb microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 528, n. 16, p. 5519–5528, 2011.
- [29] SILVA, M. B. R.; GALLEGO, J.; CABRERA, J. M.; BALANCIN, O.; JORGE-JR, A. M. Interaction between recrystallization and strain-induced precipitation in a high Nb- and N-bearing austenitic stainless steel: Influence of the interpass time. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 637, p. 189–200, 2015.
- [30] SPEER, J. G.; HANSEN, S. S. Austenite recrystallization and carbonitride precipitation in niobium microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, Springer, v. 20, n. 1, p. 25–38, 1989.
- [31] WANG, L.; PARKER, S.; ROSE, A.; WEST, G.; THOMSON, R. Effects of solute Nb atoms and Nb precipitates on isothermal transformation kinetics from austenite to ferrite. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 47, n. 7, p. 3387–3396, 2016.
- [32] GONG, P.; PALMIERE, E. J.; RAINFORTH, W. M. Dissolution and precipitation behaviour in steels microalloyed with niobium during thermomechanical processing. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 97, p. 392–403, 2015.
- [33] ZHANG, J.; DING, H.; MISRA, R. D. K.; WANG, C. Microstructural evolution and consequent strengthening through niobium-microalloying in a low carbon

quenched and partitioned steel. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 641, p. 242–248, 2015.

[34] LESLIE, W. C.; HORNBOGEN, E. *Physical Metallurgy of Steels*. [S.l.]: McGraw – Hill Book Company (New York), 1981. 189–201 p.

[35] KUMAR, B. R. A review on importance of microalloying in steel. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology (IJMET)*, v. 5, p. 187–193, 2014.

[36] VERVYNCKT, S.; VERBEKEN, K.; LOPEZ, B.; JONAS, J. J. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature. *International Materials Reviews*, Taylor & Francis, v. 57, n. 4, p. 187–207, 2012.

[37] ZHOU, X.; LIU, Z.; YUAN, X.; WU, D.; WANG, G.; LIU, X. Modeling of strain-induced precipitation kinetics and evolution of austenite grains in Nb microalloyed steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*, Elsevier, v. 15, n. 3, p. 65–69, 2008.

[38] MANDAL, G. K.; DAS, S. S.; KUMAR, T.; KAMARAJ, A.; MONDAL, K.; SRIVASTAVA, V. Role of precipitates in recrystallization mechanisms of Nb-Mo microalloyed steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 27, n. 12, p. 6748–6757, 2018.

[39] TIAN, Y.; WANG, H. T.; WANG, Z. D.; MISRA, R. D. K.; WANG, G. D. Microstructural evolution and the precipitation behavior in X90 linepipe steel during isothermal processing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Springer, v. 27, n. 4, p. 1494–1504, 2018.

[40] BUKEN, H.; SHERSTNEV, P.; KOZESCHNIK, E. A state parameter-based model for static recrystallization interacting with precipitation. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, v. 24, n. 3, p. 035006, 2016.

[41] HANSEN, S. S.; SANDE, J. B. V.; COHEN, M. Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, Springer, v. 11, n. 3, p. 387–402, 1980.

[42] BORATTO, F.; BARBOSA, R.; YUE, S.; JONAS, J. J. Effect of chemical composition on the critical temperatures of microalloyed steels. In: *International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals. THERMEC-88*. [S.l.: s.n.], 1988. v. 1, p. 383–390.

[43] LAASRAOUI, A.; JONAS, J. J. Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. *Metallurgical Transactions A*, Springer, v. 22, n. 7, p. 1545–1558, 1991.

[44] MEDINA, S. F.; HERNANDEZ, C. A. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 44, n. 1, p. 137–148, 1996.

- [45] MCQUEEN, H. J.; RYAN, N. D. Constitutive analysis in hot working. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 322, n. 1, p. 43–63, 2002.
- [46] JORGE-JR, A. M.; BALANCIN, O. Prediction of steel flow stresses under hot working conditions. *Materials Research*, SciELO Brasil, v. 8, n. 3, p. 309–315, 2005.
- [47] LIN, Y. C.; CHEN, X.-M. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. *Materials & Design*, Elsevier, v. 32, n. 4, p. 1733–1759, 2011.
- [48] SELLARS, C. M.; TEGART, W. J. Relationship between strength and structure in deformation at elevated temperatures. *Memoires et Etudes Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, v. 63, n. 9, p. 731–746, 1966.
- [49] SELLARS, C. M.; TEGART, W. J. Hot workability. *International Materials Reviews*, Maney Publishing, v. 17, n. 1, p. 1–24, 1972.
- [50] PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. *Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura*. [S.l.]: ABM, 2005.
- [51] IRVINE, K. J.; PICKERING, F. B.; GLADMAN, T. Grain-refined C-Mn steels. *ISIJ International*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 205, n. 2, p. 161–182, 1967.
- [52] SICILIANO, F.; JONAS, J. J. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 31, n. 2, p. 511–530, 2000.
- [53] KIRIHATA, A.; SICILIANO, F.; MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J. Mathematical modelling of mean flow stress during the hot strip rolling of multiply-alloyed medium carbon steels. *ISIJ International*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 38, n. 2, p. 187–195, 1998.
- [54] SENUMA, T.; YADA, H. Microstructural evolution of plain carbon steels in multiple hot working. In: RISO NATIONAL LABORATORY. *Annealing Processes—Recovery, Recrystallization, and Grain Growth, Proc. 7th Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Sei.* Roskilde, Denmark, 1986. p. 547–552.
- [55] HODGSON, P. D.; GIBBS, R. K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels. *ISIJ International*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 32, n. 12, p. 1329–1338, 1992.
- [56] SELLARS, C. M.; DAVIES, G. J. *Hot working and forming processes: proceedings of an International Conference on Hot Working and Forming Processes*. [S.l.]: Maney Pub, 1980. v. 264.
- [57] SICILIANO, F. *Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels*. Tese (PhD Thesis and Metallurgical Engineering) — Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, Montreal, Canada, 1999.

- [58] 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, v. 36, n. 6, p. 720–728, 1996.
- [59] SOUZA, A. L. B.; CANTO, R. B.; BALANCIN, O. Laminação a quente: Simulação numérica acoplada com a evolução microestrutural. *Revista ABM - Metalurgia, Materiais & Mineração*, v. 70, p. 499–503, 2014.
- [60] MEDINA, S. F.; QUISPE, A.; GOMEZ, M. Model for strain-induced precipitation kinetics in microalloyed steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer, v. 45, n. 3, p. 1524–1539, 2014.
- [61] PARK, S. H.; YUE, S.; JONAS, J. J. Continuous-cooling-precipitation kinetics of Nb (CN) in high-strength low-alloy steels. *Metallurgical Transactions A*, Springer, v. 23, n. 6, p. 1641–1651, 1992.
- [62] SCHEIL, E. Anlaufzeit der austenitumwandlung. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, Wiley Online Library, v. 8, n. 12, p. 565–567, 1935.
- [63] ROUCOULES, C.; YUE, S.; JONES, J. J. Effect of dynamic and metadynamic recrystallization on rolling load and microstructure. In: *1 st International Conference on Modelling of Metal Rolling Processes*. [S.l.: s.n.], 1993. p. 165–179.
- [64] LAASRAOUI, A.; JONAS, J. J. Recrystallization of austenite after deformation at high temperatures and strain rates—analysis and modeling. *Metallurgical Transactions A*, Springer, v. 22, n. 1, p. 151–160, 1991.
- [65] MINAMI, K.; SICILIANO, F.; MACCAGNO, T. M.; JONAS, J. J. Mathematical modeling of mean flow stress during the hot strip rolling of Nb steels. *ISIJ International*, Iron and Steel Institute of Japan, v. 36, n. 12, p. 1507–1515, 1996.
- [66] HODGSON, P. D.; JONAS, J. J.; YUE, S. Growth during and after the static and metadynamic recrystallization of austenite. In: *TRANS TECH PUBL. Materials Science Forum*. [S.l.], 1992. v. 94, p. 715–722.
- [67] BEYNON, J. H.; SELLARS, C. M. Modelling microstructure and its effects during multipass hot rolling. *ISIJ International*, The Iron and Steel Institute of Japan, v. 32, n. 3, p. 359–367, 1992.
- [68] PERDRIX, C. Characteristic of plastic deformation of metals during hot working. *ECSC Report*, IRSID, 1987.
- [69] LIU, X. D.; SOLBERG, J. K.; GJENGEDAL, R.; KLUKEN, A. O. Modelling the evolution of microstructure during hot torsion of niobium microalloyed steels. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 45, n. 1-4, p. 497–502, 1994.
- [70] DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2<sup>a</sup>. ed. [S.l.]: Editora Guanabara Dois, 1988.

- [71] GUEDES, L. H. *Ultra-refinamento de Grãos em um Aço Baixo Carbono através de Tratamentos Termomecânicos*. Dissertação (Dissertação de Mestrado) — Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, 2004.
- [72] VALBERG, H. S. *Applied metal forming: including FEM analysis*. [S.l.]: Cambridge University Press, 2010.
- [73] FIELDS, D. S.; BACKOFEN, W. A. Determination of strain hardening characteristics by torsion testing. In: *Proc. ASTM*. [S.l.: s.n.], 1957. v. 57, p. 1259–1272.
- [74] SHRIVASTAVA, S. C.; JONAS, J. J.; CANOVA, G. Equivalent strain in large deformation torsion testing: theoretical and practical considerations. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Elsevier, v. 30, n. 1-2, p. 75–90, 1982.
- [75] SCIENTIFIC FORMING TECHNOLOGIES CORPORATION - SFTC. *DEFORM Integrated 2D-3D Version 10,1 User's Manual*. Columbus, Ohio, 2010.
- [76] LI, Y. H.; SELLARS, C. M. Comparative investigations of interfacial heat transfer behaviour during hot forging and rolling of steel with oxide scale formation. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 80, p. 282–286, 1998.
- [77] LAASRAOUI, A.; JONAS, J. J. Prediction of temperature distribution, flow stress and microstructure during the multipass hot rolling of steel plate and strip. *ISIJ International*, The Iron and Steel Institute of Japan, v. 31, n. 1, p. 95–105, 1991.
- [78] PIETRZYK, M.; LENARD, J. G. The effect of the temperature rise of the roll on the simulation of the flat rolling process. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 22, n. 2, p. 177–190, 1990.
- [79] DEVADAS, C.; SAMARASEKERA, I. V.; HAWBOLT, E. B. The thermal and metallurgical state of steel strip during hot rolling: Part i. characterization of heat transfer. *Metallurgical Transactions A*, Springer, v. 22, n. 2, p. 307–319, 1991.



## APÊNDICE A

File: d:\Users\user1\Desktop\usr\_upd.f

```

C-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+
C
C      SUBROUTINE USRUPD
C
C-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+
C      '  IMPLICIT DOUBLE PRECISION (A-H,O-Z), INTEGER (I-N)
C
C      COMMON /USRCTL/ DTK, KOBJ, ISTATUS, KSTEP
C
C      COMMON /ELMCOM/ RZE(3,8), URZE(3,8), STSE(6), EPSE(6), EFEPSE, EFSTSE,
+      TEPSE, RDTYE, TEMPE(8), USRE1(100), USRE2(100),
+      DTMPE(8), NODEE(8), KELE, KONP
C
C      COMMON /ELMCOM3/ TEPS_NE(8), EFEPS_NE(8), DAMG_NE(8), STS_NE(6,8)
C
C      COMMON /NODCOM/ RZN(3), URZN(3), DRZN(3), TEMPN, DTMPN, USRN1(100),
+      USRN2(100), KNODE
C
C      COMMON /NODCOM3/ EFEPS_NN, TEPS_NN, DAMG_NN, STS_NN(6), IELMNOD(3)
C
C      COMMON /USRCTL/
C      DTK      : TIME INCREMENT
C      KOBJ     : OBJECT NUMBER
C      KSTEP    : Step Number (N)
C      ISTATUS: 0 - the begain of the step
C              1 - the end of the step
C      NUSRVE  : Total number of degrees of freedom in User element Variables
C      NUSRND  : Total number of degrees of freedom in User nodal Variables
C
C      COMMON /ELMCOM/
C      RZE     : NODAL POINT COORDINATES (KONP corner nodes)
C      URZE    : NODAL POINT VELOCITIES (KONP corner nodes)
C      STSE    : STRESS COMPONENTS
C      EPSE    : STRAIN RATE COMPONENTS
C      EFEPSE  : EFFECTIVE STRAIN RATE
C      EFSTSE  : EFFECTIVE STRESS
C      TEPSE   : TOTAL EFPECTIVE STRAIN
C      TEMPE   : NODAL TEMPERATURES
C      USRE1   : USER ELEMENT VARIABLES (INPUT: AT the Beginning of STEP N)
C      USRE2   : USER ELEMENT STATE VARIABLES (OUTPUT: At the End of the STEP N)
C      NODEE   : CONNECTIVITIES OF THE ELEMENT
C      KELE    : ELEMENT NUMBER
C      KONP    : NODES PER ELEMENT
C
C      COMMON /NODCOM/
C      RZN     : Nodal Point Coordinates
C      URZN    : Nodal Point Velocities
C      DRZN    : Nodal Point Displacement
C      TEMPN   : Nodal Point Temperature
C      DTMPN   : Nodal Point Temperature increment from last step to current step
C      USRN1   : User Nodal Variables (Input: At the beginning of Step N)
C      USRN2   : User Nodal Variables (Output: At the end of Step N)
C      KNODE   : Node Number
C
C      COMMON /NODCOM3/
C      EFEPS_NN : Nodal effective strain rate
C      TEPS_NN  : Nodal effective strain
C      DAMG_NN  : Nodal damage factor
C      STS_NN   : Nodal stress components
C      IELMNOD(1) = 0: Damage factor, Element definition
C                  > 0: ditto, Node+element definition
C      IELMNOD(2) = 0: Eff. strain rate and strain, Element definition
C                  > 0: ditto, Node+element definition
C      IELMNOD(3) = 0: Stress components (El-plastic): Element definition
C                  > 0: ditto, Node+element definition
C
C      COMMON /ELMCOM3/
C      TEPS_NE : Nodal eff. strain of the surrounding nodes
C      EFEPS_NE : Nodal eff. strain rate of the surrounding nodes
C      DAMG_NE  : Nodal damage factor of the surrounding nodes
C      STS_NE   : Nodal stress components of the surrounding nodes
C

```

File: d:\Users\user1\Desktop\usr\_upd.f

```

C      WHEN (ISTATUS.EQ. 1) --> USRE2/USRN2 should be updated here or in USRMSH.
C      Note:
C      If a user chooses to update USRE2/USRN2 in SUB. USRMSH, he/she should also
C      copy all of USRE1/USRN1 to USRE2/USRN2 here.  When NUSRVE or NUSRND are
C      greater than 2, more line should be added below.
C
C      KELE > 0          --> Element data is active
C      KNODE > 0        --> Node Data is active
C
C      THE FOLLOWING EXAMPLES ARE:
C      TO STORE THE MAX PRICIPAL STRESS IN USRE2(1), AND
C      TO STORE THE STRAIN ENERGY IN USRE2(2).
C
C      At present NUSRVE and NUSRND are not passed into this routine.  However,
C      if User Nodal and/or Elemental Variables are in use and NUSRVE or NUSRND
C      are greater than 2, USRE1(3..NUSRVE) and/or USRN1(3..NUSRND) should be copied
C      to USRE2(3..NUSRVE) and/or USRN2(3..NUSRND) below in the appropriate places.
C
C      IF (ISTATUS.EQ.1.AND.KELE.GT.0) THEN
C      DO II=1,100
C      USRE2(II) = USRE1(II)
C      ENDDO
C      CALL MAXPRN(STSE,PRNSTS,IFLG)
C      IF(IFLG.EQ.0) USRE2(1) = PRNSTS
C
C      USRE2(2) = USRE2(2) + DTK*EFSTSE*EFEPSE
C=====
C
C      NB = USRE1(1)          !concentração de nióbio
C      CA = USRE1(2)          !concentração de carbono
C      MN = USRE1(3)          !concentração de manganês
C      SI = USRE1(4)          !concentração de silício
C      MO = USRE1(5)          !concentração de molibidênio
C      VA = USRE1(6)          !concentração de vanádio
C      TI = USRE1(7)          !concentração de titânio
C      TS = USRE1(8)          !temperatura de solubilização
C      TGI = USRE1(9)         !tamanho de grão inicial
C      TEM = TEMPE(KONP)+273  !temperatura absoluta
C      R = 8.31               !constante dos gases
C
C      IF (EFEPSE.EQ.0) THEN
C      USRE2(10) = USRE1(10) + DTK
C      USRE2(11) = USRE1(11)
C      ELSE
C      USRE1(10) = 0
C      USRE2(10) = USRE1(10)
C      USRE2(11) = EFEPSE
C      ENDIF
C      TEMPO = USRE2(10)     !cálculo tempo intervalo entre passes
C      TDEF = USRE2(11)     !manter valor da taxa de deformação para os cálculos
C
C      ****      CALCULATION OF ACTIVATION ENERGY
C
C      QDEF = 267000-2535.52*CA+1010*MN+33620.76*SI+35651.28*MO+31673.46*
C      &      VA+93680.52*(TI**0.5919)+70729.85*(NB**0.5649)
C
C      ****      CALCULATION OF ZENER-HOLLOMON PARAMETER ****
C
C      ZENER = TDEF*DEXP(QDEF/(R*TEM))
C
C      ****      CALCULATION OF SUPERSATURATION REASON ****
C
C      C = (2.26) - (6700/TS)
C      D = (2.26) - (6700/TEM)
C      E = C-D
C      KS = 10**(E)
C
C      ****      CALCULATION OF PRECIPITATION TIME ****
C
C      BETA = 1.96*(1-DEXP(-3.994D-2*((1/NB)**0.813)))
C      A = 4.766D-11*DEXP(-0.07*DLOG(KS))

```

File: d:\Users\user1\Desktop\usr\_upd.f

```

B = 4.238D8*DEXP(1.689*DLOG(KS))
TPS = A*(DEF**(-BETA))* (TGI**0.48)* (ZENER**(-2))*DEXP(270000/(R*TE
&      M))*DEXP(B/((TEM**3)*(DLOG(KS)**2)))
C
C ****      ADDITIVE RULE CALCULATION      ****
C
      USRE2(12) = USRE1(12) + (DTK/TPS)
      IF (USRE2(12).GT.1) THEN
        USRE2(12) = 1
      ENDIF
C
C ****      CALCULATION OF CRITICAL STRAIN      ****
C
      DEFP = ((1+(20*NB))/1.78)*2.8E-4*(TGI**0.5)*(TDEF**0.17)*(DEXP(375
&      000/(R*TEM))**0.17)
      NBEFF = NB-(MN/120)+(SI/94)
      DEFC = (0.8-(13*NBEFF)+(112*(NBEFF**2)))*DEFP
      USRE2(13) = DEFC
C
C ****      CALCULATION OF DRX      ****
C
      IF (EFEPSE.GT.0) THEN
        IF (DEF.GT.DEFC) THEN
          IF (USRE2(12).LT.1) THEN
            E05 = 5.45D-3*(TDEF**0.158)*DEXP(62636.81/(R*TEM))
            USRE2(14)=1-DEXP(-0.693*((DEF-DEFC)/E05)**2.68) !fração da recristalização dinâmica
            IF (USRE2(14).GT.1) THEN
              USRE2(14) = 1
            ENDIF
            IF (USRE2(14).GT.0.05) THEN
              USRE2(15)=7.9D3*(TDEF**(-0.102))*DEXP(-53172.1/(R*TEM)) !tamho de grão da DRX
              IF (USRE2(15).GT.USRE1(23)) THEN
                USRE2(15)=USRE1(23)
              ENDIF
            ELSE
              USRE2(15)=0
            ENDIF
          ELSE
            IF (USRE2(14).GT.0) THEN
              USRE2(14) = USRE1(14)
              USRE2(15) = USRE1(15)
            ELSE
              USRE2(14) = 0
              USRE2(15) = 0
            ENDIF
          ENDIF
          TGM = ((USRE2(14)**(4/3))*USRE2(15))+(((1-USRE2(14))**2)*USRE1(23))
          USRE2(9) = TGM !tamanho de grão médio
        ELSE
          USRE2(14) = USRE1(14)
          IF (USRE2(14).GT.0.95) THEN
            TG1=(USRE2(24)**4.5)+(4.1D+23)*TEMPO*DEXP(-435000/(R*TEM))
            TG=TG1**(1/4.5)
            USRE2(9)=TG !crescimento de grão
          ENDIF
        ENDIF
C
C ****      CALCULATION OF MDRX      ****
C
      IF (EFEPSE.EQ.0) THEN
        IF (USRE2(14).GT.0.05) THEN
          IF (USRE2(14).LT.0.95) THEN
            MT05=(4.42D-7)*(TDEF**(-0.59))*DEXP(153000/(R*TEM))
            USRE2(16)=1-DEXP(-0.693*(TEMPO/MT05)) !fração da recristalização metadinâmica
            IF (USRE2(16).GT.1) THEN
              USRE2(16) = 1
            ENDIF
            IF (USRE2(16).GT.0.05) THEN

```

File: d:\Users\user1\Desktop\usr\_upd.f

```

USRE2(17)=1370*(TDEF**(-0.13))*DEXP(-48750/(R*TEM)) !tamho de grão da MDRX
IF(USRE2(17).GT.USRE1(24)) THEN
  USRE2(17)=USRE1(24)
ENDIF
ELSE
  USRE2(17)=0
ENDIF
TGM = ((USRE2(16)**(4/3))*USRE2(17)) + (((1-USRE2(16))**2)*USRE1(2
&
4))
TEMPO1= (4.32)*(MT05)
IF(TEMPO1.LT.TEMPO) THEN
  TEMPO2=TEMPO-TEMPO1
  TG2=(TGM**4.5)+(4.1D+23)*TEMPO2*DEXP(-435000/(R*TEM))
  TG=TG2**(1/4.5)
  USRE2(9)=TG !crescimento de grão
ELSE
  USRE2(9)=TGM !tamanho de grão médio
ENDIF
ELSE
  USRE2(16) = 0
  USRE2(17) = 0
ENDIF
ENDIF
ENDIF
C
C **** CALCULATION OF SRX ****
C
IF(EFEPSE.EQ.0) THEN
IF(USRE2(14).LT.0.05) THEN
IF(USRE2(12).LT.1) THEN
&
ST05=(-5.24+(550*NB))*(1D-18)*(DEF**(-4+(77*USRE1(1))))*(USRE1(
25)**2)*DEXP(330000/(R*TEM))
USRE2(18)=1-DEXP(-0.693*(TEMPO/(ST05))) !fração da recristalização estática
IF(USRE2(18).GT.1) THEN
  USRE2(18) = 1
ENDIF
IF(USRE2(18).GT.0.05) THEN
  USRE2(19)=1.1*(USRE1(25)**0.67)*(DEF**(-0.67)) !tamanho de grão da SRX
  IF(USRE2(19).GT.USRE1(25)) THEN
    USRE2(19)=USRE1(25)
  ENDIF
ELSE
  USRE2(19)=0
ENDIF
TGM = ((USRE2(18)**(4/3))*USRE2(19)) + (((1-USRE2(18))**2)*USRE1(2
&
5))
TEMPO3= (4.32)*(ST05)
IF(TEMPO3.LT.TEMPO) THEN
  TEMPO4=TEMPO-TEMPO3
  TG3=(TGM**4.5)+(4.1D+23)*TEMPO4*DEXP(-435000/(R*TEM))
  TG=TG3**(1/4.5)
  USRE2(9)=TG !crescimento de grão
ELSE
  USRE2(9)=TGM !tamanho de grão médio
ENDIF
ELSE
IF(USRE2(18).GT.0) THEN
  USRE2(18) = USRE1(18)
  USRE2(19) = USRE1(19)
ELSE
  USRE2(18) = 0
  USRE2(19) = 0
ENDIF
ENDIF
ENDIF
ELSE
  USRE2(18) = 0
  USRE2(19) = 0
ENDIF
ENDIF
C
C **** CALCULATION OF RX ****
C

```

File: d:\Users\user1\Desktop\usr\_upd.f

```

      USRE2(20) = USRE2(14)+USRE2(16)+USRE2(18)
      IF(USRE2(20).GT.1) THEN
        USRE2(20) = 1
      ENDIF
C
C ****   CALCULATION OF STRAIN ACCUMULATION   ****
C
      IF(EFEPSE.EQ.0) THEN
        USRE2(21) = (0.5)*(1-(USRE2(20)))*DEF
      ELSE
        USRE2(21) = USRE1(21)
      ENDIF
C
C ****   CALCULATION OF STRAIN   ****
C
      IF(EFEPSE.GT.0) THEN
        USRE2(22) = TEPSE+USRE2(21)
      ELSE
        USRE2(22) = USRE1(22)
      ENDIF
      DEF = USRE2(22)
C
C ***** auxiliares no cálculo do tamanho de grão *****
      IF(EFEPSE.GT.0) THEN
        USRE2(25)=USRE2(9)
        USRE2(23)=USRE1(23)
        USRE2(24)=USRE2(9)
      ELSE
        USRE2(25)=USRE1(25)
        USRE2(23)=USRE2(9)
        USRE2(24)=USRE1(24)
      ENDIF
C *****
C
C-----
C
      ENDIF
C
      IF(ISTATUS.EQ.1.AND.KNODE.GT.0) THEN
        DO II=1,100
          USRN2(II) = USRN1(II)
        ENDDO
      c      USRN2(1) = TEMPN
      c      USRN2(2) = TEMPN
      ENDIF
      RETURN
      END
C

```