

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

Estudo do Amaciamento de um Aço Ultrabaixo Carbono Microligado ao Titânio após
Deformação a Quente e a Morno

Autor: Jônatas Venancio Barbosa
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Março/2019

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Jônatas Venancio Barbosa

ESTUDO DO AMACIAMENTO DE UM AÇO ULTRABAIXO CARBONO
MICROLIGADO AO TITÂNIO APÓS DEFORMAÇÃO A QUENTE E A MORNHO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de concentração: Metalurgia Física.

Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos.

Belo Horizonte
Escola de Engenharia UFMG
Março/2019

B238e

Barbosa, Jônatas Venancio.

Estudo do amaciamento de um aço ultrabaixo carbono microligado ao titânio após deformação a quente e a morno [manuscrito] / Jônatas Venancio Barbosa. – 2019.

xi, 94 f., enc.: il.

Orientador: Dagoberto Brandão Santos.

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

Anexo: f. 88.

Bibliografia: f. 89-94.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses.
3. Dilatômetro - Teses. 4. Recristalização (Metalurgia) - Teses. I. Santos, Dagoberto Brandão. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU:669(043)

AGRADECIMENTOS

A Usiminas, pela oportunidade de realização deste estudo.

Sou muito grato ao Túlio Magno Füzessy de Melo, pelo tempo dispendido na orientação, discussões técnicas e sugestões.

Ao Prof. Dagoberto Brandão Santos, pela orientação e contribuições.

Ao José de Pádua Ferreira, pelo incentivo, orientações e discussões durante a elaboração da proposta desta dissertação.

Aos colegas da Laminação a Quente por direta ou indiretamente terem oferecido o suporte necessário para realização deste trabalho.

Aos colegas do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento em especial ao Fabio Dian Murari pelo auxílio nas simulações pelo software *Thermocalc* e a Gisele Assis Souza pelo apoio e por sua essencial presteza no desenvolvimento prático deste estudo.

A minha família, especialmente a minha esposa Gabriella, pelo seu incentivo, encorajamento e companheirismo.

Finalmente a Deus, pois é dele, por Ele e para Ele todas as coisas.

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS	iv
LISTA DE NOTAÇÕES	viii
RESUMO	x
ABSTRACT	xi
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 Aços IF.....	4
3.1.1 Aços IF estabilizados ao Titânio.....	5
3.1.2 Influência das temperaturas de processo nos aços IF.....	6
3.2 Fundamentos do amaciamento dos metais na deformação a quente	8
3.2.1 Estado deformado.....	8
3.2.2 Recuperação estática	9
3.2.3 Recristalização estática.....	10
3.2.4 Nucleação.....	11
3.2.5 Crescimento de grão.....	12
3.2.6 Recuperação dinâmica	13
3.2.7 Recristalização dinâmica.....	14
3.2.8 Transformação da austenita para ferrita induzida pela deformação	16
3.3 Laminação em Fase Ferrítica.....	19
3.3.1 Aspectos metalúrgicos da laminação em fase ferrítica	21
3.4 Dilatometria.....	29
3.4.1 Estudo do amaciamento do aço usando a dilatometria	30
3.4.2 Estudo da transformação de fases baseado em curvas dilatométricas	31
4 METODOLOGIA	33
4.1 Material Utilizado.....	33
4.2 Preparação dos corpos de prova para os ensaios dilatométricos.....	33
4.3 Ensaio dilatométricos	33
4.3.1 Análises Preliminares.....	35
4.3.2 Ensaio de compressão simples.....	36

4.3.3	Ensaio de dupla compressão	38
4.3.4	Ensaio para investigação do amaciamento na região intercrítica	41
4.3.5	Simulação do processo de laminação em fase ferrítica	42
4.4	Análise Microestrutural	44
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
5.1	Análises preliminares	45
5.1.1	Aspecto dos corpos de provas	45
5.1.2	Definição dos parâmetros de encharque	45
5.1.3	Determinação das temperaturas críticas de transformação de fases no resfriamento (Ar_3 e Ar_1)	49
5.2	Curvas de Fluxo - Compressão Simples	50
5.3	Curvas de Fluxo - Dupla Compressão	55
5.3.1	Análise da fração amaciada	57
5.3.2	Evolução microestrutural	62
5.4	Amaciamento na região intercrítica	73
5.5	Simulação do processo de laminação em fase ferrítica	80
5.6	Aplicação dos resultados para o processo industrial de tiras a quente	82
6	CONCLUSÕES	85
7	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	87
8	ANEXO	88
9	REFERÊNCIAS	89

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Vários estágios da recuperação em metal deformado plasticamente ...	10
Figura 3.2	Diagrama esquemático dos fenômenos termicamente ativados de diminuição da energia armazenada de um metal encruado.....	11
Figura 3.3	Ilustração esquemática de curvas tensão-deformação para recuperação dinâmica.....	14
Figura 3.4	Ilustração esquemática de curvas tensão-deformação com ocorrência de recristalização dinâmica	15
Figura 3.5	Evolução da microestrutura durante a deformação a quente de um material demonstrando (a) recuperação dinâmica e (b) recristalização dinâmica.....	16
Figura 3.6	Representação esquemática do início da ocorrência da TAFID, em virtude do aumento da Ar ₃ , em condição de deformação isotérmica	17
Figura 3.7	Representação esquemática do processo de nucleação de ferrita ultrafina durante a laminação de uma tira de aço	18
Figura 3.8	Comparação entre laminação convencional e laminação em fase ferrítica	19
Figura 3.9	Influência da temperatura de deformação na tensão de escoamento de um aço IF e um aço baixo C.....	21
Figura 3.10	Exemplo de diagrama de equilíbrio Fe-C para aços baixo e ultrabaixo carbono	22
Figura 3.11	Influência da temperatura do ensaio de compressão no tamanho de grão final a 700°C por 25 min em um aço baixo carbono.....	22
Figura 3.12	Efeito da temperatura de acabamento visada na microestrutura final na bobina de um aço baixo carbono laminado com 1,6 mm de espessura final.....	23
Figura 3.13	Relação entre fração recristalizada e redução no passe de deformação	25
Figura 3.14	Microscopia ótica de bobinas laminadas em fase austenítica com espessuras de bobina de (a) 5,00 mm e (b) 3,50 mm.....	26
Figura 3.15	Microscopia ótica de bobinas laminadas em fase ferrítica com espessuras de bobina de (a) 5,00 mm e (b) 3,50 mm.....	26
Figura 3.16	Região de recristalização da ferrita completa em aço IF no sistema coordenado de temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento.....	27
Figura 3.17	Micrografias óticas de amostras laminadas a quente nas condições de alta (a) e baixa (b) temperatura de bobinamento	27
Figura 3.18	Comportamento das curvas de fluxo nos ensaios de torção para simulação de laminação a morno de um aço IF microligado ao Nb e Ti	29

Figura 3.19	Exemplo de curva dilatométrica e da técnica de identificação das temperaturas de transformações de fase, bem como da fração de austenita transformada.....	32
Figura 4.1	Dilatômetro Bähr DIL805 A/D da Usiminas. (a) Aspecto da câmara de ensaio e (b) detalhe do corpo de prova no interior da bobina de indução	34
Figura 4.2	Representação esquemática da análise das temperaturas de transformação de fases em função de diferentes taxas de resfriamento após deformação.....	36
Figura 4.3	Representação esquemática dos testes de compressão simples	37
Figura 4.4	Representação gráfica da tensão média de escoamento	37
Figura 4.5	Planejamento do processamento termomecânico para o ensaio de dupla compressão.....	38
Figura 4.6	Medição da fração amaciada através do método de offset de 0,2%	39
Figura 4.7	Representação do ciclo termomecânico para avaliação da evolução da microestrutura	40
Figura 4.8	Representação esquemática dos ensaios para avaliação do amaciamento após tempos de espera isotérmicos a 900°C	41
Figura 4.9	Layout esquemático de uma linha de laminação de tiras a quente	42
Figura 4.10	Representação do ciclo termomecânico aplicado para simulação do processo de laminação em fase ferrítica	43
Figura 5.1	Exemplos dos corpos de prova ensaiados em 3 condições: (a) sem deformação, (b) com deformação de 0,5, e (c) com deformação de 0,8.	45
Figura 5.2	Estimativa segundo o Thermocalc das frações de fases em equilíbrio em função da temperatura.....	46
Figura 5.3	Curva dilatométrica obtida no aquecimento do corpo de prova, visando identificação das temperaturas Ac1 e Ac3.....	47
Figura 5.4	Microestrutura (MO) do aço após diferentes tempos de encharque a 1130°C	48
Figura 5.5	Exemplos de curvas dilatométricas referentes aos ensaios de resfriamento, com diferentes taxas, a partir de 1130°C	49
Figura 5.6	Curvas tensão-deformação em ensaios para calculo da tensão média de fluxo em diferentes temperaturas (taxa de deformação constante, igual a 1 s^{-1}).....	51
Figura 5.7	Varição da tensão média de escoamento em função da temperatura para diversos níveis de deformação verdadeira.....	53
Figura 5.8	Varição da tensão média de escoamento em função do inverso da temperatura Kelvin para diversos níveis de deformação verdadeira	53
Figura 5.9	Curvas tensão-deformação verdadeira para diferentes tempos entre passes em ensaio de dupla compressão à taxa de deformação de 1 s^{-1} e temperaturas de deformação: (a) 700°C e (b) 1000°C.....	56

Figura 5.10	Fração amaciada em função do tempo entre passes sobre diferentes temperaturas de ensaio	57
Figura 5.11	Efeito da temperatura de ensaio no tempo para se obter 50% de fração amaciada.....	58
Figura 5.12	Dependência entre $\ln[100/(100-X)]$ e $\ln(t/t_{50})$ para as diferentes temperaturas ensaiadas	60
Figura 5.13	Dependência entre 50% do amaciamento e a temperatura de deformação	61
Figura 5.14	Aspecto microestrutural à 1000°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 1 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.....	64
Figura 5.15	Aspecto microestrutural à 950°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 2 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.....	65
Figura 5.16	Aspecto microestrutural à 900°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 2 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.....	66
Figura 5.17	Aspecto microestrutural à 850°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 5 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.....	68
Figura 5.18	Aspecto microestrutural à 800°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 10 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe	69
Figura 5.19	Aspecto microestrutural à 750°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 10 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe	70
Figura 5.20	Aspecto microestrutural à 700°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2)logo após 1º passe (3) 10 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe	71
Figura 5.21	Aspecto microestrutural 20 s após 1º passe à 900°C	72
Figura 5.22	Curvas dilatométricas de corpos de prova mantidos isotermicamente após encharque em diferentes temperaturas do aço estudado.....	74
Figura 5.23	Evolução da variação volumétrica com o tempo de espera na temperatura de 900°C, com a indicação dos quatro pontos referentes aos instantes onde foram realizados os ensaios de compressão simples	75
Figura 5.24	Evolução da formação de ferrita α e curvas tensão-deformação obtidas em diferentes instantes de espera isotérmica a 900°C: (1) 2 s, (2) 10 s, (3) 60 s e (4) 600 s	76
Figura 5.25	Taxa de encruamento durante compressão em função da tensão de fluxo aplicada em região anterior e posterior a tensão de pico	79
Figura 5.26	Variação da derivada da taxa de encruamento em função da tensão aplicada, possibilitando a obtenção da tensão crítica para início da TAFID.....	79

Figura 5.27 Microestrutura do aço (MO) após diferentes simulações de laminação de acabamento em fase ferrítica: (a) T acab 820°C T bob 720°C (b) T acab 850°C T bob 750°C.....81

LISTA DE NOTAÇÕES

Ac_1 : *arrêt chauffant*₁ (temperatura de início de formação da austenita no aquecimento)

Ac_3 : *arrêt chauffant*₃ (temperatura de fim de formação da austenita no aquecimento)

Ar_1 : *arrêt refroidissant*₁ (temperatura de fim de formação de ferrita no resfriamento)

Ar_3 : *arrêt refroidissant*₃ (temperatura de início de formação de ferrita no resfriamento)

Ae_1 : temperatura de início de transformação da ferrita para austenita no equilíbrio

Ae_3 : temperatura de fim de transformação da ferrita para austenita no equilíbrio

BC: aço baixo carbono

CP: corpo de prova

EFE: energia de falha de empilhamento

HSP: *hot skin pass* (laminador de encruamento a quente)

HRT: *hot run out table* (mesa de resfriamento)

IF: *interstitial free* (aço livre de intersticiais)

LTQ: laminação de tiras a quente

LVDT: *linear variable differential transformer* (transdutor linear de deslocamento variável)

MO: microscopia óptica

n: coeficiente de encruamento

r: coeficiente de anisotropia

r_m : coeficiente de anisotropia médio

SIBM: *strain induced boundary movement* (movimento de contorno induzido pela deformação)

TA: temperatura de acabamento

TAFID: transformação da austenita em ferrita induzida por deformação

TB: temperatura de bobinamento

T_d : temperatura de deformação

T_f : temperatura de fusão absoluta

TME: tensão média de escoamento

TRP: temperatura de reaquecimento de placa

t_{50} : tempo para obtenção de 50% de fração amaciada.

RCD: recuperação dinâmica

RDX: recristalização dinâmica

X_{off} : fração de amaciamento obtida pelo método *offset*

α : fase ferrita

Δt : tempo entre passes

ϵ : deformação verdadeira

$\dot{\epsilon}$: taxa de deformação verdadeira

ϵ_1 : deformação aplicada no primeiro passe nos testes laboratoriais

ϵ_2 : deformação aplicada no segundo passe nos testes laboratoriais

ϵ_c : deformação crítica para o início do amaciamento dinâmico

ϵ_{ee} : deformação de estado estacionário

ϵ_p : deformação na tensão de pico

γ : fase austenita

θ : taxa de encruamento

σ_{ee} : tensão de estado estacionário

σ_p : tensão de pico

σ_m : tensão máxima de fluxo em um ensaio de dupla compressão

σ_1 : tensão de escoamento do primeiro passe no ensaio de dupla compressão

σ_2 : tensão de escoamento do segundo passe no ensaio de dupla compressão

RESUMO

Os fenômenos metalúrgicos que ocorrem na etapa de laminação a quente e as propriedades mecânicas do produto final podem ser modificados através de alterações no processamento termomecânico do aço, tais como o processo de laminação em fase ferrítica ou laminação a morno. Neste sentido foi realizada uma investigação do comportamento mecânico e metalúrgico de um aço ultrabaixo carbono microligado ao titânio durante a deformação a quente e a morno. Ensaio de compressão foram realizados em um simulador termomecânico (dilatômetro) utilizando compressão simples e dupla compressão em temperaturas entre 650°C e 1050°C, e tempos entre passes de 0,5 a 100 s. A evolução microestrutural em algumas condições de processamento foi avaliada por microscopia óptica. Foi realizado o mapeamento das temperaturas de transformação de fases pela análise dos pontos de inflexão de curvas de variação dimensional em função da temperatura e tensão média de escoamento em função da temperatura, apresentando resultados similares. Em geral, o aço apresentou curvas de fluxo com comportamento de recuperação dinâmica. Somente a deformação na região intercrítica produziu queda da tensão de fluxo a partir de uma tensão de pico. Ensaio de espera isotérmica associados a ensaio de compressão simples indicaram que o comportamento de queda da tensão de fluxo se deu pela presença de transformação da austenita para ferrita induzida pela deformação (TAFID) nesta região. A evolução do amaciamento estático foi medida, caracterizando uma elevada velocidade de recristalização na região austenítica, mesmo imediatamente após a deformação. Uma alta velocidade de amaciamento estático na região intercrítica foi associada à formação de ferrita entre passes. Na região ferrítica, além do mecanismo de recuperação, foram encontrados indícios microestruturais de migração de contorno de grão induzido pela deformação, com menor velocidade de amaciamento. Finalmente, através de simulação das etapas de laminação de tiras a quente, foram propostas temperaturas de processo para a laminação ferrítica.

ABSTRACT

The metallurgical phenomena occurring in the hot rolling process and the mechanical properties of the final product can be modified by changes in the steel thermomechanical processing, such as the ferritic rolling or warm rolling. In this sense, an investigation of the mechanical and metallurgical behavior of a titanium added ultralow carbon steel was performed during hot and warm deformation. Compression tests were performed in a thermomechanical simulator (dilatometer) using single and double hit schedules at temperatures between 650°C and 1050°C, and inter-pass times between 0,5 and 100 s, studying the softening behavior of the steel. The microstructure evolution was evaluated in some processing conditions by optical microscopy. The phase transformation mapping was performed by inflection points analysis in curves of dimensional variation versus temperature, and mean flow stress versus temperature, showing similar results. In general the steel showed a dynamic recovery behavior. Only the deformations in the intercritical region produced flow curves decrease after a peak tension. Isothermal holding tests associated with single hit compression attributed this tension flow drop behavior with the presence of dynamic strain induced transformation in the intercritical region. The static softening evolution was measured, indicating short period for beginning of recrystallization in austenitic field. A high softening kinetics in intercritical region was associated with ferrite formation in the inter-pass time. Decreasing the temperature to the ferritic field, static recovery prevailed, with much lower kinetics. Indications of strain induced boundary motion were found in microstructures also in the ferritic region. Finally it was performed a simulation of the hot strip mill process with deformation in the ferritic region, where it was proposed process temperatures to the practice of warm rolling.

1 INTRODUÇÃO

Durante a fabricação de aços planos, na etapa de laminação de tiras a quente, as deformações geralmente são realizadas em elevadas temperaturas de processo onde o aço se encontra totalmente no campo austenítico. Entretanto, existem situações onde podem ocorrer deformações em um ou mais passes de laminação abaixo da temperatura de transformação de fases do aço (austenita (γ) para ferrita (α)). Esta prática pode levar a instabilidades operacionais, desvios de qualidades e até mesmo paradas de produção imprevistas, devido à abrupta mudança de resistência mecânica que acompanha esta transformação quando ocorrida nas últimas cadeiras de um laminador de acabamento. Estas ocorrências foram relatadas principalmente em aços ultrabaixo carbono [1-4].

Uma alternativa aos problemas de qualidade em aços livre de intersticiais (IF) e para redução de custos de processo é o processamento em fase ferrítica (laminação ferrítica ou a laminação a morno), desenvolvida e colocada em operação em várias plantas de laminação de aços planos, demonstrando benefícios operacionais e no produto final [1-6]. Essa prática operacional foi iniciada pela siderúrgica belga Cockerill Sambre, atual Arcelor-Mittal, em 1990 [2].

Além da melhoria da planicidade das bobinas produzidas e diminuição de instabilidades operacionais, a laminação ferrítica possibilita obter novos parâmetros microestruturais de acordo com os requisitos de qualidade visados. É possível se obter maiores tamanhos de grãos, resultando em cargas mais baixas na relaminação a frio. Pode-se até mesmo maximizar a textura cristalográfica favorável à estampabilidade do material, em certos casos pode-se até suprimir a laminação a frio do material. As menores temperaturas de laminação possibilitam a redução da temperatura de reaquecimento das placas, proporcionando redução do consumo de combustíveis, além da redução na geração de carepa no forno de reaquecimento [2].

Para o desenvolvimento desta prática de tratamento termomecânico, é extremamente importante entender os fenômenos metalúrgicos envolvidos e mapear quais são os parâmetros de processo adequados para se obter a microestrutura e propriedades mecânicas finais desejadas, atendendo plenamente a aplicação do produto em questão.

Faz-se necessário então investigar as temperaturas de transformação de fase do aço envolvido, e entender os mecanismos que dão origem a microestrutura do material, visto que esta dita as propriedades mecânicas finais do aço. Apesar das referências existentes no assunto, inclusive com modelos matemáticos de previsão da transformação de fases de aços ultrabaixo carbono [5] e modelos de recristalização durante a laminação [6], a transformação da austenita em ferrita durante o processo de laminação a quente e os fenômenos de amaciamento existentes, são extremamente sensíveis a parâmetros como composição química do aço, deformações e taxas de deformações aplicadas, e da taxa de resfriamento. Deve-se então levar em conta a realidade do processo industrial de cada planta, suas limitações e capacidades.

Visando identificar a influência de parâmetros de processo de deformação com o comportamento metalúrgico e com a microestrutura final obtida em um aço ultrabaixo carbono microligado ao titânio, nesse trabalho realizou-se um mapeamento das temperaturas de transformação de fases austenita-ferrita e um estudo dos mecanismos de amaciamento do aço em variadas temperaturas. Para tal, foram realizados ensaios onde a transformação de fases foi monitorada por dilatomia, utilizando um Dilatômetro Bähr DIL805, após os corpos de prova serem submetidos à austenitização seguida por deformações em temperaturas acima, entre e abaixo das temperaturas de transformação de fases. Para o estudo do amaciamento do aço, foram realizados basicamente ensaios de compressão simples e ensaios de dupla compressão variando a temperatura e o tempo entre passes, além de análises microestruturais.

2 OBJETIVOS

Objetivo Geral

Analisar o amaciamento de um aço ultrabaixo carbono microligado ao titânio após sua deformação nas regiões austenítica, intercrítica e ferrítica.

Objetivos Específicos

- i. Determinar a influência da temperatura e do tempo sobre o amaciamento entre passes de acabamento.
- ii. Identificar os mecanismos de amaciamento nas diferentes condições de ensaio.
- iii. Baseado nos resultados obtidos, propor parâmetros de processo para a realização de experimentos em escala industrial de laminação em fase ferrítica.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços IF

Um dos aços ultrabaixo carbono mais utilizados são os aços IF (livres de intersticiais), desenvolvidos a partir da década de 70 como alternativa de melhoria de conformabilidade dos produtos planos frente aos aços convencionais. Com a constante tendência de desenvolvimento de painéis com geometrias cada vez mais complexas e de redução de peso dos automóveis, estes aços se tornaram amplamente utilizados desde então [2].

Os aços IF são aços com teores ultrabaixos de elementos intersticiais em uma matriz ferrítica. Teores de carbono e nitrogênio abaixo de 30 ppm foram alcançados graças aos avanços no refino secundário, antes da adição dos elementos estabilizadores de intersticiais, Ti e/ou Nb. Além do papel estabilizador, um excesso limitado de titânio ou nióbio em relação ao teor de carbono, nitrogênio e enxofre possui influência favorável nas propriedades mecânicas, para fins de endurecimento por precipitação [7].

Estes aços são geralmente possuidores de elevada estampabilidade, ductilidade (alto alongamento uniforme sob tração) e baixo limite de escoamento e resistência. De grande importância, a estampabilidade profunda pode ser obtida através de um fluxo anisotrópico do material durante o processo de estampagem [1,2]. Para o comportamento de fluxo anisotrópico de um material policristalino, a distribuição das orientações de grãos individuais é de grande importância. A anisotropia é convencionalmente representada pelo valor de r (coeficiente de anisotropia) o qual é definido pela razão entre a deformação verdadeira na largura e a deformação verdadeira na espessura, determinadas através de ensaios de tração padronizados. Aços isotrópicos possuem valor de r aproximado de 1, enquanto aços adequados para aplicação em estampagem profunda possuem valor de r em torno de 1,8. Foi observado que o valor de r aumenta com o aumento da fração de grãos com orientação $\{111\}$ e decresce com a quantidade da orientação $\{100\}$, paralela ao plano da chapa [7,8].

Existem basicamente três tipos de aços IF, com características de estampagem extra profunda, produzidos atualmente:

- estabilizados com nióbio (IF-Nb);
- estabilizados com titânio e nióbio (IF-Ti+Nb);
- estabilizados com titânio (IF-Ti), foco desta pesquisa.

A Usiminas produz esses três tipos de aço IF, que constituem o maior volume de produtos laminados a frio e galvanizados atualmente comercializados pela empresa.

3.1.1 Aços IF estabilizados ao Titânio

O titânio possui alta afinidade com nitrogênio, enxofre e carbono, prontamente formando TiN e TiS durante o lingotamento de placas. Subsequentemente, o Ti remanescente se liga ao TiC durante o resfriamento. Uma quantidade mínima de Ti é requerida para a estabilização completa, conforme equação (3.1), baseada em uma abordagem estequiométrica [9]:

$$Ti_{stab} = 4C + 3,42N + 1,5S \quad (3.1)$$

Foi proposto [10] que uma adição em excesso de Ti em relação ao requerido para combinar com C, N e S seria benéfico para atingir altos valores de r . O excesso de Ti (Ti^*) é dado pela equação (3.2):

$$Ti^* = Ti_{total} - (4C + 3,42N + 1,5S) \quad (3.2)$$

Entretanto, também é comentado que um teor em excesso de Ti pode ter ligação com defeitos superficiais na placa. A frequência da ocorrência destes defeitos pode ser minimizada utilizando-se Nb combinado com Ti [7,9].

3.1.2 Influência das temperaturas de processo nos aços IF

Na laminação a quente, três parâmetros térmicos principais exercem grande influência nas propriedades mecânicas dos diferentes tipos de aços IF. São eles:

- temperatura de reaquecimento de placa;
- temperatura de saída do trem acabador;
- temperatura de bobinamento.

a) Temperatura de reaquecimento de placa

Durante o reaquecimento da placa, pode ocorrer a dissolução de precipitados. Assim, a temperatura de reaquecimento de placa (TRP) pode afetar as características do precipitado (morfologia, tipo, tamanho e dispersão), bem como o tamanho de grão laminado a quente e seus efeitos na recristalização e nas propriedades mecânicas. De maneira geral, um baixo tamanho de grão e precipitados grosseiros e dispersos no laminado a quente favorecem a estampabilidade. Em temperaturas de reaquecimento de placa em torno de 1250°C, os carbonetos e carbonitretos podem se dissolver quase completamente, enquanto outros precipitados, tais como TiN e TiS, são relativamente estáveis. Na temperatura de 1000°C, todos permanecem como precipitados, independentemente das concentrações de Ti e C no aço. Assim, a baixa TRP impede a completa dissolução dos precipitados de Ti e favorece a formação dos precipitados grosseiros [11].

Baixas temperaturas de reaquecimento da placa (1000 a 1100°C) influenciam de forma significativa o coeficiente de anisotropia normal (valor de r) e o alongamento, que tendem a aumentar, particularmente para aços IF ligados ao Ti. A baixa temperatura de reaquecimento de placa impede a completa dissolução dos precipitados de titânio e favorece a formação de precipitados grosseiros. Estes precipitados agem como sítios preferenciais para recristalização, e representam um menor número de partículas que bloqueiam o movimento dos contornos de grão durante a recristalização [3].

b) Temperatura de acabamento

A temperatura de saída do laminador trem acabador, ou temperatura de acabamento (TA), de um aço IF pode ser realizada em três níveis:

- quando a TA fica acima de A_{r3} (temperatura de início de transformação da austenita para ferrita durante o resfriamento);
- quando o aço é laminado a temperaturas entre a A_{r3} e A_{r1} (ou seja, na região bifásica);
- quando o aço é laminado na fase ferrítica, que corresponde a uma TA ainda mais baixa.

No primeiro caso, um pouco acima de A_{r3} o valor de r apresenta um máximo. Se a TA está muito acima de A_{r3} , ocorre um aumento do tamanho de grão laminado a quente e, conseqüentemente, uma queda no valor de r . Se a temperatura estiver abaixo do A_{r3} , o valor de r diminui [12], e é formada uma estrutura heterogênea de grãos pequenos e grandes (à qual se atribui a queda no valor de r). Com uma diminuição ainda maior na temperatura de acabamento (terceiro nível), aparecem grãos encruados na microestrutura (laminação na região ferrítica). Nesse caso, o valor de r é maior que no segundo e no primeiro caso. Não há, ainda, consenso na literatura sobre a causa desse fenômeno.

c) Temperatura de bobinamento

Vários estudos mostram que o valor do coeficiente de anisotropia médio (r_m) e a ductilidade aumentam, e a resistência diminui com o aumento da temperatura de bobinamento (TB). Um aumento da TB provoca um aumento no valor de r médio e esse aumento está relacionado com o Ti em excesso [11] (valores ligeiramente maiores que o estequiométrico são melhores para a obtenção do r médio para altas TB).

Com a diminuição da TB, diminui-se o tamanho de grão laminado a quente, o que favorece a formação de textura adequada nas etapas subseqüentes da laminação a frio. Entretanto, a diminuição da TB proporciona duas condições: a formação de precipitados finos e a diminuição da remoção de C em solução sólida, através do crescimento dos precipitados, principalmente nos casos em que o material e o processo não estão dentro dos limites aceitáveis para obter um alto valor de r (baixa

quantidade de Ti, por exemplo) [12]. Tanto a primeira quanto a segunda condição, conforme citado anteriormente, afetam negativamente a textura e as propriedades mecânicas. Além disso, dependendo de outras condições do processo subsequente (baixos tempos de recozimento, como no caso do recozimento contínuo), o efeito negativo se intensifica, porque essas duas condições aumentam a temperatura de recristalização, a ponto de materiais submetidos ao recozimento contínuo serem processados somente com altas TB [12].

3.2 Fundamentos do amaciamento dos metais na deformação a quente

3.2.1 Estado deformado

Quando os metais são deformados plasticamente, parte da energia despendida na deformação permanece no interior do material em forma de defeitos cristalinos. A densidade e distribuição dos defeitos criados durante a deformação dependem de fatores como: o metal, sua pureza, o tamanho de grão inicial, a quantidade de deformação e sua temperatura de deformação [13-15].

A energia livre no material cristalino é assim aumentada durante a deformação pela presença de discordâncias e interfaces, tornando o material termodinamicamente instável. Se o material é aquecido ou está sendo deformado em elevadas temperaturas, processos termicamente ativados tais como difusão em estado sólido fornecem mecanismos pelos quais os defeitos podem ser removidos ou alternativamente arranjados em configurações de mais baixa energia [15].

A densidade e a distribuição de discordâncias são fortemente afetadas pela temperatura de deformação, uma vez que os principais mecanismos de movimento de discordâncias são termicamente ativados. Desse modo, em elevadas temperaturas tais como praticadas no processo de laminação a quente, o estado deformado é em geral transiente, com a ocorrência dos fenômenos de amaciamento imediatamente após e/ou durante a deformação [13,15].

3.2.2 Recuperação estática

O termo recuperação se refere a mudanças no material deformado que ocorrem anteriormente à recristalização. A recuperação estática inicia-se imediatamente após a deformação a quente, onde ocorrem mudanças na estrutura das discordâncias que levam a uma restauração parcial das propriedades do material. Essa restauração pode ser avaliada pelas variações nas propriedades mecânicas, resistividade elétrica, densidade e tensões residuais [13].

Gorelik [14] estabeleceu relações entre a temperatura de fusão absoluta (T_f) do metal com os mecanismos de recuperação. Em temperaturas maiores que $0,2 T_f$, ocorrem principalmente a aniquilação de intersticiais e lacunas e a migração de defeitos puntiformes para contornos de grão e discordâncias. Temperaturas na faixa de $0,2$ a $0,3 T_f$ promovem aniquilação de discordâncias de sinais opostos assim como o rearranjo das mesmas, delineando subcontornos de grão, também denominados contornos de baixo ângulo. A formação de subgrãos requer maior ativação térmica devido à necessidade de ocorrência em grande escala de escorregamento com desvio e escalada, acontecendo geralmente em temperaturas maiores que $0,4 T_f$ [14].

Durante o aquecimento de um metal deformado e com subestrutura celular ocorre “aperfeiçoamento” das paredes de células (formadas por emaranhados de discordâncias) que se transformam em subcontornos de grão. Os materiais com baixa energia de falha de empilhamento (EFE), que não apresentam estrutura celular após deformação a frio, podem apresentar formação de subgrãos no posterior aquecimento. Nestes materiais de baixa EFE, dependendo da temperatura, a recristalização pode ocorrer antes que aconteçam significativa recuperação e formação de subgrãos. A Figura 3.1 demonstra esquematicamente os vários estágios de recuperação a partir de um emaranhado de discordâncias, chegando até uma estrutura de subgrãos [15].

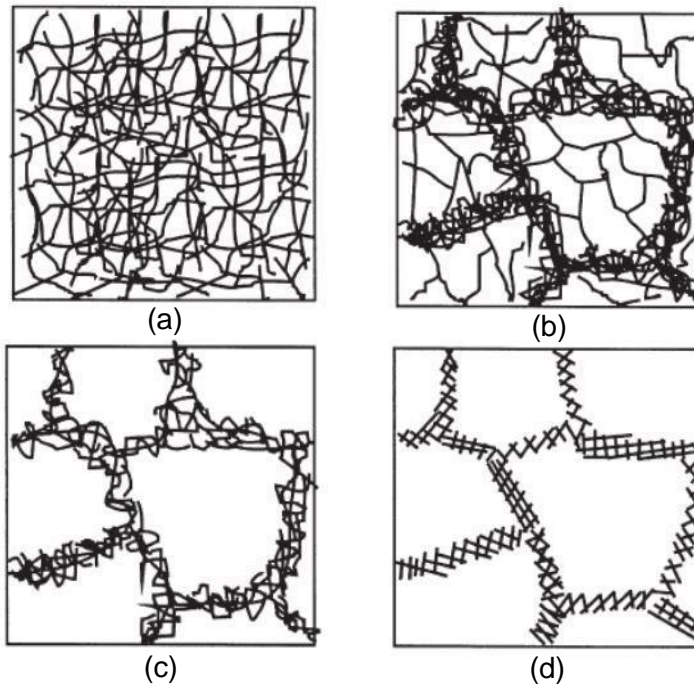


Figura 3.1 Vários estágios da recuperação em metal deformado plasticamente: (a) emaranhados de discordâncias, (b) formação de células, (c) aniquilação de discordâncias nas paredes das células, (d) formação de subgrãos [15].

3.2.3 Recristalização estática

Após a deformação a quente, ocorre a recuperação estática que restaura o material até certa proporção, sendo que o amaciamento ou restauração total só ocorre através da recristalização estática. A recristalização pode ser definida como alterações microestruturais do material visando eliminar quase completamente as discordâncias introduzidas pela deformação. São formados então novos conjuntos de grãos equiaxiais e livres de deformação com baixa densidade de discordâncias [15].

A microestrutura e também as propriedades mecânicas podem ser parcialmente restauradas através da recuperação onde a aniquilação e o rearranjo de discordâncias ocorrem. As mudanças microestruturais durante a recuperação são relativamente homogêneas e não afetam usualmente os contornos entre os grãos deformados, essas mudanças microestruturais são mostradas esquematicamente nas Figuras 3.2(a) e 3.2(b). Um processo de restauração adicional chamado recristalização pode ocorrer onde novos grãos livres de discordâncias são formados em conjunto com a estrutura deformada ou recuperada, Figura 3.4(c). Estes então crescem e consomem

os grãos antigos, resultando em novos grãos com baixa densidade de discordâncias, Figura 3.4(d).

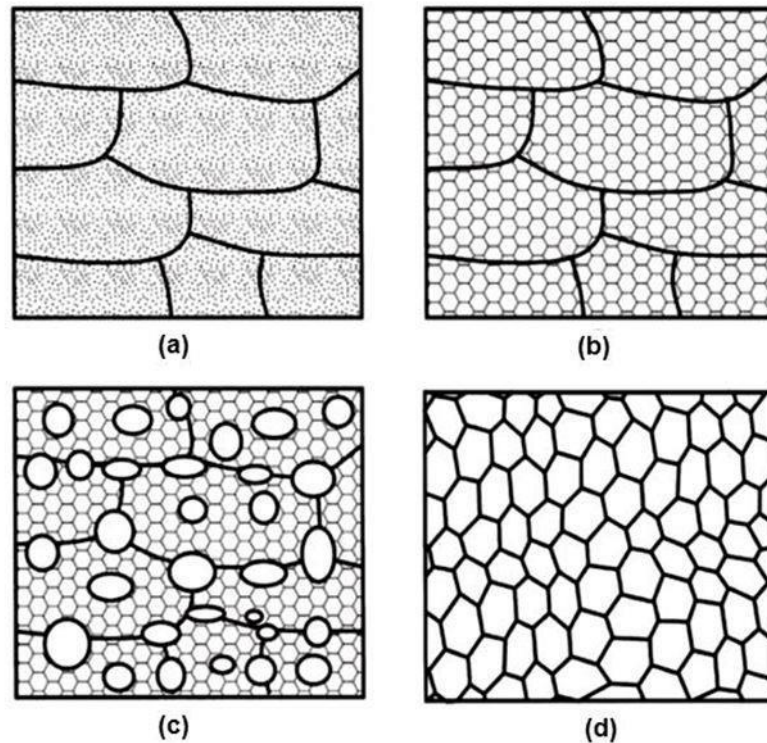


Figura 3.2 Diagrama esquemático dos fenômenos termicamente ativados de diminuição da energia armazenada de um metal encruado; (a) Estado deformado, (b) Recuperado, (c) Parcialmente Recristalizado (d) Totalmente recristalizado [15].

3.2.4 Nucleação

São definidos como nucleação da recristalização os mecanismos de rearranjo de discordâncias, de modo a formar uma região livre de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade e, portanto, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada (ou recuperada). Os “núcleos” que originarão os novos grãos recristalizados passam a existir assim que o material é deformado [15].

O processo de nucleação é ativado termicamente e necessita de um tempo de estabilização antes que os núcleos venham a ser detectados. Alguns mecanismos que explicam a nucleação para recristalização estática encontrados na literatura são:

migração de subgrãos, coalescimento de subgrãos e migração de contorno de grão induzida por deformação (SIBM) [13,15].

A tabela 3.1 mostra resumidamente as condições encontradas na literatura para a ocorrência dos mecanismos de início de recristalização. Quanto aos locais de nucleação, Kreye e Hornbogen [16] trabalhando com ligas do sistema cobre-cobalto mostraram quantitativamente que abaixo de 20% de redução por laminação predominava a migração de contornos originais, entre 20 e 30% formavam-se novos grãos nas vizinhanças dos contornos antigos e acima de 30% de redução, além da formação de novos grãos nas vizinhanças dos contornos antigos, ocorria também a formação de novos grãos em bandas de deformação no interior dos grãos antigos.

Tabela 3.1 Resumo das condições de ocorrência dos mecanismos de início de recristalização [16]

Migração de contornos induzida por deformação	Migração de subcontornos	Coalescimento de subgrãos
<ul style="list-style-type: none"> • Baixas deformações (até ~ 40%) • Deformação a quente 	<ul style="list-style-type: none"> • Altas deformações • Altas temperaturas • Distribuição heterogênea de tamanho de subgrão • Metais de baixa EFE 	<ul style="list-style-type: none"> • Deformações moderadas • Temperaturas relativamente baixas • Grandes diferenças de orientação • Bandas de transição • Metais de alta EFE

3.2.5 Crescimento de grão

Quando a recristalização se completa, a microestrutura de grãos recristalizados ainda possui instabilidades. A energia dos contornos passa atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de grão, de modo a diminuir a área total desses contornos [13]. Isto pode ocorrer de duas maneiras: i) contínua, isto é, com aumento contínuo do tamanho médio dos grãos, e ii) descontínua, com o crescimento acentuado de apenas alguns grãos [17]. A primeira maneira é denominada *crescimento de grão* e a segunda é denominada *recristalização secundária*.

Assim como a recristalização primária, o crescimento de grão é termicamente ativado. No entanto, o potencial termodinâmico para o crescimento de grão é cerca de duas ordens de grandeza menor que o potencial termodinâmico para a recristalização primária [13]. O crescimento de grão é definido como o crescimento de determinados grãos à custa de outros de modo a diminuir a área total de contornos. Quando os grãos crescem uniformemente, ou seja, a grande maioria tem em todos os instantes

“diâmetro” próximo a um diâmetro médio, define-se o fenômeno como crescimento normal de grão ou simplesmente crescimento de grão.

Existe também o crescimento dos subgrãos, onde a energia armazenada de uma subestrutura recuperada ainda é elevada quando comparada com um material totalmente recristalizado, podendo ser adicionalmente reduzida pelo coalescimento da subestrutura, que leva a uma redução da área total de contornos de grão de baixo ângulo do material [14,15]. Dois mecanismos pelo qual o crescimento da subestrutura pode ocorrer são a migração de contorno de subgrão e a rotação e crescimento de subgrão. A força motriz para ativação destes mecanismos se dá pela energia e orientação dos contornos adjacentes [15].

3.2.6 Recuperação dinâmica

Os fenômenos denominados "dinâmicos" acontecem simultaneamente à deformação, quando o material está sob um campo de tensões e geralmente em alta temperatura. O parâmetro temperatura depende, obviamente, do material que está sendo considerado.

Uma curva tensão-deformação para a recuperação dinâmica tem seu estado estacionário definido pela geração e eliminação simultânea de defeitos cristalinos. A eliminação dos defeitos, nesse caso, acontece por eventos individuais de aniquilação de discordâncias de sinais opostos e do desaparecimento de intersticiais e lacunas [13].

Um exemplo da curva de fluxo quando somente a recuperação dinâmica ocorre é demonstrado na Figura 3.3. Acima da tensão de escoamento, o encruamento está sendo diminuído pela recuperação dinâmica, mas o encruamento predomina. Eventualmente, é atingida uma deformação de estado estacionário (ϵ_{ee}), quando a densidade de discordâncias permanece constante devido à taxa de recuperação ser igual à taxa de produção de discordâncias. O valor da tensão de estado estacionário (σ_{ee}) depende além da composição química, das condições de temperatura, deformação e taxa de deformação [18].

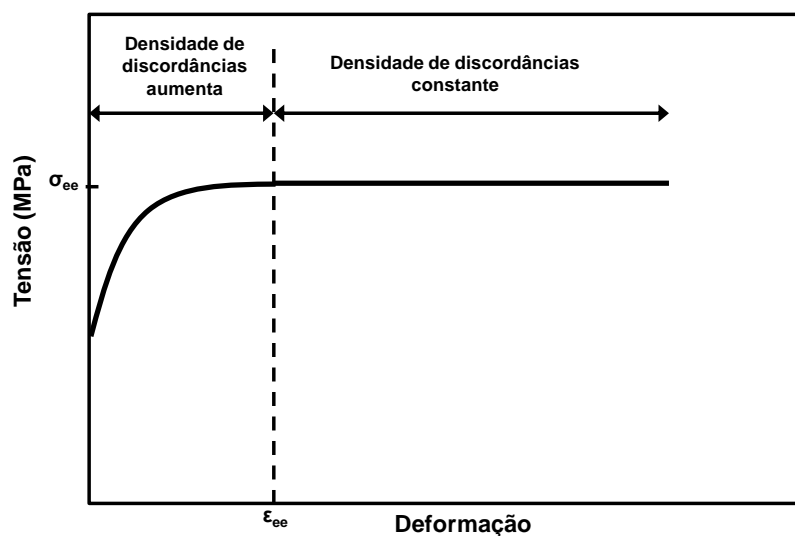


Figura 3.3 Ilustração esquemática de curvas tensão-deformação para recuperação dinâmica [18].

3.2.7 Recristalização dinâmica

A ocorrência da recristalização dinâmica está relacionada com a energia de falha de empilhamento (EFE) do metal considerado. Metais com alta EFE apresentam cinética de recuperação (estática e dinâmica) rápida, diminuindo a quantidade de defeitos cristalinos e conseqüentemente, o potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado, metais com baixa EFE apresentam cinética de recuperação lenta e a quantidade de defeitos cristalinos sempre aumenta com a deformação. Dessa forma, a ocorrência da recristalização dinâmica é facilitada [13]. Sabe-se que para o aço, a fase ferrítica possui elevada EFE, enquanto a austenítica não [13].

O formato característico da curva de fluxo com ocorrência de recristalização dinâmica é demonstrado na Figura 3.4. Na deformação crítica, ϵ_c , a recristalização dinâmica é nucleada. A deformação crítica é basicamente uma indicação da densidade crítica de discordâncias requerida como força motriz para se desenvolver a recristalização dinâmica (RXD). Na recristalização dinâmica, deve-se considerar a aniquilação de grandes quantidades de defeitos através da migração de contornos de grão [13]. Até a deformação crítica, a tensão é estabelecida pelo balanço entre o encruamento e a recuperação dinâmica. Na maioria dos casos a deformação crítica varia entre 0,65 e 0,8 ϵ_p (deformação na tensão de pico), e pode ser identificada através de observação microestrutural direta [19]. Um aumento da deformação acima de ϵ_p resulta em um

aumento da fração volumétrica de material dinamicamente recristalizado, e uma consequente queda da tensão até se atingir um estado estacionário (σ_{ee}). Nesse ponto, há um balanceamento entre a geração de novos grãos livre de deformações com o encruamento dos grãos dinamicamente recristalizados.

Doherty [20] ilustrou esquematicamente a evolução da microestrutura durante a recuperação dinâmica e a recristalização dinâmica (Fig. 3.5). Durante a recuperação dinâmica, os grãos originais se tornam gradualmente deformados, mas os sub-contornos permanecem aproximadamente equiaxiais. Isto implica que a subestrutura se readapta continuamente conforme é deformada. Em metais com baixa energia de falha de empilhamento o processo de recuperação é menor, e este fato propicia a possibilidade de armazenamento de energia. Quando é atingida uma deformação crítica, os grãos recristalizados surgem nos contornos de grãos originais. À medida que ocorrem deformações adicionais, são ativados novos núcleos potenciais e grãos recristalizados aparecem. No mesmo tempo, grãos já recristalizados são deformados novamente. Após certa quantidade de deformação, é atingida uma região de saturação/equilíbrio, Figura 3.5 (b). Nesse estágio, a curva de fluxo atinge um máximo e sua microestrutura consiste em diferentes grãos com várias densidades de discordâncias.

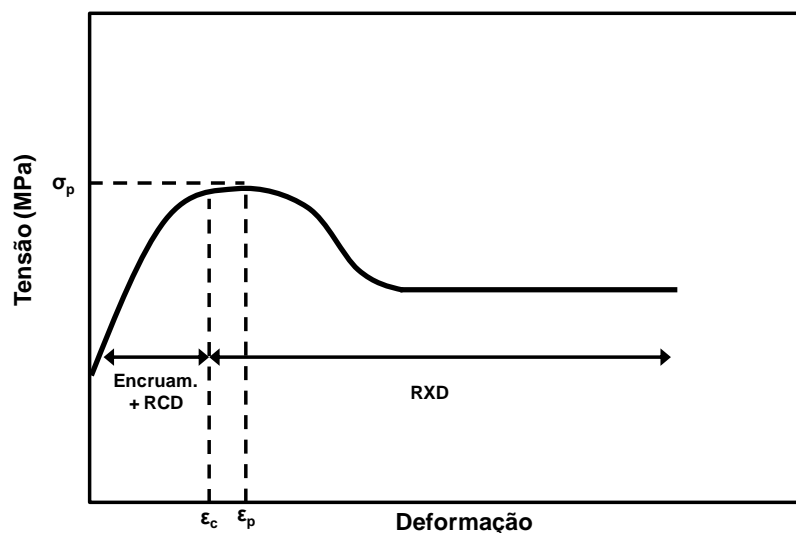


Figura 3.4 Ilustração esquemática de curvas tensão-deformação com ocorrência de recristalização dinâmica [18].

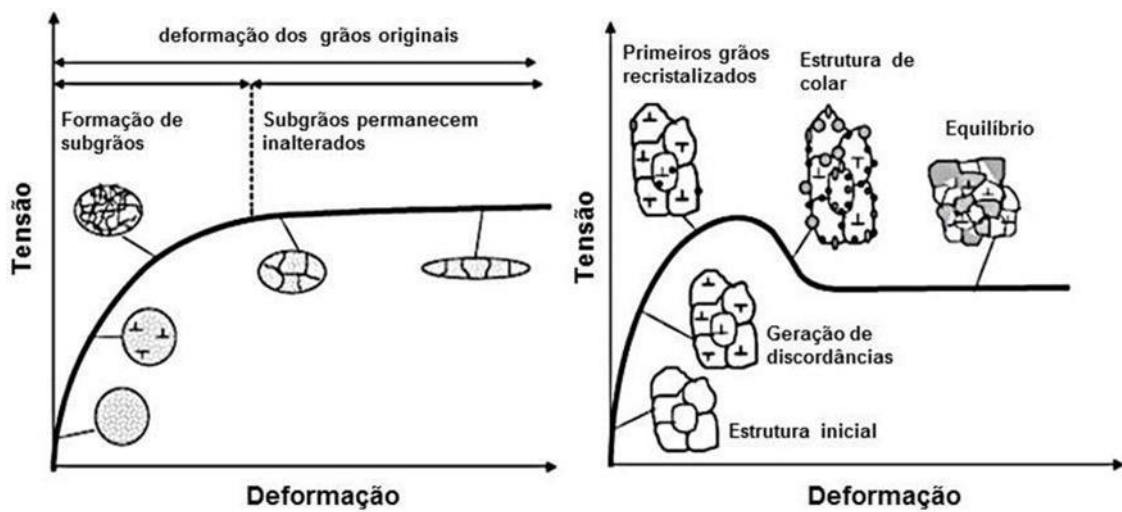


Figura 3.5 Evolução da microestrutura durante a deformação a quente de um material demonstrando (a) recuperação dinâmica e (b) recristalização dinâmica [18].

3.2.8 Transformação da austenita para ferrita induzida pela deformação

A transformação da austenita em ferrita induzida por deformação (TAFID) é um mecanismo restaurador dos metais que pode ocorrer durante a deformação a quente [21,22]. Essa terminologia é adotada para enfatizar o papel da deformação na aceleração da transformação de fase [23].

Sabe-se que a deformação aumenta a temperatura A_{r3} , devido ao aumento da quantidade de defeitos na rede cristalina que funcionam como sítios para nucleação da ferrita [24]. Portanto, se o aço é deformado próximo ou mesmo acima da A_{r3} , a temperatura A_{r3} é gradativamente aumentada e a austenita remanescente é transformada dinamicamente, gerando uma rápida formação de ferrita, que pode ser nucleada nos grãos austeníticos, nas discordâncias, partículas de segunda fase e contornos de grão. Devido à natureza cristalográfica da ferrita, esta formação dinâmica de novos grãos livres de deformação resulta em uma queda na tensão necessária para a deformação do material [21].

O início da transformação da austenita em ferrita induzida por deformação (TAFID) pode ser representado conforme a Figura 3.6. Neste exemplo, ao se iniciar as deformações a temperatura de transformação A_{r3} está abaixo da temperatura de deformação (T_d), entretanto a A_{r3} cresce à medida que se aumenta a deformação.

Quando se atinge o ponto onde a Ar_3 é igual à temperatura empregada na deformação (T_d), se inicia a transformação da austenita em ferrita dinamicamente. Ao se avançar para maiores deformações a Ar_3 continua a crescer, o que contribui para aumentar a fração de ferrita, ampliando o efeito do fenômeno TAFID [24].

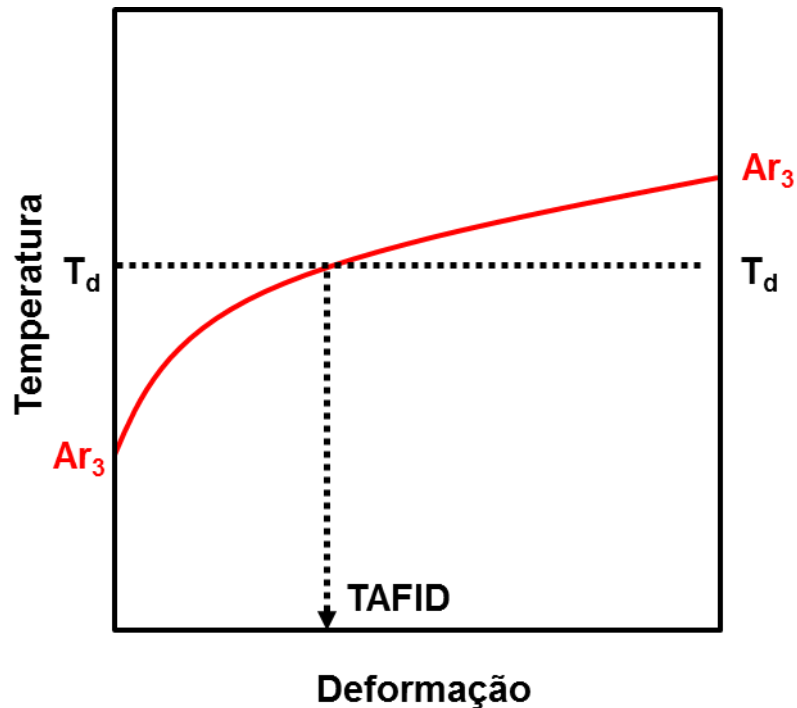


Figura 3.6 Representação esquemática do início da ocorrência da TAFID, em virtude do aumento da Ar_3 , em condição de deformação isotérmica [22].

A TAFID tem sido explorada para obtenção de grão ferrítico ultrafinos nas últimas décadas [21-23]. A maneira identificada mais efetiva para se obter grãos ferríticos, equiaxiais e finos na ordem de 1-3 μm , foi direcionar a execução de deformações entre as temperaturas de início de transformação de fases em equilíbrio (Ae_3) e o início da transformação no resfriamento (Ar_3), uma vez que existe menor restauração da microestrutura austenítica em temperaturas mais próximas da Ar_3 , possibilitando maior quantidade de sítios para nucleação da ferrita acelerando a transformação e a formação de ferrita [21]. Em vários estudos referentes ao refino do grão ferrítico, os autores permitem a ocorrência de recristalização dinâmica (RDX) tão bem como transformação dinâmica (TAFID) durante a deformação e os resultados indicam que ambos os mecanismos podem ocorrer ao mesmo tempo. É exposto que a TAFID é

favorecida em temperaturas mais baixas e em taxas de deformação mais elevadas, ao passo que a RDX é favorecida sob condições opostas [21,22,25].

Hurley *et al.* [26] realizou um estudo sobre os sítios de nucleação da ferrita ultrafina para a ocorrência da TAFID, propondo um mecanismo conforme representado na Figura 3.7. Inicialmente o processo envolve formações individuais de ferrita nas junções e ao longo dos contornos de grãos austeníticos deformados (Fig. 3.7(a)), que se estabelecem como núcleos estáveis. Uma vez que a ferrita tenha nucleado extensivamente ao longo de cada grão austenítico, o crescimento de cada grão ferrítico causa um enriquecimento da austenita, cercado cada grão com elementos como C e Mn (Fig. 3.7(b) e (c)). Os estágios finais da formação da ferrita envolvem o crescimento da ferrita e a precipitação de partículas de cementita nas junções dos contornos de grão.

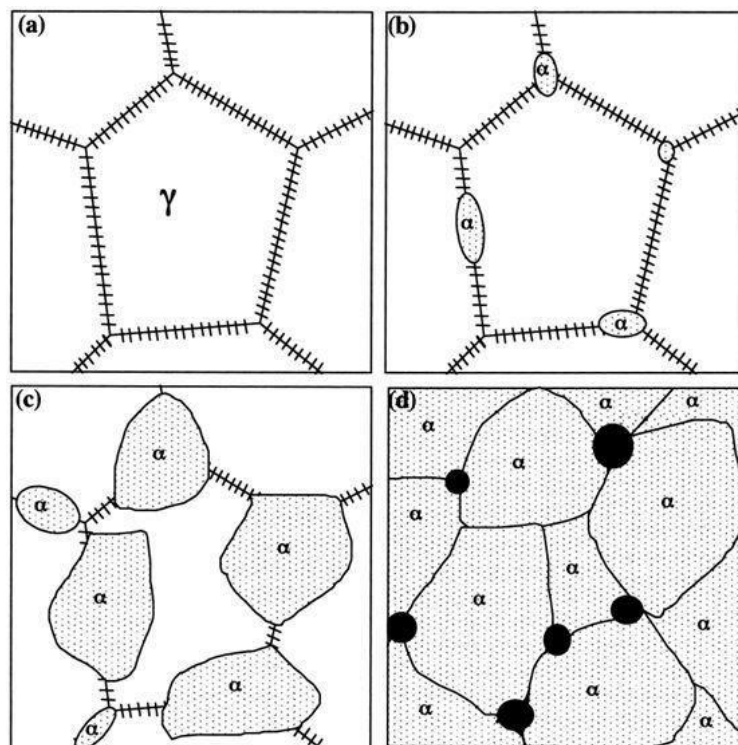


Figura 3.7 Representação esquemática do processo de nucleação de ferrita ultrafina durante a laminação de uma tira de aço. (a) Estrutura celular com a austenita deformada; (b) nucleação da ferrita nas junções dos contornos de grão; (c) crescimento da ferrita; (d) microestrutura final com a interrupção do crescimento da ferrita e precipitação de Fe₃C (partículas pretas) nas junções dos contornos de grão ferríticos [26].

3.3 Laminação em Fase Ferrítica

Usualmente os aços são processados na laminação a quente em temperaturas nas quais estejam na fase austenítica. Entretanto pode haver situações onde ocorre a laminação de acabamento em temperaturas mais baixas, em regiões parcialmente ou totalmente ferríticas. A diferença nos processamentos termomecânicos de laminação a quente convencional e laminação ferrítica é demonstrada na Figura 3.8.

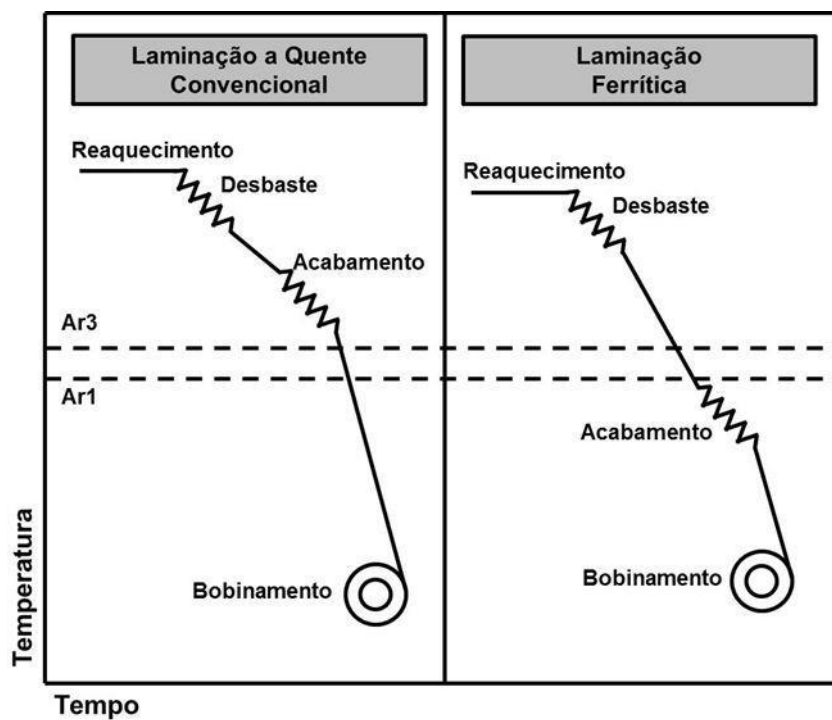


Figura 3.8 Comparação entre laminação convencional e laminação em fase ferrítica.

Algumas das vantagens encontradas na laminação em fase ferrítica [1-4]:

- economia de combustível. A redução na temperatura de reaquecimento das placas proporciona uma diminuição no consumo de combustíveis entre 13 a 25%, além de uma queda de 33% na geração de carepa;
- diminuição de geração de defeitos superficiais e menor desgaste de cilindros. A intensidade do desgaste nos cilindros de trabalho é menor, resultando em

campanhas de 20% a 50% mais prolongadas, conforme o tipo de cilindro e cadeira de laminação;

- menor consumo de água. As menores temperaturas de acabamento, entre 750 e 850°C, reduzem a vazão de água necessária para resfriar a tira até a temperatura de bobinamento;
- melhor controle de planicidade, através da laminação e resfriamento de microestrutura homogênea;
- possibilidade de suprimir a laminação a frio e produzir aços com elevada estampabilidade na condição de laminado a quente;
- o maior tamanho de grão do material assim processado reduz sua resistência mecânica, resultando em cargas na laminação de tiras a frio cerca de 15 a 20% menores que as observadas com materiais similares processados da maneira convencional.

Basicamente, a laminação ferrítica é adequada para processamento de diferentes produtos de baixo custo, entre eles [27]:

1. bobina a quente fina destinada à aplicação direta, gerando um aço com baixa tensão de escoamento e dúctil, substituindo os materiais convencionalmente laminados a frio e recozidos;
2. bobina a quente recristalizada para laminação a frio e recozimento, que além dos benefícios no processo de laminação a quente gera um melhor desempenho em termos de cargas de laminação para a laminação a frio;
3. bobina a quente encruada para recozimento direto, particularmente adequada para galvanização a quente por imersão após decapagem.

Aços IF são particularmente interessantes e viáveis do ponto de vista da laminação ferrítica devido às suas elevadas temperaturas de início e fim de transformação de fases (Ar_3 e Ar_1 , respectivamente), comparados com aços baixo carbono (BC), conforme ilustra a Figura 3.9. Por esta figura também se percebe, em ambos os aços, que há uma redução da tensão de escoamento na região intercrítica e imediatamente abaixo dela, na região ferrítica, possibilitando a diminuição da temperatura de processo sem aumento excessivo das cargas no laminador de acabamento [28].

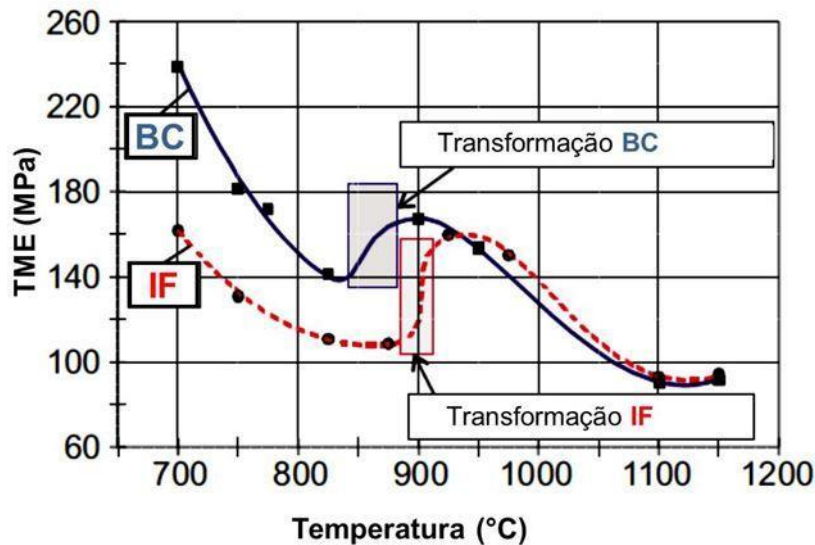


Figura 3.9 Influência da temperatura de deformação na tensão de escoamento de um aço IF e um aço baixo C [28].

3.3.1 Aspectos metalúrgicos da laminação em fase ferrítica

Considera-se que a laminação ocorre a morno (ou laminação ferrítica) quando pelo menos os últimos passes são realizados ao final da região intercrítica. Como esta laminação envolve a deformação da fase ferrita, observa-se pelo diagrama de equilíbrio de um aço ultrabaixo carbono (Figura 3.10) que esta somente pode ocorrer abaixo de 900°C. Como pode ser visto, quanto menor o teor de carbono, maior a tendência de formar ferrita (mais elevada é a temperatura A_{r3}).

Referente à influência da quantidade residual de austenita na matriz ferrítica no último passe de laminação, alguns estudos apontam que a presença desta fase, em diminutas quantidades, faz com que haja uma aceleração da recristalização por SIBM (movimento de contornos induzido por deformação) na ferrita [1]. A recristalização por SIBM ocorre com os grãos pouco deformados crescendo e aniquilando os grãos mais intensamente deformados. A Figura 3.11, obtida do trabalho de Barnett e Jonas [1] demonstra o efeito de coalescimento de grãos obtidos em materiais laminados em região ferrítica em função da fração de austenita presente na deformação.

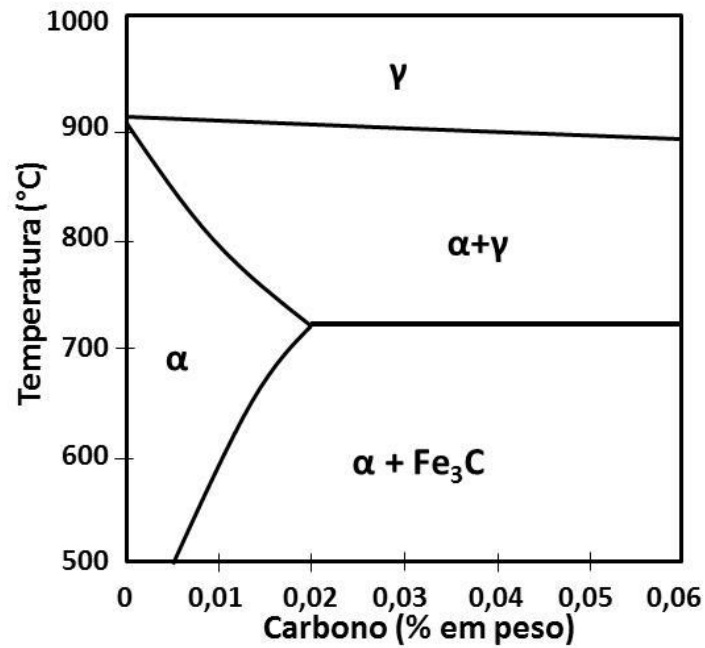


Figura 3.10 Exemplo de diagrama de equilíbrio Fe-C para aços baixo e ultrabaixo carbono [9].

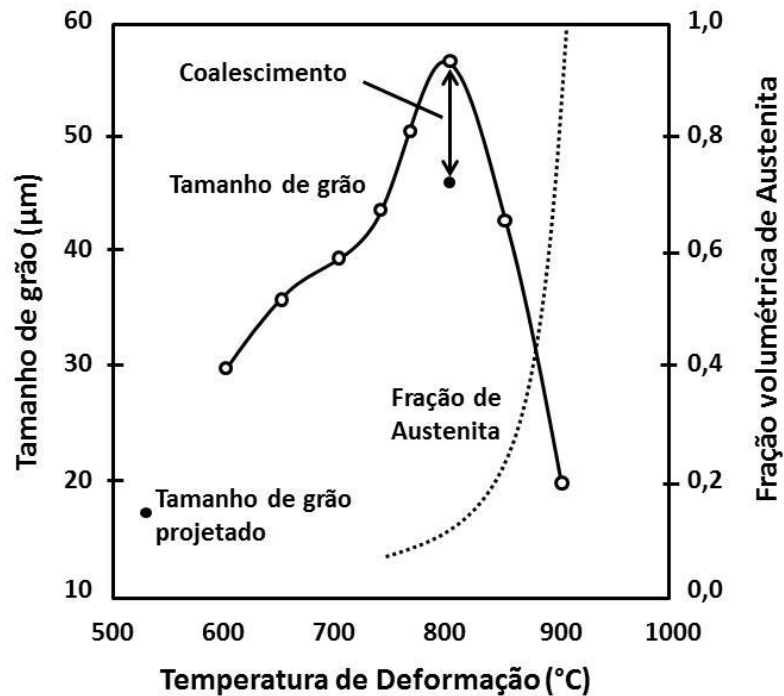


Figura 3.11 Influência da temperatura do ensaio de compressão no tamanho de grão final a 700°C por 25 min em um aço baixo carbono [1].

Bruna [29], a partir da produção industrial em um laminador de acabamento de 6 cadeiras de um aço baixo carbono acalmado ao alumínio, mostrou que a temperatura de deformação influencia diretamente a microestrutura ao final do acabamento, conforme a Figura 3.12. Segundo esse pesquisador, para deformações no campo austenítico (a 870°C para este aço) houve a ocorrência de uma microestrutura poligonal (Figura 3.12 (a)). Nesse caso, observou-se, pela análise das curvas de tensão média de escoamento por cadeira, ter havido recristalização dinâmica nas cadeiras 2 e 3. Já na região intercrítica (temperatura de 830°C), a microestrutura apresentou grãos heterogêneos, com grãos equiaxiais de vários tamanhos, associado a diferentes mecanismos de amaciamento (Figura 3.12 (b)). Já para a deformação na fase ferrítica (760°C), em grande contraste com a laminação na região austenítica, observou-se uma microestrutura ferrítica com maiores tamanhos de grão (Figura 3.12 (c)). Nesse caso os valores de TME cresceram mais rapidamente do que na laminação austenítica, quando a temperatura de deformação decresceu.

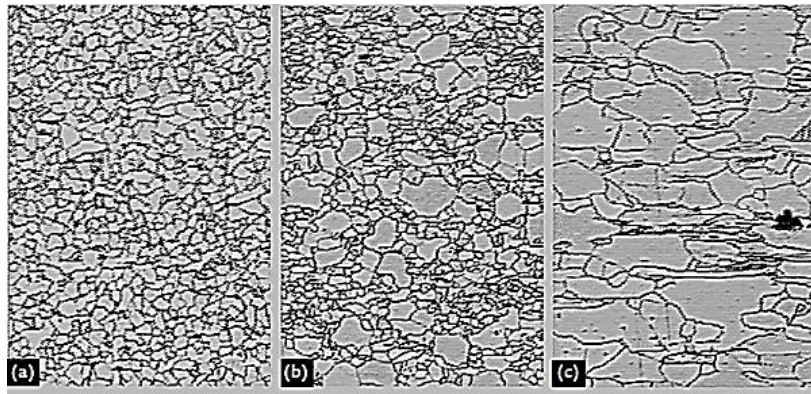


Figura 3.12 Efeito da temperatura de acabamento visada na microestrutura final na bobina de um aço baixo carbono laminado com 1,6 mm de espessura final. Temperaturas de acabamento: (a)870°C (b)830°C (c)760°C [29].

Yoda [30], trabalhando com um aço IF microligado ao titânio, levantou o fato de que existe um “tempo de espera”, em temperaturas abaixo da zona intercrítica, que precisa ser decorrido para o aço se transformar totalmente para ferrita. Se o tempo de início de laminação, ou entre passes, for inferior a este tempo de espera, o material será laminado intercriticamente, mesmo estando abaixo da temperatura crítica Ar_1 .

Aços laminados a morno apresentam tipicamente recuperação dinâmica, uma vez que a fase ferrita possui alta energia de falha de empilhamento (EFE) [7]. A microestrutura deformada proveniente de laminação ferrítica é, portanto, composta de um arranjo recuperado de discordâncias. Kawala e Lehnert [31] verificaram que aços baixo carbono e aços IF ao Ti, na laminação na fase ferrítica, apresentam propensão a amaciamento dinâmico durante a laminação. O amaciamento estático se pronuncia mais fortemente após a laminação, com o material resfriando lentamente após o bobinamento. No entanto pode haver recristalização após o acúmulo de uma quantidade de deformação (deformação crítica). Na laminação na fase intercrítica pode ocorrer recristalização por migração de contornos induzidos pela deformação. Já na fase ferrítica, a recristalização pode ocorrer por coalescimento de subgrãos.

O amaciamento estático da ferrita em um aço baixo carbono foi estudado por ensaios de dupla compressão por Dong *et al.* [32]. Foi encontrado que a temperatura de deformação é o fator de maior influência na fração recuperada. Quanto maior a temperatura de deformação, mais rápido é o amaciamento estático, ao passo que o amaciamento estático aumenta gradualmente com o aumento do tempo entre passes.

Alguns estudos reportaram também a ocorrência de recristalização dinâmica (RDX) na ferrita. Uma recristalização dinâmica aparentemente descontínua foi demonstrada em estudos com ferro puro e com aços IF [1]. Estes identificaram uma transição clara entre o comportamento da RCD e da RDX, em função da temperatura e taxa de deformação. Segundo os autores, a RDX é inicializada no ferro puro a temperaturas mais baixas e taxas de deformações mais altas em relação ao aço IF. Outra constatação relatada é que a recristalização dinâmica convencional (RDX) provavelmente não ocorrerá em condições típicas de laminação ferrítica (taxas de deformação entre 20 s^{-1} e 200 s^{-1} e temperaturas entre 600°C e 850°C).

O comportamento da recristalização imediatamente após a laminação ferrítica foi investigado por Okuda [33]. Foram utilizadas várias reduções em laminações piloto de amostras de aços IF microligados ao Ti e ao Nb, onde grãos sem deformação e recristalizados foram observados em um curto espaço de tempo após a laminação. Observou-se que a fração recristalizada aumenta com a redução nos passes de laminação (Fig. 3.13). O aço IF ligado ao Ti recristalizou facilmente a 850°C , até

mesmo sob baixas reduções. Alguns grãos recristalizados pareceram ser formados por movimento de contorno de grão induzido por deformação.

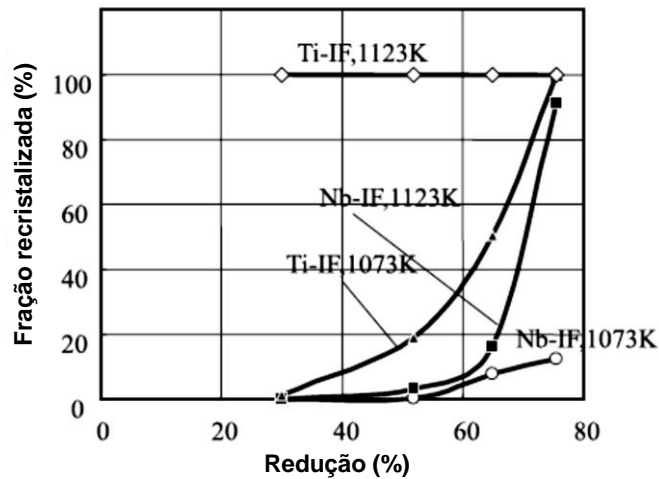


Figura 3.13 Relação entre fração recristalizada e redução no passe de deformação [33].

Paulo [3] realizou experiências de laminação a quente ferrítica em escala industrial, de um aço IF ligado ao Ti em diferentes dimensões. O comportamento do material durante sua passagem pelo laminador trem acabador mostrou-se estável, sendo possível e necessária a realização de novas experiências para melhor caracterizar a desempenho operacional de toda a linha. A análise das cargas de laminação medidas mostrou ser possível obter espessuras finais abaixo de 3,50 mm, uma vez que as cargas ficaram bem abaixo da capacidade do laminador. Entretanto quando comparado com microestruturas obtidas após laminação convencional (Fig. 3.14), foram obtidas microestruturas encruadas (Fig. 3.15) e propriedades mecânicas elevadas. Os testes de laminação ferrítica foram realizados com temperaturas de reaquecimento de 1200°C, acabamento de 720°C e bobinamento de 620°C.

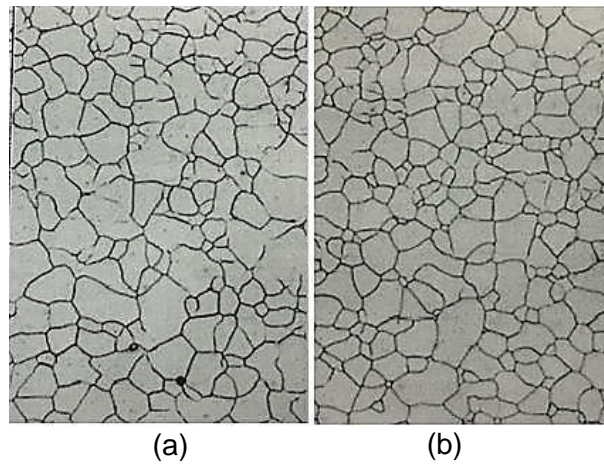


Figura 3.14 Microscopia ótica de bobinas laminadas em fase austenítica com espessuras de bobina de (a) 5,00 mm e (b) 3,50 mm (200X) [3].

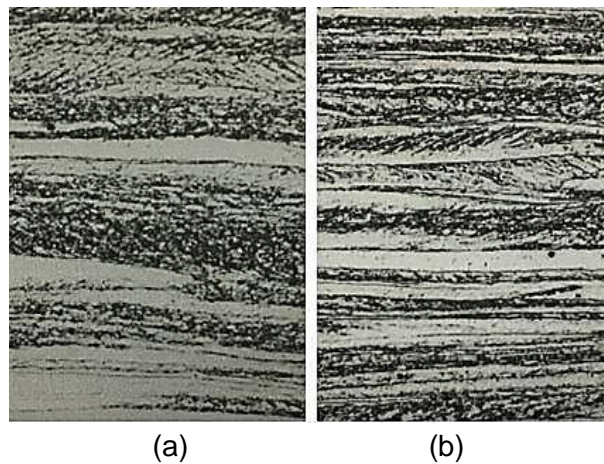


Figura 3.15 Microscopia ótica de bobinas laminadas em fase ferrítica com espessuras de bobina de (a) 5,00 mm e (b) 3,50 mm (200X) [3].

Kaspar [28] estudou além da recristalização da ferrita, o efeito da laminação ferrítica na textura do produto após deformação. Nesse trabalho foi identificado que reduzindo-se a temperatura de acabamento na região ferrítica, pode ser gerada uma textura inicial mais favorável como pré-condição para uma textura recristalizada. Um mínimo de temperatura de bobinamento deve ser atingido para produção de tiras recristalizadas destinadas a estampabilidade extra profunda. Se houver uma redução excessiva das temperaturas de acabamento e bobinamento, não ocorre a recristalização, conforme demonstrado na Figura 3.16.

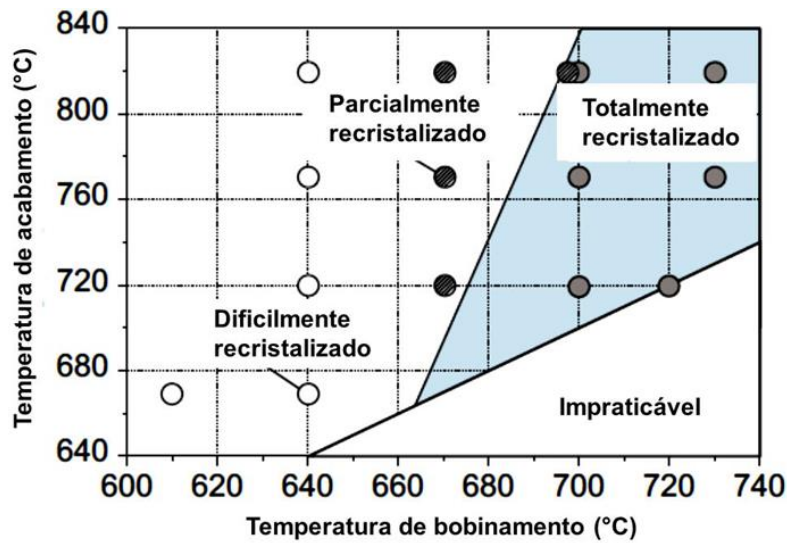


Figura 3.16 Região de recristalização da ferrita completa em aço IF no sistema coordenado de temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento [28].

Wang *et al.* [34] estudou a laminação ferrítica de um aço IF-Ti laminando a 760°C com lubrificação durante a laminação de acabamento e sob duas temperaturas de bobinamento, 740°C e 400°C. As micrografias ópticas das amostras analisadas na condição de laminadas são demonstradas na Figura 3.17. Pode ser observado na Figura 3.17(a) que após laminação ferrítica seguida de temperatura de bobinamento elevada, a microestrutura deformada desaparece e a microestrutura recristalizada é caracterizada por grãos uniformes e equiaxiais. Evidentemente na Figura 3.17(b) observa-se que uma microestrutura completamente deformada é produzida após laminação ferrítica seguida por baixa temperatura de bobinamento.

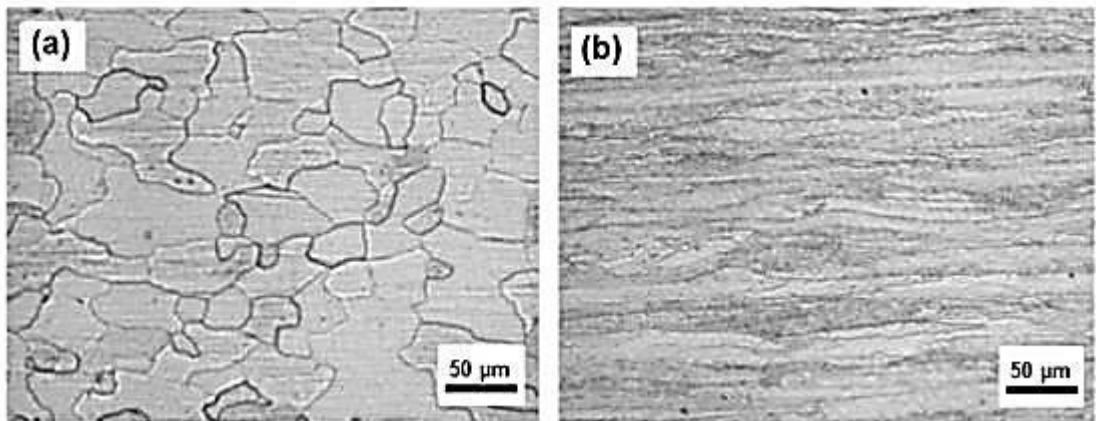


Figura 3.17 Micrografias ópticas de amostras laminadas a quente nas condições de alta (a) e baixa (b) temperatura de bobinamento [34].

O pré-requisito para o desenvolvimento da textura com orientação (111) é o acúmulo de deformação através da espessura da tira. Para tal, a utilização de óleo lubrificante nas cadeiras de laminação se faz necessário, além da otimização dos teores de Ti e Nb [2]. Essas práticas são mencionadas por vários autores [2,7,20,26,27].

O desenvolvimento da textura (111) em aços recozidos foi associado à presença de fração volumétrica alta de grãos contendo bandas de cisalhamento após a laminação ferrítica [7]. As bandas parecem ser os sítios de nucleação para grãos recristalizados de orientação desejável. Após a laminação a quente, muitos dos grãos em aços livres de intersticiais (IF) contêm tais bandas de cisalhamento e esses aços então apresentam boas características de estampabilidade após recozimento.

Já em aços baixo carbono, a presença de carbono em solução sólida gera envelhecimento dinâmico por deformação durante a laminação ferrítica [2]. Visando reduzir a extensão do envelhecimento dinâmico, a adição de elementos formadores de carbonetos tais como Cr, Ti, Mn, B e P foram sugeridos para aços baixo carbono [1]. Esta abordagem visa à retirada de C e N de solução sólida via precipitação, para assemelhar a matriz e composição química do aço livre de intersticiais (IF). Conseqüentemente, uma melhoria significativa na conformabilidade dos aços baixo carbono foi atingida, obtendo-se texturas (111) após a recristalização [28].

Huang *et al.* [35] realizou um estudo de simulação da laminação a morno em aço IF microligado ao titânio e ao nióbio. Para tal foram realizados ensaios de torção em um simulador termomecânico, procurando se aproximar da escala de passes de uma laminação industrial a morno, em 6 passes sequenciais. Procurou-se utilizar valores de parâmetros termomecânicos próximos do processo de laminação. As temperaturas de deformação foram realizadas em quatro faixas: 850–800°C, 800–750°C, 750–700°C e 700–650°C. A Figura 3.18 demonstra os resultados dos experimentos. As curvas de fluxo não exibiram amaciamento significativo para os primeiros quatro passes, e algum amaciamento para os últimos dois passes. O aumento da tensão de fluxo após o 1º passe foi associado a um aumento da taxa de deformação. Não houve ocorrência de tensão de pico nas regiões analisadas. Com auxílio de análises microestruturais concluiu-se que a recuperação estática e dinâmica dominou o processo de amaciamento para os primeiros passes da simulação, e aparente recristalização dinâmica contribuiu para redução da tensão de fluxo nos últimos passes.

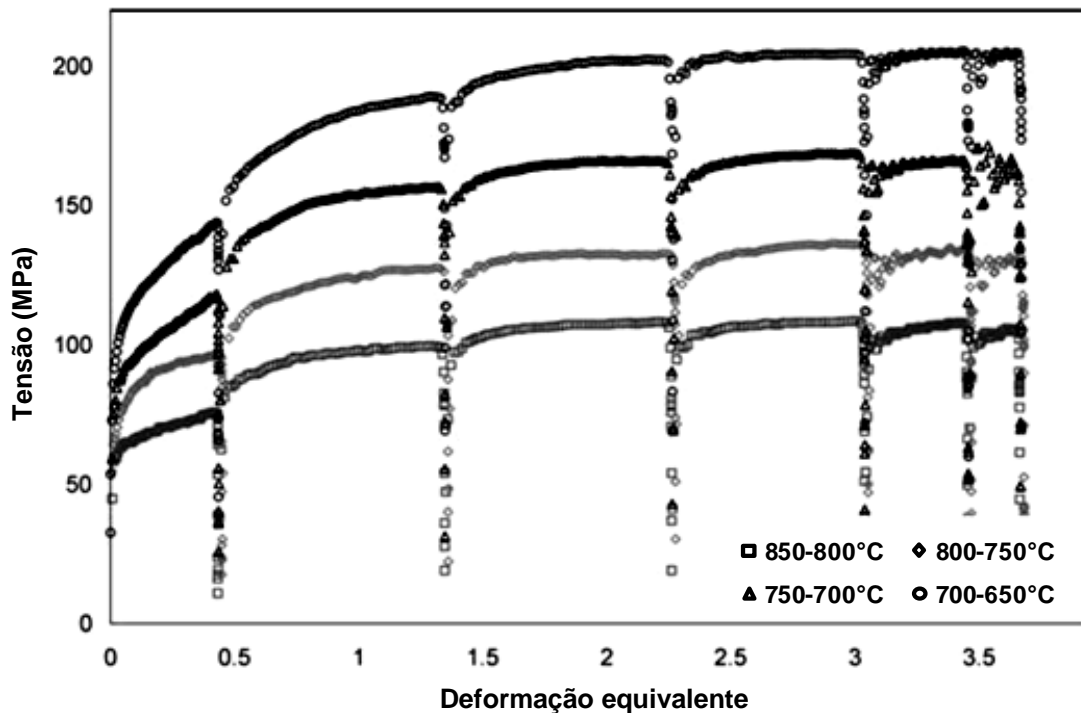


Figura 3.18 Comportamento das curvas de fluxo nos ensaios de torção para simulação de laminação a morno de um aço IF microaligado ao Nb e Ti [35].

3.4 Dilatometria

Dilatometria é uma das mais poderosas técnicas para estudo de transformações de fase de sólidos, pois ela permite monitoramento em tempo real da evolução das transformações em termos de mudanças dimensionais ocorrendo no corpo de prova pela aplicação do ciclo térmico. A técnica consiste na medição das variações dimensionais do corpo de prova em ciclos térmicos que incluam a faixa de transformação de fases do material em análise através do equipamento dilatômetro. Informações quantitativas sobre a evolução da formação dos constituintes podem ser obtidas com ótima precisão [36].

Com esse equipamento é possível aplicar perfis de aquecimento e resfriamento, controlados de forma precisa através de um termopar fixado na superfície do corpo de prova, na metade do seu comprimento.

Uma bobina alimentada por uma fonte de alta frequência aquece o corpo de prova por indução, e o resfriamento pode ser natural ou por um gás (N, Ar ou He) soprado sobre o corpo de prova. Também é possível deformar o corpo de prova por compressão axial, através de matrizes acionadas por um sistema servo-hidráulico. Embora não haja limitação no número de passes de compressão, a redução de comprimento do cilindro não deve ultrapassar 50%, para manter uma distribuição razoavelmente homogênea da deformação no corpo de prova e minimizar erros no cálculo de tensão a partir da força aplicada. Variações no comprimento do corpo de prova são acompanhadas por varetas de quartzo ligadas a um transdutor do tipo LVDT, permitindo a identificação de mudanças de fases e o controle da deformação aplicada.

3.4.1 Estudo do amaciamento do aço usando a dilatometria

Existem dificuldades experimentais para se observar os fenômenos de amaciamento na microestrutura durante o processo de deformação. Observações da evolução microestrutural são muito difíceis de serem feitas simultaneamente com a deformação. A rápida evolução da recristalização torna a análise quantitativa do progresso da fração recristalizada difícil de ser realizada por análise metalográfica da microestrutura temperada. Dessa forma, fenômenos como recuperação dinâmica e a recristalização dinâmica são "observados" indiretamente por curvas tensão-deformação obtidas em ensaios mecânicos a quente como tração, compressão e torção. Essa técnica de "observação" é chamada algumas vezes de "metalografia mecânica" [15].

O comportamento de amaciamento de diversos materiais em altas temperaturas foi estudado por vários pesquisadores. A primeira tentativa de avaliar a recristalização usando ensaio mecânico foi conduzido por Wilber *et al.* [37] utilizando uma máquina de ensaio de tração. Cordeiro e Hook [38] investigaram a relação entre a queda da tensão de fluxo no segundo passe e a recristalização estática entre o primeiro e o segundo passe. Dentre outros métodos, Djaic e Jonas [39,40] aplicaram ensaio de dupla compressão para definir a fração recristalizada, introduzindo um método de conversão entre as mudanças normalizadas em tensão e a fração que sofreu amaciamento, que será descrita a seguir. Esta definição é chamada de "método de *offset*". Uma amostra é carregada a uma taxa de deformação constante até uma deformação predeterminada ϵ_1 e então é retirada a carga. Após um intervalo determinado, é novamente aplicada carga na amostra, até uma mesma deformação ϵ_2

[41]. O grau de amaciamento após o intervalo no trabalho a quente pode ser determinado avaliando o percentual de queda entre a tensão de escoamento do primeiro e do segundo passe. Este método é chamado de “método *offset*” pois tem que ser assumido certo valor de *offset* de deformação para se calcular a tensão de escoamento σ_1 e σ_2 , Geralmente se utiliza uma deformação plástica de 0,2% ou 2%, dependendo do caso [41].

3.4.2 Estudo da transformação de fases baseado em curvas dilatométricas

Junto com a análise térmica diferencial e a análise quantitativa microestrutural, a dilatometria é uma das técnicas clássicas mais comumente usadas para determinação das temperaturas de transformações de fase no aquecimento e no resfriamento. A aplicação da dilatometria na pesquisa da transformação de fase se faz possível devido à mudança no volume específico dos materiais associada a essa transformação. Quando o material passa pela mudança de fase, a estrutura cristalina se modifica e este fato é acompanhado pela modificação do volume específico. A dilatometria é amplamente utilizada para o estudo do comportamento da transformação dos aços durante o aquecimento, o resfriamento e o encharque em temperatura constante. Armazenando os dados dilatométricos, é possível apresentar, de forma gráfica, as temperaturas de formação dos constituintes microestruturais que podem ser obtidos nos tratamentos térmicos realizados [42].

As temperaturas de início (Ar_3) e de final (Ar_1) de decomposição da austenita durante o resfriamento de um aço podem ser obtidas a partir das curvas dilatométricas (Figura 3.19), prolongando-se os trechos retos da curva dilatométrica (dilatação x temperatura) relativas às regiões de contração da austenita e dos produtos da transformação. Tais temperaturas são definidas nos pontos em que ocorre desvio da linearidade [43]. Embora seja um conceito simples, a determinação dessas temperaturas apresenta alguma subjetividade, uma vez que os desvios da linearidade podem ocorrer suavemente em uma região. O emprego das derivadas de primeira e segunda ordem na curva dilatométrica também pode auxiliar na determinação dos desvios de linearidade mencionados [36].

Na Figura 3.19 é possível observar a aplicação da regra da alavanca para a determinação da fração transformada. Fazendo-se os prolongamentos dos trechos

retos relativos à contração térmica da austenita e dos produtos de transformação, a fração transformada da austenita é dada pela proporção dos segmentos de reta, como indicado. Cabe ressaltar que a regra da alavanca só é válida se a austenita se transforma em um único produto, sem haver variação de composição química da austenita, ou seja, sem repartição do soluto [36].

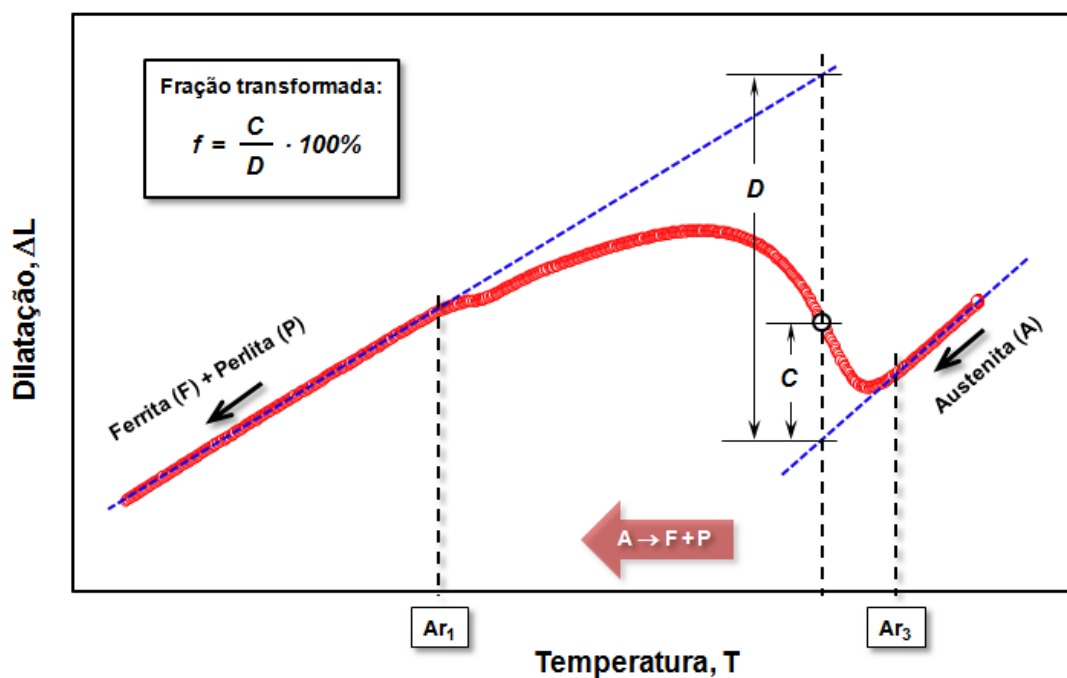


Figura 3.19 Exemplo de curva dilatométrica e da técnica de identificação das temperaturas de transformações de fase, bem como da fração de austenita transformada [36].

4 METODOLOGIA

4.1 Material Utilizado

O estudo foi realizado em um aço IF estabilizado ao Ti, processado na linha de Laminação de Tiras a Quente da Usiminas, unidade de Ipatinga. Foi retirada uma amostra da bobina na condição de laminada a quente com espessura de 6 mm. A composição química do aço é listada na Tabela 4.1. Este aço foi projetado para a aplicação na indústria automotiva, sendo mais utilizado em peças externas, com maiores exigências de conformabilidade.

Tabela 4.1 Composição química do aço estudado (% em massa).

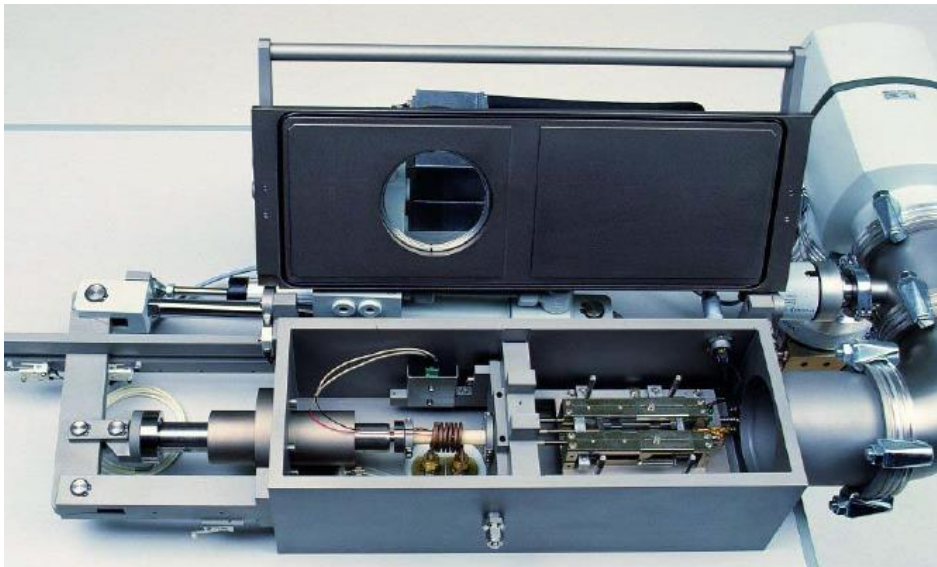
C	Mn	Al	P	S	Ti	Si	N
0,001	0,096	0,042	0,011	0,008	0,061	0,017	0,002

4.2 Preparação dos corpos de prova para os ensaios dilatométricos

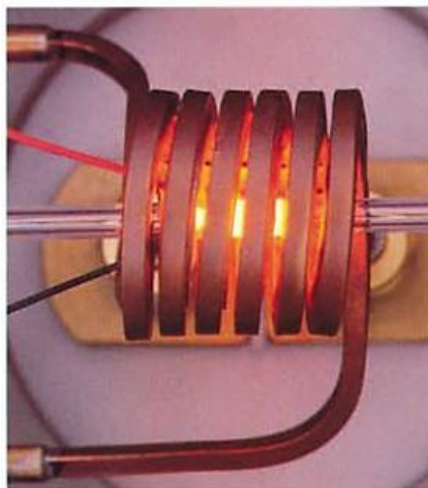
Para execução dos ensaios dilatométricos, foram usinados corpos de prova (CPs) cilíndricos maciços, com 5 mm de diâmetro e 10 mm de altura. Com estas dimensões, visou-se manter a relação comprimento/diâmetro dentro do limite ideal para a homogeneidade da deformação durante a compressão, evitando-se assim a ocorrência do efeito de abaulamento excessivo do corpo de prova. Os corpos de prova foram usinados no centro da espessura da amostra, com o comprimento posicionado a 90° com a direção de laminação.

4.3 Ensaio dilatométricos

Os ensaios realizados neste estudo foram basicamente ciclos termomecânicos, envolvendo deformações por compressão seguidas de resfriamento controlado. Todos os ensaios da presente investigação foram conduzidos em um dilatômetro Bähr DIL805 A/D, mostrado na Figura 4.1, instalado no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas. Durante os ensaios, monitorou-se o comprimento dos corpos de prova, a temperatura e a tensão aplicada nos passes de deformação.



(a)



(b)

Figura 4.1 Dilatômetro Bähr DIL805 A/D da Usiminas. (a) Aspecto da câmara de ensaio e (b) detalhe do corpo de prova no interior da bobina de indução.

4.3.1 Análises Preliminares

Inicialmente foram estimadas as temperaturas de início e fim de formação da austenita em condições de equilíbrio (Ae_1 e Ae_3), através de simulação pelo *software* comercial *Thermocalc* [43]. Os resultados da simulação foram confrontados com equações de referência contidas na literatura. Para validar as temperaturas calculadas, foi realizado um ensaio inicial de aquecimento à taxa constante de 5°C/s até 70°C acima da Ae_3 estimada pelo *Thermocalc*, seguida de resfriamento com taxa de 10°C/s . As temperaturas de início e fim de formação da austenita nesse aquecimento (Ac_1 e Ac_3) foram utilizadas como referência para definir a temperatura de encharque utilizada nos ensaios subsequentes (1130°C).

O efeito do tempo de encharque no tamanho de grão austenítico foi avaliado. Para tal, foram investigados cinco tempos de encharque, 1 s, 5 s, 10 s, 30 s e 60 s, à temperatura determinada anteriormente (1130°C), seguida por resfriamento rápido. Logo após, as microestruturas dos corpos de prova foram avaliadas. Vale ressaltar que para todos os ensaios com resfriamento rápido utilizou-se a maior taxa possível de resfriamento por nitrogênio no dilatômetro, obtendo-se um valor médio da ordem de 100°C/s .

Para estimar as temperaturas de início e fim de transformação da austenita em ferrita no resfriamento (Ar_3 e Ar_1), foram realizados ensaios com várias taxas de resfriamento. Estes consistiram em aquecer os corpos de prova à taxa constante (5°C/s) até a temperatura de encharque de 1130°C , mantida por 10 s, aplicar ou não uma deformação prévia, e então submeter cada corpo de prova ao resfriamento com a taxa prevista. O ciclo termomecânico do ensaio com deformação é representado pela Figura 4.2. Nos ensaios com deformação, foi adicionado um tempo de 5 s após a deformação, objetivando estabilizar a temperatura antes do resfriamento. As taxas de resfriamento utilizadas foram de 1°C/s , 2°C/s , 5°C/s , 10°C/s , 20°C/s , 50°C/s e 100°C/s . Foi aplicada uma deformação verdadeira de 0,3 com taxa de deformação de 1 s^{-1} .

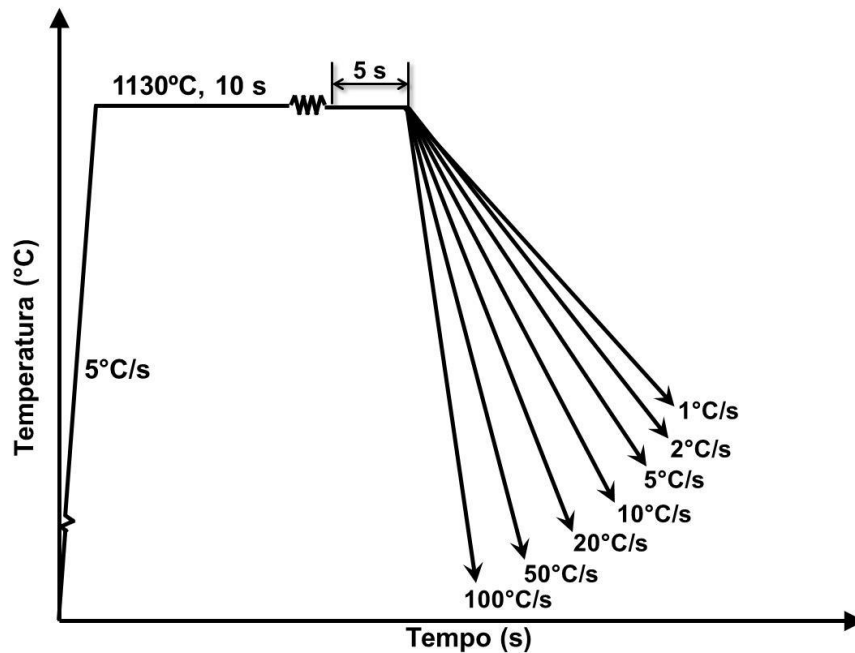


Figura 4.2 Representação esquemática da análise das temperaturas de transformação de fases em função de diferentes taxas de resfriamento após deformação.

As temperaturas de transformação em todos os ensaios foram determinadas a partir dos pontos de inflexão das curvas de dilatação linear em função da temperatura, conforme procedimento descrito no item 3.4.2.

4.3.2 Ensaios de compressão simples

Estes ensaios foram realizados visando avaliar o comportamento da resistência à deformação do aço estudado nas regiões austenítica, intercrítica e ferrítica. Para tal, mediu-se a tensão média de deformação nos passes com deformação verdadeira de 0,8 e taxa de deformação de 1 s^{-1} , conforme demonstrado na Figura 4.3. As temperaturas dos ensaios variaram de 650°C a 1050°C , com intervalo de 50°C .

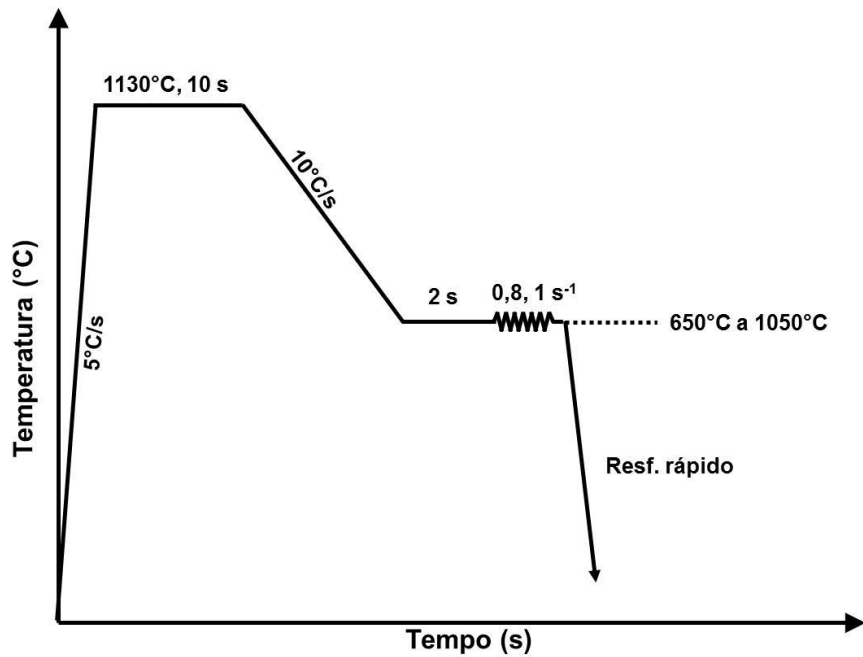


Figura 4.3 Representação esquemática dos testes de compressão simples.

A tensão média de escoamento (TME) para cada passe foi obtida através da integral da curva tensão versus deformação, conforme equação (4.1) e Figura 4.4 abaixo. Com isso, foi possível construir curvas de variação da TME em função da temperatura.

$$TME = \frac{1}{\varepsilon_i} \int_0^{\varepsilon_i} \sigma \cdot d\varepsilon \quad (4.1)$$

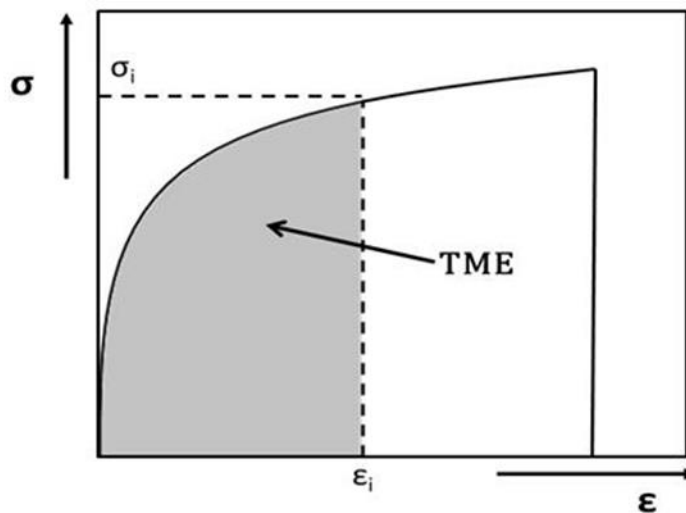


Figura 4.4 Representação gráfica da tensão média de escoamento.

4.3.3 Ensaio de dupla compressão

Para avaliar a progressão dos fenômenos de amaciamento presentes durante a laminação de acabamento do aço IF estudado, vários ensaios de dupla compressão foram realizados. Após o encharque, os corpos de prova foram resfriados até a temperatura de deformação, onde foi executada a primeira deformação compressiva. Após o descarregamento, o corpo de prova deformado foi mantido na temperatura de teste por um determinado tempo entre passes (Δt), e então recebeu uma segunda deformação compressiva, conforme representado na Figura 4.5. Foram variados os tempos entre passes e as temperaturas de deformação de cada ensaio. Os tempos entre passes (Δt) utilizados foram: 1 s, 2 s, 5 s, 10 s, 20 s, 50 s e 100 s. As temperaturas de deformação foram de 700°C, 750°C, 800°C, 850°C, 900°C, 950°C e 1000°C. As deformações no 1º (ϵ_1) e 2º (ϵ_2) passes foram de 0,5 e 0,3, respectivamente, com taxa de deformação de 1 s⁻¹. Foram escolhidas as deformações maiores possíveis, uma vez que durante o processo de laminação a quente as deformações obtidas são ainda maiores que a máxima capacidade do equipamento utilizado para os ensaios laboratoriais.

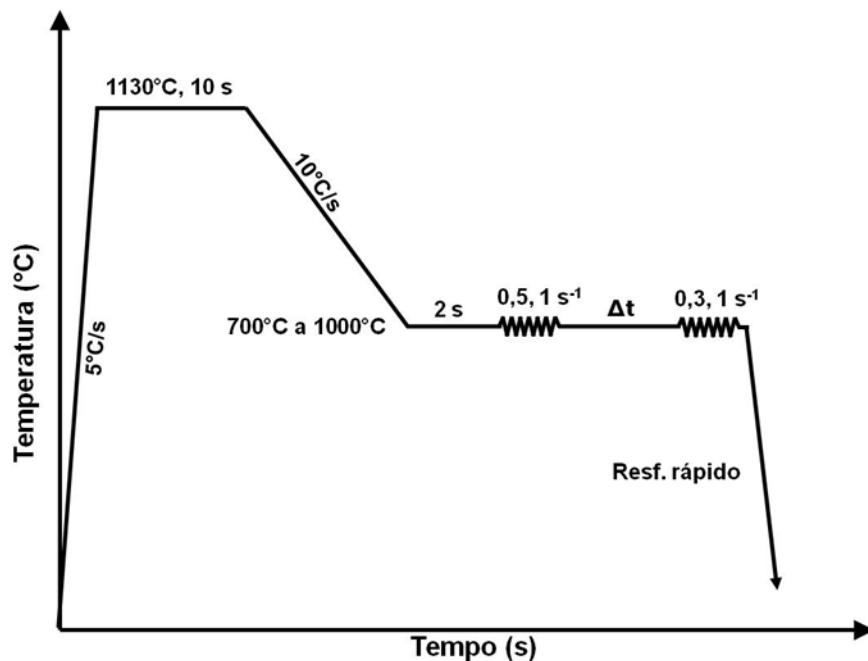


Figura 4.5 Planejamento do processamento termomecânico para o ensaio de dupla compressão.

4.3.3.1 Determinação da fração amaciada

Os dados obtidos nos ensaios de dupla compressão possibilitaram a determinação do grau de amaciamento do aço em função do tempo entre passes, para cada temperatura de deformação. Neste estudo foi utilizado o método *offset* [42], que se baseia na mudança da tensão de escoamento entre o primeiro e segundo passe. Para tal, foi definido um *offset* de tensão de escoamento de 0,2% conforme detalhado na Figura 4.6, onde σ_m é o máximo de tensão de fluxo na primeira compressão, e σ_1 e σ_2 são as tensões de escoamento da primeira e segunda compressão, respectivamente.

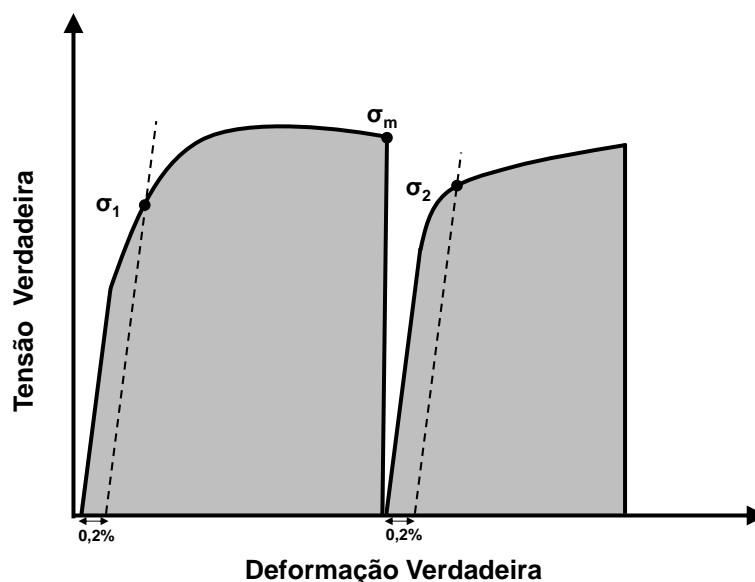


Figura 4.6 Medição da fração amaciada através do método de offset de 0,2%.

A fração amaciada (X_{off}) foi calculada através da equação (4.2).

$$X_{off} = \frac{\sigma_m - \sigma_2}{\sigma_m - \sigma_1} \times 100 \% \quad (4.2)$$

Vale ressaltar que alguns ensaios apresentaram um pico de tensão no primeiro passe. Nestes casos a tensão máxima não foi imediatamente antes do fim do passe, e sim em deformação intermediária, devido ao amaciamento dinâmico ocorrido. Contudo, para os cálculos da fração amaciada foi adotado o valor σ_m como a última tensão medida no primeiro passe, imediatamente antes do descarregamento.

4.3.3.2 Ensaio para avaliação da evolução microestrutural

Para cada temperatura (700 a 1000°C), o ciclo termomecânico dos ensaios foi interrompido em tempos intermediários, aplicando-se um resfriamento rápido para o estudo da evolução microestrutural durante os ensaios de dupla compressão. Uma representação desta etapa da investigação é exibida na Figura 4.7. O ciclo termomecânico foi interrompido nos instantes representados pelos seguintes pontos, mostrados na figura e:

Ponto 1: Imediatamente antes da 1ª deformação.

Ponto 2: Imediatamente após a 1ª deformação.

Ponto 3: Tempos intermediários referentes a 50% da fração total amaciada com 100 s.

Ponto 4: 100 s após 1ª deformação.

As microestruturas dos corpos de prova foram posteriormente analisadas.

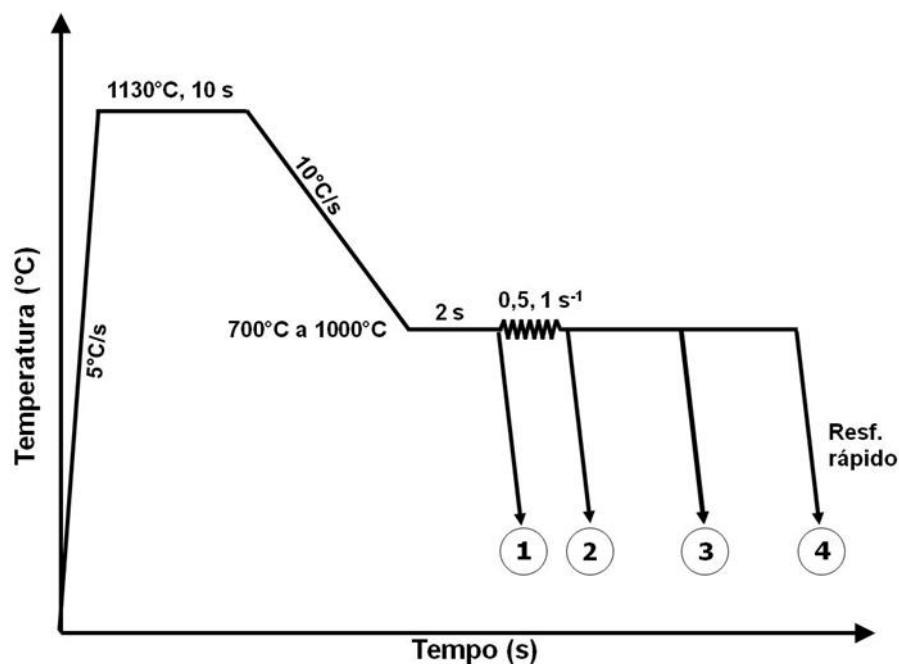


Figura 4.7 Representação do ciclo termomecânico para avaliação da evolução da microestrutura.

4.3.4 Ensaios para investigação do amaciamento na região intercrítica

Nesta etapa os ensaios visaram à avaliação do efeito da fração de ferrita formada sobre o comportamento da resistência do material à deformação. Em um primeiro momento, foi avaliada a cinética de transformação de fase em temperaturas dentro da região intercrítica e em suas proximidades. Para este fim foram realizados testes para o monitoramento da variação dilatométrica durante um tempo de espera isotérmico, sem a aplicação de deformação. Estes ensaios consistiram em inicialmente aquecer o corpo de prova até a temperatura de encharque (1130°C, 10 s), seguido de resfriamento (10°C/s) até a temperatura pré-determinada onde o CP permaneceu por um tempo de espera isotérmico de 600 s. Os ensaios foram realizados em 3 diferentes temperaturas: 950°C, 900°C e 850°C.

Complementando essa investigação, foram realizados ensaios de compressão simples em diferentes tempos de espera à temperatura de 900°C, com intuito de avaliar o amaciamento à medida que avançou a transformação de fases. Assim, aplicou-se uma deformação verdadeira de 0,5 (taxa de 1 s⁻¹) após tempos de espera isotérmicos de 2 s, 10 s, 60 s e 600 s, conforme exibido na Figura 4.8.

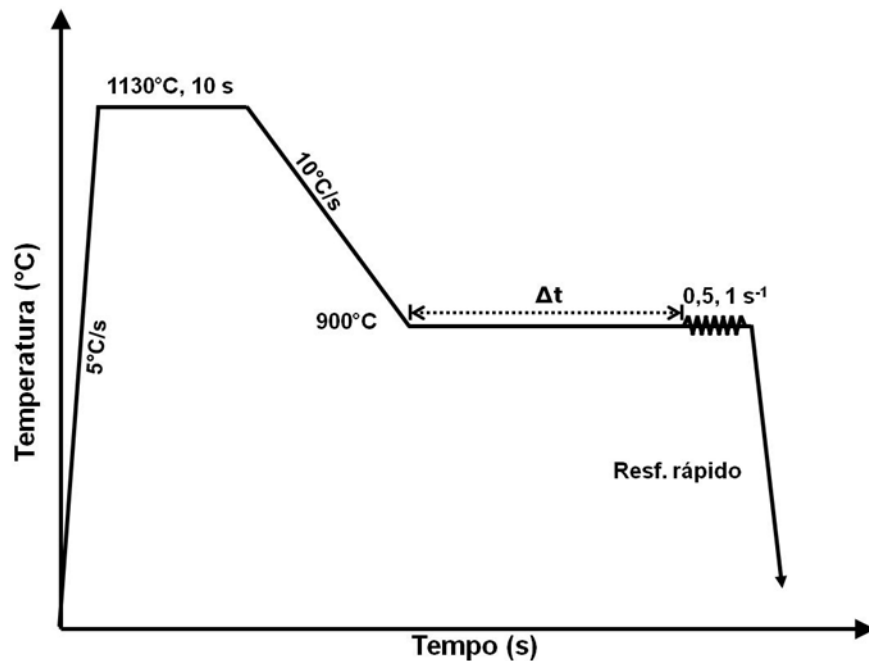


Figura 4.8 Representação esquemática dos ensaios para avaliação do amaciamento após tempos de espera isotérmicos a 900°C.

4.3.5 Simulação do processo de laminação em fase ferrítica

No processo de laminação de tiras a quente (LTQ), o processamento termomecânico do aço passa pelo reaquecimento, desbaste, acabamento, resfriamento por cortinas d'água e headers tubulares ao longo da mesa de resfriamento (HRT), bobinamento e finalmente estocagem da bobina. Estas etapas estão representadas na Figura 4.9 e todas possuem grande influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas finais do produto.

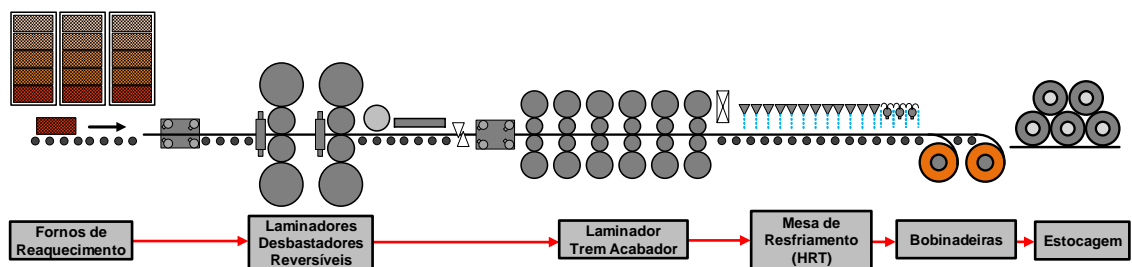


Figura 4.9 Layout esquemático de uma linha de laminação de tiras a quente.

Os parâmetros térmicos e de deformações utilizados durante a laminação dependem das especificações dimensionais e do tipo de aplicação de cada produto. Como exemplo, a tabela 4.2 exibe valores aproximados de alguns parâmetros do processo de laminação de acabamento de aços IF similares ao aço aqui estudado.

Tabela 4.2 Faixas de trabalho típicas de parâmetros de laminação de acabamento para aços IF.

Parâmetro	Faixa
Tempo entre passes (s)	0,5 – 3,0
Deformação (mm/mm)	0,1 – 0,8
Taxa de deformação (s^{-1})	10 – 120

Para realizar a simulação do processo de laminação a morno, buscou-se estipular um ciclo termomecânico o mais próximo possível dos valores e das etapas realizadas durante a laminação de tiras a quente, respeitando os limites do dilatômetro utilizado. Uma representação esquemática dos ensaios realizados nessa etapa é exibida na

Figura 4.10. Após o encharque, inicialmente foi realizado um passe a 1000°C, com deformação de 0,4 e taxa de deformação de 1 s^{-1} , simulando a laminação de desbaste na região austenítica. Logo após, foi realizado um resfriamento (10°C/s) até 820°C, seguido de um passe a 820°C, com deformação de 0,4 e taxa de deformação de 1 s^{-1} , simulando o acabamento no início da região ferrítica. Para simular o resfriamento entre o trem acabador e a bobinadeira, na mesa de resfriamento (HRT), foi aplicada uma taxa de resfriamento de 10°C/s até a temperatura de 720°C. O último processo simulado foi o de resfriamento lento a partir do bobinamento e a estocagem da bobina a quente, realizado com taxa de $0,1^\circ\text{C/s}$ até 120°C. Também foi realizado outro ensaio similar, porém desta vez com a segunda deformação à temperatura de 850°C e com bobinamento a 750°C.

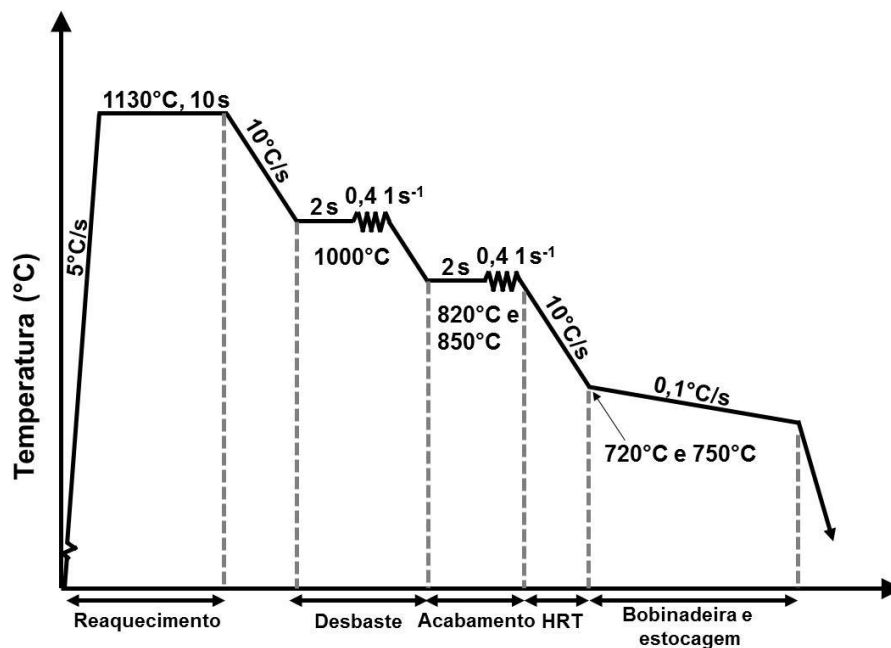


Figura 4.10 Representação do ciclo termomecânico aplicado para simulação do processo de laminação em fase ferrítica.

4.4 Análise Microestrutural

A análise microestrutural de cada corpo de prova foi realizada em uma seção longitudinal através do meio de seu diâmetro. A preparação metalográfica envolveu o embutimento em baquelite, seguido por lixamento, utilizando lixas sucessivas de granulometria de 100 a 1200. As seções foram então polidas com abrasivo de pasta de diamante de granulometria entre 0,5 e 6 μm . Em todas as seções preparadas foi realizado um ataque químico utilizado especificamente para aços IF, que consiste basicamente em soluções de ácido pícrico, peróxido de hidrogênio e álcool etílico, para verificação e registro da microestrutura. Em geral, este procedimento foi suficiente para revelar os contornos dos grãos austeníticos originais no aço estudado. Para seções provenientes de ensaios com resfriamento rápido partindo de temperaturas mais baixas ($< 900^\circ\text{C}$), onde havia a presença de maiores frações de ferrita na microestrutura, houve dificuldade para se revelar o contorno de grão, sendo necessário alterar o ataque para uma solução de ácido nítrico, ácido fluorídrico e água destilada. Os corpos de prova assim preparados foram examinados em um microscópio óptico Zeiss AxioImager.M1m.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análises preliminares

5.1.1 Aspecto dos corpos de provas

Sendo os ensaios dilatométricos a base do presente estudo, na Figura 5.1 são mostrados exemplos do aspecto dos corpos de prova utilizados nos ensaios dilatométricos do aço IF estudado. Em geral, após deformação observou-se um abaulamento simétrico dos corpos de prova em relação ao seu comprimento, indicando uma distribuição simétrica de temperatura e deformação, conforme esperado.

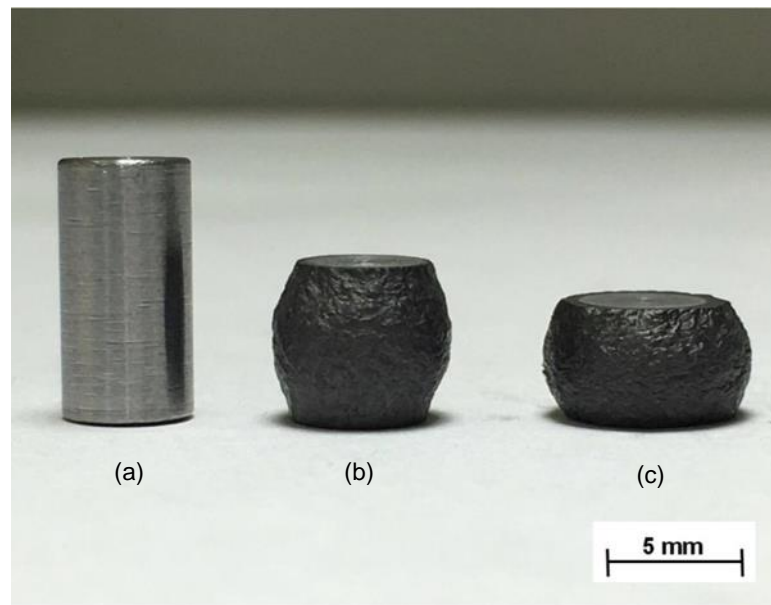


Figura 5.1 Exemplos dos corpos de prova ensaiados em 3 condições: (a) sem deformação, (b) com deformação de 0,5, e (c) com deformação de 0,8.

5.1.2 Definição dos parâmetros de encharque

5.1.2.1 Temperatura de encharque

A Figura 5.2 apresenta o diagrama de fases em equilíbrio em função da temperatura, obtido em função da composição química da liga estudada através do *software* termodinâmico *Thermocalc*. As temperaturas de início e fim de transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ no equilíbrio foram de 930,5°C e 914,4°C.

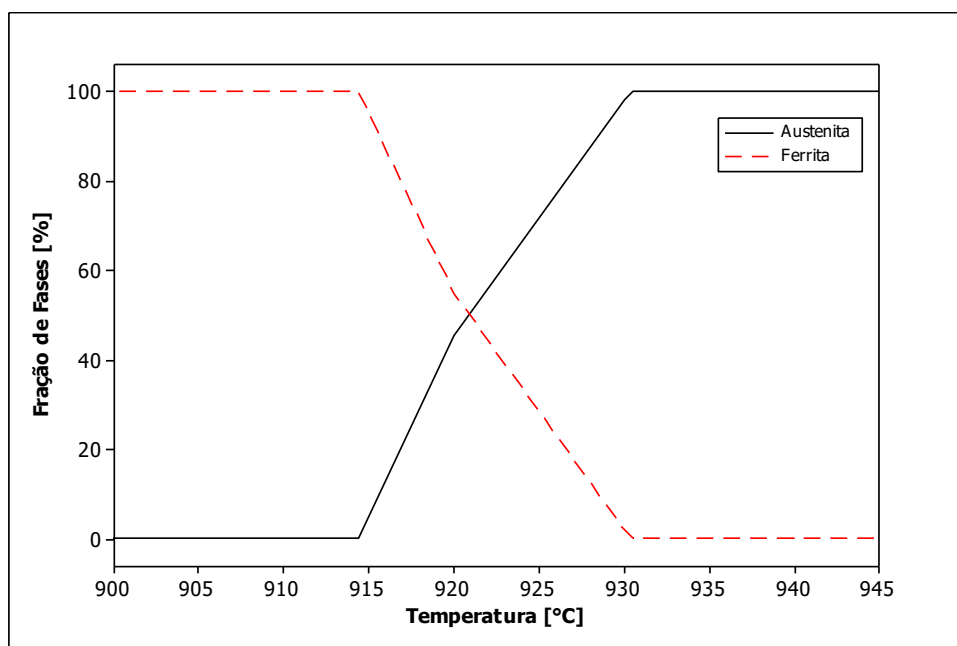


Figura 5.2 Estimativa segundo o *Thermocalc* das frações de fases em equilíbrio em função da temperatura.

Algumas fórmulas empíricas mais utilizadas para prever as temperaturas de transformação de fases em função da composição química, agrupadas na Tabela 5.1, são aplicáveis para aços com teor de carbono menor que 0,6% e a soma de microligantes inferior a 5%. Em todas as equações observa-se o maior efeito do carbono nas temperaturas de transformação de fases, que diminuem com a redução do teor desse elemento. Para a composição química do aço estudado, observa-se uma dispersão muito grande dos valores calculados por essas fórmulas, justificando a investigação detalhada dessas temperaturas realizada no presente estudo. A maior temperatura Ac_3 calculada foi de 910°C, já a temperatura Ar_3 máxima foi de 900°C.

Tabela 5.1 Fórmulas empíricas para prever as temperaturas de transformação, em °C, baseadas na composição química do aço.

Autor	Fórmula
Andrews [44]	Ac_3 (°C) = $910 - 203C^{1/2} - 15.2Ni - 30Mn + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W$ Ac_1 (°C) = $727 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 6.38W + 290As$
Brandis [45]	Ac_3 (°C) = $902 - 255C - 11Mn + 19Si - 5Cr + 13Mo - 20Ni + 55V$ Ac_1 (°C) = $739 - 22C - 7Mn + 2Si + 14Cr + 13Mo - 13Ni + 20V$
Záhumenský [46]	Ar_3 (°C) = $914 - 6,85CR - 650C - 134Mn + 179Si$ (CR= taxa de resf.) Ar_1 (°C) = $814 - 9,08CR - 532C - 121Mn + 165Si$ (CR= taxa de resf.)
Leysen [47]	Ar_3 (°C) = $901 - 830C - 61Mn + 71Si + 362P$.

De posse das temperaturas estimadas de transformação de fases, foi realizado um ensaio inicial de aquecimento até a temperatura de 1100°C, onde foi monitorada a variação dilatométrica do corpo de prova, exibida na Figura 5.3. As temperaturas de início (Ac_1) e fim (Ac_3) de transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ no aquecimento foram de 930°C e 960°C, obtidas pelos pontos de inflexão da curva. Estes valores serviram de base para a definição da temperatura de encharque dos próximos ensaios, 1130°C.

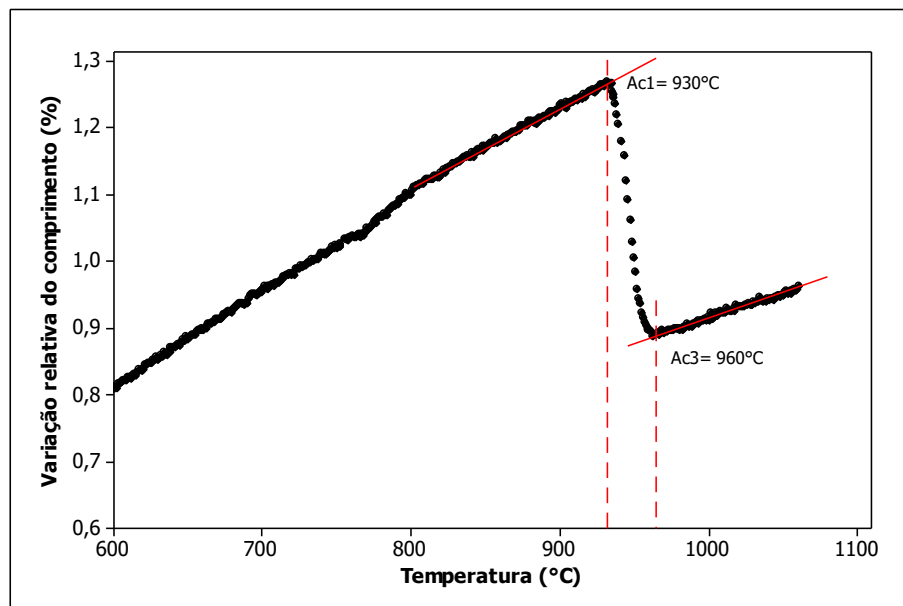


Figura 5.3 Curva dilatométrica obtida no aquecimento do corpo de prova, visando identificação das temperaturas Ac_1 e Ac_3 .

5.1.2.2 Tempo de encharque

Nesta etapa foi avaliado o efeito do tempo de encharque no tamanho de grão austenítico. A Figura 5.4 mostra a microestrutura observada após diferentes tempos de encharque à temperatura de 1130°C seguido de resfriamento rápido. De maneira geral não foi observada influência do tempo de encharque no tamanho de grão austenítico. O ensaio com maior tempo de encharque realizado foi de 60 s, sendo que sua microestrutura não exibiu tamanhos de grãos maiores em relação aos demais ensaios. Sendo assim, foi definido um tempo de encharque de 10 s, considerado suficiente para a homogeneização da temperatura de encharque em todo o corpo de prova.

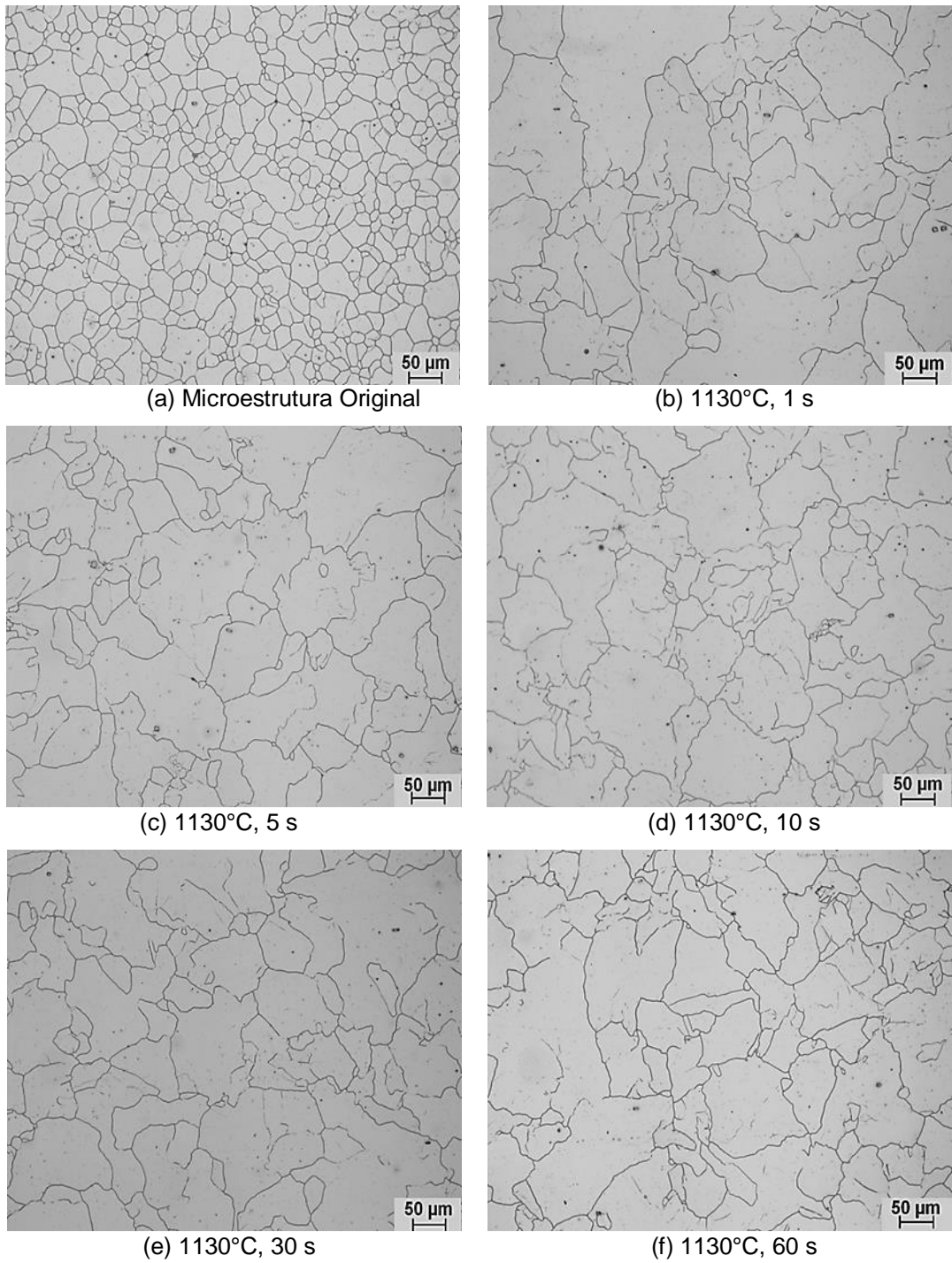


Figura 5.4 Microestrutura (MO) do aço após diferentes tempos de encharque a 1130°C.

5.1.3 Determinação das temperaturas críticas de transformação de fases no resfriamento (Ar_3 e Ar_1)

A Figura 5.5 exibe curvas de variação do comprimento do corpo de prova em função da temperatura aplicando-se várias taxas de resfriamento após o encharque. Como esperado, a transformação da austenita sofre um deslocamento para temperaturas mais baixas à medida que aumenta a taxa de resfriamento.

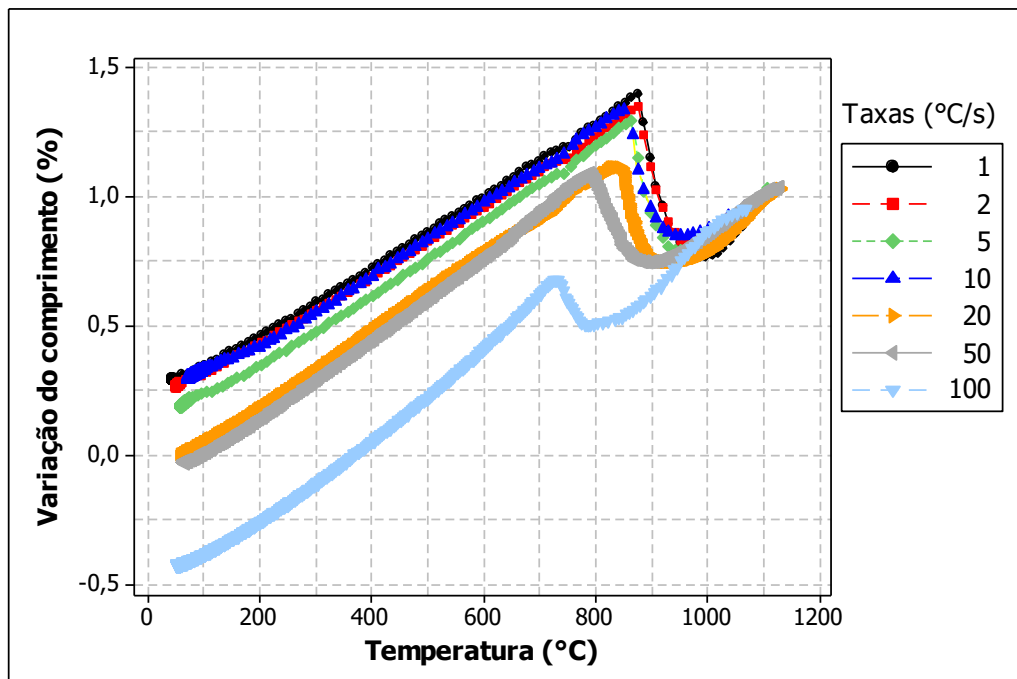


Figura 5.5 Exemplos de curvas dilatométricas referentes aos ensaios de resfriamento, com diferentes taxas, a partir de 1130°C, sem deformação prévia.

A tabela 5.2 exibe os resultados de temperaturas Ar_3 e Ar_1 obtidos através dos pontos de inflexão das curvas dilatométricas para os diferentes ensaios. A análise destes dados evidencia o efeito da taxa de resfriamento no deslocamento das temperaturas Ar_3 e Ar_1 . À medida que se aumentou a taxa de resfriamento, houve uma diminuição das temperaturas tanto de início (Ar_3) quanto de final (Ar_1) de transformação de fases, para ambos os ensaios com e sem deformação. A transformação austenita-ferrita é um processo difusional que requer tempos finitos para ser realizado. O tempo necessário para difusão dos átomos e a nucleação e crescimento da ferrita implica em temperaturas mais baixas de transformação à medida que se aumenta a taxa de resfriamento.

Tabela 5.2 Valores de Ar_3 e Ar_1 obtidos através da análise das curvas dilatométricas em diferentes taxas de resfriamento, com e sem deformação prévia de 0,3.

Taxa resfriamento °C/s	Sem Deformação		Com Deformação (0,3)	
	Ar_3 °C	Ar_1 °C	Ar_3 °C	Ar_1 °C
1	1025	875	1030	878
2	985	875	985	875
5	980	860	980	858
10	975	852	972	841
20	980	830	985	825
50	950	790	950	780
100	850	730	895	782

Verifica-se que a deformação prévia de 0,3 na temperatura de 1130°C teve pouco efeito nas temperaturas de transformação de fases para a maioria dos ensaios realizados, exceto para o ensaio com taxa elevada de resfriamento de 100°C/s, onde a transformação foi antecipada pela deformação. Provavelmente a elevada taxa de resfriamento não proporcionou tempo suficiente para a evolução da recristalização da austenita após a deformação na temperatura de encharque, gerando uma microestrutura austenítica com maior quantidade de sítios para nucleação da ferrita, assim antecipando o início e o fim de transformação de fase. Nesse sentido, certamente com a aplicação da deformação em temperaturas mais próximas da região intercrítica, haveria um deslocamento das temperaturas de transformação para as demais taxas.

Como a aplicação de um passe anterior ao resfriamento não provocou mudança significativa nas temperaturas de transformação para a taxa de resfriamento de interesse para a laminação de tiras a quente (em torno de 10°C/s), a análise do amaciamento realizada nesse trabalho foi realizada sem a aplicação de deformação prévia a 1130°C.

5.2 Curvas de Fluxo - Compressão Simples

O comportamento do aço durante a deformação foi analisado primeiramente a partir das curvas tensão-deformação verdadeira (curvas de fluxo). As curvas obtidas, levantadas em ensaios de compressão com deformação verdadeira de 0,8, taxa de deformação constante (1 s^{-1}) e sob diferentes temperaturas de deformação são apresentadas na Figura 5.6.

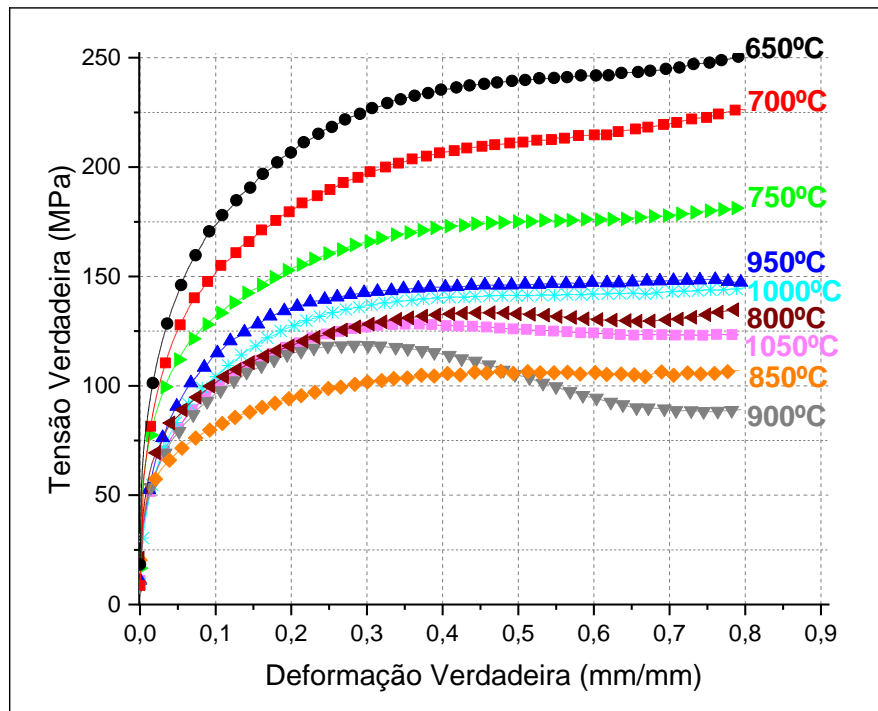


Figura 5.6 Curvas tensão-deformação em ensaios para cálculo da tensão média de fluxo em diferentes temperaturas (taxa de deformação constante, igual a 1 s^{-1}).

Para uma mesma temperatura de deformação, à medida que se aumenta a deformação aplicada a tendência é de aumento da tensão medida, exceto para a temperatura de 900°C , onde se observa uma queda pronunciada da tensão a partir de um pico em torno de 0,3 de deformação verdadeira. A existência desse pico de tensão na curva de fluxo para temperatura de 900°C indica a ocorrência de amaciamento dinâmico, geralmente associado à recristalização dinâmica (RDX) [13,19], conforme previamente mostrado na Figura 3.4. Sabe-se que a RDX ocorre com maior facilidade na fase austenítica, uma vez que esta fase possui baixa energia de falha de empilhamento (maior distância entre as discordâncias parciais), o que dificulta a ocorrência de rearranjo e aniquilação das discordâncias presentes durante a recuperação dinâmica (RCD) [19,32-34]. Além disso, seria esperada a ocorrência de RDX em temperaturas mais altas na região austenítica, devido à maior mobilidade dos contornos de grão. Entretanto ao se analisar a Figura 5.5 observa-se que as curvas de fluxo a 950°C , 1000°C e 1050°C não apresentaram tensão de pico, indicando que, nas condições termomecânicas ensaiadas, o amaciamento dinâmico ocorrido na temperatura de 900°C pode não estar associado à recristalização dinâmica. Este efeito será abordado com mais detalhes no item 5.4.

Em geral, as curvas de fluxo apresentaram comportamento de somente recuperação dinâmica, conforme discutido no item 3.2.6, onde a tensão cresce gradativamente até um ponto onde atinge o estado estacionário, resultante da geração e eliminação simultânea de defeitos cristalinos [13]. Em temperaturas de deformação mais baixas ($\leq 800^{\circ}\text{C}$) o estado estacionário se manteve até aproximadamente uma deformação de 0,63. A partir deste ponto houve um aumento dos valores de tensão de fluxo. Esse comportamento deve estar associado a um aumento de força decorrente de atrito excessivo entre as faces do corpo de prova e as matrizes de compressão, já que os ensaios foram realizados sem lubrificação. Tal constatação é apoiada pelo aspecto abaulado obtido nos corpos de prova deformados, conforme exibido na Figura 5.1. Deste modo, o aumento na tensão de fluxo nessa região não se deve a um aumento real da resistência do material deformado, e sim a uma interferência causada pela interação entre a matriz e o material sendo deformado durante o ensaio de compressão. Entretanto, para fins de cálculos de fração amaciada esta ocorrência está fora da região de interesse, situada na parte inicial das curvas de fluxo. Esse efeito do atrito na tensão medida em ensaios de compressão sem lubrificação é relatado na literatura [48,49]. A não ser por esta variação, os níveis obtidos de tensão de fluxo até a deformação de 0,63 foram próximos àqueles encontrados por Huang *et al.* nos primeiros passes do ensaio de torção em um aço IF microligado ao Ti e Nb [41].

As curvas da Figura 5.5 mostraram a evolução da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ detectada a partir de variações dimensionais de corpos de prova resfriados com taxa constante. Entretanto, outra forma de avaliar essa transformação é a análise da resistência à deformação do material para cada temperatura. No presente trabalho, essa resistência foi calculada, pela equação 4.1, como a tensão média de escoamento (TME), para deformações de 0,1 a 0,8.

A evolução da TME com a temperatura, para cada deformação aplicada, é apresentada na Figura 5.7. Esses mesmos resultados são plotados no gráfico da Figura 5.8, porém usando como abcissa o inverso da temperatura Kelvin multiplicado pelo fator 1000. Nas duas figuras (Fig. 5.7 e 5.8) fica evidente o amaciamento do material na região de transformação de fase, associado à menor resistência a deformação da ferrita em relação à austenita nessas temperaturas.

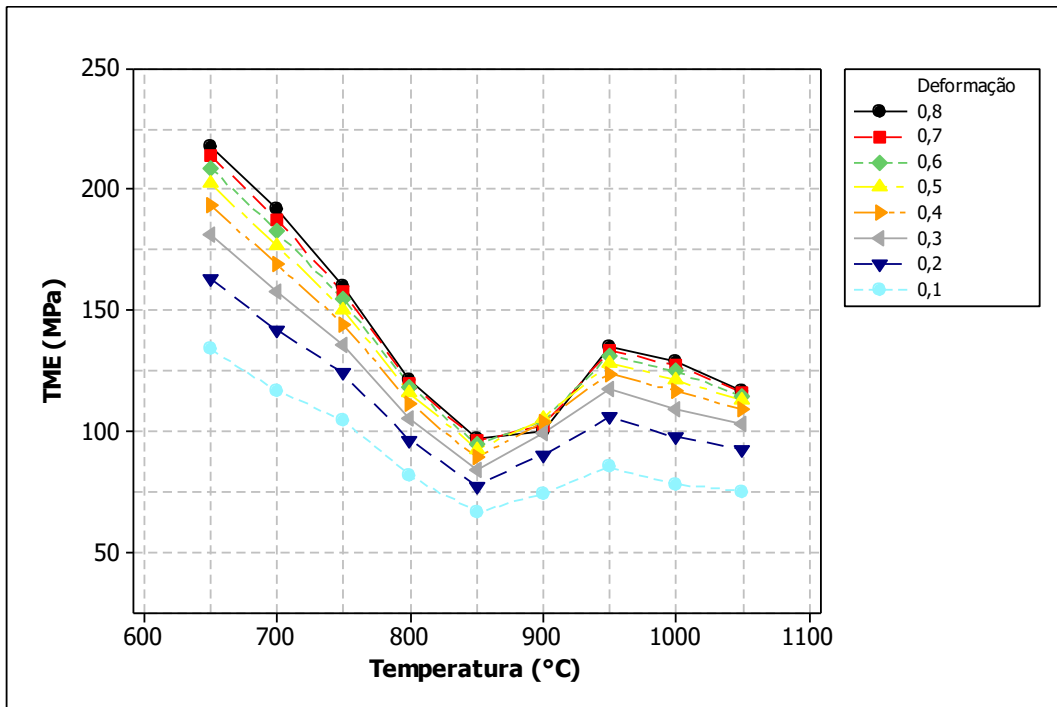


Figura 5.7 Variação da tensão média de escoamento em função da temperatura para diversos níveis de deformação verdadeira.

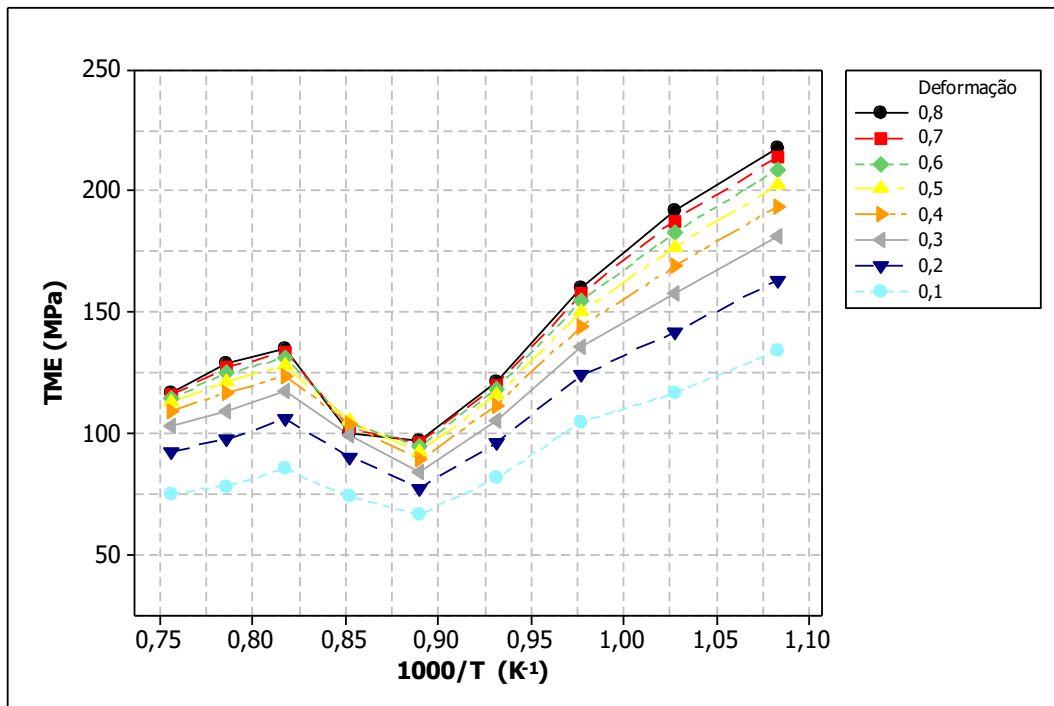


Figura 5.8 Variação da tensão média de escoamento em função do inverso da temperatura Kelvin para diversos níveis de deformação verdadeira.

A partir dos pontos de inflexão das curvas da Figura 5.7, foram extraídas as temperaturas de início e fim de transformação austenita-ferrita no resfriamento, que se encontram em torno de 950°C (início) e 850°C (fim). Nota-se que as temperaturas de transformação de fases obtidas através da análise da TME ficaram próximas àquelas listadas na tabela 5.2 para a taxa de resfriamento de 10°C/s utilizada após o encharque nos testes de compressão simples.

Na região ferrítica, em temperaturas abaixo de 800°C (valores maiores que 0,90 na abscissa da Fig. 5.8), observa-se um aumento brusco da TME obtida, indicando um possível empanqueamento da microestrutura quando ocorrem deformações nestas condições. Esse fato corrobora os resultados obtidos por Paulo [3], onde foi realizada a laminação de um aço IF microligado ao titânio em escala industrial com temperaturas de deformação de acabamento na ordem de 720°C, com posterior resfriamento natural, obtendo-se uma microestrutura severamente encruada.

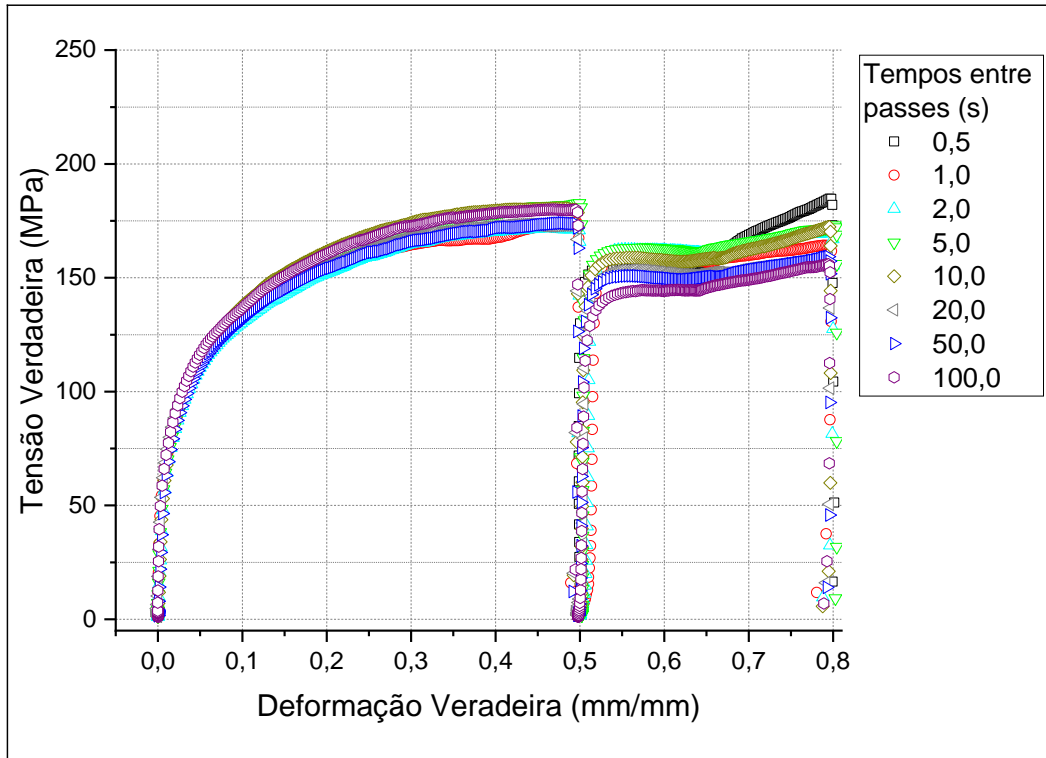
A ferrita apresentou maior sensibilidade à diminuição da temperatura, com uma taxa de encruamento mais elevada que a austenita. Esta diferença de resistência à deformação observada entre a região ferrítica e austenítica nas curvas de TME se dá, dentre outros fatores, devido à predominância de diferentes mecanismos de amaciamento em cada fase durante a deformação. Sabe-se que durante a recristalização, a resistência e a dureza do material decrescem mais acentuadamente que durante a recuperação, devido à restauração microestrutural que envolve a recristalização. Já a recuperação usualmente ocorre a baixas temperaturas e envolve o movimento, condensação e aniquilação de defeitos pontuais e especificamente aniquilação e rearranjo de discordâncias. Além da baixa EFE da austenita, nesta fase, devido às temperaturas mais elevadas, há a ativação térmica disponível para gerar a nucleação e o crescimento de novos grãos livres de deformação na matriz deformada plasticamente (recristalização), sendo estas as razões da diferença de predominância dos mecanismos de amaciamento nas fases ferrítica e austenítica [14-17,20].

5.3 Curvas de Fluxo – Dupla Compressão

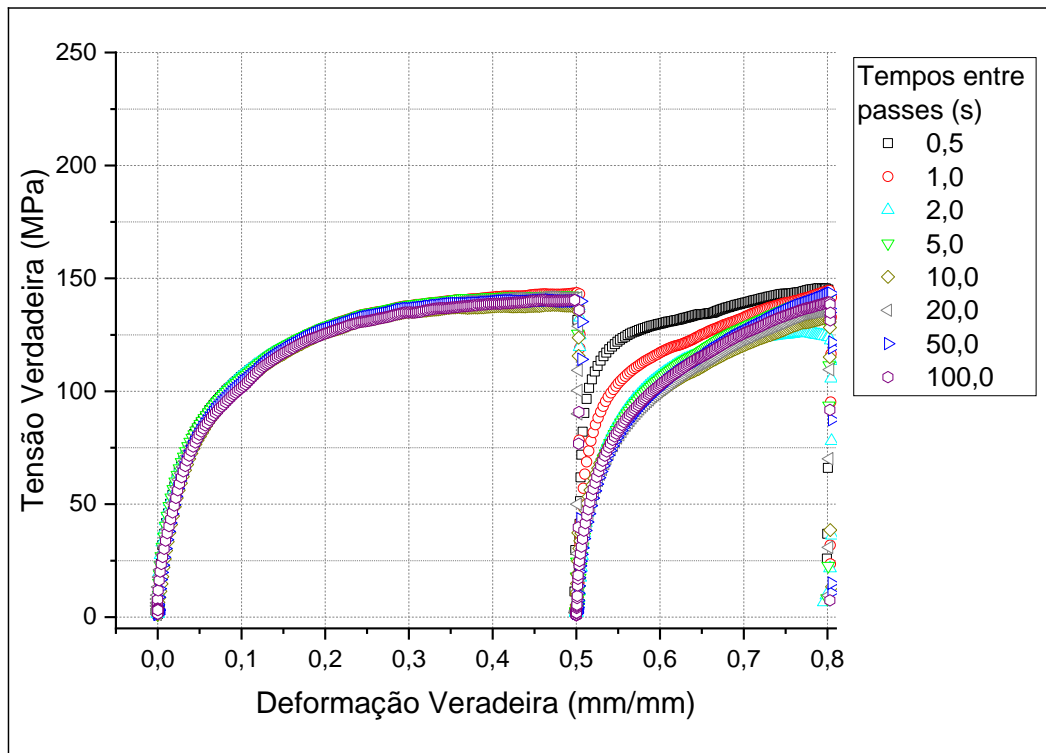
Foram executados ensaios de dupla compressão com diferentes valores de tempos entre passes (1-100 s) e temperaturas (700-1000°C), procurando-se avaliar a evolução do amaciamento nas regiões austenítica, intercrítica e ferrítica. Para demonstrar o efeito do tempo entre passes nas curvas de fluxo em cada temperatura de deformação, foram agrupadas as várias curvas de tensão-deformação verdadeira do primeiro e segundo passe com os diferentes tempos entre passes em um mesmo gráfico.

A Figura 5.9 exhibe exemplos dos resultados para as temperaturas de 700°C (região ferrítica) e 1000°C (região austenítica), sendo a abscissa a deformação verdadeira acumulada. Evidentemente, pequenos tempos entre passes resultam em baixo amaciamento, e à medida que se aumenta o tempo entre passes, a segunda curva apresenta valores cada vez mais baixos de tensão e conseqüentemente, maior amaciamento. Conforme esperado, as curvas de fluxo na região ferrítica a 700°C apresentaram comparativamente valores de tensão de fluxo muito superiores em relação às curvas de fluxo na região austenítica, a 1000°C.

Na temperatura de 700°C (Fig. 9a), as curvas de fluxo apresentaram um crescimento anormal de tensão a partir de valores de deformação acumulada próximos a 0,65. Conforme já discutido no item 5.2, esse comportamento deve estar associado ao atrito entre as faces dos corpos de prova e as matrizes, indicado pelo seu abaulamento crescente com a deformação. O comportamento, também observado nos ensaios abaixo de 800°C, se repetiu para todos os tempos entre passes, em diferentes patamares de tensão. Acredita-se que o maior atrito em temperaturas mais baixas tenha amplificado o efeito de abaulamento do CP para uma mesma quantidade de deformação.



(a)



(b)

Figura 5.9 Curvas tensão-deformação verdadeira para diferentes tempos entre passes em ensaio de dupla compressão à taxa de deformação de 1 s^{-1} e temperaturas de deformação: (a) 700°C e (b) 1000°C .

5.3.1 Análise da fração amaciada

Utilizando o método *offset* nas curvas tensão-deformação obtidas, foi estimada a fração amaciada (X_{off}) durante o tempo entre os dois passes de cada ensaio. Os valores usados no cálculo de X_{off} , determinados nas curvas de fluxo obtidas em cada ensaio são listados na tabela 8.1 do Anexo. São eles: tempo entre passes (Δt), tensão final no primeiro passe (σ_m) e tensão de escoamento do 1º passe (σ_1) e do 2º passe (σ_2). Como esperado, o aumento do tempo entre passes resultou em aumento da fração amaciada para todas as temperaturas avaliadas, como se vê na Figura 5.10.

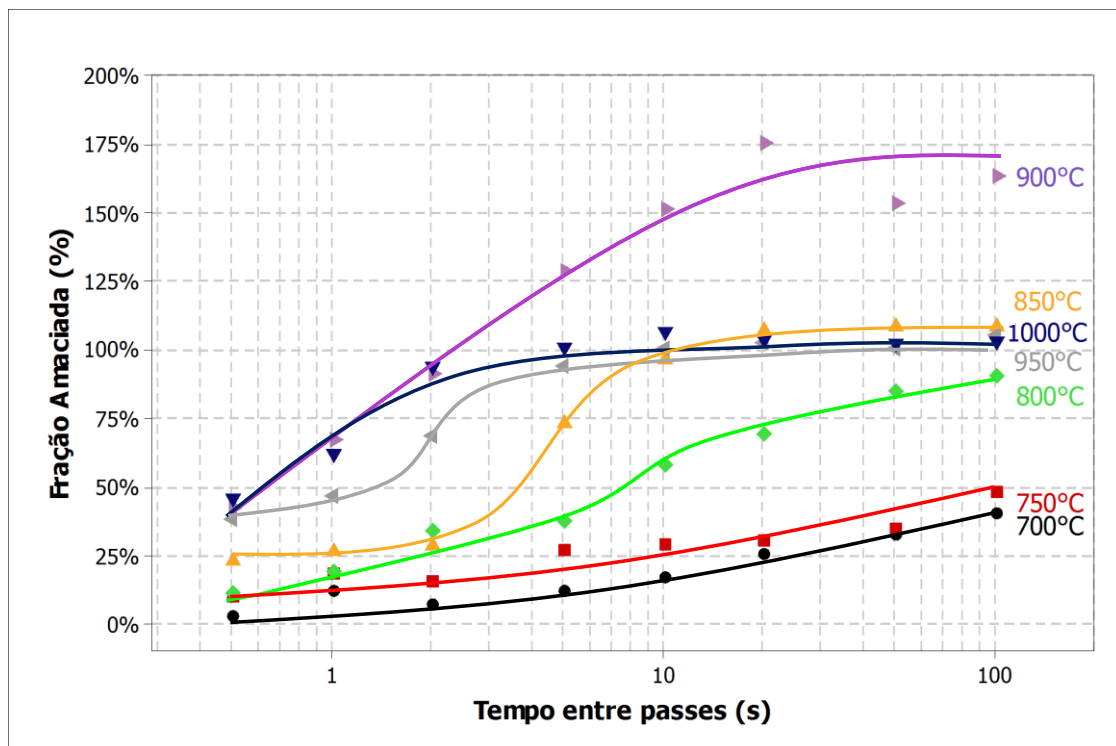


Figura 5.10 Fração amaciada em função do tempo entre passes sobre diferentes temperaturas de ensaio.

Sabe-se que a recristalização segue em geral uma cinética sigmoideal, se desenvolvendo rapidamente após um curto período de nucleação inicial mais lento [16,17,18], como se vê nas curvas relativas às temperaturas de 800°C a 1000°C. Nas temperaturas de 900°C e 1000°C, o tempo para o início da recristalização foi muito baixo, ou seja, o processo de amaciamento foi disparado muito rapidamente, quase imediatamente após a deformação, não sendo possível visualizar nas curvas de

amaciamento o período inicial de cinética lenta nestas temperaturas. Já para as temperaturas de 750°C e 700°C a inclinação das curvas de amaciamento foi menos pronunciada, provavelmente associado à predominância do processo de recuperação.

Tomando-se como referência os tempos para se atingir a metade do material amaciado (t_{50}), ou seja, $X_{off}=50\%$, conforme apresentado na Figura 5.11, observa-se uma tendência de queda exponencial do parâmetro t_{50} à medida que se aumenta a temperatura. Esta dependência exponencial do tempo em função da fração amaciada é vastamente relatada na literatura [1,13,38,39]. Ainda nesta figura, nota-se que no campo austenítico, quando se passa de 1000°C para 950°C, há um ligeiro aumento do parâmetro t_{50} . Isto sugere que ao se diminuir a temperatura na região austenítica houve uma desaceleração no processo de recristalização estática, o que está associado à diminuição da mobilidade dos contornos de grãos [13].

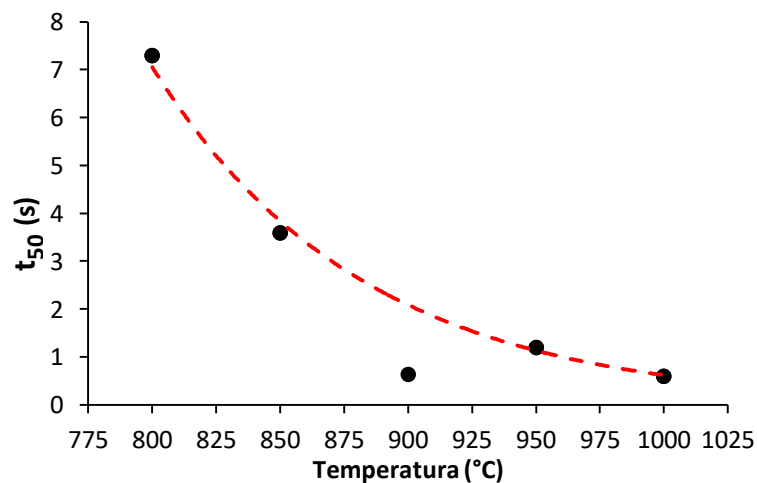


Figura 5.11 Efeito da temperatura de ensaio no tempo para se obter 50% de fração amaciada.

Ao se deslocar para o campo bifásico, de 950°C para 900°C, verifica-se na Figura 5.11 uma maior velocidade de amaciamento, indicada pela queda no tempo para se atingir um X_{off} de 50%, distanciando-se da tendência exponencial das demais temperaturas. Além disso, como pode ser visto na Figura 5.10, foram observados valores de fração amaciada superiores a 100% a 900°C, chegando a um máximo de 175% para um tempo entre passes de 20 s. Esses resultados indicam um amaciamento atípico do material, que acabou apresentando resistência à deformação no segundo passe

menor que na condição original, anterior ao primeiro passe. Esse comportamento, observado apenas para a temperatura de 900°C, sugere a presença de um fenômeno adicional de amaciamento na região bifásica, distinto da recristalização estática.

Na Figura 5.11, seguindo para a temperatura de 850°C, onde o material já se encontra quase totalmente ferrítico, o parâmetro t_{50} aumentou, voltando para a tendência exponencial exibida nos ensaios na região austenítica. Na curva de fração amaciada correspondente (Figura 5.10), observou-se um período de baixa velocidade de amaciamento inicial até aproximadamente 2 s, seguido pelo aumento rápido do amaciamento, até atingir valores em torno de 100%, similarmente ao que ocorreu a 950°C.

Para a região com matriz totalmente ferrítica, na temperatura de 800°C, houve uma redução considerável da velocidade de amaciamento estático. Possivelmente próximo a esta temperatura o processo de recuperação começa a predominar frente à recristalização. Já nas temperaturas de 750°C e 700°C, o amaciamento foi tão lento que a fração total amaciada não chegou a 50%, mesmo com o tempo entre passes máximo de 100 s.

É possível modelar as curvas de fração amaciada obtidas experimentalmente, para frações amaciadas menores que 100%, segundo uma equação do tipo Avrami (equação 5.1) [38,50]:

$$X = 100 \left\{ 1 - \exp \left[-B \left(\frac{t}{t_{50}} \right)^n \right] \right\} \quad (5.1)$$

Onde B e n são constantes do aço. Utilizando-se o termo $\frac{100}{100-X}$ e tomando duas vezes o logaritmo natural deste parâmetro versus o logaritmo do tempo, conforme a Figura 5.12, pode-se obter uma relação linear entre a fração amaciada e o tempo. Esta análise compreendeu os experimentos com temperaturas de 800°C a 1000°C e com frações amaciadas menores que 100%. As temperaturas de 700°C e 750°C foram excluídas desta análise, por não terem atingido 50% de fração amaciada nos tempos avaliados.

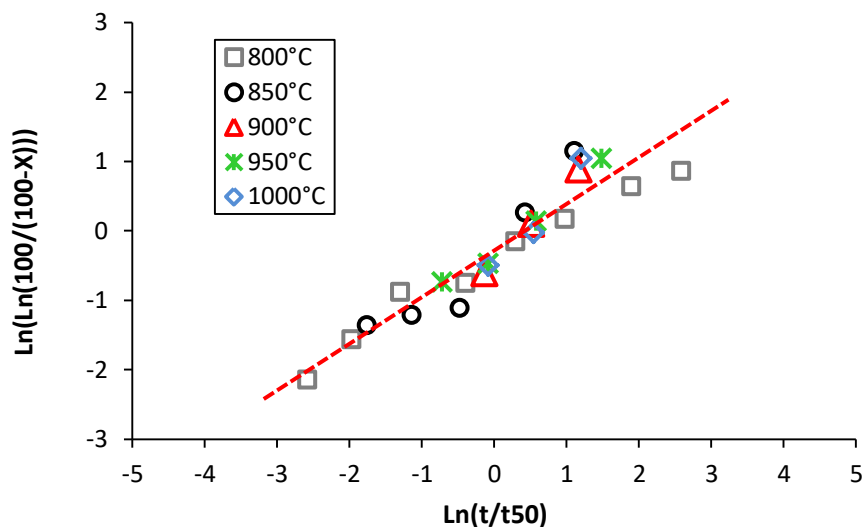


Figura 5.12 Dependência entre $\text{Ln}[\text{Ln}(100/(100-X))]$ e $\text{Ln}(t/t_{50})$ para as diferentes temperaturas ensaiadas.

Na Figura 5.12 pode ser observado que em geral os resultados obtidos apresentam um bom ajuste ao modelo de Avrami. A inclinação dessas curvas corresponde ao expoente “n” da equação 5.1. Sendo assim, foi obtido o expoente de Avrami “n” para cada condição ensaiada, tão bem quanto o coeficiente de determinação “R²”, associado ao ajuste dos dados ao modelo de regressão linear realizado. Os resultados são exibidos na tabela 5.3, e conforme esperado demonstram a grande dependência da cinética de amaciamento com a temperatura de ensaio.

Tabela 5.3 Valores do expoente de Avrami “n” para cada temperatura de ensaio.

Temperatura °C	Expoente de Avrami n	Coeficiente de determinação R ²
800	0,566	0,974
850	0,722	0,803
900	1,151	0,999
950	0,827	0,975
1000	1,200	0,957

O menor valor do expoente de Avrami obtido na temperatura de 800°C enfatiza a baixa velocidade de amaciamento observada na região ferrítica. Para a temperatura de 850°C, além do baixo valor de “n”, o coeficiente de determinação foi menor, devido a não linearidade da taxa de amaciamento obtida nesta temperatura. Houve uma mudança de comportamento de baixa para elevada velocidade de amaciamento, explicado por meio da análise da evolução microestrutural. Este comportamento foi associado à aparição de um mecanismo de amaciamento adicional ao se aumentar o tempo entre passes a 850°C, conforme discutido na seção 5.3.2. Novamente os

resultados obtidos com ensaios a 900°C apresentaram velocidade de amaciamento maior que o esperado. Finalmente os ensaios realizados em temperaturas maiores que 900°C confirmaram a elevada taxa de amaciamento na região austenítica.

A expressão mais amplamente utilizada para se calcular o parâmetro t_{50} é exibida na equação 5.2 abaixo [44]. Onde A, p e q são constantes dependentes do material, ε a deformação verdadeira, $\dot{\varepsilon}$ a taxa de deformação, Q_{rex} é a energia de ativação aparente para a recristalização (kJ/mol), T a temperatura absoluta em K, e R a constante dos gases (J/mol.K).

$$t_{0,5} = A \cdot \varepsilon^p \cdot \dot{\varepsilon}^q \cdot \exp\left(\frac{Q_{rex}}{R.T}\right) \quad (5.2)$$

Tomando-se o logaritmo natural da equação anterior, tem-se a eq. 5.3 abaixo, onde se obtêm uma dependência linear entre a temperatura e o tempo para se atingir 50% da fração amaciada.

$$\ln t_{0,5} = \ln A + p \ln \varepsilon + q \ln \dot{\varepsilon} + \frac{Q_{rex}}{RT} \quad (5.3)$$

Em geral, o aço estudado seguiu esta dependência linear para temperaturas entre 800°C e 1000°C, conforme mostrado na Figura 5.13. Mais uma vez a exceção fica para a temperatura intercrítica de deformação, a 900°C (que corresponde a 8,5 na abscissa do gráfico da Fig. 5.13), com valor de $\ln(t_{50})$ muito menor que o esperado.

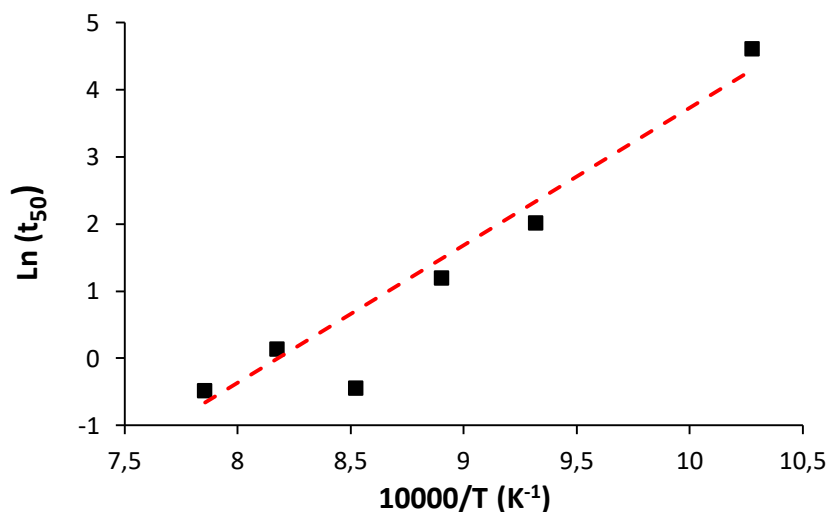


Figura 5.13 Dependência entre 50% do amaciamento e a temperatura de deformação.

5.3.2 Evolução microestrutural

Para auxiliar no entendimento da evolução do amaciamento em diferentes temperaturas e tempos entre passes, foram realizadas análises microestruturais através de resfriamentos rápidos em determinados instantes ao longo do ciclo termomecânico dos ensaios de dupla compressão (antes e após a 1ª compressão com deformação verdadeira de 0,5). De posse dos resultados de fração amaciada, foram definidos os instantes para análise da evolução da microestrutura, conforme tabela 5.4, onde também são exibidos os tempos reais obtidos.

Tabela 5.4 Instantes onde foram realizados resfriamento rápido nos ensaios para avaliação da evolução microestrutural durante os testes de dupla compressão.

Temperatura °C	Tempos visados após 1ª deformação (s)			Tempos obtidos após 1ª deformação (s)		
	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4	Ponto 2	Ponto 3	Ponto 4
700	0	10	100	0,15	10,07	100,10
750	0	10	100	0,14	10,07	100,09
800	0	10	100	0,15	10,06	100,08
850	0	5	100	0,15	5,06	100,08
900	0	2	100	0,14	2,06	100,07
950	0	2	100	0,15	2,05	100,04
1000	0	1	100	0,14	1,07	100,06

Após o resfriamento, os corpos de prova foram avaliados via microscopia óptica. As microestruturas obtidas nas diferentes condições são apresentadas nas figuras 5.14 a 5.20. De acordo com o previsto, à medida que se aumentou o tempo após a deformação em cada temperatura, a microestrutura se modificou em direção a um estado de menor deformação. Além disso, os mecanismos de amaciamento foram diferentes para cada temperatura de deformação e de espera.

As microestruturas obtidas nos ensaios a 1000°C e 950°C exibiram aspectos similares (Figuras 5.14 e 5.15). Logo após o primeiro passe, as microestruturas se mostraram totalmente recristalizadas (ponto 2 nas duas figuras), com grãos livres de deformação, pequenos e equiaxiais, corroborando com a constatação de uma elevada velocidade de recristalização nestas temperaturas, verificada pela análise da fração amaciada. Avançando para os tempos intermediários (ponto 3), houve o crescimento do grão recristalizado. Para o tempo de 100 s após o passe, ponto 4, pode-se perceber uma restauração completa da microestrutura, com tamanho de grão similar ao anterior à deformação (microestrutura 1 nas duas figuras). Estas características confirmam a predominância do fenômeno de recristalização estática na região austenítica analisada.

Já no campo bifásico, para as amostras ensaiadas na temperatura de 900°C (Figura 5.16), imediatamente após o 1º passe foi obtido um comportamento similar aos anteriores, com uma microestrutura formada por grãos pequenos e equiaxiais, característica que se manteve com 2 s após o 1º passe, a não ser pelo ligeiro crescimento de grão. A microestrutura final com 100 s após o passe apresentou grãos recristalizados, com tamanhos heterogêneos, com predominância de menores tamanhos de grão em relação à microestrutura original a 900°C, e em relação às temperaturas de 950°C e 1000°C. Ainda assim, ao se examinar as curvas de fração amaciada, observa-se que após 100 s do 1º passe, mesmo com menor tamanho de grão a 900°C, a fração amaciada obtida foi bastante superior em relação às temperaturas mais elevadas, evidenciando que somente a característica microestrutural não explica o amaciamento excessivo observado nas deformações a 900°C. A presença de grãos muito finos imediatamente após o primeiro passe, o menor tamanho de grão final e o elevado amaciamento observado são indícios da ocorrência do mecanismo de transformação de austenita para ferrita induzida pela deformação (TAFID) [21-25]. Esta hipótese foi investigada na seção 5.4.

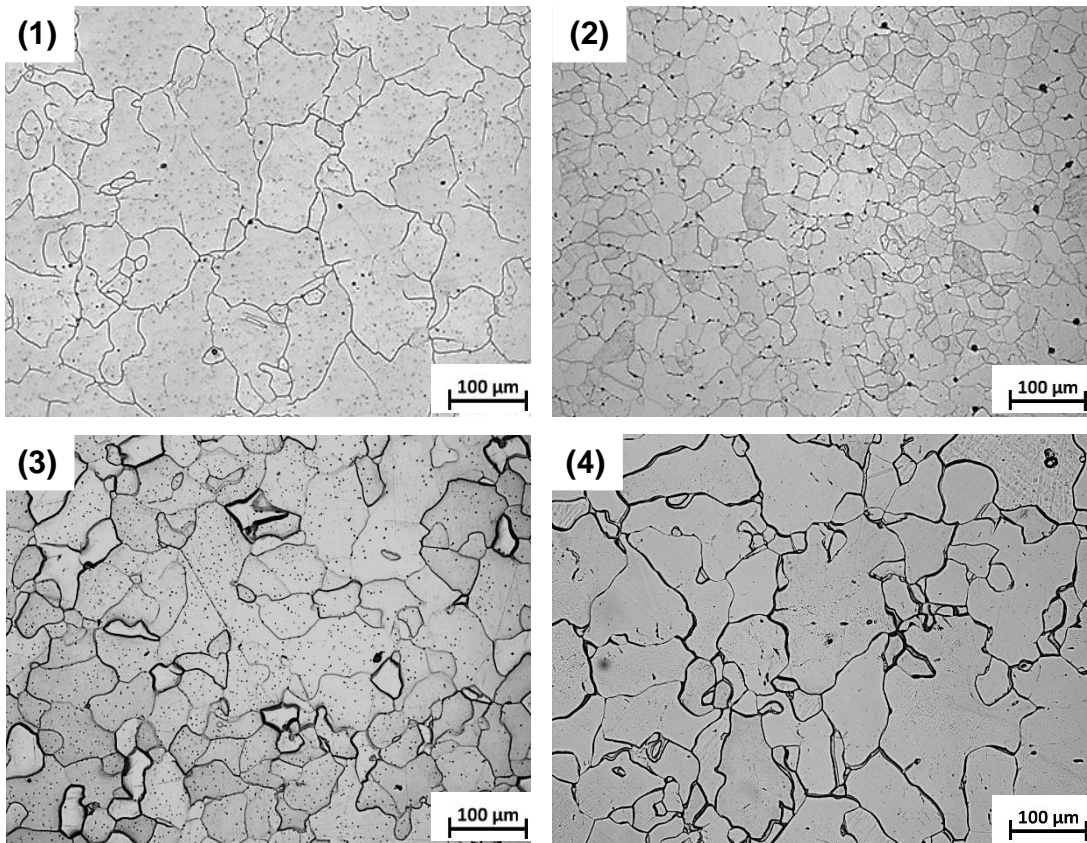
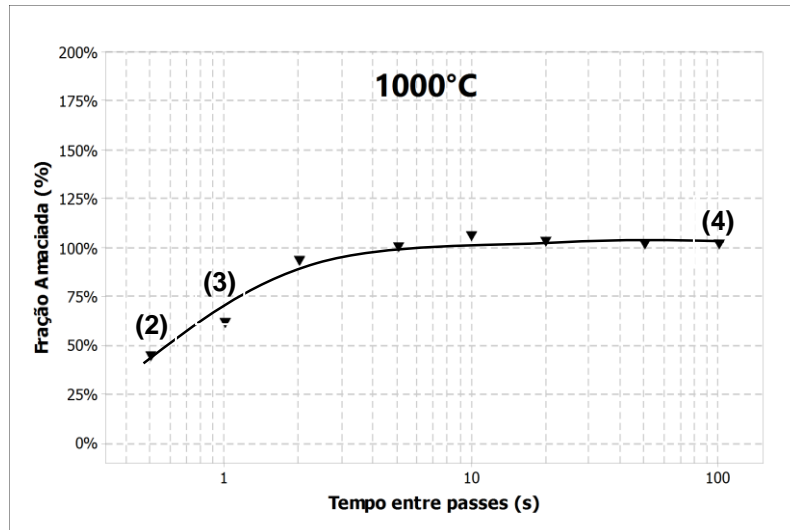


Figura 5.14 Aspecto microestrutural à 1000°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 1 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.

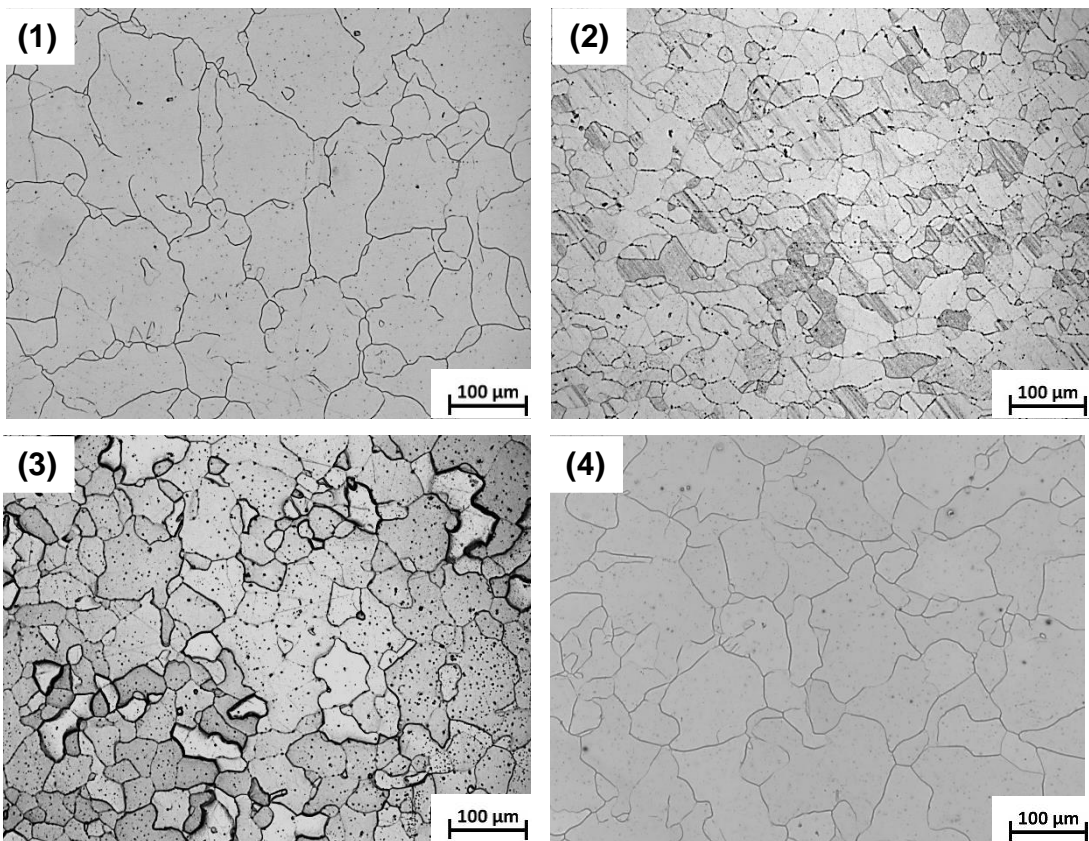
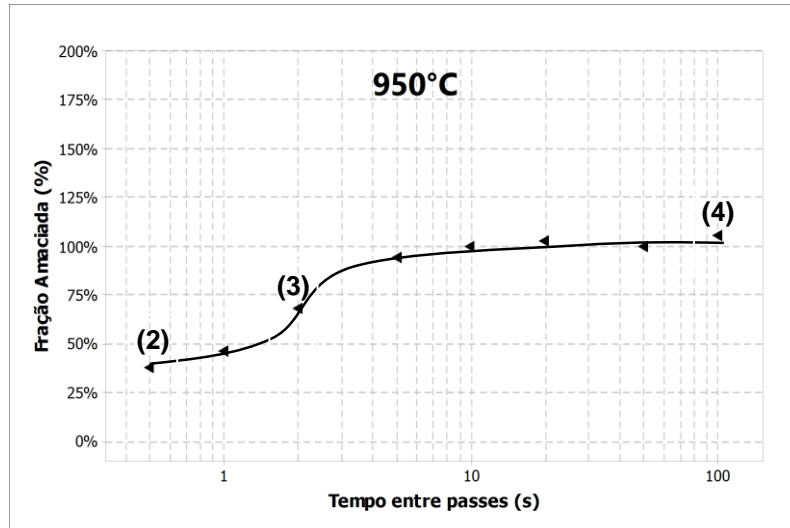


Figura 5.15 Aspecto microestrutural à 950°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 2 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.

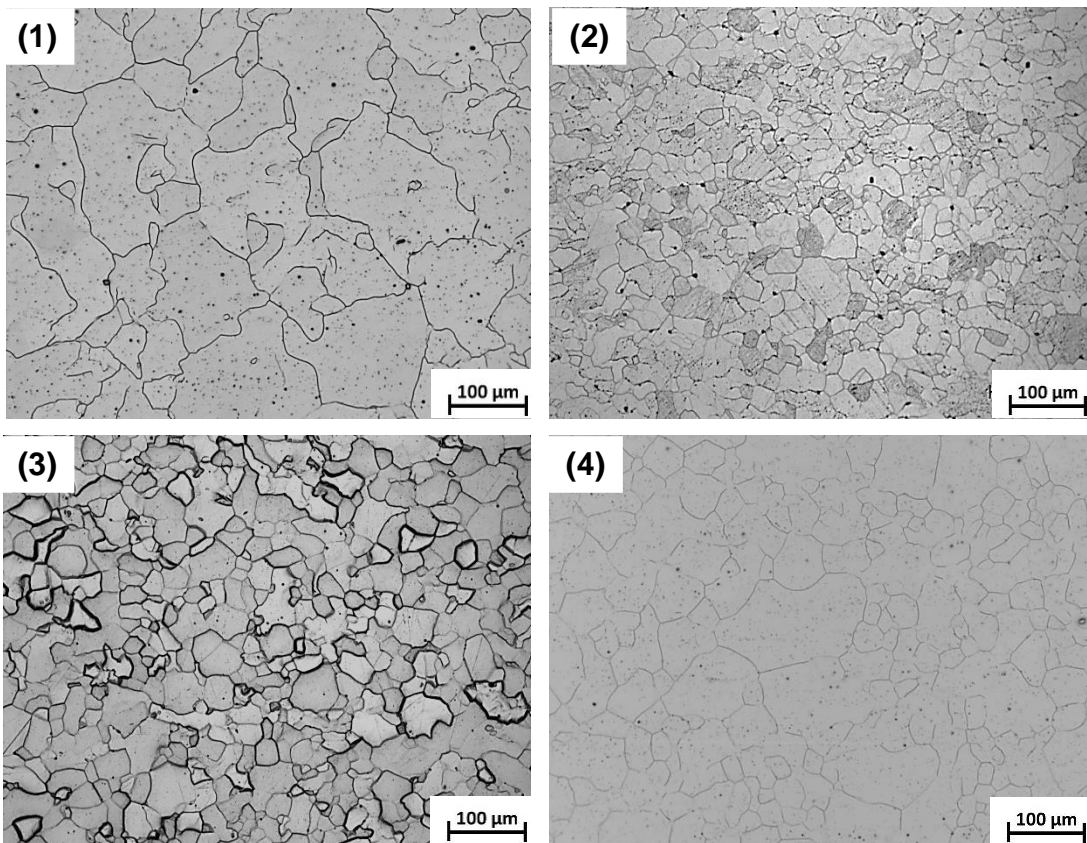
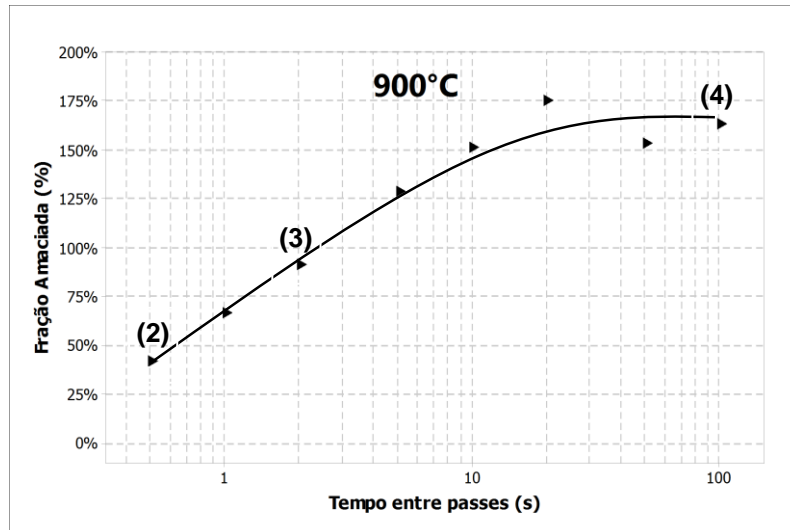


Figura 5.16 Aspecto microestrutural à 900°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 2 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.

Seguindo para a temperatura de 850°C (Fig. 5.17), imediatamente após o 1º passe foi observado a presença de grãos alongados e deformados. À medida que se evoluiu para 5 s após o 1º passe, observou-se a coexistência de regiões livres de deformação com regiões deformadas. Pelo aspecto microestrutural, aparentemente houve um avanço do contorno de grão em direção ao interior de um grão mais deformado, deixando para trás uma região livre de deformação. Avançando para 100 s após o passe, são observados alguns grãos isolados de maior tamanho, juntamente com menores grãos de formato poligonal. Desse modo, entende-se que o amaciamento a 850°C se deu principalmente pelo mecanismo de migração de contorno de grão induzido pela deformação (SIBM) [50,51] e quando suficiente tempo foi fornecido, ocorreu a recristalização estática. Acredita-se que pelo fato de o material já se encontrar praticamente ferrítico a 850°C, o mecanismo SIBM foi amplificado pela maior mobilidade do contorno de grão em elevadas temperaturas na região ferrítica, e a elevada temperatura na região ferrítica pode ter possibilitado a recristalização estática de grãos ferríticos, gerando as frações amaciadas em torno de 100% a partir de 10 s após a deformação.

No campo totalmente ferrítico, inicialmente na temperatura de 800°C foi observado ocorrência de grãos deformados e alongados imediatamente após o 1º passe (Fig. 5.18). Deslocando-se para o ponto 3 a 800°C (10 s após o passe), houve uma evolução para 57,35% na curva de amaciamento, provavelmente devido ao processo de recuperação estática, juntamente com a evolução do mecanismo SIBM. Nota-se no ponto 3 um exemplo característico desse mecanismo, onde grãos livres de deformação aparentam estar avançando em direção a região deformada. Ao se aumentar o tempo para 100 s após o 1º passe, observou-se um aumento da fração de grãos livres de deformação, o que possivelmente contribuiu para elevar a fração amaciada para 90,47%.

De outra maneira, ao se diminuir as temperaturas de deformação para 750°C e 700°C (Figuras 5.19 e 5.20), logo após o passe as microestruturas se apresentaram cada vez mais encruadas. Com a evolução do tempo após o passe, as microestruturas apresentaram novamente características de migração do contorno de grão induzido pela deformação (SIBM). Interessante notar que mesmo com 100 s após o passe não foi possível se obter uma restauração completa da microestrutura, concordando com os baixos valores de fração amaciada observados nesta região.

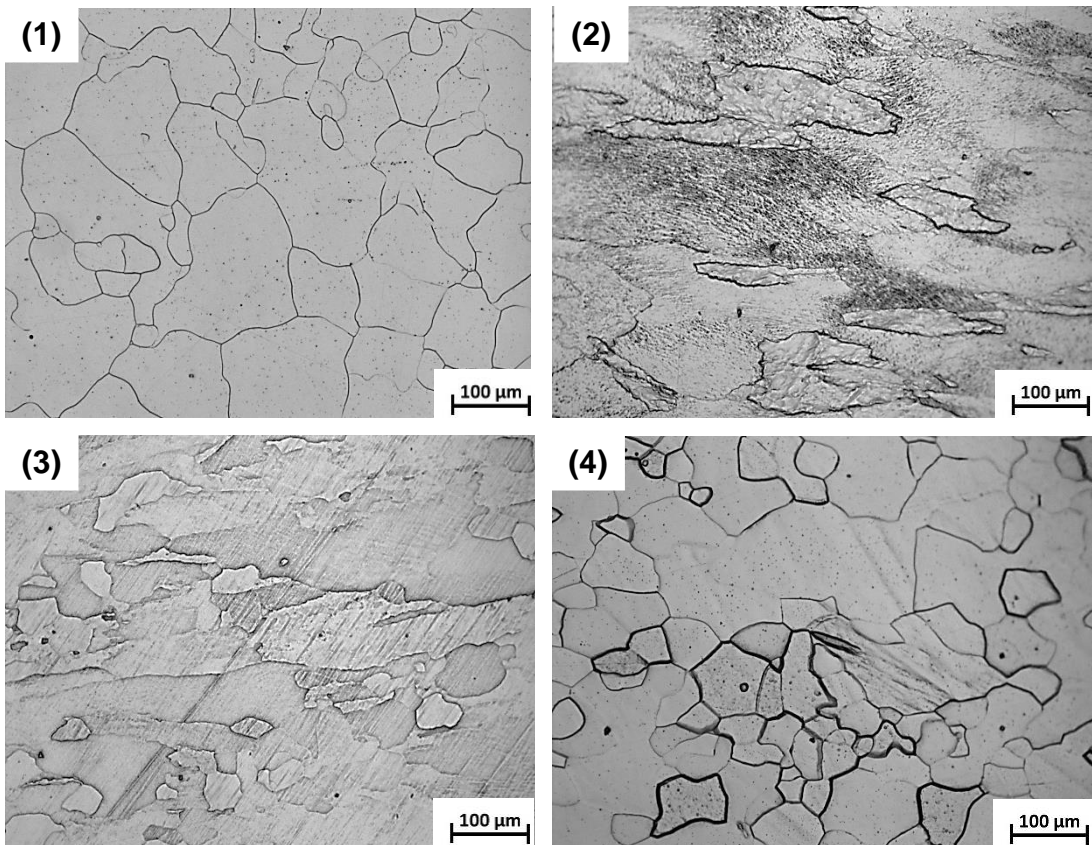
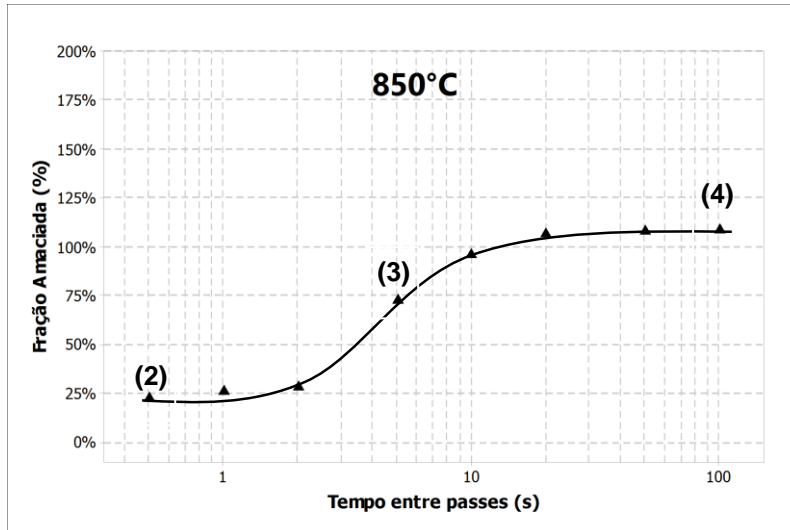


Figura 5.17 Aspecto microestrutural à 850°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 5 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.

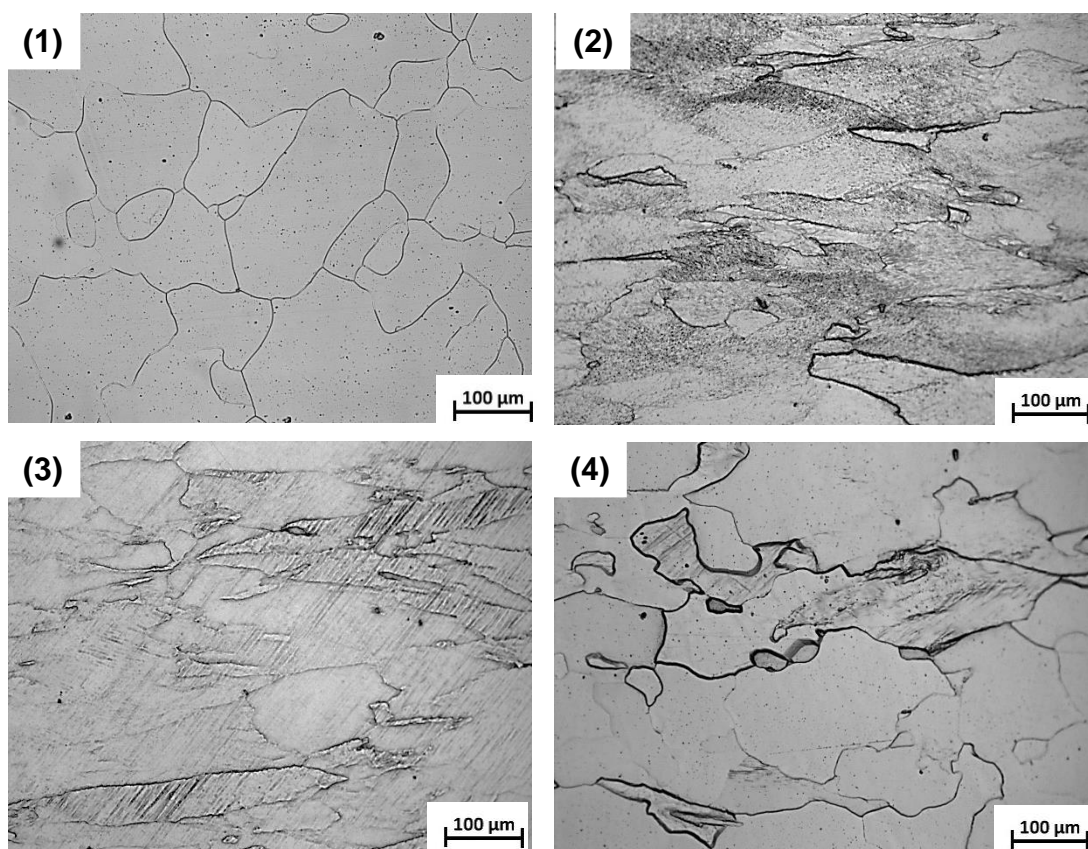
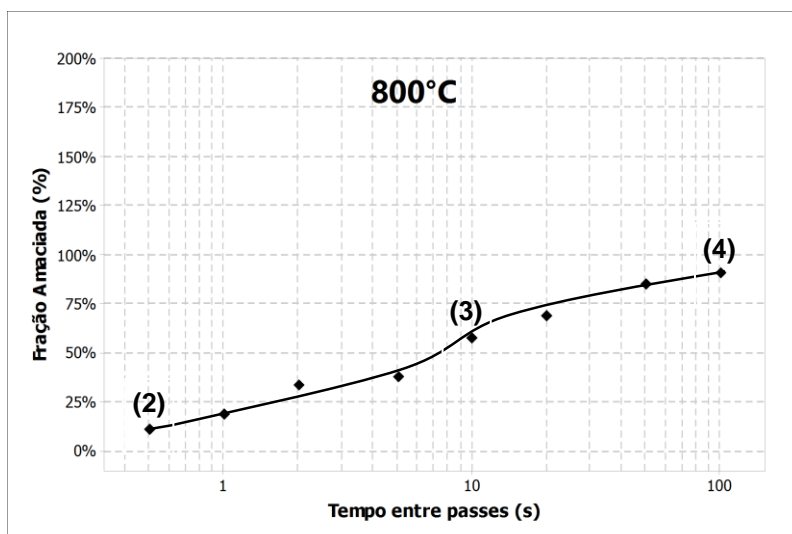


Figura 5.18 Aspecto microestrutural à 800°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 10 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.

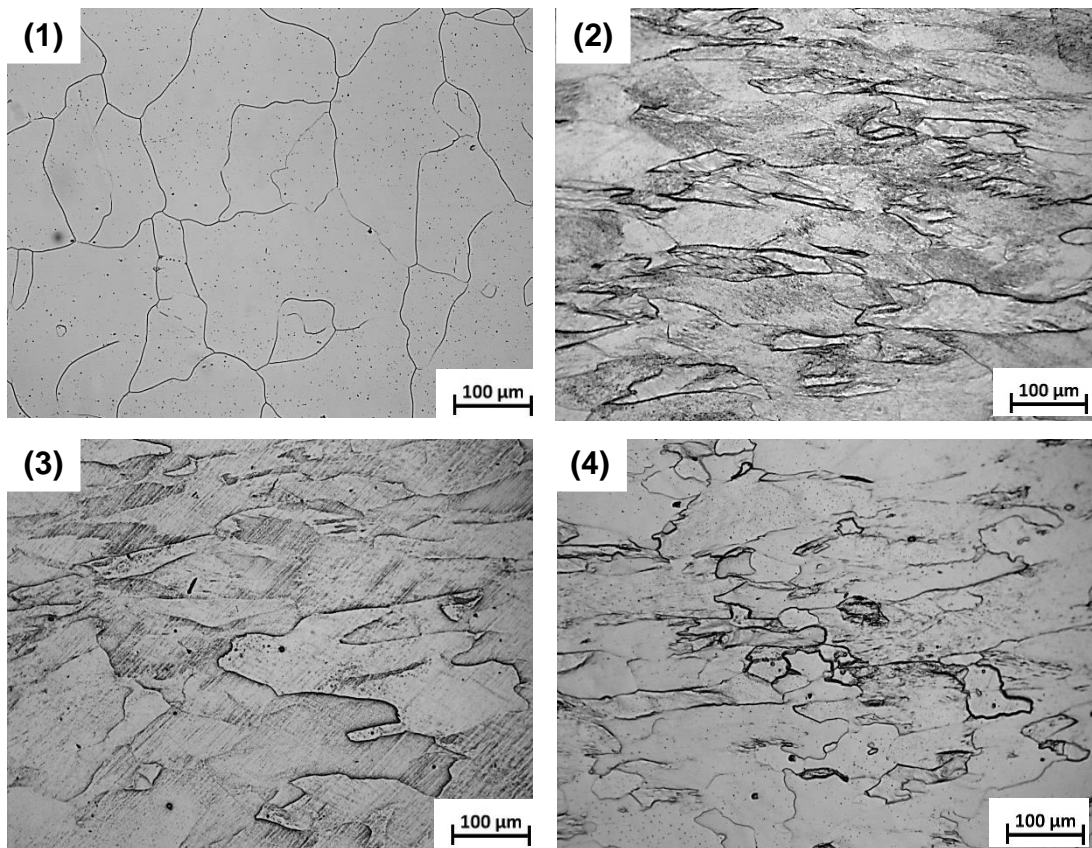
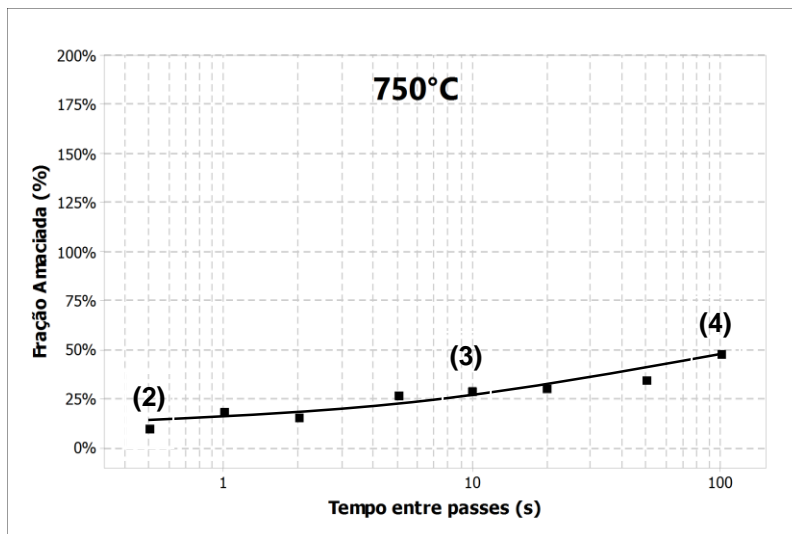


Figura 5.19 Aspecto microestrutural à 750°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 10 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.

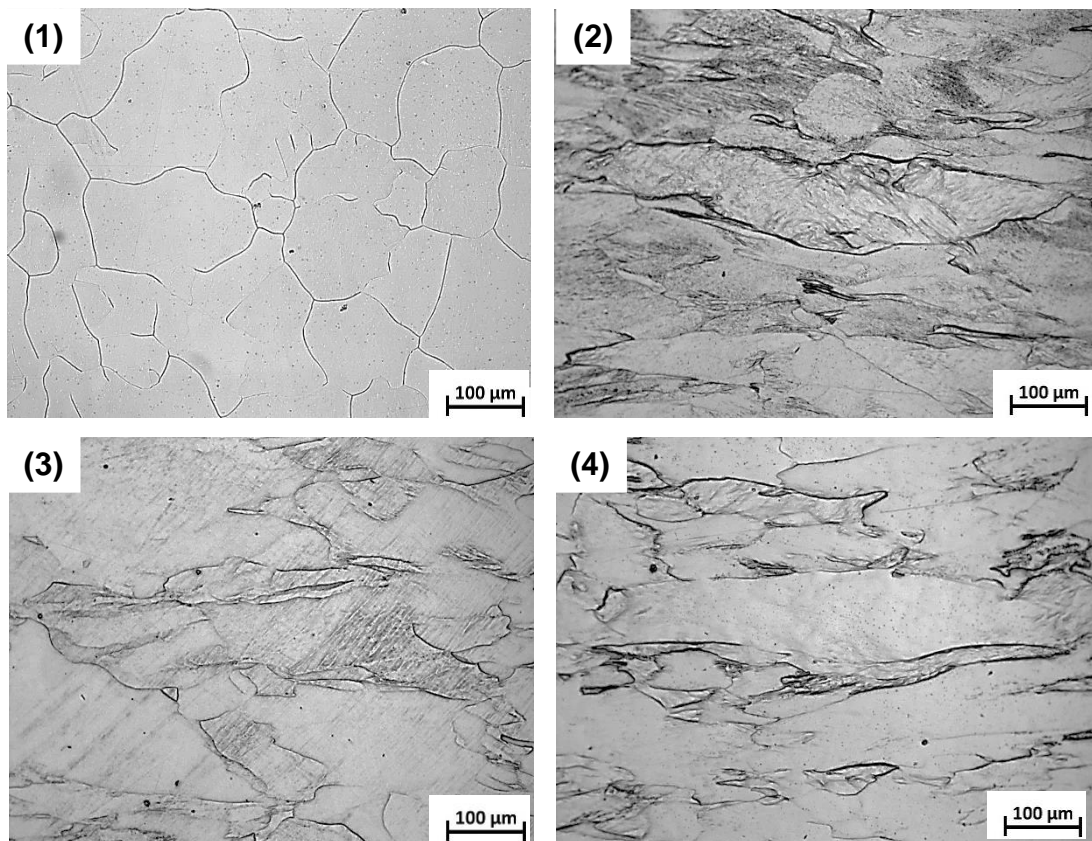
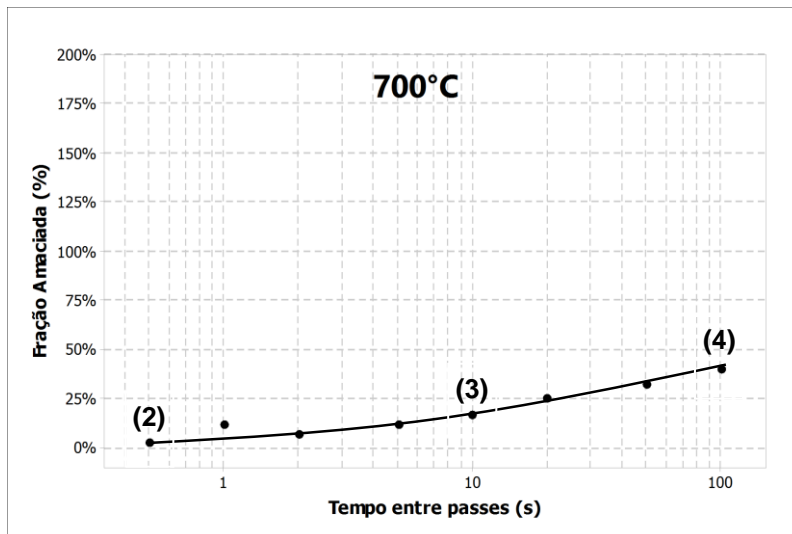


Figura 5.20 Aspecto microestrutural à 700°C em diferentes condições: (1) antes do 1º passe (2) logo após 1º passe (3) 10 s após 1º passe (4) 100 s após 1º passe.

A investigação microestrutural não forneceu esclarecimentos conclusivos em relação ao mecanismo de amaciamento anormal ocorrido no campo bifásico do aço, na temperatura de deformação de 900°C, chegando a valores acima de 150% de fração amaciada para tempos entre passes maiores que 10 s. Esses resultados são ainda mais inesperados quando se verifica que, para temperaturas mais altas, as frações amaciadas foram menores, mesmo com tamanhos de grão ligeiramente maiores que a 900°C.

Adicionalmente foi realizada uma análise microestrutural no tempo de 20 s após o passe a 900°C, onde ocorreu o máximo de fração amaciada, X_{off} de 175%. A microestrutura obtida, exibida na Figura 5.21, mostra a presença de heterogeneidade de tamanhos de grãos, com crescimento anormal de alguns grãos isolados coexistindo em uma matriz de grãos menores. Esse fato pode ter influenciado uma maior fração amaciada, porém ainda assim, a microestrutura não apresentou tamanho de grão médio que justificasse uma queda anormal na resistência do material, sugerindo a existência de outro mecanismo de amaciamento.

Interessante observar que, conforme discutido no item 3.3.1, foram relatados resultados semelhantes na literatura, de microestruturas com a presença de grandes grãos ferríticos isolados, após deformação na região intercrítica [1,28]. Segundo esses autores, a presença de pequenas frações de austenita na matriz ferrítica durante a deformação provoca uma aceleração da recristalização da ferrita na interface entre as duas fases pelo mecanismo de migração do contorno induzido por deformação (SIBM) [1].

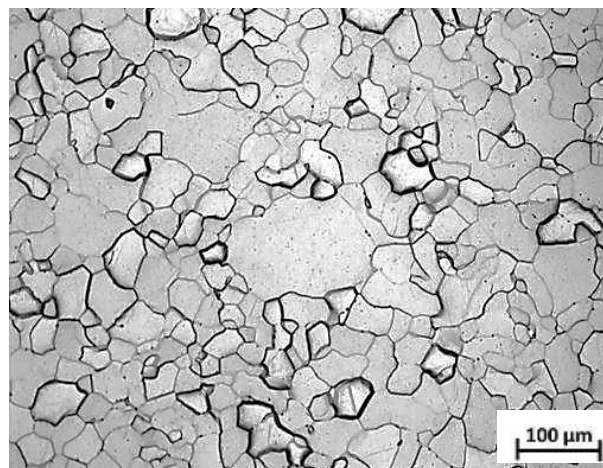


Figura 5.21 Aspecto microestrutural 20 s após 1º passe à 900°C.

5.4 Amaciamento na região intercrítica

Ao longo do presente estudo foram apresentadas diversas evidências de um amaciamento acima do esperado na temperatura de deformação de 900°C, região intercrítica do aço estudado, conforme listado abaixo:

- As curvas de fluxo dos ensaios de compressão simples apresentaram um comportamento de amaciamento dinâmico com a presença de tensão de pico em deformação de aproximadamente de 0,3 (Fig. 5.6).
- Os cálculos de fração amaciada exibiram um amaciamento estático muito elevado, com valores de fração amaciada maiores que 100% já a partir de 5 s após a 1ª deformação a 900°C (Fig. 5.10), chegando a valores de 175% de amaciamento a 20 s.
- Essa temperatura não seguiu a tendência do modelo de Avrami para cálculo do tempo para 50% de amaciamento, com uma velocidade muito elevada, indicando um fenômeno adicional de amaciamento.

Com o propósito de investigar o comportamento na temperatura intercrítica de 900°C, decidiu-se realizar ensaios de espera isotérmica sem deformação, nas temperaturas de 950°C, 900°C e 850°C, por 600 s.

Os resultados desta análise são mostrados na Figura 5.22, onde é apresentada a variação relativa do comprimento do CP ao longo do tempo, tendo como ponto de partida o instante inicial da espera isotérmica após resfriamento a partir do encharque. Ao se interromper o resfriamento nas temperaturas de 850°C e 950°C houve uma pequena contração volumétrica inicial do material, porém ao longo do tempo atingiu-se um equilíbrio com uma variação próxima de zero. Por outro lado, na temperatura de 900°C o material apresentou uma rápida expansão imediatamente após o início da espera isotérmica, indicando um aumento considerável da transformação de austenita para ferrita ao longo do tempo. Essas características sugerem que o aço IF estudado possui uma grande tendência de formação de ferrita em curtos tempos quando submetido à temperatura de 900°C.

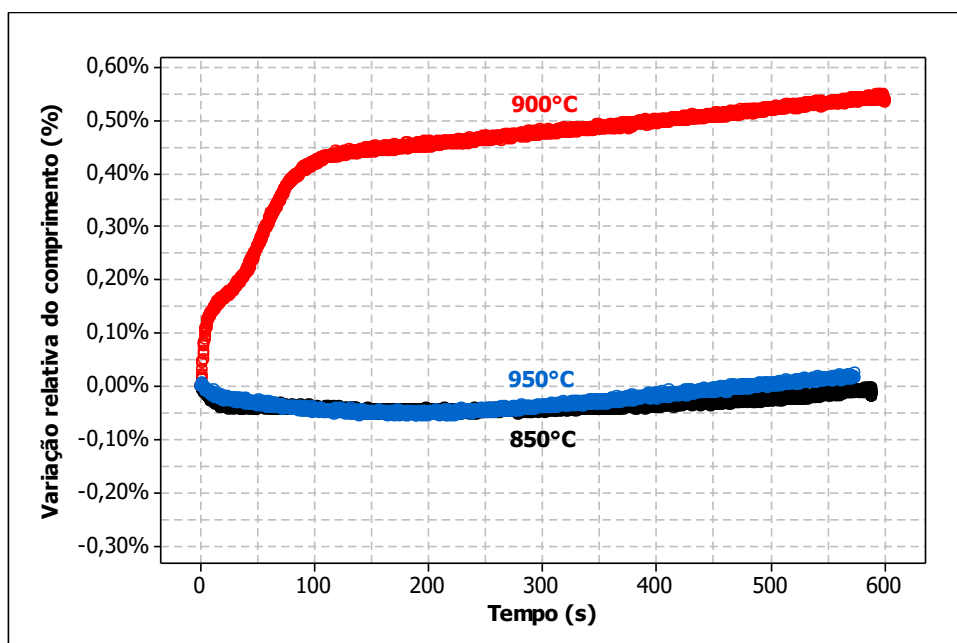


Figura 5.22 Curvas dilatométricas de corpos de prova mantidos isotermicamente em diferentes temperaturas do aço estudado.

Em elevadas temperaturas a ferrita possui menor resistência à deformação que a austenita, característica relacionada à sua natureza cristalográfica (maior mobilidade das discordâncias na ferrita associado à sua alta energia de falha de empilhamento) [13,52]. Além deste fator, no processo de laminação, o calor gerado pela transformação pode levar a um aumento localizado da temperatura, gerando um amaciamento adicional do aço durante a deformação [53]. No entanto, nos ensaios laboratoriais, o equipamento usado no presente estudo possui um sistema de controle dinâmico de temperatura do corpo de prova, portanto anulando este último efeito.

A interrupção do resfriamento na temperatura de espera isotérmica de 900°C paralisou a transformação de fase em um estágio intermediário, impossibilitando afirmar qual seria a variação volumétrica total durante o resfriamento subsequente. A ausência deste dado impede o cálculo de fração de ferrita formada através do método da regra da alavanca [36]. Contudo, comparando com os resultados do ensaio de resfriamento com taxa de 10°C/s sem deformação, onde a variação relativa do comprimento entre as temperaturas Ar_3 e Ar_1 foi de aproximadamente 0,50% (Figura 5.5), infere-se que a variação na espera isotérmica de 600 s a 900°C promoveu a formação de uma fração significativa de ferrita, próxima do máximo possível nessa temperatura.

Para consolidação dos resultados, foram realizados testes adicionais de compressão simples com aplicação de uma deformação verdadeira de 0,5 (taxa de 1 s^{-1}) após tempos de espera isotérmicos de 2, 10, 60 e 600 s na temperatura de 900°C . Os tempos foram definidos buscando abranger diferentes frações de ferrita presentes no aço a 900°C . A Figura 5.23 demonstra os pontos escolhidos para realização dos testes de compressão simples e sua localização na curva dilatométrica obtida durante o tempo de espera na temperatura de 900°C .

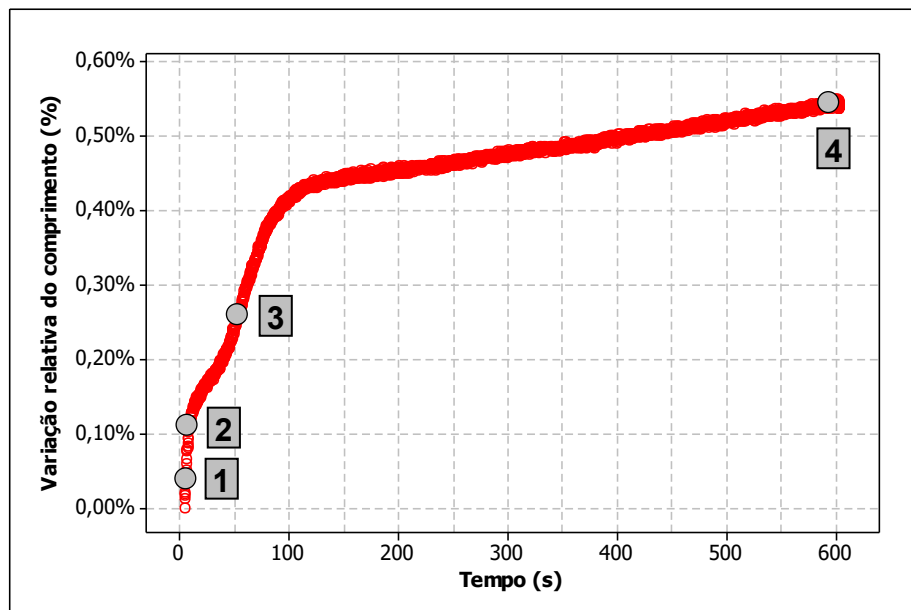


Figura 5.23 Evolução da variação volumétrica com o tempo de espera na temperatura de 900°C , com a indicação dos quatro pontos referentes aos instantes onde foram realizados os ensaios de compressão simples.

As curvas de fluxo obtidas nos ensaios de compressão em diferentes tempos de espera a 900°C são apresentadas na Figura 5.24. Utilizando-se o método de *offset* de 0,2% para cálculo do limite de escoamento nas curvas 1 a 4, são obtidos os seguintes valores, respectivamente: 63,3 MPa; 57,6 MPa; 52 MPa e 50 MPa. Observa-se uma diminuição gradativa da tensão de escoamento à medida que se aumentou o tempo de espera na temperatura de 900°C . Esse efeito pode ser associado ao aumento da fração de ferrita ao longo do tempo de espera. A ausência de um estado inicial encruado da microestrutura anula a possibilidade de ocorrência de recristalização estática. Sendo assim, nos ensaios de dupla compressão a 900°C , provavelmente houve um aumento da fração de ferrita entre os passes, responsável pela diminuição

da tensão de escoamento do material e pelo amaciamento estático excessivo observado nas curvas de fração amaciada.

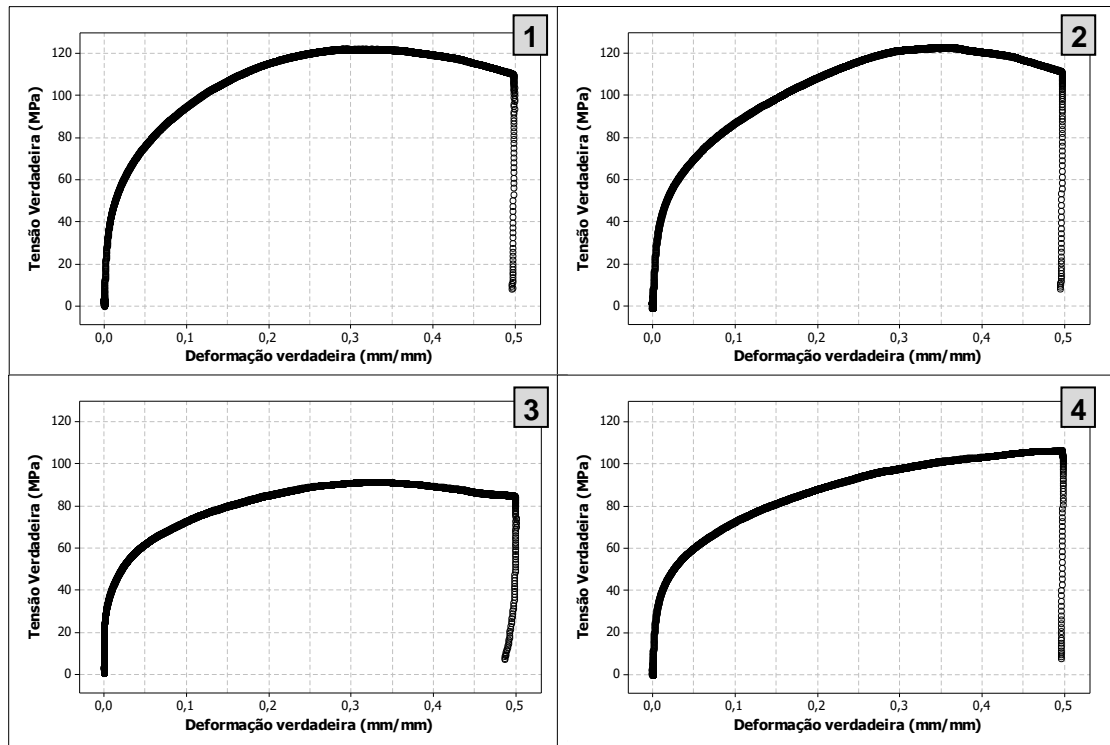


Figura 5.24 Evolução da formação de ferrita α e curvas tensão-deformação obtidas em diferentes instantes de espera isotérmica a 900°C: (1) 2 s, (2) 10 s, (3) 60 s e (4) 600 s.

Outra informação esclarecedora retirada dos ensaios de compressão em diferentes frações ferríticas é referente ao comportamento do amaciamento. Uma análise das Figuras 5.23 e 5.24 evidencia mudanças no aspecto da curva de fluxo com o aumento do tempo e espera, indicando mudanças expressivas no comportamento do material em função das diferentes frações de fases presentes em cada ensaio. Para tempos de espera de 2, 10 e 60 s (curvas de fluxo 1, 2 e 3 da fig. 5.24), nota-se a presença de uma tensão de pico para uma deformação próxima de 0,3, com posterior queda acentuada da tensão. Já para o tempo de espera de 600 s (curva 4 da fig. 5.24), a curva de fluxo apresenta o comportamento típico de recuperação dinâmica, sem uma tensão de pico. À medida que a fração de ferrita cresceu, o amaciamento dinâmico ficou gradativamente menos pronunciado, até que em 600 s, com menor fração de austenita, não houve ocorrência de amaciamento dinâmico (curva 4). Estas

características são fortes indícios da presença de transformação da austenita para ferrita induzida por deformação (TAFID) nos ensaios a 900°C, gerando a queda na tensão de fluxo observada durante a deformação. Conforme já discutido no item 3.2.8, sabe-se que a nucleação da ferrita pode ocorrer continuamente durante a deformação na região intercrítica e até em temperaturas ligeiramente acima da A_{r3} [21,22,54]. Nesses casos, a deformação aumenta localmente a energia livre e conseqüentemente o número de sítios potenciais para nucleação da nova fase, provocando a aceleração da transformação de fases [21,22].

Deste modo, nos ensaios de compressão com tempos de espera de 2 s, 10 s e 60 s a 900°C, havia a presença simultânea de austenita e ferrita na microestrutura, e a austenita remanescente se transformou tanto dinamicamente (TAFID), gerando o pico nas curvas de fluxo 1, 2 e 3 da Figura 5.24, quanto estaticamente, gerando o amaciamento crescente com o tempo de espera. Ao se atingir o tempo de espera de 600 s, a austenita já estaria quase totalmente transformada, não demonstrando mais o pico de tensão associado ao efeito de amaciamento dinâmico (curva 4, fig. 5.24). Esses resultados podem ser extrapolados para os ensaios de compressão simples e de dupla compressão a 900°C, explicando a presença de tensão de pico observada.

Resultados semelhantes de comportamento de amaciamento dinâmico nas curvas tensão-deformação associado à TAFID são encontrados na literatura [55,56]. Estes trabalhos demonstraram através de estudos com deformações nas regiões austenítica e intercrítica, associados a observações microestruturais, que o amaciamento dinâmico observado em curvas σ - ϵ realmente corresponde à quantidade de ferrita dinamicamente transformada [55,56].

A deformação onde se inicia a transformação dinâmica possui importância industrial, podendo ser utilizada para prever as condições requeridas para a ocorrência deste fenômeno. Esta deformação é denominada deformação crítica (ϵ_c). O gráfico da taxa de encruamento ($\theta = \partial\sigma / \partial\epsilon$) em função da tensão (gráfico de Kock-Mecking [58]) é extensivamente utilizado para determinar a deformação crítica para o início da recristalização dinâmica (RDX) durante a deformação a quente [59]. Entretanto, nas últimas décadas este método vem sendo empregado com sucesso para investigações referentes à deformação crítica para TAFID [54-57], conforme utilizado neste trabalho.

A razão para tal uso é o princípio de que ambos os mecanismos de amaciamento TAFID e RDX afetam o comportamento da taxa de encruamento [57].

A Figura 5.25 exibe a curva de taxa de encruamento (θ) em função da tensão aplicada para o ensaio de compressão a 900°C com deformação verdadeira de 0,8 e taxa de deformação de 1 s⁻¹. Esta curva diz respeito a um segmento da curva tensão-deformação ligeiramente antes e logo após a tensão de pico, ajustada por um polinômio de 6ª ordem. Pode-se perceber que a curva θ - σ possui três segmentos, dos quais dois são lineares. O primeiro segmento linear decresce com a tensão para as deformações iniciais até ao ponto onde se inicia a recuperação dinâmica. A curva gradualmente muda para o segundo segmento linear com uma inclinação menor, até ao ponto onde é atingida a tensão crítica (σ_c) onde se inicia uma queda acentuada da curva, correspondente ao 3º segmento da curva, de amaciamento dinâmico [25]. Similarmente, aplicando-se o método da “derivada dupla”, desenvolvido por Poliak e Jonas [21,54], a tensão crítica para TAFID pode ser determinada pelo ponto estacionário ($-\partial(\partial\sigma/\partial\varepsilon)/\partial\sigma=0$) na curva da dupla derivada, sendo essa a derivada da taxa de encruamento em relação à tensão aplicada, conforme demonstrado na Figura 5.26. Dessa forma, observou-se que a tensão crítica foi de $\sigma_c=104$ MPa. Através do gráfico σ - ε (Fig. 5.6) foi possível obter a correspondente deformação crítica de $\varepsilon_c=0,14$.

No processo de laminação de tiras a quente, o valor de deformação crítica tende a ser menor que aquele aqui determinado (0,14), aumentando a possibilidade de ocorrência de TAFID, especialmente nas últimas cadeiras na etapa de laminação de acabamento, [54,56,60]. Isto se dá em virtude da aplicação de passes sucessivos, e em curtos intervalos, refinando o tamanho de grão austenítico anteriormente à deformação a 900°C. Em estudos laboratoriais e em escala industrial em aços baixo C-Mn, foi demonstrado que a deformação crítica é sempre maior no primeiro passe de deformação, devido ao maior grão austenítico presente, com acúmulo de deformação para os passes subsequentes [54].

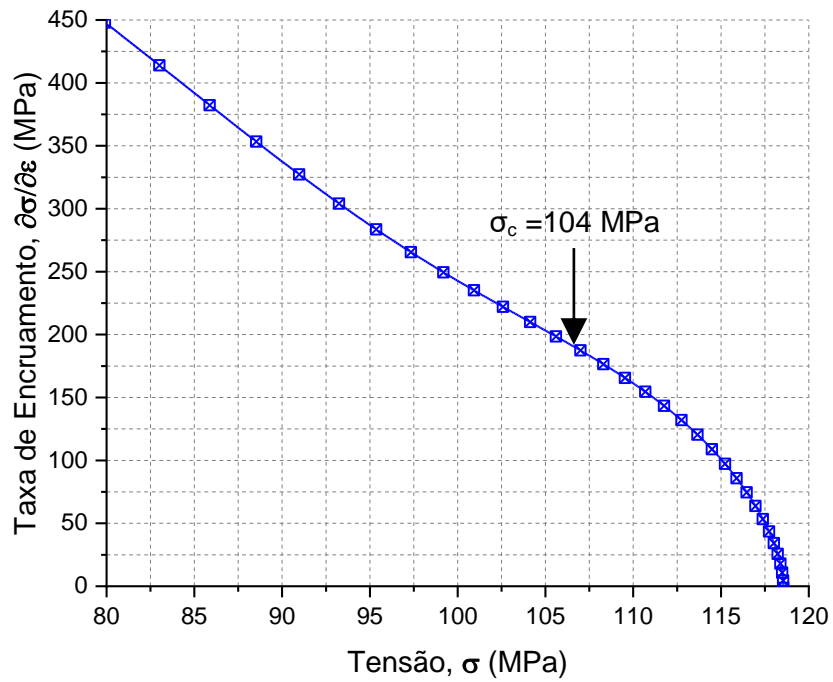


Figura 5.25 Taxa de encruamento durante compressão em função da tensão de fluxo aplicada em região anterior e posterior a tensão de pico.

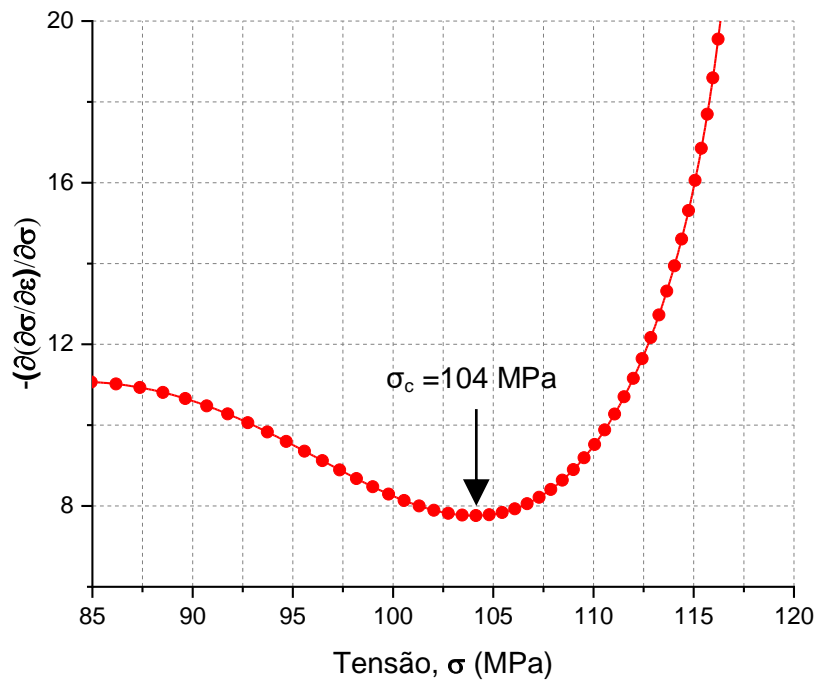


Figura 5.26 Variação da derivada da taxa de encruamento em função da tensão aplicada, possibilitando a obtenção da tensão crítica para início da TAFID.

5.5 Simulação do processo de laminação em fase ferrítica

Nesta simulação laboratorial, procurou-se aproximar o ciclo termomecânico aplicado das etapas que ocorrem durante a laminação de tiras a quente, aplicando a deformação de acabamento na região ferrítica. Adicionalmente, visou-se o máximo de temperatura para deformação ocorrer na região ferrítica, e o máximo de temperatura de bobinamento possível, uma vez que na região ferrítica os maiores tamanhos de grão e amaciamento foram obtidos com temperaturas mais elevadas, conforme discutido no item 5.3.2.

Uma vez que a temperatura Ar_1 obtida pela curva de fluxo do aço estudado se encontra entre 850 e 900°C, visou-se inicialmente uma temperatura de acabamento de 820°C. Já para a escolha da temperatura de bobinamento, através de um levantamento de dados industriais de produção do aço estudado, foi observado que para este aço UBC-Ti, há uma queda média de 100°C entre a etapa de acabamento e bobinamento para diversas dimensões quando o resfriamento é realizado ao ar. Portanto foi utilizada a temperatura de bobinamento de 720°C, com uma taxa de resfriamento de 10°C/s. Finalmente, na etapa de bobinamento e estocagem, o resfriamento é lento, sendo simulado com uma taxa de 0,1°C/s até se atingir a temperatura de 120°C. O teste foi repetido, porém aumentando-se a temperatura de deformação no acabamento para 850°C, e com conseqüente aumento da temperatura na etapa de bobinamento para 750°C.

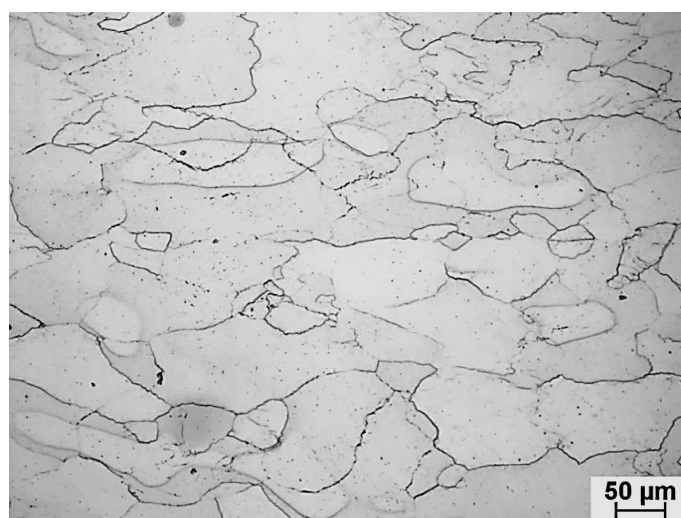
As microestruturas obtidas para ambos os testes com deformação ferrítica a 820°C e 850°C são exibidas na Figura 5.27. Os parâmetros da simulação foram suficientes para se atingir uma microestrutura poligonal em ambos os testes. Entretanto quando deformado em temperatura de 850°C e com etapa de bobinamento a 750°C, os grãos se apresentaram ligeiramente menos alongados que a 1ª simulação. Essas características corroboraram com os resultados de Kaspar [28] e Wang *et al.* [34], onde foram obtidos grãos equiaxiais em aços IF migroligados ao Ti ou Nb quando submetidos a elevadas temperaturas de bobinamento e acabamento. Os autores sugeriram que acima de uma temperatura crítica, pode-se obter uma microestrutura livre de deformação através da recristalização estática no intervalo entre o laminador trem acabador e o bobinamento, e ainda, bobinar a temperaturas baixas provocaria a inibição da recristalização e o grão permaneceria no estado conforme deformado na

laminação. Desse modo, acredita-se que na simulação com temperaturas mais elevadas de acabamento e bobinamento, houve uma maior mobilidade dos contornos de grão, promovendo uma microestrutura final menos deformada.

Esses resultados também corroboram com o estudo realizado por Okuda *et. al.* [33], onde foi sugerido que grãos ferríticos livres de deformações foram formados por movimento de contorno de grão induzido pela deformação. Os autores ainda identificaram que maiores reduções no passe aumentaram a fração volumétrica amaciada final de um aço IF microligado ao Ti.



(a)



(b)

Figura 5.27 Microestrutura do aço (MO) após diferentes simulações de laminação de acabamento em fase ferrítica: (a) TA=820°C, TB=720°C (b) TA=850°C, TB=750°C.

5.6 Aplicação dos resultados para o processo industrial de tiras a quente

Apesar de os resultados não poderem ser diretamente extrapolados para a escala industrial, devido às diferenças existentes entre as condições industriais e experimentais, é possível retirar informações importantes da investigação realizada. Algumas considerações práticas relativas à laminação ferrítica do aço estudado em uma linha de tiras a quente serão abordadas a seguir.

As temperaturas de transformação de fases em geral sofrem um deslocamento para maiores temperaturas no processo de produção industrial, devido às maiores deformações aplicadas na laminação de acabamento. Entretanto referências de estudos com maiores deformações e taxas de deformação, através de ensaios de torção, confirmam valores próximos a 900°C de início e fim da transformação do aço IF-Ti [2,3,5,12]. Para a laminação a morno na linha de tiras a quente, acredita-se que em temperaturas menores ou iguais a 850°C esse aço estaria, com boa margem de segurança, na região ferrítica.

No estudo da resistência à deformação em função da temperatura, foi evidenciada uma menor tensão média de escoamento nos ensaios de compressão em temperaturas de 850°C, efeito este associado a menor resistência à deformação da ferrita em relação à austenita em maiores temperaturas, conforme discutido no item 5.4. Portanto, a concentração das deformações, no processo industrial, em temperaturas próximas a 850°C pode ser interessante para fins de diminuição de cargas de laminação e consumo de energia elétrica pelos motores do laminador.

A inclinação da curva TME versus temperatura na região ferrítica difere bastante das inclinações nas regiões austenítica e intercrítica, conforme visto na Figura 5.7. Como este aço é usualmente laminado em escala industrial somente na fase austenítica, para a produção com deformações em temperaturas na fase ferrítica ou intercrítica, esta dependência da TME em relação à temperatura tem que ser considerada para os cálculos de resistência a deformação do aço. Este ajuste é de essencial importância para a estabilidade do processo e a obtenção dos parâmetros dimensionais visados.

A laminação industrial na fase ferrítica pressupõe a diminuição da temperatura de entrada no laminador de acabamento, o que pode ser realizada através da diminuição

da temperatura de reaquecimento, a redução da velocidade de processo no desbaste, ou o resfriamento do esboço na entrada do laminador de acabamento. As duas últimas alternativas em geral envolvem a diminuição da produtividade da linha, tornando-as não atrativas. Independente da ação escolhida, deve-se atentar para a tendência de aumento da resistência à deformação do aço ao se diminuir a temperatura na região austenítica, podendo este tornar-se um parâmetro crítico para a etapa de desbaste. De qualquer forma, a rápida recristalização nessas temperaturas pode auxiliar na redução da TME nesta etapa.

Temperaturas de deformação próximas de 900°C devem ser evitadas no processo industrial, devido ao comportamento anormal de amaciamento observado nesta temperatura. Conforme observado no presente estudo, nessa temperatura o material tende a amaciar rapidamente tanto durante a deformação quanto no tempo entre passes, o que poderá perturbar o fluxo de massa e o controle dimensional na laminação de acabamento, gerando instabilidades operacionais e comprometendo a qualidade do produto final [1-4].

Baseando-se nas curvas de fração amaciada (Fig. 5.10) e na evolução da microestrutura entre os passes nos ensaios de dupla compressão (Fig. 5.14-21), para se produzir bobinas com uma microestrutura constituída por grãos equiaxiais após a deformação a morno estima-se ser necessário visar o máximo de temperatura possível de deformação na região ferrítica, ou seja, entre 800°C e 850°C. Nessa faixa de temperatura, os fenômenos de restauração microestrutural poderiam ser facilitados, reduzindo o acúmulo de deformação e a formação de grãos parcialmente recristalizados. No caso da laminação de acabamento realizada próxima destas temperaturas, a deformação nas primeiras cadeiras poderia ser realizada na região intercrítica, entre 850°C e 890°C, o que seria benéfico para a geração de grãos ferríticos maiores e, conseqüentemente, um produto final mais macio [1].

Adicionalmente, uma temperatura de bobinamento mais alta possível poderá auxiliar o processo de amaciamento estático, através do aumento do tempo de permanência do material em temperaturas mais elevadas após a laminação de acabamento [20,26]. Para isso, seria recomendável a utilização de resfriamento natural (sem utilização de água) na mesa de resfriamento (HRT), antes do bobinamento. Essas observações estão baseadas nos resultados da simulação do processo de laminação a morno,

descritos na seção 5.5. Os resultados indicaram que o aumento das temperaturas de acabamento e de bobinamento, respectivamente de 820°C para 850°C e de 720°C para 750°C, resultou em grãos mais equiaxiais e menos deformados na microestrutura final.

6 CONCLUSÕES

Ao longo da investigação do amaciamento durante a deformação a quente e a morno de um aço ultrabaixo carbono microligado ao titânio, foi ampliado o conhecimento a respeito do comportamento mecânico e metalúrgico do aço através de ensaios de compressão em diferentes condições de deformação e temperatura. A evolução microestrutural em algumas condições de processamento foi avaliada por microscopia óptica. Baseado nos resultados obtidos, as seguintes conclusões podem ser tiradas:

- Para deformação a morno, estimou-se ser necessário realizar deformações em temperaturas abaixo de aproximadamente 850°C, de acordo com os ensaios dilatométricos de resfriamento constante a 10°C/s, e pela análise das curvas de tensão média de escoamento em função da temperatura.
- Ensaio de dupla compressão associados a análises metalográficas possibilitaram avaliar a evolução do amaciamento em diferentes temperaturas e tempos entre passes.
- A recristalização estática da austenita esteve presente entre as temperaturas de 900°C e 1000°C. As curvas de fração amaciada demonstraram uma elevada velocidade de recristalização, com curto período para início da recristalização. Em 850°C também foram observados grãos recristalizados, porém somente com elevado tempo após a deformação.
- Em temperaturas entre 700°C e 800°C, na região ferrítica, observou-se apenas a recuperação estática do aço. As microestruturas demonstraram indícios de avanço de grãos ferríticos livres de deformação consumindo regiões deformadas, evidenciando a presença do mecanismo de migração de contornos induzida pela deformação (SIBM).

- Em geral o formato das curvas de fluxo do material foi de recuperação dinâmica, com estabilização da tensão de fluxo em um estado estacionário. Exceção aconteceu para a temperatura de 900°C, onde ocorreu amaciamento dinâmico, evidenciado pela presença de um pico de tensão anterior ao estado estacionário. Este efeito foi associado à presença de transformação da austenita para ferrita induzida pela deformação (TAFID).
- Foi evidenciada a contribuição predominante da transformação de fases a 900°C tanto para o amaciamento dinâmico, durante a deformação, quanto para o estático, ao longo do tempo entre passes. Ensaios isotérmicos realizados nas temperaturas de 850°C, 900°C e 950°C evidenciaram uma velocidade de transformação de austenita para ferrita mais elevada na temperatura intercrítica de 900°C.
- A cinética de amaciamento estático do aço seguiu em geral uma tendência sigmoide para temperaturas acima de 800°C. Nesta região, a cinética de amaciamento seguiu um comportamento do tipo descrito pela equação de Avrami. Exceção para a temperatura de 900°C, onde a ocorrência de TAFID acelerou o processo de amaciamento acima do esperado. Abaixo de 800°C a velocidade de amaciamento foi lenta, devido à predominância do mecanismo de recuperação.
- Durante a simulação da laminação em fase ferrítica, evidenciou-se a ocorrência principalmente de recuperação dinâmica e estática da microestrutura. Sua microestrutura tende a ser alongada, a não ser pela aplicação de maiores temperaturas de bobinamento, condição que fornece a ativação térmica necessária para evolução do mecanismo de movimento do contorno de grão (SIBM), e em alguns casos recristalização estática, promovendo uma microestrutura final com menor deformação.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Algumas sugestões para futuros estudos são listadas a seguir:

- Realizar investigação mais detalhada do fenômeno TAFID em outras temperaturas acima e dentro da região intercrítica.
- Estudar a influência da temperatura de reaquecimento na microestrutura final mediante deformação a morno.
- Avaliar valores do coeficiente de anisotropia (r) após laminação a morno, para aplicação em produtos destinados à estampagem extra profunda, em produtos laminados a quente e após laminação a frio.
- Aplicar a metodologia utilizada para avaliação da deformação a morno de materiais baixo carbono da empresa.

8 ANEXO

Tabela 8.1 Dados referentes aos ensaios de dupla compressão nas diferentes condições de processamento

Temp. (°C)	Δt visado (s)	Δt obtido (s)	σ _m (MPa)	σ ₁ (MPa)	σ ₂ (MPa)	X _{off}
700	0,5	0,59	206,60	103,00	204,30	2,22%
700	1	1,08	213,50	107,20	201,40	11,38%
700	2	2,07	207,20	112,00	200,90	6,62%
700	5	5,07	214,30	107,90	202,00	11,56%
700	10	10,07	208,50	102,40	191,30	16,21%
700	20	20,08	211,20	105,00	184,80	24,86%
700	50	50,06	208,90	98,90	173,70	32,00%
700	100	100,10	213,50	104,70	170,20	39,80%
750	0,5	0,59	161,00	89,80	154,10	9,69%
750	1	1,07	171,50	97,10	158,30	17,74%
750	2	2,07	171,50	97,90	160,30	15,22%
750	5	5,07	182,70	96,30	159,90	26,39%
750	10	10,07	179,80	97,10	156,20	28,54%
750	20	20,07	172,40	97,60	150,10	29,81%
750	50	50,07	173,80	96,30	147,50	33,94%
750	100	100,09	179,70	95,10	139,20	47,87%
800	0,5	0,57	133,80	73,30	127,20	10,91%
800	1	1,05	127,30	72,20	117,00	18,69%
800	2	2,06	131,70	77,70	113,50	33,70%
800	5	5,05	130,60	77,00	110,60	37,31%
800	10	10,07	136,60	81,50	105,00	57,35%
800	20	20,06	130,00	75,20	92,20	68,98%
800	50	50,04	133,20	75,30	84,10	84,80%
800	100	100,08	137,60	77,80	83,50	90,47%
850	0,5	0,57	106,70	61,70	96,60	22,44%
850	1	1,06	95,10	65,00	87,40	25,58%
850	2	2,06	108,40	62,80	95,70	27,85%
850	5	5,06	98,70	62,60	72,50	72,58%
850	10	10,05	100,30	62,00	63,70	95,56%
850	20	20,07	101,70	57,18	54,38	106,29%
850	50	50,07	104,53	58,00	54,39	107,78%
850	100	100,08	106,06	56,00	52,20	107,99%
900	0,5	0,56	129,50	70,80	105,00	41,74%
900	1	1,07	121,30	65,50	84,10	66,67%
900	2	2,06	105,30	64,90	68,50	91,09%
900	5	5,06	109,20	69,70	58,50	128,35%
900	10	10,06	117,60	78,60	58,70	151,03%
900	20	20,07	99,80	67,40	43,00	175,31%
900	50	50,05	119,10	76,70	54,00	153,54%
900	100	100,07	117,50	72,90	44,60	163,45%
950	0,5	0,56	139,50	74,10	114,70	37,92%
950	1	1,06	143,40	70,20	109,60	46,17%
950	2	2,05	144,00	65,60	90,50	68,24%
950	5	5,06	134,50	66,50	70,60	93,97%
950	10	10,07	140,90	67,40	67,40	100,00%
950	20	20,06	146,10	76,10	74,30	102,57%
950	50	50,04	143,50	76,50	76,50	100,00%
950	100	100,04	143,50	80,10	76,80	105,21%
1000	0,5	0,57	142,30	72,00	110,30	45,52%
1000	1	1,07	143,60	77,00	102,20	62,16%
1000	2	2,06	137,50	80,10	83,50	94,08%
1000	5	5,07	142,10	73,50	72,70	101,17%
1000	10	10,06	138,00	88,70	85,40	106,69%
1000	20	20,06	141,50	82,00	79,80	103,70%
1000	50	50,06	139,70	79,30	77,90	102,32%
1000	100	100,06	140,50	94,70	93,40	102,84%

9 REFERÊNCIAS

- [1] M.R. Barnett, J.J. Jonas, Distinctive aspects of the physical metallurgy of warm rolling, *ISIJ International*, 39 (1999) 856–873.
- [2] C.J. Barret, *The Ferritic Hot Rolling of Strips Steels*. University of Wales/UK, 2000. 160 pp. (Thesis).
- [3] C.S. Paulo, *Análise dos parâmetros de laminação e das propriedades de aços IF laminados em fase ferrítica no laminador de tiras a quente da Usiminas*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2003. 88 pp. (Mestrado).
- [4] J.V. Barbosa, E.F. Dadomi, P.B. Dias, Melhoria de qualidade do aço elétrico ligado ao silício através da laminação em fase ferrítica na linha de tiras a quente, *Seminário de laminação ABM Week*, 52, (2015) 246-255.
- [5] J.J. Vilela, *Modelamento de curvas de fluxo para aços livres de intersticiais*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2003. 88 pp. (Doutorado).
- [6] J. Orend, F. Hagemann, F.B. Klose, B. Maas, H. Palkowski, A new unified approach for modeling recrystallization during hot rolling of steel, *Materials Science & Engineering*, A647(2015) 191–200.
- [7] K. Banerjee, Physical metallurgy and drawability of extra deep drawing and interstitial free steels, *Recrystallization, inTech*, 7 (2012) 138-146.
- [8] R. K. Ray, J. J. Jonas, R. E. Hook, Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels, *International Material Review*, 39 (1994) 129-172.
- [9] G. Tither, H. Stuart, Precipitation behavior in ultra-low-carbon steels containing titanium and niobium, ed. L. Guoxun et al., *Chinese Society for Metals*, (1995) 22-31.
- [10] I. Gupta, D. Bhattacharya, *Metallurgy of vacuum degassed steel products*, ed. R. Pradhan, TMS (1990) 43–72.
- [11] R.R. Meira, *Efeito da variação das condições de encharque nas propriedades mecânicas do material IF processado no recozimento contínuo da Usiminas*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2006. 80 pp. (Mestrado).
- [12] S. Hoile, Processing and properties of mild interstitial free steels, *Materials Science and Technology*, (2000) 1079-1093.

- [13] F. Siciliano, A. F. Padilha, Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura, 3a Edição, Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, São Paulo, 2005, 232 pp.
- [14] S.S. Gorelik, Recrystallization in metals and alloys. MIR, (1981) 71-89.
- [15] F. J. Humphreys, M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena. first ed., Elsevier Science Ltd, Oxford (UK), 1995, 574 pp.
- [16] H. Kreye, E. Hornbogen, Recrystallisation of supersaturated copper-cobalt solid solutions. Journal of Materials Science, 5 (1970) 89-95.
- [17] P. R. Rios, Crescimento de grão e recristalização secundária. in: A. P. Tschiptschin et al., Textura e relações de orientação “deformação plástica, recristalização, crescimento de grão”, 2a edição, São Paulo, 2003, pp. 85-106.
- [18] A. Elwazri, Processing and properties of high carbon microalloyed steels. Montréal: Department of Mining, Metals and Materials Engineering of McGill University, 2004, 236 pp. (Thesis).
- [19] S. M. Byon, S. I. Kim, Y. Lee. Study on roll force and dynamic recrystallization of high-strength interstitial-free steels in hot rolling. Proc. IMechE Part B: J. Engineering Manufacture, 220, (2006) 1059-1068.
- [20] R.D. Doherty, Softening mechanisms. in: B. Verlinden et al., Thermo-mechanical processing of metallic materials, Pergamum Materials Series, Elsevier LTD, Oxford (UK), 2007, pp. 83-108.
- [21] C. Ghosh, C. Aranas Jr., J. J. Jonas. Dynamic transformation of deformed austenite at temperatures above the A_{e3} . Progress in Materials Science, 82, (2016) 151-233.
- [22] A. Karmakar, R.D.K. Misra, S. Neogy, D. Chakrabarti. Development Of Ultrafine-Grained Dual-Phase Steels: Mechanism of Grain Refinement During Intercritical Deformation. Metallurgical and Materials Transactions A, 44A, (2013) 4106-4118.
- [23] J. L. Ferreira, T.F. Melo. Efeitos de Parâmetros Termomecânicos em Mecanismos Dinâmicos de Refino de Grão em Aços C-Mn-Nb e C-Mn. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, 3, (2007) 29-35.

- [24] H. Beladi, G.L. Kelly, A. Shokouhi, P.D. Hodgson. Effect of thermomechanical parameters on the critical strain for ultrafine ferrite formation through hot torsion testing. *Materials Science and Engineering A*, 367, (2004) 152–161.
- [25] E. Shafiei, R. Ebrahimi. A Modified Model to Estimate Single Peak Flow Stress Curves of Ti-IF Steel, *ISIJ International*, 52, (2012) 569-573.
- [26] P.J. Hurley, B.C. Muddle, P.D. Hodgson. Nucleation Sites for Ultrafine Ferrite Produced by Deformation of Austenite During Single-Pass Strip Rolling. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A, (2001) 1507-1517.
- [27] A. Paepe, E. Vasseur, B. Hammer, R. Wunderlich, Development of optimal rolling schedules for ferritic rolling, RTD Info, European Commission, Luxemburg, 2000.
- [28] R. Kaspar, A. Tomitz, Ferritic rolling to produce deep-drawable hot strips of steel, *International Metallurgical Conference*, 9, (2000) 233-238.
- [29] R. G. Bruna, Effects of hot and warm rolling on microstructure, texture and properties of low carbon steel, *REM: R. Esc. Minas*, 64(1), (2011) 057-062.
- [30] R. Yoda, The effect of hot deformation during γ/α transformation on the microstructure of ferrite phase in Ti-added IF steels - *International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels*, *ISIJ*, 10, (1994) 199-202.
- [31] R. Kawala, W. Lehnert, Hot rolling in ferrite region, *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 31, (2002), 281-287.
- [32] H. Dong, D. Cai, Z. Zhao, Z. Wang, Y. Wang, Q. Yang, B. Liao, Investigation on static softening behaviors of a low carbon steel under ferritic rolling condition, *JMEPEG*, 19, (2010) 151-154.
- [33] K. Okuda, K. Seto, Recrystallization behavior of IF steel sheets immediately after hot-rolling in ferrite region, *ISIJ International*, 53, (2013) 152–159.
- [34] Z. Wang, Y. Guo, W. Xue, X. Liu, G. Wang, Effect of coiling temperature on the evolution of texture in ferritic rolled Ti-IF steel, *J. Mater. Sci. Technol.*, 23, No.3, (2007) 337-341.
- [35] C. Huang, E. B. Hawbolt, X. Chen, T. R. Meadowcroft, D. K. Matlock. Flow stress modeling and warm rolling simulation behavior of two Ti–Nb interstitial-free steels in the ferrite region. *Acta mater*, 49, (2001) 1445–1452.

- [36] A.A. Santos, Modelamento da transformação de fases de aços de alta resistência microligados ao Nb durante resfriamento após laminação em tiras a quente, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2007. 360 pp. (Doutorado).
- [37] G.A. Wilber, J.R. Bell, J.H. Bucher, W.J. Childs, The determination of rapid recrystallization rates of austenite at the temperatures of hot deformation, TMS-AIME, 244, (1968) 2305–2308.
- [38] J.N. Cordeiro, R.E. Hook, Recrystallization behavior in deformed austenite of high strength low alloy (HSLA) steels, Metallurgical Transactions, (1970) 111–118.
- [39] R.A.P. Djaic, J.J. Jonas, Static recrystallization of austenite between intervals of hot working, Journal of Iron Steel Institute, (1972) 256–261.
- [40] R.A.P. Djaic, J.J. Jonas, Recrystallization of high carbon steel between intervals of high temperature deformation. Metallurgical Transactions, (1973) 621–624.
- [41] A. Yanagida, J. Yanagimoto, Formularization of softening fractions and related kinetics for static recrystallization using inverse analysis of double compression test, Materials Science and Engineering, (2008) 510–517.
- [42] C.G. Andrés, F.G. Caballero, C. Capdevila, L.F. Álvarez, Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels, Materials Characterization, 48, (2002) 101–111.
- [43] S. Yue, J.J. Jonas, The three critical temperatures of steel rolling and their experimental determination, Materials Forum, No.14, (1990) 245-252.
- [44] K.W. Andrews, Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures, JISI, Vol 203, (1965) 721–727.
- [45] H. Brandis, Rechnerische Bestimmung der Umwandlungstemperaturen Von Niedriglegierten Stählen, TEW – Technische Berichte, Band 1, Heft 1, (1975) 8-10.
- [46] P. Záhumenský, I. Kohútek* and J. Semeňák, Austenite – ferrite transformation temperature regression equations for low carbon steels with cooling rate account, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 283, (2017) 12-24.

- [47] F. Leysen, C. Standaert, U. Meers, J. Dilewijns, In: Proc. 3rd Int. Conf. On recrystallization and related phenomena, Monterey, California, (1996), pp. 21-24.
- [48] R. Ebrahimi, A. Najafizadeh. A new method for evaluation of friction in bulk metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 152, (2004) 136-143.
- [49] S. Hamtaei, A. Zarei-Hanzaki, A. Mohamadizadeh. Optimum Deformation Criteria and Flow Behavior Description of Boron-Alloyed Steel through Numerical Approach. *Steel Research International*, 87, (2016) 1657-1669.
- [50] K. Marra, T.F. Melo. Avaliação do Amaciamento Estático a Quente e a Morno de um Aço Silicioso. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, 5, (2008) 46-50.
- [51] R. Khatirkar, B. Vadavadagi, S.K. Shekhawat, A. Haldar, I. Samajdar. Orientation Dependent Recovery in Interstitial Free Steel. *ISIJ International*, 52, (2012) 884-893.
- [52] G. S. Reis, A. M. Jorge Jr., O. Balancin. Influence of the Microstructure of Duplex Stainless Steels on their Failure Characteristics During Hot Deformation. *Materials Research*, 3, (2000) 31–35.
- [53] Y. Matsumura, H. Yada. Evolution of Ultrafine-grained Ferrite in Hot Successive Deformation. *ISIJ*, 27, (1987) 492-498.
- [54] S.F. Rodrigues, C. Aranas Jr., J.J. Jonas. Dynamic Transformation of Austenite Under Plate Rolling Conditions. *AISTech Proceedings*, (2016) 2759-2767.
- [55] M.H. Cai, H. Ding, Y.K. Lee. Dynamic Strain-Induced Ferrite Transformation during Hot Compression of Low Carbon Si-Mn Steels. *Materials Transactions*, 52, 9 (2011) 1722-1727.
- [56] N. Park, A. Shibata, D. Terada, N. Tsuji. Flow stress analysis for determining the critical condition of dynamic ferrite transformation in 6Ni–0.1C steel. *Acta Materialia*, 61 (2013) 163–173.
- [57] L. Sun, K. Muszka, B.P. Wynne, E.J. Palmiere. Effect of strain path on dynamic strain-induced transformation in a microalloyed steel. *Acta Materialia*, 66 (2014) 132–149.
- [58] H. Mecking, U.F. Kocks. Kinetics of Flow and Strain-Hardening. *Acta Metallurgica*, 29 (1981) 1865-1981.

- [59] M. Imran, M. Kühbach, F. Roters, M. Bambach. Development of a Model for Dynamic Recrystallization Consistent with the Second Derivative Criterion. *Materials*, 10, (2017) 1259-1277.
- [60] L. Zhao, N. Park, Y. Tian, A. Shibata, N. Tsuji. Dynamic Transformation Mechanism for Producing Ultrafine Grained Steels. *Adv. Eng. Mater.*, 1701016, (2018) 1-25.