



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG



UFOP

Universidade Federal
de Ouro Preto

Dissertação de Mestrado

"Simulação da Laminação de Aço Microligado ao Nióbio Utilizando Ensaio de Torção"



Autor: Nilo Nogueira da Silva

Orientadora: Prof. Dra. Margareth Spangler Andrade



Abril de 2014



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG

Nilo Nogueira da Silva

"Simulação da Laminação de Aço Microligado ao Nióbio Utilizando Ensaio de Torção"

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e Seleção de Materiais

Orientadora: Prof. Dra. Margareth Spangler Andrade

Belo Horizonte, abril de 2014

S586s Silva, Nilo Nogueira da.
Simulação da laminação de aço microligado ao nióbio utilizando ensaios de torção [manuscrito] / Nilo Nogueira da Silva – 2014.

88f.: il. color.; graf.; tabs.

Orientador: Profa. Dra. Margareth Spangler Andrade.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Rede Temática em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Análise e Seleção de Materiais.

1. Laminação (Metalurgia),- Teses. 2. Forjamento - Teses. 3. Nióbio - Teses. 4. Torção - Teses. I. Andrade, Margareth Spangler. II. Universidade Federal de Ouro Preto. III. Título.

CDU:669.293:620.19

Catálogo: sisbin@sisbin.ufop.br



REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS
UFOP - CETEC - UEMG

Pós-Graduação em Engenharia de Materiais



Simulação da Laminação de Aço Microligado ao Nióbio
Utilizando Ensaio de Torção

Autor: Nilo Nogueira da Silva

Dissertação defendida e aprovada, em 28 de abril de 2014, pela banca
examinadora constituída pelos professores:

Profª Margareth Spangler Andrade (Doutora) – Orientadora
Centro Tecnológico de Minas Gerais / REDEMAT

Prof. Francisco José Martins Boratto (Doutor)
Pontifca Universidade Católica de Minas Gerais

Engº Kenji Camey (Ph.D.)
Gerdau – Ouro Branco

Engº Ed Juez Mendes Taiss
CBMM-Cia. Brasileira de Metalurgia e Mineração

Dedicatória

A minha mãe, Nilza Santos Nogueira, a toda minha família,
minha noiva Cyntia Aparecida de Amorim
e ao mentor e amigo Dr. Wagner Sade.

Agradecimentos

A Deus por ter me dado forças para conclusão deste trabalho.

À minha mãe, Nilza Santos Nogueira, de quem tenho a grande honra de ser filho, que me apoiou em todos os momentos de minha vida e que possibilitou a conquista deste trabalho.

À minha noiva, Cyntia Aparecida de Amorim, pelos inúmeros momentos em que esteve ao meu lado me ajudando a superar este desafio, além do amor e compreensão de sempre. Você é o maior presente que Deus poderia me dar. Te amo.

As minhas irmãs, Nathalia Nogueira da Silva e Nayara Nogueira da Silva, que sempre me apoiam e que são grandes amigas.

A meu avô Candido dos Santos Nogueira (em memória) e minha tia, Zeni dos Santos Nogueira, pelo carinho, apoio e por suas importantes presenças em minha vida.

À Profa. Dra. Margareth Spangler Andrade, pela orientação e confiança no desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Francisco Boratto pelas valiosas críticas e sugestões.

Ao Eng. Me. Nilton José Lucinda de Oliveira, pelos incontáveis auxílios, onde sem eles a conclusão deste trabalho não seria possível.

Ao Prof. Dr. Ronaldo Barbosa pela colaboração no desenvolvimento deste trabalho.

À Dra. Cynthia Serra Batista Castro pelas ajudas na execução das análises metalográficas.

À Lourdes Amélia Pinto e ao José Damasceno pelos trabalhos desenvolvidos na metalografia.

Ao Me. Thompson Ávila Reis pelos incontáveis auxílios nos ensaios de torção e microscopia.

Aos amigos de SENAI-CETEC Tiago Evangelista Gomes, Adir Garcia Reis, Flávia Vieira Braga, Everaldo da Silva e Danilo Fontes.

Ao Dr. José Mário Vilela pela amizade e inumeráveis ensinamentos em microscopia.

Ao grande amigo Dr. Wagner Sade por todos seus ensinamentos e apoio que me possibilitaram a entrada no mestrado.

Agradeço também aos amigos e parceiros que adquiri nesta jornada: Luiz Augusto Ferreira de Campos Viana, Valdeci Paula Alvarenga, Fábio Arielo Guastala, Gesiele Corrêa Artuzo, Fabiane Leocádia da Silva e Nêubert Lima Lopes Filho.

Aos amigos que estiveram ao meu lado, em especial: Michel Antonio Andreatta e Leandro Lula Marçal.

À REDEMAT-UFOP pela grande contribuição em minha formação acadêmica.

À CBMM pelo apoio financeiro e discussões técnicas.

Ao SENAI -CETEC pela utilização dos laboratórios.

À Gerdau Ouro Branco pela doação do material de pesquisa e pelas valiosas discussões, em especial ao Phd Kenji Camei e ao Eng. Me. Edson Rossi.

Ao CNPq pelo suporte financeiro.

*“O êxito da vida não se mede pelo caminho que você conquistou,
mas pelas dificuldades que superou no caminho.”*

Abraham Lincoln

Sumário

Lista de Figuras	x
Lista de Tabelas.....	xiii
Lista de Notações	xiv
Resumo.....	xvi
Abstract	xvii
1. Introdução.....	18
2. Objetivos	21
3. Revisão Bibliográfica.....	22
3.1. Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	22
3.2. Aplicações dos Aços Microligados ao Nióbio	24
3.3. Aços Estruturais.....	26
3.4. Influência do Nióbio	27
3.5. Mecanismos de Endurecimento.....	31
3.5.1. Encruamento.....	32
3.5.2. Endurecimento por precipitação.....	32
3.5.3. Endurecimento por solução sólida	33
3.5.4. Refino de grão	34
3.5.5. Influência da Perlita	34
3.6. Processos de Restauração	36
3.6.1. Recuperação estática e dinâmica.....	36
3.6.2. Recristalização dinâmica.....	38
3.6.3. Recristalização estática	39
3.6.4. Recristalização metadinâmica	40
3.7. Temperaturas Críticas Durante o Processo de Deformação a Quente.....	41
3.7.1. Temperatura de não recristalização (T_{nr})	43

3.8.	Laminador Steckel	44
3.9.	Ensaio de Torção a Quente	46
3.9.1.	Simulação por Ensaio de Torção	48
4.	Materiais e Métodos	50
4.1.	Materiais	50
4.2.	Métodos	50
4.3.	Preparações das amostras	51
4.4.	Análise Microestrutural	51
4.5.	Tamanho de Grão	52
4.6.	Microdureza.....	53
4.7.	Ensaio Dilatométrico	53
4.8.	Ensaio de Torção.....	54
4.8.1.	Corpos de prova para os ensaios de torção	55
4.8.2	Ensaio com múltiplas deformações em resfriamento contínuo.....	56
4.8.3.	Simulação da laminação industrial.....	57
4.8.4.	Ensaio de torção a frio.....	59
5.	Resultados e Discussões.....	60
5.1.	Ensaio com Múltiplas Deformações com Resfriamento Contínuo	60
5.2.	Ensaio para a Simulação da Laminação Industrial	64
5.3.	Microestrutura das Amostras Após Ensaio de Torção	66
5.4.	Medidas de Tamanho de Grão Ferrítico	70
5.5.	Medidas de Microdureza	72
5.6.	Ensaio de Torção a Frio	74
6.	Conclusão	79
7.	Relevância dos Resultados	80
8.	Referências	82

Lista de Figuras

Figura 3.1: Alterações microestruturais durante a laminação	23
Figura 3.2: Faixas de propriedades típicas dos aços planos de alta resistência	24
Figura 3.3: Retardo da recristalização por elementos de liga	28
Figura 3.4: Efeito do carboneto de Nb no acréscimo do limite de escoamento para vários tamanhos de partícula.....	29
Figura 3.5: Diagrama representativo dos possíveis benefícios do Nióbio durante processamento termomecânico	30
Figura 3.6: Efeito da temperatura de laminação e da adição de 0,026% Nb nas propriedades mecânicas de um aço com 0,2% C. Aço com Nb (A) e sem Nb (B)	30
Figura 3.7: Fração de Nióbio em solução na austenita para aços com 0,2% C aquecidos em diferentes temperaturas	31
Figura 3.8: Acréscimo da resistência de um aço C-Mn promovido pelo tamanho e fração volumétrica de precipitados de NbC e V ₄ C ₃	33
Figura 3.9: Efeito da fração de perlita no limite de escoamento de aço C-Mn	35
Figura 3.10: Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE, (b) durante a laminação para metais de baixa EDE, (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE	37
Figura 3.11: Curva σ_{ϵ} de acordo com a taxa de deformação. (1) Alta taxa de resfriamento e baixa taxa de resfriamento e (2) alta taxa de resfriamento, em evidenciando ϵ_c e ϵ_p	38
Figura 3.12: Representação esquemática da transformação por recristalização dinâmica nos grãos de um material deformado por laminação a quente.....	39
Figura 3.13: Esquema do mecanismo de recristalização estática.....	40
Figura 3.14: Diagrama esquemático da influência do resfriamento acelerado sobre a microestrutura de um aço microligado com baixo teor de carbono durante o tratamento termomecânico	42
Figura 3.15: Variação da temperatura de não recristalização com o teor de elementos microligantes em solução sólida na austenita	44
Figura 3.16: Fluxo de produção da laminação de tiras a quente	45
Figura 3.17: Laminador Steckel	46

Figura 3.18: Representação do estado de tensões em um ponto da superfície de uma barra cilíndrica sujeita a torção.....	48
Figura 4.1: Esboço do perfil fornecido pela Gerdau Ouro Branco, representando a região onde foram retiradas as amostras para realização do trabalho.....	50
Figura 4.2: Corpo de prova de torção a quente (esquerda) e após embutimento para análise metalográfica (direita).	52
Figura 4.3: Dimensões do corpo de prova para ensaios dilatométricos.	54
Figura 4.4: Módulo de Torção do Equipamento de Ensaios Mecânicos INSTRON 1125 localizado no Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais.....	55
Figura 4.5: Corpo de prova para ensaio de torção a quente. Medidas em milímetros.	55
Figura 4.6: Esquema do ensaio com múltiplas deformações em resfriamento contínuo. Sendo que T_s é a temperatura de solubilização, ϵ_i as deformações e T_{ip} o Tempo entre passes.	56
Figura 4.7: Esquema indicando os ensaios da simulação da laminação industrial.	57
Figura 5.1: Microestrutura do esboço do aço trabalhado.	60
Figura 5.2: Curva de tensão versus deformação obtidas através do ensaio de torção com múltiplas deformações em resfriamento contínuo. Tempo de encharque de 2 minutos.	61
Figura 5.3: Gráfico da tensão equivalente média versus $1000/T$, mostrando as regiões de T_{nr} , Ar_3 e Ar_1 para o aço. Tempo de encharque de 2 minutos.	62
Figura 5.4: Curvas de dilatação (μm) versus a temperatura ($^{\circ}C$) para as taxas de resfriamento de (a) $1^{\circ}C/s$, (b) $5^{\circ}C/s$ e (c) $15^{\circ}C/s$. Comprimento do corpo de prova $1,2 \cdot 10^4 \mu m$	63
Figura 5.5: Curvas de tensão versus deformação geradas através do ensaio de torção da simulação de laminação para diferentes temperaturas de acabamento.	65
Figura 5.6: Comparação das curvas de tensão por deformação dos ensaios de torção a quente.	66
Figura 5.7: Imagens de microscopia óptica nas regiões deformadas para as temperaturas de último passe de $930^{\circ}C$, $900^{\circ}C$, $870^{\circ}C$ e $840^{\circ}C$. Taxa de resfriamento após as deformações de $5^{\circ}C/s$. Ataque químico Nital 5%.	67
Figura 5.8: Imagens de microscopia óptica nas regiões deformadas para as temperaturas de último passe de $810^{\circ}C$, $780^{\circ}C$ e $750^{\circ}C$. Taxa de resfriamento após as deformações de $5^{\circ}C/s$. Ataque químico Nital 5%.	68
Figura 5.9: Imagens de microscopia óptica nas regiões deformadas para as temperaturas de último passe de $930^{\circ}C$, $900^{\circ}C$ e $870^{\circ}C$, resfriamento após as deformações a uma taxa de $15^{\circ}C/s$. Ataque químico Nital 5%.	69

Figura 5.10: Microestrutura apresentada após os ensaios dilatométricos, sendo representado conforme a taxa de resfriamento utilizado. (a) 1°C/s, (b) 5°C/s e (c) 15°C/s. Ataque químico Nital 5%.....	70
Figura 5.11: Gráficos do tamanho de grão ferrítico em função da temperatura de último passe dos ensaios de torção com a taxa de resfriamento após as deformações de 5°C/s, sendo (a) o tamanho de grão ASTM e (b) em μm	72
Figura 5.12: Gráfico da (a) microdureza em função da temperatura de realização dos ensaios de torção e (b) relação entre a microdureza com o tamanho de grão ferrítico. Valores determinados para os ensaios com taxa de resfriamento após as deformações de 5°C/s.....	73
Figura 5.13: Gráfico da microdureza em função da temperatura de realização dos ensaios de torção.	74
Figura 5.14: Curvas de tensão cisalhante versus deformação obtidas nos ensaios de torção a frio em corpos de prova de réplicas das simulações. Taxa de resfriamento de 5°C/s.....	75
Figura 5.15: Curvas de tensão cisalhante versus deformação obtidas nos ensaios de torção a frio em corpos de prova de réplicas das simulações. Taxa de resfriamento de 15°C/s.....	75
Figura 5.16: Gráfico da tensão cisalhante em relação à temperatura de última deformação. (a) taxa de resfriamento de 5°C/s e (b) 15°C/s.	77
Figura 5.17: Gráfico da tensão cisalhante em relação à temperatura de ultima deformação para as duas taxas de resfriamento utilizadas.....	77
Figura 5.18: Gráfico da tensão cisalhante versos (a) o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão ferrítico e (b) tamanho de grão ferrítico.	78

Lista de Tabelas

Tabela IV-1: Composição química para o aço estudado (% em peso).....	50
Tabela IV-2: Esquemas de passes para a simulação do aço estrutural no laminador Steckel equivalente á etapa de desbaste.....	58
Tabela IV-3: Esquemas de passes para a simulação do aço estrutural no laminador Steckel equivalente á etapa de acabamento.	58
Tabela V-1: Valores de T _{nr} , Ar ₃ e Ar ₁ obtidos no ensaio de torção (tempo de encharque 2 minutos) e através do calculo utilizando as equações descritas.	62
Tabela V-2: Valores de T _{nr} , Ar ₃ e Ar ₁ obtidos no ensaio de torção (tempo de encharque 20 minutos).....	63
Tabela V-3: Temperaturas de transformações de fases, Ac ₁ , Ac ₃ , Ar ₁ e Ar ₃ em função da taxa de resfriamento.	64
Tabela V-4: Valores medidos para o tamanho de grão ferrítico ASTM e em µm obtidos. Taxa de resfriamento após as deformações de 5°C/s.	71
Tabela V-5: Valores medidos para o tamanho de grão ferrítico ASTM e em µm para amostras com taxa de resfriamento de 15°C/s após as deformações.....	71
Tabela V-6: Valores obtidos nos ensaios de microdureza em relação às temperaturas da torção para as duas taxas de resfriamento utilizadas.....	73
Tabela V-7: Valores dos limites de escoamento em torção obtido através do ensaio de torção a frio.	76

Lista de Notações

Ar1 – Temperatura de final da transformação de fase austenita-ferrita

Ar3 – Temperatura de início de transformação de fase austenita-ferrita

ARBL – Aço de alta resistência e baixa liga

d – Tamanho médio de grão ferrítico

EDE – Energia de defeito de empilhamento

f_α – Fração volumétrica de ferrita

h1 – Espessura da chapa na entrada do laminador

h2 – Espessura da chapa na saída do laminador.

k_s – constante

k_y – Coeficiente ao destravamento das deslocações

L – Comprimento do corpo de prova

m – Coeficiente de sensibilidade do torque à velocidade de deformação

MA – Constituinte Martensita Austenita

n – Coeficiente de sensibilidade do torque ao encruamento

NbC – Carboneto de Nióbio

n_p – Variação não linear do limite de escoamento do material com a perlita

r – Raio do corpo de prova.

S – Espaçamento interlamelar da perlita

t – Espessura da placa laminada

Tip – Tempo entre passes

Tnr – Temperatura de não recristalização

TRC - Transformação por Resfriamento Contínuo

Ts – Temperatura de encharque (ou solubilização) dos carbonitretos;

V_4C_3 – Carboneto de vanádio

τ – Torque medido

α – Ferrita

γ – Austenita

ε – Deformação

ε_c – Deformação crítica

ε_{eq} – Deformação equivalente

ε_i – Deformações

ε_p – Deformação de pico

θ – Ângulo de torção para uma dada deformação

σ – Tensão

σ_E – Limite de escoamento

σ_{eq} – Tensão equivalente,

σ_i – Tensão de fricção aparente

σ_i – Tensão de fricção oposta ao movimento das deslocações

$\sigma_{m\acute{a}x}$ σ_1 e σ_3 – Tensões num ponto da superfície

σ_{per} – Limite de escoamento da perlita

σ_α – Limite de escoamento da ferrita

Resumo

O entendimento dos mecanismos de encruamento e amaciamento que ocorrem nos aços, quando estes são deformados em altas temperaturas, fornecem subsídios para o controle das variáveis do processo de laminação a quente. Este controle permite, entre outras coisas, obter aços com maior resistência mecânica. Um aço estrutural microligado ao Nióbio foi estudado por meio de simulação de laminação utilizando ensaios de torção a quente. Os corpos de prova para a realização destes ensaios foram usinados a partir de esboços do aço retirados após a laminação de desbaste. Foram realizados ensaios de torção, com múltiplas deformações em resfriamento contínuo, para a determinação das temperaturas críticas do aço e simulados diferentes esquemas de laminação a quente, semelhantes aos utilizados em um laminador Steckel, variando a temperatura de último passe de acabamento. Corpos de prova de duplicatas das simulações de laminação industrial foram ensaiados por torção na temperatura ambiente, para determinação dos limites de escoamento do material. As temperaturas críticas determinadas por ensaios de torção a quente foram de 950°C para T_{nr} e 780°C para Ar₃. Estes valores estão em acordo com aqueles obtidos utilizando-se equações disponíveis na literatura. As temperaturas de último passe nas quais foi possível obter refinamento de grãos ferríticos a partir de austenita não recristalizada, para o aço estudado, estão na faixa 750 a 840°C. O tamanho de grão ferrítico foi refinado de 14 µm para simulações de laminação de acabamento, na região de recristalização, para até 4 µm, nas simulações na região de não recristalização, como consequência da laminação controlada e a utilização do Nb como microligante. Foi também observado que os limites de escoamento, determinados por ensaios de torção a frio em corpos de prova submetidos a simulações de laminação, aumentam com a diminuição da temperatura de último passe e com o aumento da taxa de resfriamento após as deformações. Os resultados deste trabalho servem de base para determinar parâmetros de laminação a quente de aço microligado ao Nb, em laminador do tipo Steckel.

Palavras Chave: Aço Microligado ao Nióbio, Laminador Steckel, Simulação de Laminação a Quente e Ensaio de Torção.

Abstract

Understanding the hardening and softening mechanisms occurring during hot deformation in steels is a basis for hot rolling parameters control to allow, among others, obtaining high strength steels. The structural Nb microalloyed steel was studied by hot torsion tests simulations. The torsion specimens were machined from blanks obtained after industrial roughing rolling. Torsion tests were carried out using deformations in continuous cooling to obtain austenite non recrystallization (T_{nr}) and austenite - ferrite transformation (Ar_3) temperatures and to simulate Steckel mill hot rolling schemes by varying the temperature of the finishing rolling passes. Torsion tests at room temperature in specimens from industrial hot rolling simulations were conducted to determine the yield stress. The critical temperatures determined by deformations in continuous cooling were 950°C for T_{nr} and 780°C for Ar_3 . These values are in agreement with those obtained using previously published equations. The last pass temperatures at which was possible to obtain ferritic grain refinement from non-recrystallized austenite are in the range of $750\text{-}840^{\circ}\text{C}$. The ferritic grain size was refined from $14\ \mu\text{m}$ for simulations in the recrystallization region, up to $4\ \mu\text{m}$ for simulations in non-recrystallization region, as a result of the controlled rolling and Nb microalloying. It was also observed that the yield stress, determined by torsion tests at room temperature in specimens subjected to rolling simulations, increases with last pass temperature decreasing and with the increasing of cooling rate after deformation. The results of this study provide the basis for determination parameters for hot rolling Nb microalloyed steel in a Steckel mill.

Key Words: Niobium Microalloyed Steel, Steckel Mill, Hot Rolling Simulation, Torsion Test.

1. Introdução

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) têm sido amplamente utilizados em vários setores industriais como o automobilístico e o de estruturas, incentivando estudos direcionados à melhoria da resistência deste material. São conhecidos por terem sua resistência aumentada pela combinação de refinamento de grão, endurecimento por solução sólida e por precipitação. As principais pesquisas se concentram no refinamento de grão, utilizando adições de elementos microligantes, combinado com o controle de processamento termomecânico (PARK et al, 2012).

Nestes aços os elementos microligantes promovem diferentes efeitos sobre a microestrutura. O Nb tem sido o mais efetivo para obter as propriedades desejadas quando combinado com tratamento termomecânico (SILVA, 2009). Este elemento apresenta uma solubilidade intermediária e forte influência sobre a cinética de recristalização da austenita durante a laminação a quente, que resulta no refino de grão ferrítico após a transformação austenita-ferrita (GORNI, 2009; TURAZI, 2008).

Uma maneira de laminar estes aços é através do uso de um laminador tipo Steckel que tem apenas uma cadeira de laminação posicionada entre dois fornos em caixa, providos de um tambor rotativo para bobinar a tira durante o processo de laminação. A perda de calor durante o processo de laminação de acabamento é minimizada pelo acondicionamento da tira nos fornos posicionados na entrada e na saída do laminador durante a execução do passe (SHUWARTEN, 2007).

Por ser reversível, o processo de laminação de acabamento em laminador tipo Steckel apresenta uma cinética diferente dos laminadores convencionais tipo *Tandem* que possuem várias cadeiras de acabamento montadas em sequencia. A laminação no Steckel não é feita em velocidade constante, o que produz diferentes tempos de contato com o cilindro e diferentes tempos de permanência dentro dos fornos em função da posição tomada ao longo do comprimento da tira. O aspecto principal deste tipo de laminador é o tempo entre passes que pode variar de rápidos quatro segundos até dois minutos em uma mesma tira. Esta diferença é consequência da reversão no processo de laminação via Steckel (SHUWARTEN, 2007). Portanto, a simulação do processamento termomecânico permite um melhor entendimento da evolução da recristalização da austenita de um aço microligado estrutural, durante o processo

de laminação a quente em laminador do tipo Steckel, e serve de base para determinar parâmetros de laminação a quente de aço microligado ao Nióbio.

Basicamente, o tratamento termomecânico realizado durante o processo de laminação controlada pode ser dividido em três regiões:

Região 1 – Ocorre a altas temperaturas, ou seja, a austenita que está sendo deformada é recristalizada promovendo um refinamento dos seus grãos;

Região 2 – Em temperaturas intermediárias, a deformação da austenita é realizada sem que ocorra a recristalização, deste modo o material apresenta mudança de morfologia dos grãos e acúmulo de encruamento residual, fazendo com que o número de sítios disponíveis para nucleação posterior da ferrita seja multiplicado e o seu crescimento restringido.

Região 3 – Ocorre abaixo da Ar_3 , onde existem as duas fases austenita e ferrita. Neste processo de deformação, a ferrita sofre encruamento que ocasiona o aumento da resistência do material. A austenita ao sofrer encruamento aumenta o número de sítios disponíveis para nucleação da ferrita, fazendo com que a ferrita transformada neste estágio possua grão ainda mais fino que o produzido na região 2.

Deve ser destacada a importância de estudar os fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante o processo de laminação a quente dos aços nas temperaturas críticas (T_{nr} , Ar_3 e Ar_1), pois acontecem alterações relevantes na microestrutura além das transformações de fases. Com o conhecimento destas temperaturas e seus efeitos é possível ajustar os parâmetros de processamento como: temperatura, taxa de deformação, deformação, taxa de resfriamento e tempo entre passes, com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas do material.

A temperatura de não recristalização (T_{nr}) separa a região 1 da região 2 e a temperatura de transformação austenita-ferrita (Ar_3) separa a região 2 da região 3.

Uma técnica capaz de reproduzir as condições de processamento a quente é o ensaio de torção a quente, sendo que, com bom controle da temperatura e da taxa de deformação, é possível obter amostras com microestrutura similar às produzidas na laminação (SOUZA, 1982; SOUZA, 2012; ROSA, 2011). Neste tipo de ensaio é possível simular todo o processo de laminação desde o aquecimento inicial da placa até o bobinamento final da chapa (BORATTO et al, 1987). Ainda, admite a realização de resfriamento rápido da amostra em qualquer estágio da deformação, tornando possível o acompanhamento das mudanças

microestruturais que ocorrem em qualquer etapa de deformação (ROSA, 2011). Nos ensaios de simulação de laminação por torção a quente, as tensões aplicadas em um elemento da superfície do corpo de prova são semelhantes às que ocorrem em um elemento de chapa submetido à laminação a quente (BORATTO et al, 1987).

Nos ensaios de torção com múltipla deformação em resfriamento contínuo é possível determinar as temperaturas críticas de processamento, possibilitando a análise dos fenômenos metalúrgicos e dos efeitos das variações dessas temperaturas que ocorrem nos materiais em função dos parâmetros de processamento (PADILHA and SICILIANO, 2005; BARBOSA et al, 1989).

Neste trabalho, um aço microligado ao Nióbio foi estudado por meio de simulações utilizando ensaios de torção a quente. Os corpos de prova para a realização destes ensaios foram usinados a partir de esboços do aço retirados após a laminação de desbaste. Foram realizados ensaios de torção, com múltiplas deformações em resfriamento contínuo, para a determinação das temperaturas críticas do aço e simulados diferentes esquemas de laminação a quente, semelhantes aos utilizados em um laminador Steckel, variando a temperatura de último passe de acabamento. Corpos de prova de duplicatas das simulações de laminação industrial foram ensaiados por torção na temperatura ambiente para determinação dos limites de escoamento do material.

2. Objetivos

Explorar através da simulação o processamento de laminação a quente de um aço estrutural microligado ao Nióbio em laminador do tipo Steckel, utilizando ensaios de torção a quente, visando um melhor entendimento da evolução da recristalização da austenita durante o processo, para fornecer conhecimento ao desenvolvimento do processo industrial deste aço.

3. Revisão Bibliográfica

3.1. Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) têm sido amplamente utilizados em vários setores, despertando estudos para melhoria da resistência deste material. São conhecidos por terem sua resistência mecânica aumentada pela combinação de refinamento de grão, endurecimento por solução sólida e por precipitação. Pesquisas anteriores se concentram principalmente no refinamento de grão utilizando o controle de processamento termomecânico (PARK et al, 2012).

Estes aços apresentam boa soldabilidade e elevadas resistência mecânica onde é importante considerar sua composição química, seu tamanho de grão, o endurecimento por precipitação e os processos termomecânicos (LAGE and ARAÚJO, 2010; FERNANDES, 2011; GORNI, 2009).

Geralmente, são microligados com Ti, Nb e/ou V, que se combinam com C e N para formar carbonetos e nitretos ou um complexo destes precipitados, os carbonitretos (LAGE and ARAÚJO, 2010; GORNI, 2009; ROSA, 2011; FRAGIEL et al, 2005). Um elemento pode ser considerado microligante, quando é capaz de exercer uma influência marcante ou específica sobre as propriedades e microestrutura de um aço em percentagens menores que 0,1% em peso (FERNANDES, 2011).

Nestes aços os elementos microligantes promovem diferentes efeitos sobre a microestrutura. O titânio, por exemplo, forma nitretos estáveis a altas temperaturas, que contribuem no controle do crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento no processamento termomecânico. O Nióbio possui uma solubilidade intermediária e forte influência sobre a cinética de recristalização, que resulta usualmente no refino de grão ferrítico após a transformação de $\gamma \rightarrow \alpha$. O vanádio é o elemento cujos carbonitretos apresentam maior solubilidade, sendo normalmente adicionado para promover o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação (TURAZI, 2008).

A microadição de Nb tem sido a mais efetiva para obter as propriedades desejadas quando combinada com tratamento termomecânico (SILVA, 2009), isso permite a obtenção de aços

com excelentes propriedades mecânicas. A Figura 3.1 apresenta, esquematicamente, as alterações microestruturais que causam a formação de grão ferrítico fino nos aços submetidos ao tratamento termomecânico (laminação controlada).

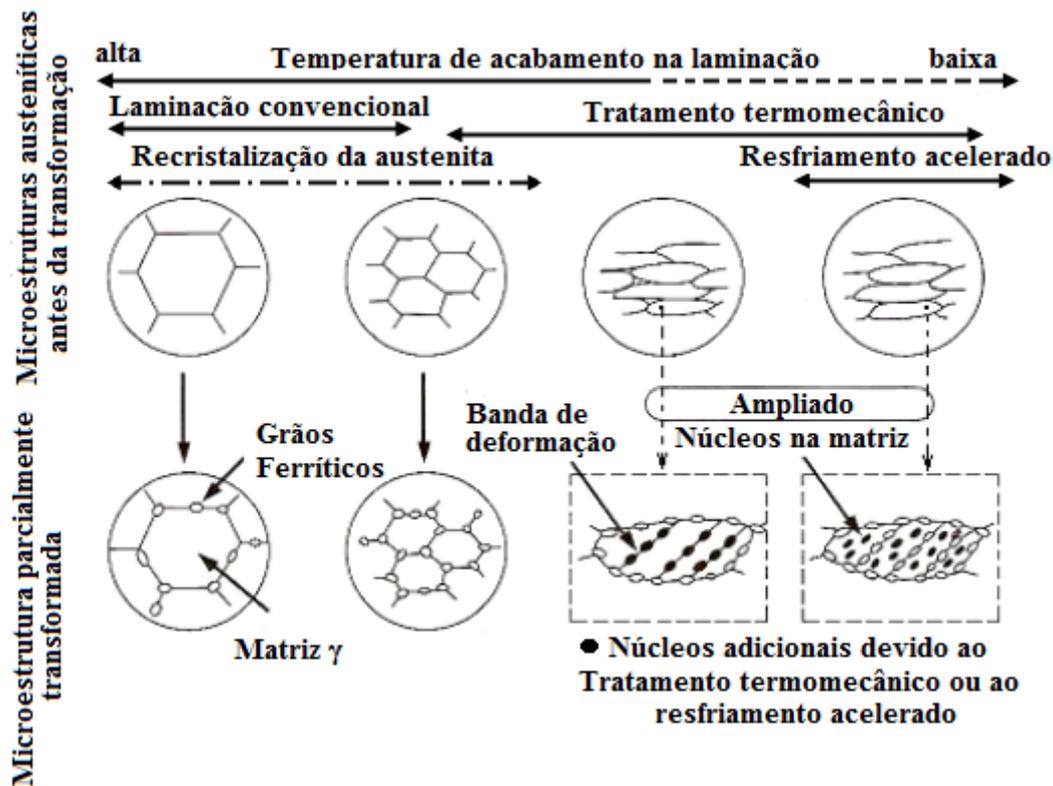


Figura 3.1: Alterações microestruturais durante a laminação. FONTE: SILVA, 2006.

Os três elementos citados elevam a resistência mecânica por refino de grão e endurecimento por precipitação, mas com diferentes intensidades para cada mecanismo. O Nióbio apresenta o maior efeito por refino de grão, o vanádio, como já dito, possui o maior efeito por endurecimento por precipitação, e o titânio mostra efeito intermediário (GORNÍ, 2009; TURAZI, 2008).

Uma das grandes vantagens da utilização dos aços ARBL é a possibilidade de redução do peso das estruturas devido à redução de espessura, fato que desperta grande interesse na indústria (FERNANDES, 2011).

Os aços ARBL podem ser aplicados na construção civil, nas indústrias mecânica, aeroespacial, naval e automobilística, como por exemplo, na extração de petróleo e gás, pontes, equipamentos pesados, trilhos e materiais ferroviários, entre outros. Eles estão em

uma importante categoria dos aços, estimados em cerca de 12% do total da produção mundial (KEY METALS, 2011). A figura 3.2 apresenta as faixas de propriedades mecânicas típicas dos aços planos de alta resistência.

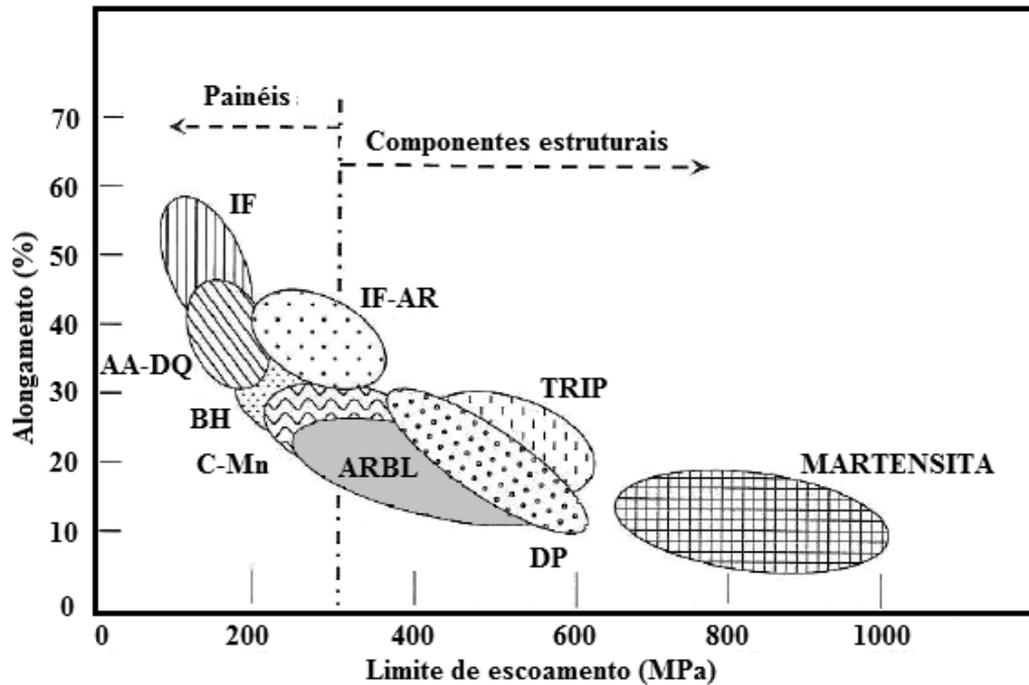


Figura 3.2: Faixas de propriedades típicas dos aços planos de alta resistência. FONTE: SILVA, 2006.

3.2. Aplicações dos Aços Microligados ao Nióbio

Uma das aplicações são os gasodutos, onde o transporte de gás e derivados de petróleo através de tubulações é feito sob alta pressão, o que requer, como item básico, um elevado nível de resistência mecânica. Os tubos de grande diâmetro para transporte de gás ou petróleo, e seus derivados, são fabricados com as chapas grossas, cuja tenacidade pode evitar a propagação de uma fratura, iniciada por forças externas, e sua boa soldabilidade também facilita a construção do sistema de transmissão. A adição de Nióbio nestes aços, unido ao um rígido controle de sua composição química e de um processamento especial de laminação a quente, confere a estes aços um excelente nível de tenacidade e resistência mecânica (STUART et al, 2013).

Os japoneses obtêm bons resultados na produção de tubos com o uso de laminadores de grande potência e com a aplicação de resfriamento acelerado com água após a laminação, utilizando pequenas adições de Nióbio. Já nos EUA, esquemas menos severos de laminação

são praticados. Portanto, adições maiores de Nióbio são usadas para aumentar a resistência mecânica e a tenacidade. Na Europa, algumas siderúrgicas têm investido em laminadores de grande potência e em equipamentos de resfriamento acelerado, enquanto outras tendem a seguir o modelo americano. No Brasil, A Usiminas já produz chapas grossas com aplicação de resfriamento acelerado e a Gerdau Ouro Branco está instalando um laminador de chapas grossas que também será equipado com um sistema de resfriamento acelerado.

Entre os principais usuários estão British Gas, Exxon, Gazprom, Norwegian Statoil e Petrobras. Alguns importantes produtores de aços para tubos de grande diâmetro são Berg Pipe, Europipe, Nippon Steel, Oregon Steel, Stelco, Sumitomo e Usiminas.

Outro grande mercado para as chapas grossas microligadas ao Nióbio é a indústria naval e as plataformas marítimas. Boa parte das siderúrgicas de âmbito internacional, que produzem aços para tubos de grande diâmetro, atende também à indústria naval e de construção de plataformas marítimas. Importantes consumidores de chapas para navios são a Hitachi Zosen e a Mitsubishi Heavy Industries, no Japão; a Hyundai Heavy Industries e a Samsung Heavy Industries, na Coreia do Sul. Na Europa, os estaleiros mais importantes estão na Alemanha e na Polônia (STUART et al, 2013).

A construção civil é outra área de aplicação típica para as chapas grossas de aços ARBL ao Nióbio. Essas chapas são usadas na construção de pontes, viadutos e edifícios. Como aplicações adicionais das chapas grossas de aço microligado, pode-se ainda citar o setor de maquinaria pesada e vasos de pressão.

É também amplo o emprego da tira laminada a quente na indústria automotiva, notadamente nos chassis de caminhões, nas rodas e em algumas partes estruturais. Seu uso pode ser observado ainda em guindastes, vagões ferroviários, contêineres e veículos fora de estrada.

A importância e o emprego das tiras de aço microligado de alta resistência, laminadas a quente ou a frio, cresceram consideravelmente após a primeira crise do petróleo, em 1973, quando as montadoras de automóveis, especialmente nos EUA, precisaram reduzir o peso dos carros para economizar combustível.

Diversas peças forjadas para a indústria automobilística, como virabrequins e bielas, são produzidas com as barras para construção mecânica enriquecidas com a tecnologia de microligas, o que dispensa os caros tratamentos térmicos de têmpera e revenido, com redução do custo de processamento (STUART et al, 2013).

O uso do aço com teores residuais de carbono, aço Interstitial Free, microligado com Nióbio e titânio, tornou possível a construção de painéis externos integrados de grande dimensão e peso reduzido, diminuindo os pontos de solda e o número de peças a serem estampadas. Desenvolvidos nos EUA pela Armco Steel, no final da década de 60, os aços Interstitial Free alcançaram produção em larga escala no Japão, no início dos anos 80. Atualmente são amplamente produzidos também na América do Norte, Europa e em alguns países em desenvolvimento, como Coreia do Sul e Brasil (REGONE, 2001; STUART et al, 2013).

Outra aplicação importante são os perfis estruturais, como cantoneiras e vigas I, que têm grande emprego na construção civil, constituindo um importante consumidor de aços não-planos. Além disso, estão presentes também nas estruturas das torres de transmissão, vagões ferroviários e barras para concreto armado. Neste setor, o Nióbio está cada vez mais ocupando o lugar do vanádio nessas aplicações (STUART et al, 2013).

Outra aplicação é no fio máquina, utilizado na fabricação de parafusos, porcas e molas. O Nióbio e o vanádio passaram a ser usados em aços para a fabricação de parafusos de alta resistência mecânica utilizados na indústria automobilística, pois a aplicação da tecnologia de microliga permite a eliminação de um processamento intermediário (recozimento de esferoidização) e dos tratamentos térmicos de têmpera e revenido na peça final.

Há ainda, o uso do Nióbio em aplicações em trilhos de elevada resistência mecânica e ao desgaste, para ferrovias que operem sob condição de alta carga por eixo, sendo que, um importante produtor é a Nippon Steel Corporation (STUART et al, 2013).

3.3. Aços Estruturais

A construção civil tem grande interesse nos chamados aços estruturais de média e alta resistência mecânica, termo designativo de todos os aços que, devido à sua resistência, ductilidade e outras propriedades, são adequados para a utilização em elementos da construção sujeitos a carregamento. Estes aços devem apresentar como principais requisitos para a aplicação estrutural as seguintes propriedades: Elevada tensão de escoamento, boa soldabilidade, homogeneidade microestrutural, suscetibilidade de corte por chama sem endurecimento e boa trababilidade em operações como corte, furação e dobramento, sem originar fissuras ou outros defeitos (CAMPOS, 2006).

Os aços estruturais podem ser classificados em três grupos: aço carbono de média resistência (195 a 259MPa), de alta resistência e baixa liga (290 a 345MPa) e aços ligados tratados termicamente (630 a 700MPa).

As vantagens na utilização deste tipo de aços são: Liberdade no projeto de arquitetura, maior área útil, flexibilidade, compatibilidade com outros materiais, menor prazo de execução, precisão construtiva, reciclabilidade, entre outros (CAMPOS, 2006).

3.4. Influência do Nióbio

O Nióbio tem sido usado como microligante principalmente nos aços baixo carbono estruturais e para construção mecânica. A principal modificação proporcionada pelo Nióbio nas propriedades finais do aço, e que tem sido usada como argumento para o desenvolvimento dos aços alta resistência baixa liga, é o aumento da resistência do material sem a necessidade de aumento do teor de carbono, manganês ou outro elemento (DINIZ, 2005).

O uso de Nióbio como elemento microligante possui a característica de produzir efeitos acentuados, mesmo em baixas concentrações, devido à dispersão bastante fina de precipitados que são formados na austenita ou ferrita (DINIZ, 2005).

Na austenita, o Nióbio forma precipitados acima da temperatura de recristalização, fazendo com que esta recristalização seja retardada durante o processamento termomecânico (CHEN et al 2013), sendo que, segundo GRAY and SICILIANO (2009) o Nióbio é o elemento de liga mais eficaz neste aspecto, podendo ser observado na Figura 3.3. Isso faz com que a microestrutura final produzida seja de grãos mais finos, ou seja, o Nióbio atua como refinador do grão ferrítico (PEIXOTO, 2003).

Geralmente, o Nióbio é utilizado com teores baixos de composição variando entre 0,02 a 0,10% em peso (METALS HANDBOOK, 2012). O refino de grão faz com que o limite de escoamento aumente, sendo que, a magnitude desse aumento depende do tamanho, quantidade e distribuição dos carbonetos e nitretos de Nióbio formados. Este efeito é observado na Figura 3.4, onde a influência do teor de Nióbio no acréscimo do limite de escoamento para diferentes tamanhos dos precipitados é apresentada. O Nb é considerado o

agente mais efetivo na melhoria das propriedades de um aço microligado, justamente devido à soma dos efeitos de precipitação e refino de grão (OLEA, 2002; RAMÍREZ, 2008).

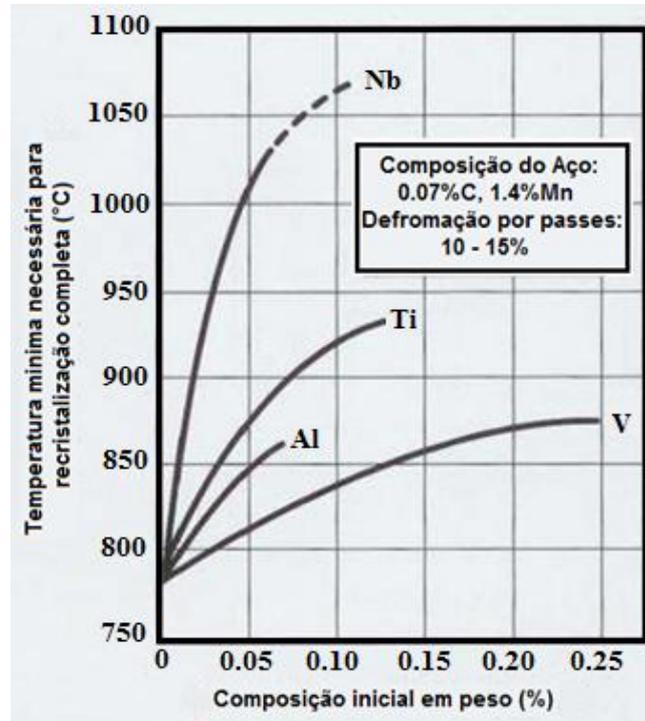


Figura 3.3: Retardo da recristalização por elementos de liga. FONTE: GRAY and SICILIANO, 2009.

O coeficiente de retardo na recristalização da austenita aumenta com a concentração de Níobio dissolvido e com o decréscimo da temperatura de reaquecimento (PEIXOTO, 2003; KOSTRYZHEV et al, 2013). Este fato permite a otimização na implementação de procedimentos termomecânicos de refino de grão durante trabalho a quente (tratamento termomecânico), por permitir um intervalo mais amplo de temperaturas para a conformação dos aços. Isso possibilita a obtenção de uma austenita altamente deformada que produz inúmeros sítios para a nucleação de grãos ferríticos, dando origem a uma estrutura de granulométrica mais fina (DINIZ, 2005).

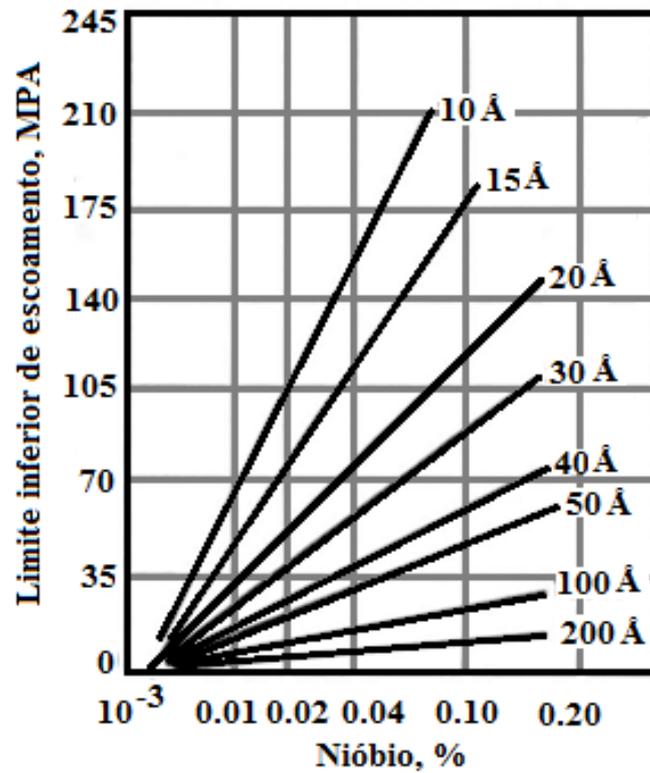


Figura 3.4: Efeito do carboneto de Nb no acréscimo do limite de escoamento para vários tamanhos de partícula. FONTE: OLEA, 2002.

O papel do Nióbio nos aços microligados está esquematizado na Figura 3.5.

Levando-se em consideração um aço com 0,2% de C, pode ser observado que a adição de Nióbio eleva os valores dos limites de resistência e de escoamento por meio da redução do tamanho do grão ferrítico (Figura 3.6). Com o aumento da temperatura de laminação, existe uma maior fração de Nióbio dissolvido na ferrita que se precipita no resfriamento formando finas partículas de NbC (Figura 3.7).

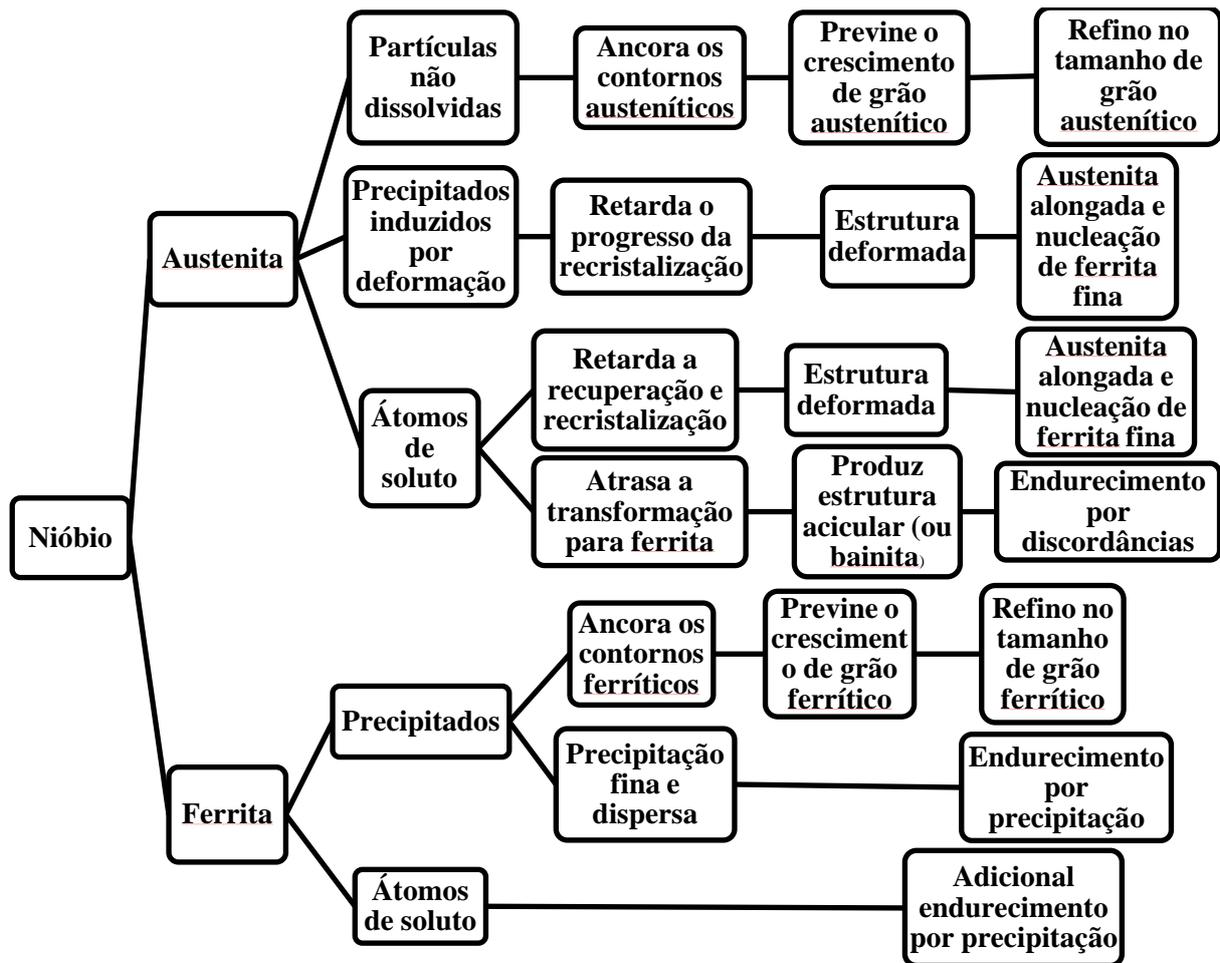


Figura 3.5: Diagrama representativo dos possíveis benefícios do Nióbio durante processamento termomecânico. FONTE: PEIXOTO, 2003.

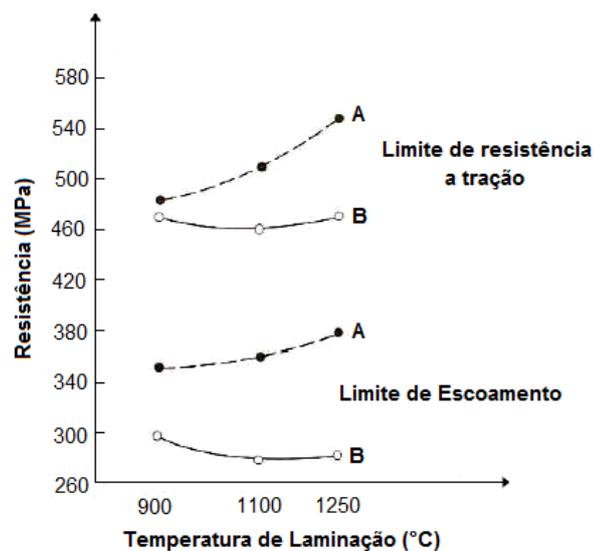


Figura 3.6: Efeito da temperatura de laminação e da adição de 0,026% Nb nas propriedades mecânicas de um aço com 0,2% C. Aço com Nb (A) e sem Nb (B). FONTE: SILVA, 2006.

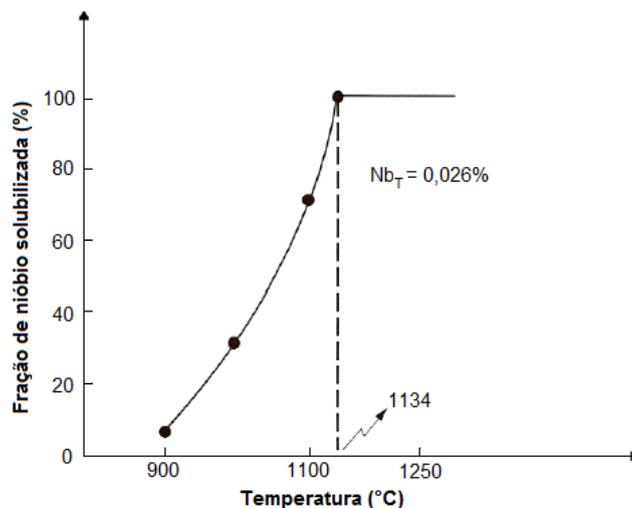


Figura 3.7: Fração de Nióbio em solução na austenita para aços com 0,2% C aquecidos em diferentes temperaturas. FONTE: ALVES, 2009.

O Nióbio proporciona aumento da resistência mecânica através da combinação de refino de grão (mecanismo de Hall-Petch) e endurecimento por precipitação (ALVES, 2009).

3.5. Mecanismos de Endurecimento

O movimento relativo de discordâncias está relacionado ao comportamento mecânico dos metais, sendo que, em resposta a uma determinada tensão aplicada, a deformação plástica corresponde ao movimento de discordâncias em planos cristalográficos específicos. Uma menor mobilidade das discordâncias pode ser relacionada com maior resistência à deformação, devido ao fato que forças mecânicas superiores serem necessárias para dar início à deformação plástica (CALLISTER, 2000; REED-HILL, 1989).

Os mecanismos de endurecimento são fatores microestruturais que podem ser utilizados para restringir ou impedir o movimento das discordâncias, com a finalidade de se obterem materiais mais resistentes. Dependendo das propriedades mecânicas requeridas, buscam-se os mecanismos de endurecimentos mais adequados (REED-HILL, 1989; PEIXOTO, 2003).

Os aços microligados possuem propriedades mecânicas resultantes da integração entre os diferentes mecanismos de endurecimento (MARTINS et al, 2013). Entre os mais importantes estão o endurecimento por encruamento, o endurecimento por solução sólida, o endurecimento por refino de grão e por precipitação, sendo que, dependendo de outros fatores como temperatura, taxa de deformação e quantidade de deformação, a ação destes mecanismos será maior ou menor no processo de endurecimento (SANTOS, 2010; ROSA, 2011).

3.5.1. Encruamento

O encruamento é um fenômeno baseado em interações entre campos de deformação e discordâncias, que modifica a estrutura dos metais tornando-os mais resistentes após serem deformado plasticamente (CALLISTER, 2000; SANTOS, 2010; ROSA,2011). Este mecanismo de endurecimento é largamente observado em operações de trefilação e forjamento a frio (PRATES, 2011). Devido à multiplicação das discordâncias, durante a deformação de um metal, a densidade aumenta, diminuindo a separação média entre elas (CALLISTER, 2000; BARCELOS, 2011). Como em média as interações entre as discordâncias são repulsivas, o resultado é que o movimento de uma discordância acaba sendo dificultado pela outra. Assim a tensão imposta para deformar o material aumenta (CALLISTER, 2000; SANTOS, 2010).

Aumentando-se a barreira para as discordâncias móveis caminharem e vencerem os campos de tensões gerados na rede cristalina, maior será o encruamento, ocorrendo até que algumas discordâncias conseguem contornar os obstáculos através de deslizamento cruzado (REED-HILL, 1989).

3.5.2. Endurecimento por precipitação

A presença dos elementos microligantes como Nb, Ti ou V juntamente com os elementos carbono e nitrogênio nos aços, favorecem o surgimento de precipitados (carbonitretos) na rede cristalina do ferro. Tais precipitados, quando finos (menor que 100Å), agem como bloqueio

ao movimento das discordâncias (BARBOSA et al, 1989; PEIXOTO, 2003), causando um endurecimento adicional. Isto ocorre porque, durante o processo de deformação, é necessário que as discordâncias se movimentem entre os precipitados ou passem por eles, resultando no aumento da tensão necessária para que as discordâncias passem por um reticulado com partículas precipitadas (REED-HILL, 1989; BARCELOS, 2011).

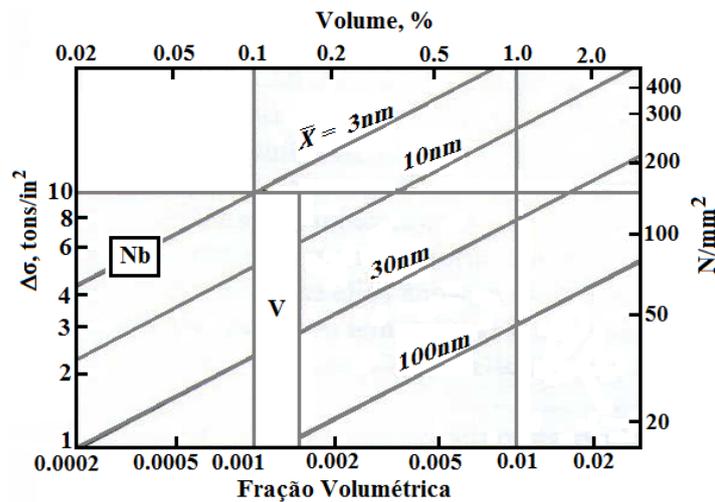


Figura 3.8: Acréscimo da resistência de um aço C-Mn promovido pelo tamanho e fração volumétrica de precipitados de NbC e V₄C₃. FONTE: MELO, 2006.

Observa-se pela Figura 3.8 que o efeito do Nióbio no aumento de resistência mecânica, comparado ao vanádio, é maior devido a seus precipitados apresentarem diâmetro médio menor para uma dada fração volumétrica.

Destaca-se também que a presença de precipitados nos aços ARBL pode impedir o crescimento do grão austenítico durante a etapa de reaquecimento de placas, contribuindo para o aumento da resistência mecânica dado pelo menor tamanho de grão ferrítico resultante (REED-HILL, 1989; MELO, 2006).

3.5.3. Endurecimento por solução sólida

A introdução de átomos em solução sólida irá distorcer a rede cristalina do ferro resultando no aumento de resistência mecânica no aço (CALLISTER, 2000; PEIXOTO, 2003). A

intensidade desse efeito está associada às distorções elásticas na rede do solvente oriundas da diferença de tamanho entre raios atômicos do soluto e do solvente. Esse aumento de resistência no aço ocorre porque os solutos são obstáculos ao movimento das deslocações, ou seja, o movimento das discordâncias é restringido (PICKERING, 1978; MELO, 2006).

3.5.4. Refino de grão

As propriedades mecânicas de um metal são diretamente influenciadas pelo tamanho de grão ou diâmetro médio de grão. Esse mecanismo, proposto por Hall-Petch, associa o aumento do limite de escoamento à diminuição do tamanho médio do grão ferrítico conforme demonstrado através da equação 3.1 (CALLISTER, 2000; PEIXOTO, 2003; BARCELOS, 2011):

$$\sigma_E = \sigma_i + K_y \cdot d^{-1/2} \quad (3.1)$$

Onde σ_E é o limite de escoamento, σ_i é a tensão de fricção oposta ao movimento das deslocações, K_y é um coeficiente associado ao destravamento das deslocações e d é o tamanho médio de grão ferrítico.

Segundo Hall-Petch, o contorno de grão funciona como uma barreira que impede a movimentação das discordâncias já que elas terão que alterar sua direção de movimento para passar de um grão para o outro e, além disto, no interior do contorno a desordem atômica irá resultar em uma descontinuidade de planos de escorregamento de um grão para dentro do outro (MEYERS and CAHWLA, 1982; MELO, 2006).

O aumento da resistência mecânica verificado nos aços microligados laminados a quente é associado ao refino dos grãos ferríticos obtido através do retardo na recristalização da austenita pela ação das partículas dos precipitados (CALLISTER, 2000; PRATES, 2011; KOSTRYZHEV et al, 2013).

3.5.5. Influência da Perlita

Levando em conta um aço com microestrutura ferrítico-perlítica, o efeito da perlita nas propriedades de tração é representado através de uma expressão baseada na lei das misturas

para os constituintes ferrita e perlita. A resistência apresenta uma variação não linear com o conteúdo de perlita no material. Assim, o limite de escoamento é dado pela equação 3.2 (GLADMAN, 1996).

$$\sigma_y = f_\alpha^{n_p} \sigma_\alpha (1 - f_\alpha^n) \sigma_{per} \quad (3.2)$$

Onde f_α é a fração volumétrica de ferrita, σ_α e σ_{per} são os limites de escoamento da ferrita e perlita respectivamente. O expoente n_p refere-se à variação não linear do limite de escoamento do material com a perlita. É possível observar a influência da perlita no limite de escoamento do material de forma esquemática na Figura 3.9.

O limite de escoamento da perlita (σ_{per}) relacionado com o espaçamento interlamelar da perlita (S) pode ser expresso pela equação 3.3 do tipo Hall-Petch.

$$\sigma_{per} = \sigma_i + k_s (S)^{-1/2} \quad (3.3)$$

Sendo σ_i a tensão de fricção aparente, k_s uma constante e S o espaçamento interlamelar da perlita em milímetros. O tamanho da colônia de perlita e a espessura da lamela de cementita não apresentam influência significativa sobre o limite de escoamento da perlita, mas possuem efeito importante na temperatura de transição dúctil-frágil (MARDER, 1984).

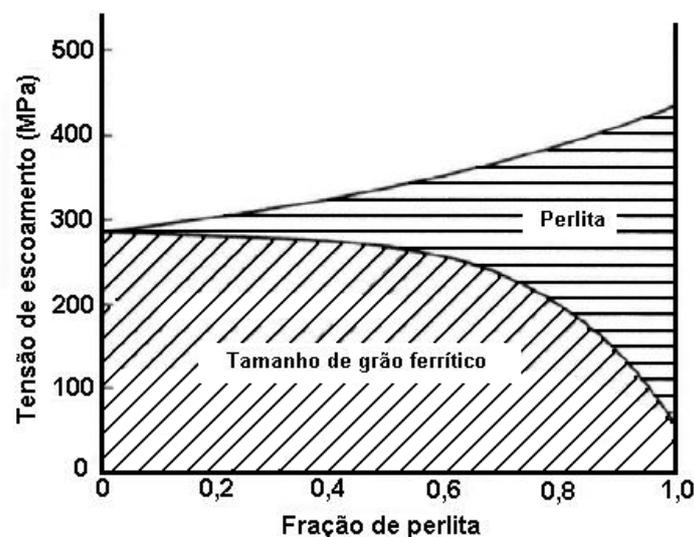


Figura 3.9: Efeito da fração de perlita no limite de escoamento de aço C-Mn. FONTE: OLEA, 2002 (Adaptado).

3.6. Processos de Restauração

São mecanismos de amaciamento que o material sofre, envolvendo recuperação e/ou recristalização dos grãos deformados, sendo que, durante a laminação a quente, podemos encontrar três processos de restauração dos grãos: Os estáticos que iniciam e terminam após a deformação, os metadinâmicos que iniciam durante a deformação e se completam após a deformação do material e os dinâmicos que iniciam e terminam durante a deformação do material (SICILIANO, 1999; BARCELOS, 2011; ROSA, 2011).

Os mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) que ocorrem durante a deformação a quente dos metais são representados na Figura 3.10.

3.6.1. Recuperação estática e dinâmica

Na recuperação, ocorre a diminuição da energia de deformação pela aniquilação e rearranjo das discordâncias e de outros defeitos, como lacunas e interstícios. Este procedimento não causa mudanças significativas na microestrutura do material, pois não existe nenhum movimento de contorno de grão envolvido, mas sim um rearranjo das discordâncias em contornos de subgrão (McQUEEN and JONAS, 1975; SOUZA, 2010; ROSA, 2011).

A taxa de aniquilação das discordâncias está diretamente relacionada à sua dependência da energia de defeito de empilhamento (EDE) do metal (PADILHA and SICILIANO, 2005; FERREIRA et al, 2006; REIS, 2007). Nos metais com alta EDE, as discordâncias possuem maior mobilidade, permitindo que grandes concentrações de discordâncias geradas durante a deformação movimentem-se e fiquem nas paredes das células do grão. Já em metais com baixa EDE, devido à baixa movimentação das discordâncias não é possível observar este tipo de arranjo (McQUEEN and JONAS, 1975; BARCELOS, 2011).

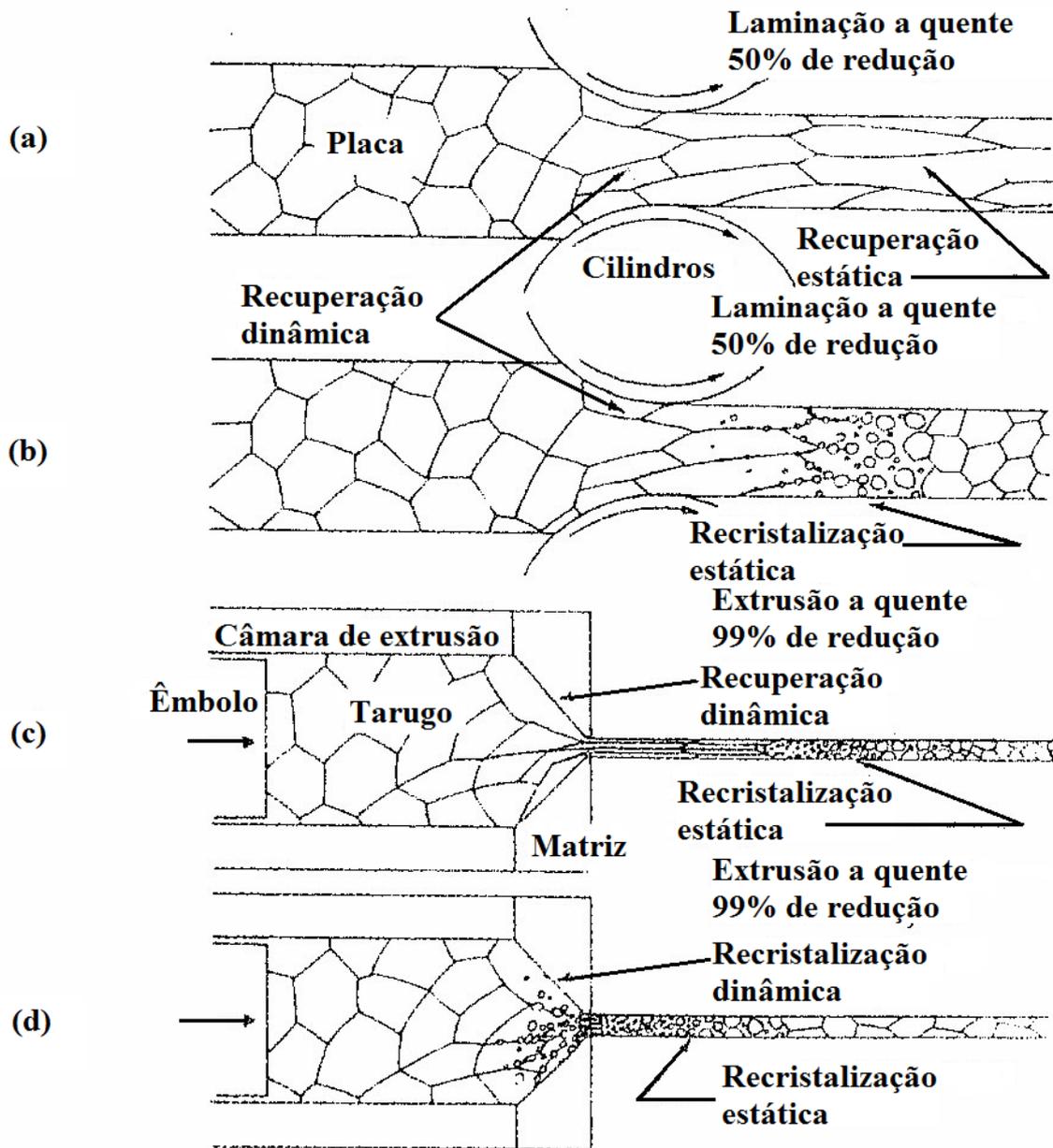


Figura 3.10: Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE, (b) durante a laminação para metais de baixa EDE, (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE. FONTE: REIS, 2007.

3.6.2. Recristalização dinâmica

O mecanismo de recristalização dinâmica está conexo à geração de um número elevado de defeitos durante o trabalho a quente (PADILHA and SICILIANO, 2005; ROSA, 2011) que, seja devido à baixa EDE ou as altas taxas de deformação no material, não podem ser aniquilados apenas pela recuperação dinâmica. Acontecendo este evento, temos que a recristalização dinâmica se inicia durante deformação, onde a nucleação, para a maioria das condições de trabalho a quente, ocorre de preferência no contorno de grão (McQUEEN and JONAS, 1975; BARCELOS, 2011; SOUZA, 2010; REIS, 2007).

Observando-se a curva de tensão versus deformação para altas taxas de deformação, vemos que, esta apresenta um pico de tensão correspondente à deformação de pico (ϵ_p), acompanhada de decréscimo até chegar ao estado estacionário, causado pelo equilíbrio entre a geração e aniquilação das discordâncias. E, para baixas taxas de deformação, a restauração se processa em ciclos de deformação e recristalização dinâmica, sendo que a curva neste caso apresenta vários picos de tensão que aparecem com certa periodicidade (PADILHA and SICILIANO, 2005; POLIAK and JONAS, 1996; ROSA, 2011). Ambos os casos podem ser observados na Figura 3.11.

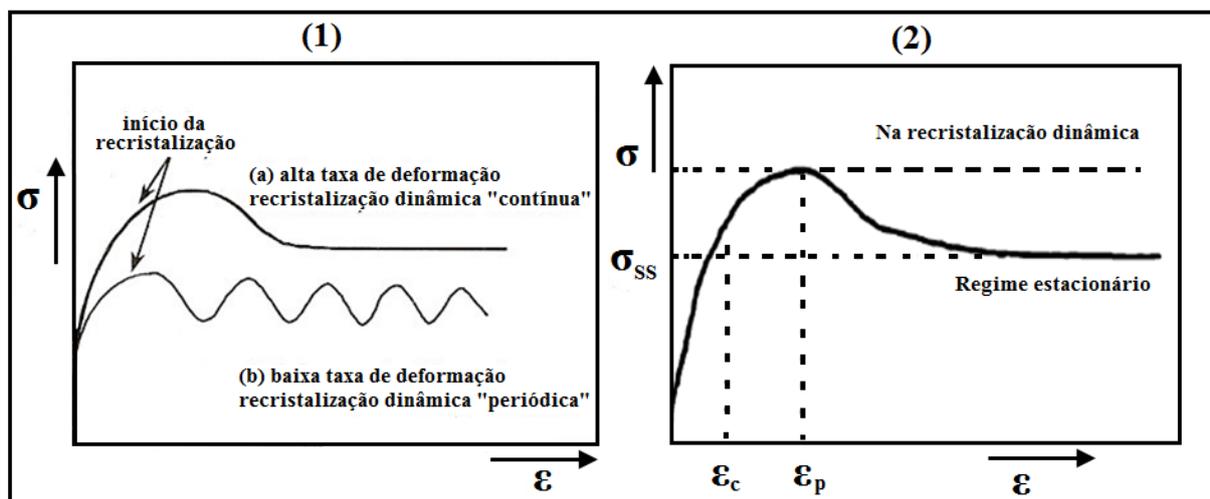


Figura 3.11: Curva $\sigma\epsilon$ de acordo com a taxa de deformação. (1) Alta taxa de resfriamento e baixa taxa de deformação e (2) alta taxa de resfriamento, em evidenciando ϵ_c e ϵ_p . FONTE: PADILHA and SICILIANO, 2005; SICILIANO, 1999.

Procedimentos onde existe deformação acima da temperatura de recristalização, devido ao grau de deformação, pode-se observar a recristalização dinâmica, onde há os processos de recuperação e recristalização ocorrendo logo após, ou até mesmo durante a deformação. A força motriz para este processo é a diminuição da energia livre do sistema, sendo necessária uma deformação mínima para que eles ocorram (PICKERING, 1978; PRATES, 2011).

A recristalização dinâmica leva à formação de novos grãos livres de deformação, diminuindo a tensão necessária para deformação e permitindo que o material continue a ser deformado sem fraturar, influenciando também no tamanho de grão final e na textura observado no material (PICKERING, 1978). A Figura 3.12 apresenta um esquema da orientação do fenômeno de recristalização convencional e dinâmica durante o processo de laminação.

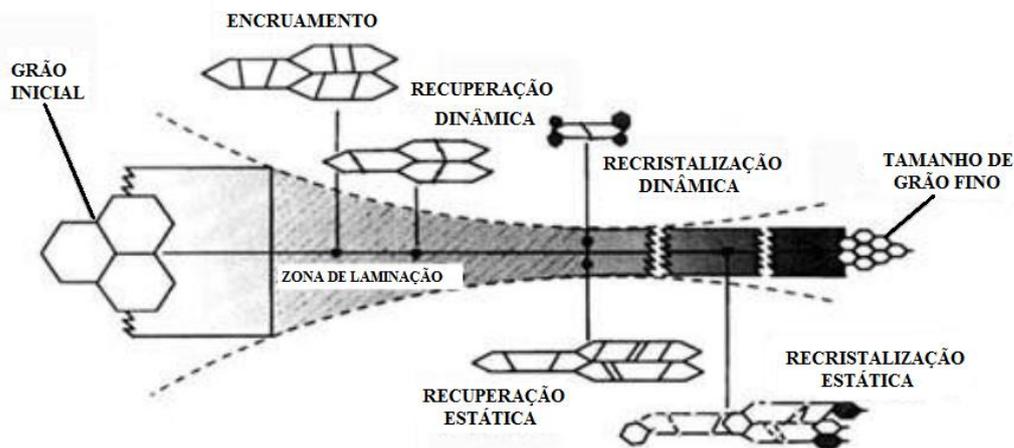


Figura 3.12: Representação esquemática da transformação por recristalização dinâmica nos grãos de um material deformado por laminação a quente. FONTE: PRATES, 2011.

3.6.3. Recristalização estática

Quando se aplicam vários passes em metais de baixa EDE, os mecanismos de amaciamento podem atuar no intervalo entre passes durante a laminação a quente dos aços, sendo então chamados de recuperação ou recristalização estática (PADILHA and SICILIANO, 2005; FERREIRA et al, 2006).

Este processo de recristalização envolve a migração de contornos de grande ângulo, que aniquilam as deslocações, conseqüentemente, reduzindo a energia armazenada e removendo a microestrutura deformada (McQUEEN and JONAS, 1975; REIS, 2007).

No processo de laminação a quente a recristalização estática pode iniciar diretamente, sendo que o núcleo de recristalização toma lugar preferencialmente nos contornos de grãos alongados e nas bandas de deformação. Este processo é ilustrado na Figura 3.13:

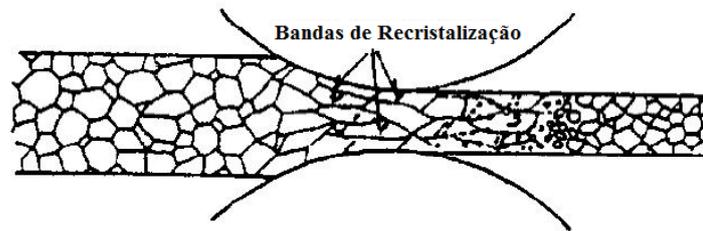


Figura 3.13: Esquema do mecanismo de recristalização estática. FONTE: BARCELOS, 2011.

3.6.4. Recristalização metadinâmica

A recristalização metadinâmica é um mecanismo que consiste no crescimento de núcleos gerados durante o processo de deformação a quente que crescem após interromper a deformação, e na grande maioria dos casos, a nucleação ocorre preferencialmente nos contornos de grão (McQUEEN and JONAS, 1975; BARCELOS, 2011; REIS, 2007; SOUZA, 2010; ROSA, 2011). O acontecimento desse tipo de nucleação causa intenso refino de grão a altas taxas de deformação.

Conforme mencionado por vários autores, a cinética de recristalização metadinâmica depende pouco da deformação e sim da taxa de deformação (PADILHA and SICILIANO, 2005; BARCELOS, 2011; SOUZA, 2010). Este comportamento é evidenciado, pois altas taxas de deformação geram mais núcleos, permitindo a recristalização.

3.7. Temperaturas Críticas Durante o Processo de Deformação a Quente

Deve ser destacada a importância, ao se estudar os fenômenos metalúrgicos e microestruturais que ocorrem durante o processo de deformação a quente dos aços, das temperaturas críticas, pois acontecem alterações relevantes na microestrutura além das transformações de fases. Com o conhecimento destas temperaturas é possível observar os parâmetros de processamento como: Temperatura, taxa de deformação, deformação, taxa de resfriamento e tempo entre passes, com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas do material (AMBO et al, 2013).

As temperaturas críticas durante o processo de laminação são as seguintes:

- T_s - Temperatura de encharque (ou solubilização) dos carbonitretos;
- T_{nr} - Temperatura de não recristalização;
- Ar_3 - Temperatura de início de transformação de fase austenita-ferrita.

O tratamento termomecânico possui como objetivo básico deformar os grãos de austenita durante o processo de laminação para aquisição de grãos de ferrita finos durante o resfriamento (PLAUT et al 2008; ROSA, 2011), resultando em um aumento (simultâneo) de resistência mecânica e tenacidade, além de possibilitar a redução da quantidade de carbono nos aços ARBL, melhorando a soldabilidade destes aços (SILVA, 2009).

O tratamento termomecânico é dividido em dois estágios. O primeiro estágio (desbaste) é comumente realizado em temperaturas relativamente elevadas e tem como principal objetivo o refino e grão através da completa recristalização da austenita depois de cada passe de laminação. No segundo (acabamento) explora-se o efeito dos elementos de liga em estabilizar a austenita e retardar sua recristalização estática (SILVA, 2009; GORNI and MEI, 2006).

Basicamente, o tratamento termomecânico pode ser dividido em três regiões:

- Região 1 – Ocorre a altas temperaturas, ou seja, a austenita que está sendo deformada é recristalizada promovendo um refinamento dos grãos;
- Região 2 – Em temperaturas intermediárias, a deformação da austenita é realizada sem que ocorra a recristalização, deste modo o material apresenta encruamento residual, fazendo com que o número de sítios disponíveis para nucleação posterior da ferrita seja multiplicado.

- Região 3 – Ocorre abaixo da Ar3, onde existem as duas fases austenita e ferrita. Neste processo de deformação, a ferrita sofre encruamento que ocasiona o aumento da resistência do material. A austenita ao sofrer encruamento produz um aumento do número de sítios disponíveis para nucleação da ferrita, fazendo com que desta forma, a ferrita produzida possua um grão ainda mais fino que o produzido na região 2.

A temperatura de não recristalização (T_{nr}) separa a região 1 da região 2 e a temperatura de transformação austenita-ferrita (Ar_3) separa a região 2 da região 3.

Observado a Figura 3.14 temos: A região de recristalização (I), região de não recristalização (II) e a laminação na região da segunda fase ($\gamma+\alpha$) (III).

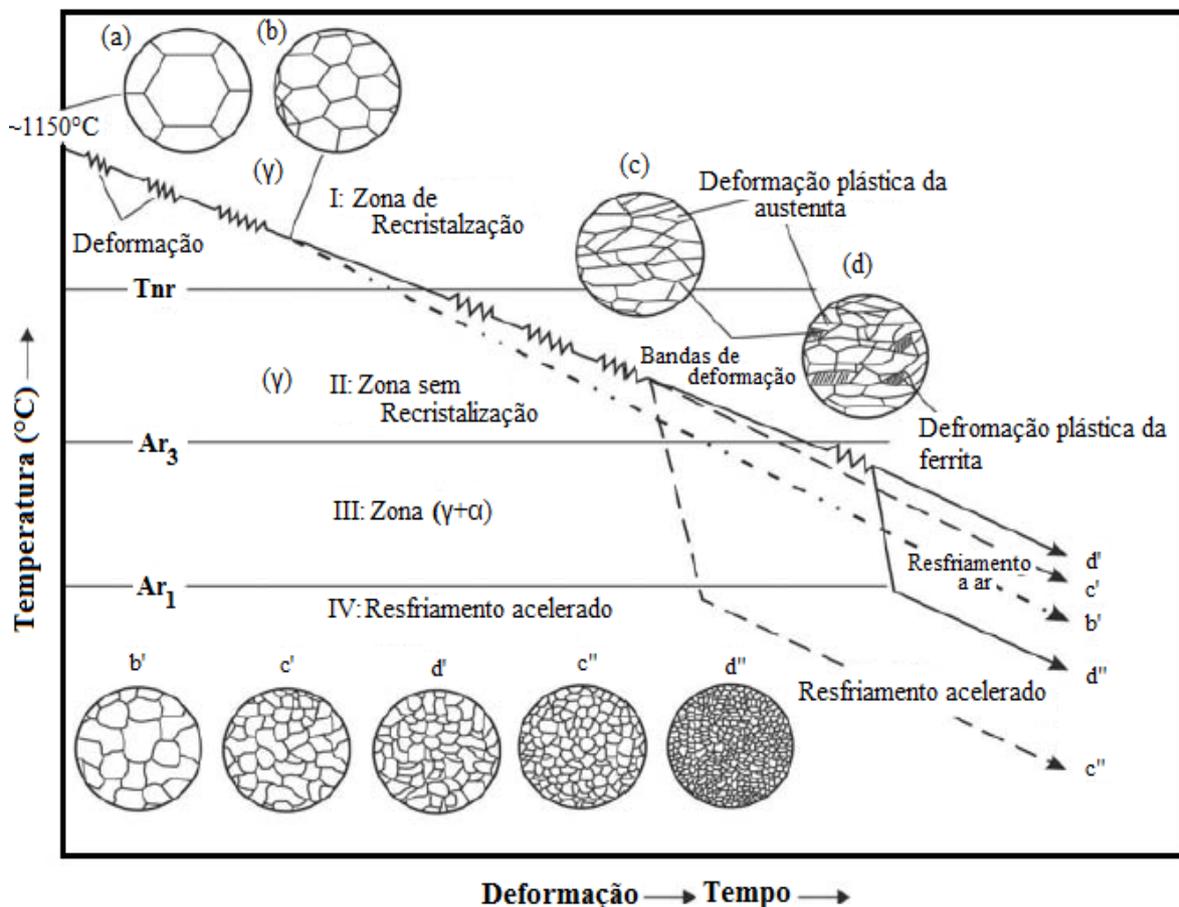


Figura 3.14: Diagrama esquemático da influência do resfriamento acelerado sobre a microestrutura de um aço microligado com baixo teor de carbono durante o tratamento termomecânico. FONTE: OZGOWICZ et al, 2011.

A T_{nr} e Ar_3 podem ser calculadas de uma maneira bem simples em função da composição química dos aços, como pode ser visto na equação 3.4 (BORATTO et al, 1988) e 3.5 (OUCHI et al, 1982) que foram estabelecidas a partir de correlações múltiplas de resultados experimentais.

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (3.4)$$

$$Ar_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35(t - 8) \quad (3.5)$$

Onde t é a espessura da placa laminada em mm, considerando t entre 8 e 30 mm.

3.7.1. Temperatura de não recristalização (T_{nr})

Definida como sendo a temperatura abaixo da qual a recristalização dinâmica não ocorre durante a aplicação do passe de laminação e nem mesmo a recristalização estática no tempo entre passes (PADILHA and SICILIANO, 2005; FERREIRA et al, 2006). Uma maneira de modificar a T_{nr} é através da adição de elementos como, por exemplo, o Ti, V e Nb, além de outros, eles colaboram com forças inibidoras da recristalização, seja por segregação em contorno de grão ou pela precipitação induzida por deformação (SCHIAVO, 2010). Assim, se a solubilização dos elementos microligantes for intensificada nas etapas que precedem à laminação, existirá maior precipitação induzida por deformação durante a laminação, e os valores de T_{nr} para o material poderão aumentar.

A Figura 3.15 representa o efeito gerado pela adição de elementos microligantes sobre o valor de T_{nr} .

O valor de T_{nr} depende principalmente do teor dos elementos microligantes Nb, Ti e V em solução sólida na austenita (BARBOSA et al, 1989), sendo a efetividade de cada elemento decrescente nesta ordem. Como a dissolução dos microligantes durante o processo de reaquecimento depende da temperatura e da composição química inicial do aço, também a T_{nr} será função destas variáveis. Adicionalmente, segundo BAI et al (1993), a T_{nr} depende da escala de deformação e taxas de deformação por passes.

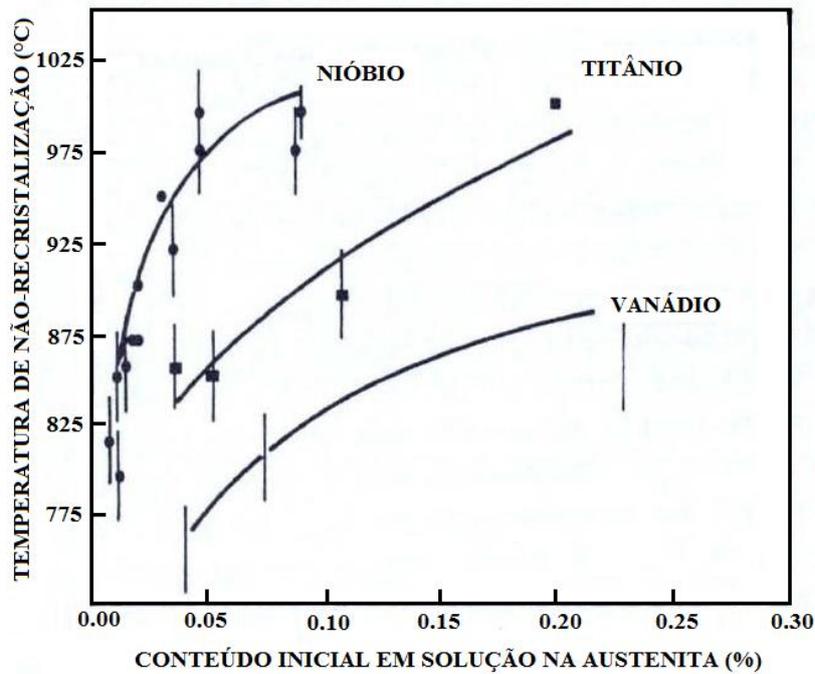


Figura 3.15: Variação da temperatura de não recristalização com o teor de elementos microaligantes em solução sólida na austenita. FONTE: SCHIAVO, 2010.

Um fator chave para o processamento de aços microaligados de alta resistência por laminação controlada (ou tratamento termomecânico) é a solubilização dos elementos de microaliga, que ocorre durante a etapa de reaquecimento de placas (SHIAVO et al, 2011).

3.8. Laminador Steckel

O processo de laminação de tiras a quente em laminador Steckel é realizado em cinco fases: Reaquecimento, laminação de desbaste, laminação de acabamento, resfriamento da tira e bobinamento. O fluxo de produção de é mostrado na Figura 3.16.

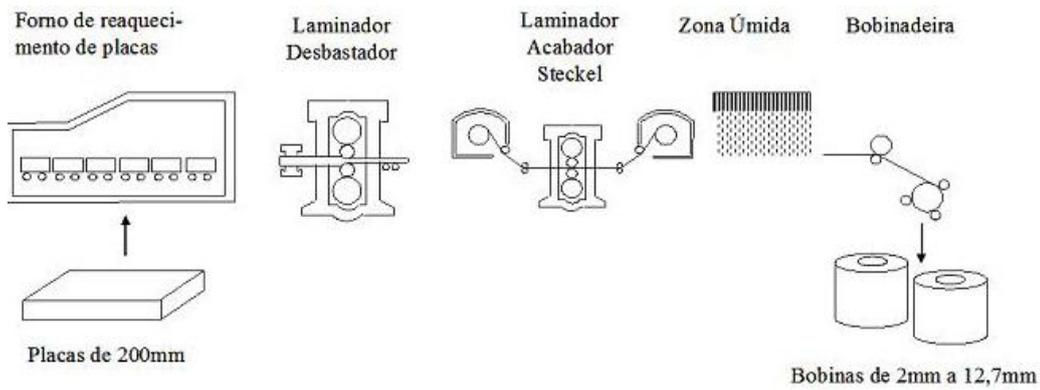


Figura 3.16: Fluxo de produção da laminação de tiras a quente. FONTE: SHUWARTEN, 2007.

Placas provenientes do lingotamento são reaquecidas e reduzidas de sua espessura inicial durante o processo de laminação de desbaste. O esboço proveniente da laminação de desbaste terá sua espessura reduzida para a objetivada no processo de acabamento. O número de passes no desbaste e no acabamento depende da espessura final da tira. Por fim, a tira é resfriada até uma temperatura desejada e bobinada.

O laminador tipo Steckel tem apenas uma cadeira de laminação posicionada entre dois fornos em caixa, providos de um tambor rotativo para bobinar a tira durante o processo de laminação (Figura 3.17) (SHUWARTEN, 2007; VIVEK et al, 2013). Mais especificamente, este tipo de laminador consiste de um laminador duo ou de bordas com cilindros verticais para quebrar a carepa, uma cadeira quádruplo reversível única, de dois fornos com bobinadeiras, cilindros impulsionadores ou arrastadores, mesas de aproximação e de saída (MACHADO, 2008). A perda de calor durante o processo de laminação de acabamento é minimizada pelo acondicionamento da tira nos fornos posicionados na entrada e na saída do laminador durante a execução do passe (MACHADO, 2008; SHUWARTEN, 2007).

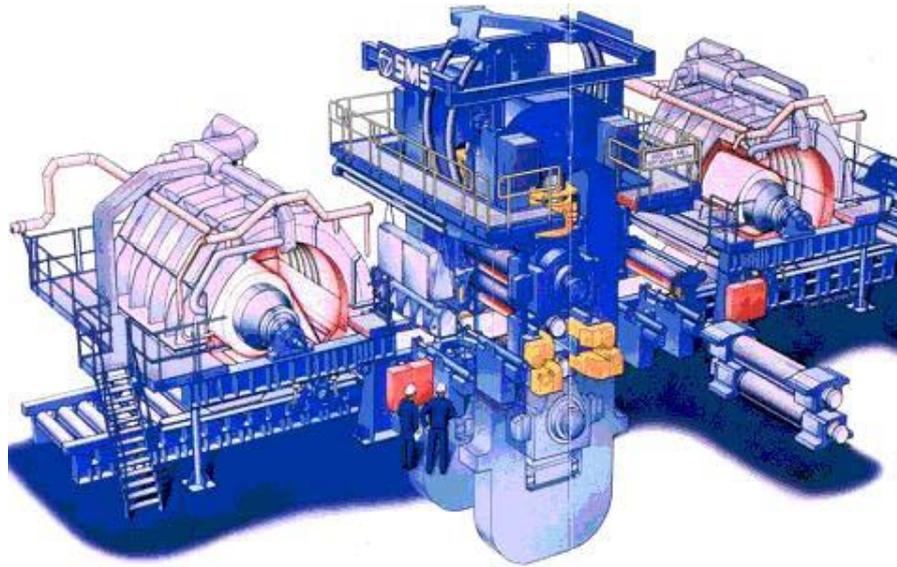


Figura 3.17: Laminador Steckel. FONTE: SHUWARTEN, 2007.

O laminador tipo Steckel, que é reversível, apresenta em seu processo de laminação de acabamento uma cinética diferente dos laminadores convencionais tipo *Tandem* que possuem várias cadeiras de acabamento montadas em sequencia (SHUWARTEN, 2007). A laminação no Steckel não é feita em velocidade constante, o que produz diferentes tempos de contato com o cilindro e diferentes tempos de permanência dentro dos fornos em função da posição tomada ao longo do comprimento da tira (MACHADO, 2008; SHUWARTEN, 2007).

No caso da laminação que foi simulada neste trabalho, não existe o laminador desbastador e, portanto, a laminação de desbaste também é realizada no laminador Steckel. Entretanto, o bobinamento das tiras dentro dos fornos só é possível a partir de espessuras menores, por exemplo, 30mm. Esta configuração do laminador não interfere na simulação por ensaios de torção, desde que sejam adequadamente calculados os tempos entre passes e as temperaturas nos três pontos ao longo do comprimento da tira que serão simulados.

3.9. Ensaios de Torção a Quente

Os ensaios de compressão, torção e laminação em laboratório vem se destacando em relação aos métodos utilizados para simulação física dos processos de conformação mecânica. O

ensaio de torção é um dos testes mais utilizados para a simulação física de processamentos a quente, sendo que, com bom controle da temperatura e da taxa de deformação, é possível simular estruturas metalúrgicas como as produzidas na laminação (SOUZA, 1982; ROSA, 2011; SOUZA et al, 2012). Além disso, as vantagens do ensaio de torção na determinação das curvas de escoamento plástico são inúmeras em relação a outros tipos de ensaios (BRUNORO et al, 2013).

A técnica de ensaios de torção a quente é utilizada, pois permite aplicação de deformações elevadas até a ruptura, além da possibilidade de aplicação de taxas de deformação relativamente altas (ROSA, 2011; CALADO, 2012; BORATTO et al, 1987).

Neste tipo de ensaio é possível simular todo o processo de laminação desde o momento de aquecimento inicial do lingote até o rebobinamento final da chapa (BORATTO et al, 1987). Ainda, admite a realização de um resfriamento rápido da amostra em qualquer estágio da deformação, tornado possível o acompanhamento das mudanças microestruturais que ocorrem em qualquer etapa de deformação (ROSA, 2011).

Com esse ensaio é possível impor grandes deformações com altas taxas de deformação. O momento de torção é aplicado ao corpo de prova por meio de um motor, que pode ter a sua velocidade controlada e variada, permitindo realizar ensaios com taxas similares às impostas nas sequencias de passes dos processos industriais. Além do controle do ensaio, a instrumentação de um equipamento desse tipo permite medidas do torque (tensão de escoamento plástico), do deslocamento angular (deformação e taxa de deformação) e da temperatura (SILVÉRIO, 2008; ROSA, 2011).

Nos ensaios de torção, quando um corpo de prova cilíndrico é submetido à ação de torques conjugados em suas extremidades, que tendem a torcê-lo, ele sofre a ação de tensões de cisalhamento que ocorrem simultaneamente em planos perpendiculares e longitudinais ao seu eixo (BEER *et al.* 2012). A deformação de cisalhamento varia linearmente com a distância ao eixo central longitudinal de uma barra circular (BEER *et al.* 2012). Assim, a deformação é máxima na superfície do corpo de prova.

A Figura 3.18 apresenta o estado de tensões num ponto da superfície de uma barra sujeita a torção. A tensão cisalhante máxima, que atua em um elemento do eixo, ocorre em dois planos mutuamente perpendiculares: perpendicular ao eixo transversal y e paralelo ao eixo longitudinal x . Essas tensões ($\sigma_{máx}$), ao longo de cada eixo, têm como efeito as tensões

principais σ_1 e σ_3 indicadas. Elas são iguais em módulo, fazem um ângulo de 45° com os eixos x e y e atuam, respectivamente, como tensões de tração e compressão (DIETER, 1988; BARCELOS, 2011).

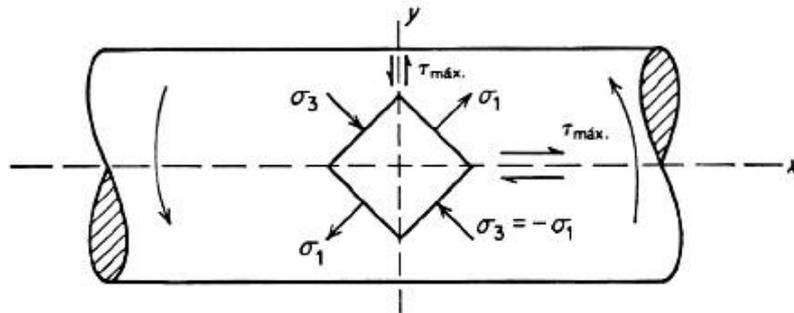


Figura 3.18: Representação do estado de tensões em um ponto da superfície de uma barra cilíndrica sujeita a torção. FONTE: DIETER, 1988 (Adaptado).

3.9.1. Simulação por Ensaio de Torção

A simulação de torção a quente tem sido amplamente utilizada como um meio para compreender a evolução da microestrutura de diferentes tipos de aço durante a laminação a quente. O teste é adequado para simular a laminação industrial e também obter informações sobre as propriedades intrínsecas dos materiais. Por exemplo, é comum aplicar passes, em que a deformação, o tempo entre passes, taxa de deformação e taxa de resfriamento são mantidas constantes, para determinar as temperaturas características Ar_3 , Ar_1 e T_{nr} (início e fim da transformação austenita e temperatura de não recristalização) de aços (CALVO et al, 2010).

Nos ensaios de simulação de laminação por torção a quente, as tensões aplicadas em um elemento da superfície do corpo de prova são semelhantes às que ocorrem em um elemento de chapa submetido à laminação a quente convencional. A equação 3.6 (BORATTO *et al.* 1987) fornece a deformação equivalente no ensaio de torção a partir das espessuras de entrada (h_1) e de saída (h_2) da chapa no laminador:

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2 \ln(h_1/h_2)}{\sqrt{3}} \quad (3.6)$$

onde ϵ_{eq} = deformação equivalente, h_1 = espessura da chapa na entrada do laminador e h_2 = espessura da chapa na saída do laminador.

Como no ensaio de torção os corpos de prova possuem formato cilíndrico, torna-se necessário correlacionar a deformação com o ângulo de torção por meio da equação 3.7:

$$\theta = \frac{\sqrt{3}L\epsilon_{eq}}{r} \quad (3.7)$$

onde θ = ângulo de torção para uma dada deformação, L = comprimento do corpo de prova, ϵ_{eq} = deformação equivalente, r = raio do corpo de prova.

A equação 3.8 converte os valores medidos na célula de torque do equipamento de torção para a tensão equivalente:

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{3}\tau(3+m+n)}{2\pi \cdot r^3} \quad (3.8)$$

onde σ_{eq} = tensão equivalente, τ = torque medido, r = raio do corpo de prova, m = coeficiente de sensibilidade do torque à velocidade de deformação, n = coeficiente de sensibilidade do torque ao encruamento, e sabendo que $m+n = 0,3$.

Os valores de m e n são, respectivamente, o coeficiente de sensibilidade do torque à velocidade e à deformação no encruamento (BORATTO *et al.* 1987). Embora seja possível que se haja erros na soma dos valores m e n , o seu reflexo no valor de σ_{eq} é desprezível devido à presença do algarismo 3, que é dez vezes maior que a soma $m+n$.

4. Materiais e Métodos

4.1. Materiais

Para a realização deste trabalho foi utilizado um aço microligado ao Nióbio para aplicações estruturais, retirado de um esboço da laminação de perfil (Figura 4.1), fornecido pela Gerdau Ouro Branco, cuja composição química está indicada na Tabela IV-1.

Tabela IV-1: Composição química para o aço estudado (% em peso).

C	Mn	Si	P	S	Ti	Nb	V	Al	N*
0,15	1,10	0,2	0,02	0,025	0,001	0,022	0,004	0,002	53

(*) Em ppm.

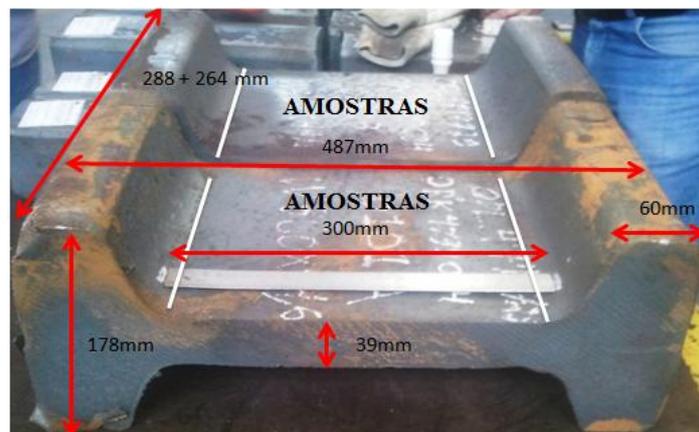


Figura 4.1: Esboço do perfil fornecido pela Gerdau Ouro Branco, representando a região onde foram retiradas as amostras para realização do trabalho.

4.2. Métodos

A primeira etapa do trabalho foi a caracterização do material como recebido da Gerdau, utilizando-se análises metalográficas por microscopia óptica e determinação de tamanho de grão ferrítico.

Na segunda etapa, corpos de provas foram usinados para a realização de ensaios de torção a quente, técnica utilizada como ferramenta de simulação de processos de laminação a quente. Nestes ensaios, parâmetros de laminação industriais de um laminador Steckel foram simulados. Também foram feitos ensaios onde as temperaturas de ensaio foram variadas para aplicar diferentes deformações abaixo de T_{nr} , sendo também caracterizadas com as técnicas metalográficas descritas, além de ensaios mecânicos. Por fim, corpos de prova de duplicatas das simulações de laminação foram utilizados em ensaios de torção na temperatura ambiente, para serem levantadas as curvas de tensão versus deformação e determinados os limites de escoamento que foram correlacionados com os tamanhos de grão da ferrita.

Por fim, ensaios de dilatométrica foram realizados com o objetivo de relacionar seus resultados com os ensaios de torção e as caracterizações realizadas no mesmo, observando os efeitos causados quando ao utilizar deformação como no caso da torção e sem o uso no caso da dilatométrica.

O Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais possui os equipamentos necessários para a realização dos experimentos descritos. Laboratórios de preparação de amostras para metalografias e laboratório de Microscopia Óptica. Possui máquina de torção instrumentada para a realização de ensaios de torção a quente e simulação de tratamento termomecânico.

4.3. Preparações das amostras

A técnica de preparação das amostras para observação microestrutural foi convencional, ou seja, as amostras foram cortadas, embutidas, lixadas com lixas variando entre 240, 320, 400, 600, 800, 1200 e 1500 mesh, polidas em panos com pasta de diamante com granulométrica de 1 a 3 μ m e atacadas quimicamente para revelação da microestrutura.

4.4. Análise Microestrutural

O estudo da microestrutura do aço foi realizado no microscópio óptico da marca Leitz e modelo Orthoplan, sendo que para a revelação da microestrutura foi feita com ataque de Nital

5%. As imagens obtidas no microscópio ótico foram utilizadas para as medidas de tamanho de grão.

As amostras analisadas após os ensaios de torção a quente foram cortados, após a realização dos ensaios, com discos abrasivos, sendo todo o comprimento útil embutido. O lixamento e o polimento foram realizados em seção longitudinal ao eixo do corpo de prova em aproximadamente 0,1 milímetros de profundidade. Este procedimento foi adotado para que as observações fossem feitas o mais próximo possível da superfície do corpo de prova, já que as deformações foram calculadas para a periferia do comprimento útil deste. A Figura 4.2 mostra uma imagem do corpo de prova de torção e seu comprimento útil embutido para análises metalográficas.



Figura 4.2: Corpo de prova de torção a quente (esquerda) e após embutimento para análise metalográfica (direita).

4.5. Tamanho de Grão Ferrítico

A determinação de tamanho de grão ferrítico das amostras foi realizada através do software Image-Pro, em, no mínimo 10 imagens de microscopia ótica. O valor do tamanho de grão resultante foi calculado pela média dos valores aferidos. Estas medidas foram feitas para as amostras após o ensaio de torção com o objetivo de relacionar refino de grão com a temperatura dos ensaios realizados.

Para a realização desta medida foi utilizado à norma ASTM E112 para um material constituído de duas fases, sendo utilizado o método dos interceptos. Para esta aplicação a contagem do numero de grãos da matriz, N_α , é interceptada pela linha teste, sendo determinado o comprimento médio de intercepto da fase da matriz de acordo com a equação:

$$\bar{l}_\alpha = \frac{(V_{V\alpha})\left(\frac{L}{M}\right)}{N_\alpha} \quad (4.1)$$

Onde α é a fração volumétrica da matriz, V_{va} é expressa como uma fração, L é o comprimento da linha de teste e M a ampliação.

4.6. Microdureza

Ensaio de microdureza Vickers foram realizados com carga de 300g (HV_{300}) em três posições sobre a superfície polida do corpo de prova dos ensaios de torção. O valor de dureza resultante foi calculado pela média dos valores medidos. O procedimento de medição da microdureza foi realizado em um microdurômetro de marca Future Tech, modelo FM-700. Os valores obtidos neste teste foram relacionados com as temperaturas do ensaio de torção e com os tamanhos de grão obtidos nas medidas descritas no item 4.5.

4.7. Ensaio Dilatométrico

O dilatômetro é um instrumento capaz de medir com muita precisão as variações das dimensões (geralmente o comprimento) de uma amostra submetida a ciclos de temperatura.

A variação do comprimento é medida, sendo constantemente registrada junto à temperatura e o tempo, permitindo que as transformações indicadas pela dilatação ou contração sejam relacionadas com a temperatura (SILVA, 2010).

Este ensaio foi utilizado como objetivo de determinação de temperaturas de transformação de fases do aço, sendo realizados os ensaios em um dilatômetro de têmpera ultrarrápida da Adamel-Lhomargy LK 02.

Os corpos de prova de dilatométrica foram usinados com as seguintes dimensões 12x2mm, paralelos ao sentido de laminação, conforme mostrado na Figura 4.3.

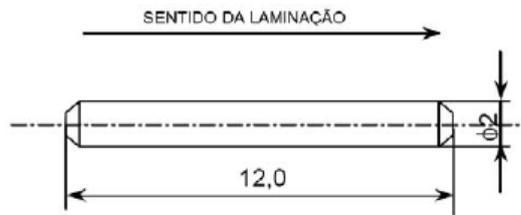


Figura 4.3: Dimensões do corpo de prova para ensaios dilatométricos.

As amostras foram aquecidas da temperatura ambiente até 930°C a uma taxa de 1°C/s, permanecendo nesta temperatura por 2 minutos. A seguir, foi feito resfriamento em três taxas diferentes, uma a 1°C/s em vácuo e outras duas utilizando-se hélio: 5°C/s e 15°C/s.

4.8. Ensaio de Torção

Os ensaios de torção foram realizados no Módulo de Torção do Equipamento de Ensaio Mecânicos INSTRON 1125 do Laboratório de Simulação de Laminação a Quente do Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais, com o objetivo de estudar o comportamento mecânico a quente do aço. O aquecimento do corpo de prova foi realizado através de uma bobina de indução eletromagnética acoplada a uma fonte com controlador programável. Esta bobina é posicionada em torno de um tubo de quartzo, que tem como finalidade possibilitar a criação de uma atmosfera de proteção, feita com o gás argônio. Para manter a célula de torque afastada da região aquecida, são utilizadas duas extensões para fixar o corpo de prova nas garras, além disso, um disco de refrigeração onde circula água é utilizado para manter a célula de torque refrigerada. Para o controle da temperatura o termopar é soldado ao corpo de prova. Fotografia de todo o sistema montado pode ser vista na Figura 4.4.



Figura 4.4: Módulo de Torção do Equipamento de Ensaio Mecânico INSTRON 1125 localizado no Instituto Senai de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais.

4.8.1. Corpos de prova para os ensaios de torção

Os corpos de prova foram usinados a partir de amostras de perfil fornecidas pela Gerdau Ouro Branco, com o eixo paralelo à direção de laminação. As dimensões da região útil corresponde às medidas de 15mm de comprimento por 7mm de diâmetro, como é mostrado na Figura 4.5.

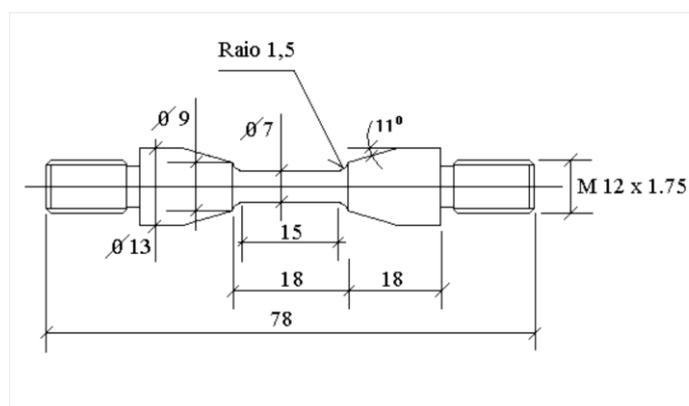


Figura 4.5: Corpo de prova para ensaio de torção a quente. Medidas em milímetros.

4.8.2 Ensaio com múltiplas deformações em resfriamento contínuo

Primeiramente o ensaio de torção foi utilizado para a determinação das temperaturas críticas de processamento do material (T_{nr} , Ar_3 e Ar_1). Neste ensaio foi seguida uma metodologia conforme a literatura (JORGE and BALANCIN, 1993; BORATTO et al, 1987; CALVO et al, 2010). O corpo de prova foi aquecido até a temperatura de 1200°C a uma taxa de aquecimento de 2°C/s e mantido nesta temperatura por 2 minutos e 20 minutos, tempo necessário para a completa homogeneização da temperatura do corpo de prova. Os dois tempos de espera foram usados para observar o efeito do tempo de encharque nas temperaturas críticas do material, seguindo discussões presentes na literatura (SHIAVO et al, 2011).

Em seguida foi resfriado a uma taxa de 1°C/s , aplicando-se passes com deformação de 0,2, sendo a primeira realizada a 1170°C e as subsequentes em intervalos de 30°C até 630°C . O ciclo térmico esquemático realizado neste ensaio é demonstrado na Figura 4.6.

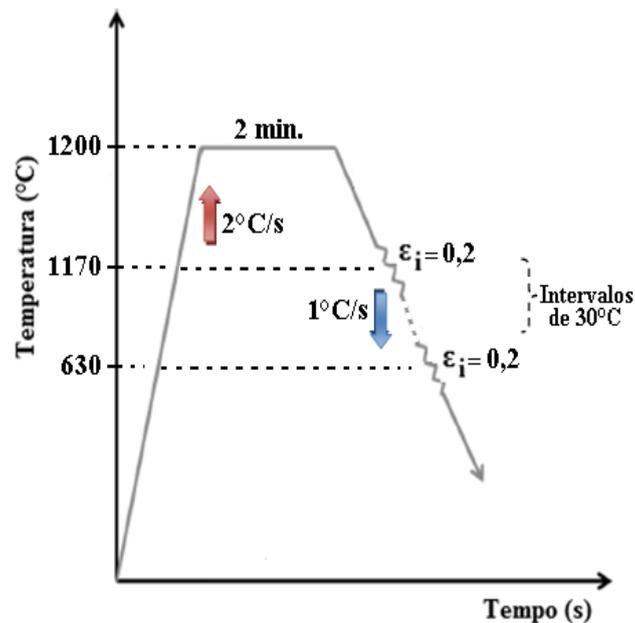


Figura 4.6: Esquema do ensaio com múltiplas deformações em resfriamento contínuo.

4.8.3. Simulação da laminação industrial

Foi proposta a simulação da laminação industrial, onde foram simulados os passes dados no laminador seguindo o procedimento de reaquecimento, desbaste e acabamento aplicados na produção do aço. Nesta etapa, foi simulado o processamento de laminação a quente de um aço microligado estrutural em laminador do tipo Steckel, visando um melhor entendimento da evolução da recristalização da austenita, durante o processo. Nas Tabelas IV-2 e IV-3 estão detalhados os parâmetros de laminação que foram simulados. Os tempos entre passes foram calculados para o meio do comprimento da tira.

Neste ensaio o corpo de prova foi aquecido até a temperatura de 1230°C a uma taxa de aquecimento de 2°C/s e mantido nesta temperatura por 2 minutos. Em seguida foi resfriado a uma taxa compatível com o tempo entre passes e aplicadas as deformações conforme previsto nas Tabelas IV-2 e IV-3. No final da última deformação o corpo de prova foi resfriado até a temperatura de 550°C para simular o resfriamento entre o laminador e a bobinadeira, sendo utilizadas duas taxas de resfriamento uma de 5°C/s e outra de 15°C/s.

Este procedimento foi repetido para outros seis ensaios, porém foram variadas as temperaturas de acabamento da Tabela IV-3 aplicando-se diferentes deformações abaixo de T_{nr} . Nestes ensaios as temperaturas de início de acabamento foram decrescidas de 30°C a cada simulação, variando entre 960°C e 780°C. Os parâmetros destes ensaios foram relacionados com os resultados obtidos na metalografia (tamanho de grão) e ensaios mecânicos (microdureza).

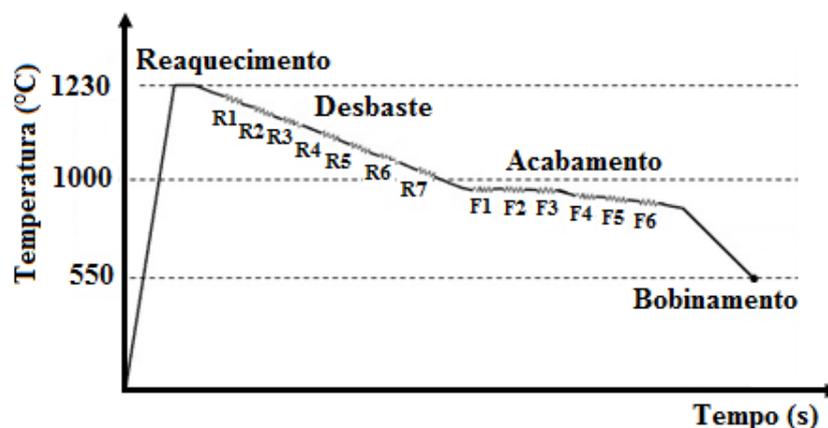


Figura 4.7: Esquema indicando os ensaios da simulação da laminação industrial.

Na Figura 4.7 é possível observar esquematicamente o ciclo térmico que foi realizado nos ensaios.

Tabela IV-2: Esquemas de passes para a simulação do aço estrutural no laminador Steckel equivalente á etapa de desbaste.

Passe	Deformação Equivalente	Tempo entre passes (s)	Temperatura (°C)
R1	0,16	5	1200
R2	0,24	5	1160
R3	0,3	6	1130
R4	0,37	6	1100
R5	0,42	8	1070
R6	0,44	10	1030
R7	0,45	13	1000

Tabela IV-3: Esquemas de passes para a simulação do aço estrutural no laminador Steckel equivalente á etapa de acabamento.

Passe	Deform. Equiv.	Tempo entre passes (s)	Temperatura (°C)						
			Ens. 1	Ens. 2	Ens. 3	Ens. 4	Ens. 5	Ens. 6	Ens. 7
F1	0,44	*	960	930	900	870	840	810	780
F2	0,41	11	960	930	900	870	840	810	780
F3	0,38	10	960	930	900	870	840	810	780
F4	0,33	14	950	920	890	860	830	800	770
F5	0,28	20	940	910	880	850	820	790	760
F6	0,21	30	930	900	870	840	810	780	750

(*) O tempo entre passes da deformação de acabamento F1 variou de acordo com a temperatura de realização dos ensaios.

Foi reproduzida a simulação de temperatura de ultima deformação de 810°C seguindo-se o mesmo procedimento, porém foi utilizado um tempo de espera de 20 minutos. No final da

ultima deformação o corpo de prova foi resfriado com uma taxa de 5°C/s . Este procedimento foi utilizado como comparação aos resultados obtidos com tempo de espera de 2 minutos para a mesma taxa de resfriamento e temperatura de ultima deformação.

4.8.4. Ensaio de torção a frio

Corpos de prova de duplicatas das simulações de laminação industrial foram ensaiados por torção na temperatura ambiente, sendo utilizados os corpos de provas dos ensaios com resfriamento a uma taxa de 5°C/s . Foram levantadas as curvas de tensão versus deformação e determinados os pontos de inflexão na tensão cisalhante que foram correlacionados com os tamanhos de grão da ferrita do material medido conforme o item 4.5. Além disso, foram observados os valores dos pontos de inflexão na tensão cisalhante para a taxa de resfriamento de 15°C/s , sendo neste caso compara com os valores das temperaturas de ultima deformação das simulações.

5. Resultados e Discussões

O aço como recebido, utilizado para a usinagem dos corpos de prova dos ensaios de torção apresentou microestrutura ferrítica e perlítica. Na Figura 5.1 é possível observar a microestrutura deste aço na seção longitudinal à laminação. O tamanho de grão ferrítico ASTM apresentado foi de 8,0ASTM que corresponde ao diâmetro médio de 20 μ m.

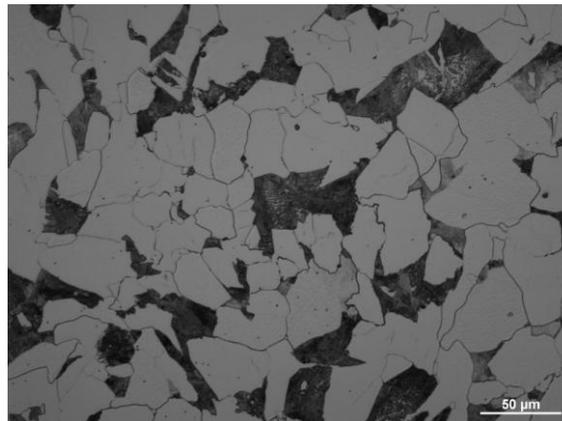


Figura 5.1: Microestrutura do esboço do aço trabalhado.

5.1. Ensaio com Múltiplas Deformações com Resfriamento Contínuo

Os resultados obtidos neste ensaio foram utilizados para a determinação das temperaturas críticas para o processamento do aço, ou seja, T_{nr} , Ar_3 e Ar_1 . As condições de realização deste ensaio foram descritas no item 4.8.2.

A Figura 5.2 apresenta as curvas tensão-deformação obtida neste ensaio, sendo representadas as temperaturas de deformação acima da curva ($^{\circ}C$).

Na Figura 5.2 é possível observar a variação da tensão em relação à temperatura em que a deformação foi aplicada. Nota-se que a tensão aumenta quando a temperatura diminui, e que ocorre amaciamento entre passes (recristalização estática da austenita) acima de $960^{\circ}C$. Já em temperaturas menores do que $960^{\circ}C$ ocorre aumento acentuado da tensão, com acúmulo de

encruamento na austenita. Este fato é decorrente da mudança da região de recristalização para a região de encruamento. Esta mudança de comportamento permite determinar Tnr.

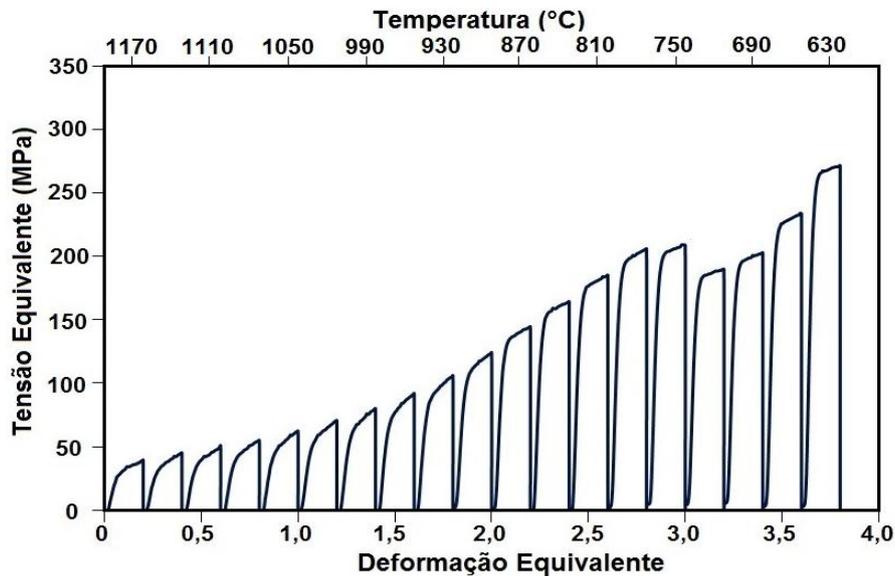


Figura 5.2: Curva de tensão versus deformação obtidas através do ensaio de torção com múltiplas deformações em resfriamento contínuo. Tempo de encharque de 2 minutos.

Seguindo a diminuição de temperatura, observa-se a queda de tensão, evidenciando o aparecimento de ferrita, correspondente à temperatura de início de transformação austenita-ferrita (Ar3). Finalmente, o aumento da tensão com a diminuição da temperatura evidencia o final da transformação austenítica ou Ar1.

Na Figura 5.3 é representado o gráfico de tensão equivalente média pelo o inverso da temperatura absoluta vezes mil ($1000/T$). Neste gráfico é possível determinar com mais precisão os valores de Tnr, Ar3 e Ar1. Estes dados são relacionados na Tabela V-1 com os valores obtidos nos cálculos feitos através das equações 3.4 e 3.5 do item 3.7 para Tnr e Ar3, respectivamente.

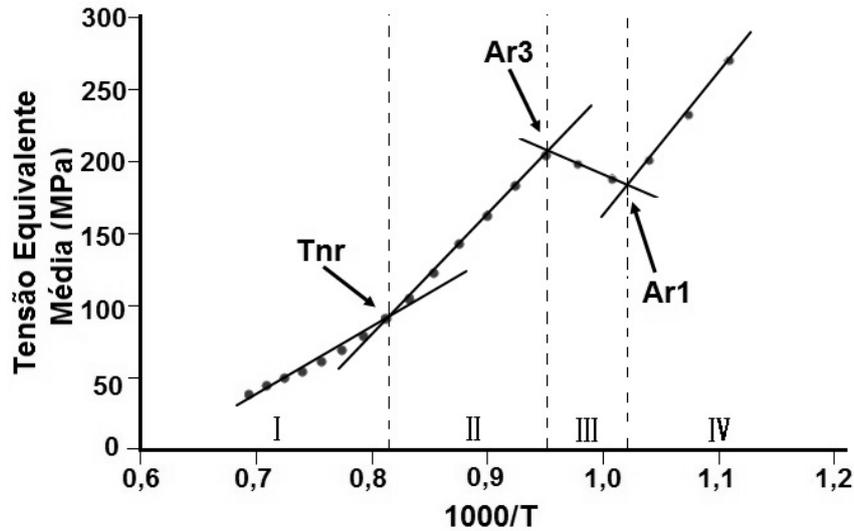


Figura 5.3: Gráfico da tensão equivalente média versus $1000/T$, mostrando as regiões de T_{nr} , $Ar3$ e $Ar1$ para o aço. Tempo de encharque de 2 minutos.

Tabela V-1: Valores de T_{nr} , $Ar3$ e $Ar1$ obtidos no ensaio de torção (tempo de encharque 2 minutos) e através do cálculo utilizando as equações descritas.

	T_{nr}	$Ar3$	$Ar1$
Calculado	921°C	775°C	-
Ensaio de Torção	957°C	770°C	706°C

Foi observado que a variação entre o valor calculado pelas equações 3.4 e 3.5 e o obtido através do ensaio de torção são pequenos, apresentando uma diferença de aproximadamente 3% para T_{nr} e menos de 1% para $Ar3$.

Quando comparado os valores do ensaio de torção com tempo de encharque de 2 minutos com os resultados para o encharque em 20 minutos, foi possível observar que T_{nr} não foi influenciada, comprovando então que todo o Nb presente no aço estava dissolvido também com o tempo de encharque de 2 minutos. Porém as temperaturas $Ar3$ e $Ar1$ diminuíram, conforme apresentado na Tabela V-2. Mesmo que os resultados obtidos apresentem essa tendência, poderia ser afirmado que o efeito do tempo é, relativamente, muito pouco significativo (SHIAVO et al, 2011).

Tabela V-2: Valores de Tnr, Ar3 e Ar1 obtidos no ensaio de torção (tempo de encharque 20 minutos).

	Tnr	Ar3	Ar1
Ensaio de Torção	957°C	753°C	701°C

Os valores das temperaturas críticas também foram relacionados com os dados obtidos nos ensaios dilatométricos, sendo observadas através das curvas de dilatação pelas temperaturas obtidas nos ensaios (Figura 5.4 a 5.6). A temperatura Ar3 determinada por dilatometria (conforme representada na Tabela V-3) para taxa de resfriamento de 1°C/s (740°C) foi menor que a obtida por ensaios de torção em resfriamento contínuo com a mesma taxa de resfriamento, confirmando a influência da deformação nas temperaturas de transformação de fases.

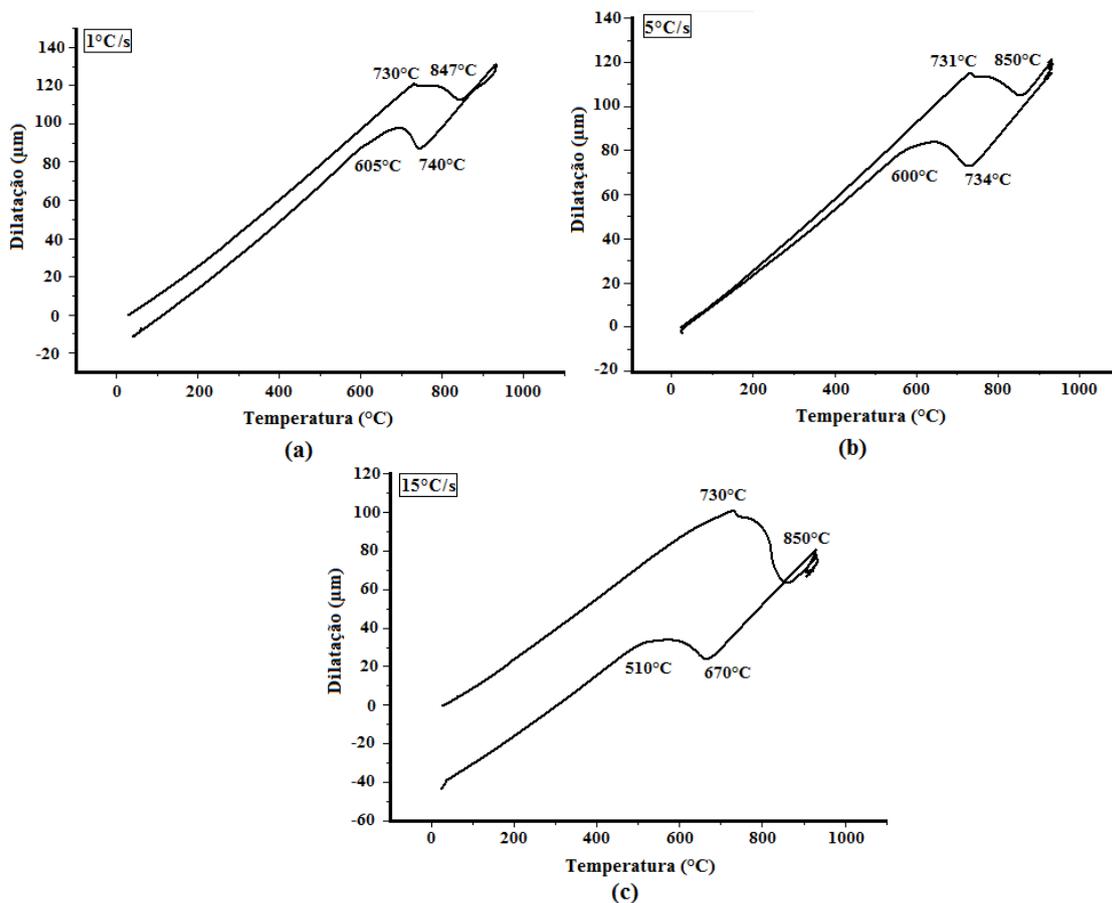


Figura 5.4: Curvas de dilatação (µm) versus a temperatura (°C) para as taxas de resfriamento de (a) 1°C/s, (b) 5°C/s e (c) 15°C/s. Comprimento do corpo de prova 1,2 10⁴µm.

Tabela V-3: Temperaturas de transformações de fases, Ac1, Ac3, Ar1 e Ar3 em função da taxa de resfriamento.

Taxa de resfriamento(°C/s)	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	Ar3 (°C)	Ar1 (°C)
1	731	847	740	605
5	730	850	734	600
15	730	850	670	510

5.2. Ensaio para a Simulação da Laminação Industrial

As curvas tensão-deformação obtidas nos ensaios são apresentadas no gráfico da Figura 5.5. Nestes ensaios, foram aplicadas sete deformações consideradas de desbaste que não se alteraram e seis deformações de acabamento, conforme descrito no item 4.8.3. As temperaturas de desbaste são comuns para todos os ensaios conforme descrito na Tabela IV-2 e as temperaturas de última deformação são apresentadas na legenda do gráfico. As curvas obtidas são representadas pelas temperaturas de última deformação aplicadas, sendo o primeiro efetuado em 930°C e o último em 750°C, de acordo com a Tabela IV-3.

Algumas observações podem ser feitas pela análise das curvas da Figura 5.5: Na região correspondente à laminação de desbaste, não foi observado amaciamento dinâmico em nenhuma das deformações, ocorrendo amaciamento por recristalização estática entre os passes evidenciada pelo fato das tensões de escoamento em cada passe serem menores que a tensão máxima do passe anterior. O aumento de tensão de um passe para outro se deve apenas à queda de temperatura. As tensões de escoamento em cada passe são menores que a tensão máxima do passe anterior, evidenciando a ocorrência de recristalização estática. Portanto, toda a laminação de desbaste ocorre na região de recristalização.

O mesmo comportamento, recristalização entre passes, foi observado para a laminação de acabamento nos ensaios com temperatura de última deformação entre 870 e 930°C, apesar de serem temperaturas abaixo de T_{nr} . A recristalização em temperaturas abaixo da T_{nr} pode ter ocorrido devido às maiores deformações em cada passe que aquelas realizadas nos ensaios em resfriamento contínuo. Deve ser ainda observado o elevado tempo de espera entre o desbaste e o acabamento e a pequena queda de temperatura durante o acabamento.

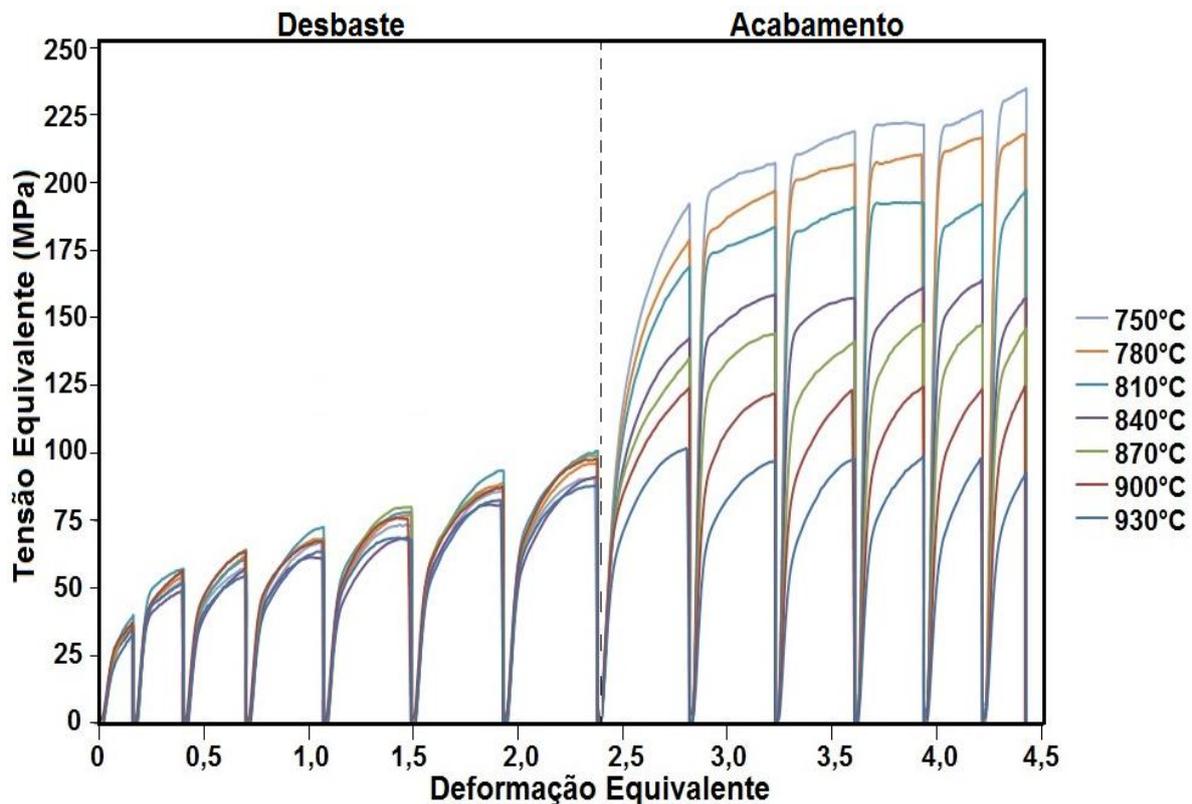


Figura 5.5: Curvas de tensão versus deformação geradas através do ensaio de torção da simulação de laminação para diferentes temperaturas de acabamento.

Na região de laminação de acabamento, nos ensaios com temperatura de último passe abaixo de 870°C, foi observado o acúmulo de encruamento entre passes, seguido, alguns casos de pequeno amaciamento entre passes, talvez por recuperação estática. Já para o ensaio realizado com temperatura de último passe de 750°C, abaixo de Ar₃, foi observada recuperação dinâmica no quarto passe de acabamento, evidenciando a presença de ferrita na microestrutura.

Ao se reproduzir a simulação com temperatura de última deformação de 810°C e tempo de encharque de 20 minutos, foi possível observar que na curva de tensão-deformação obtida a tensão equivalente máxima diminuiu.

Ao se reproduzir os ensaios para a obtenção das réplicas para os ensaios de torção a frio, foi possível observar que os novos ensaios realizados apresentaram boa reprodutibilidade, apresentando curvas similares às apresentadas na Figura 5.5, conforme é demonstrado na Figura 5.6, sendo demonstradas três temperaturas de deformação diferentes, 930°C, 840°C e 750°C, respectivamente.

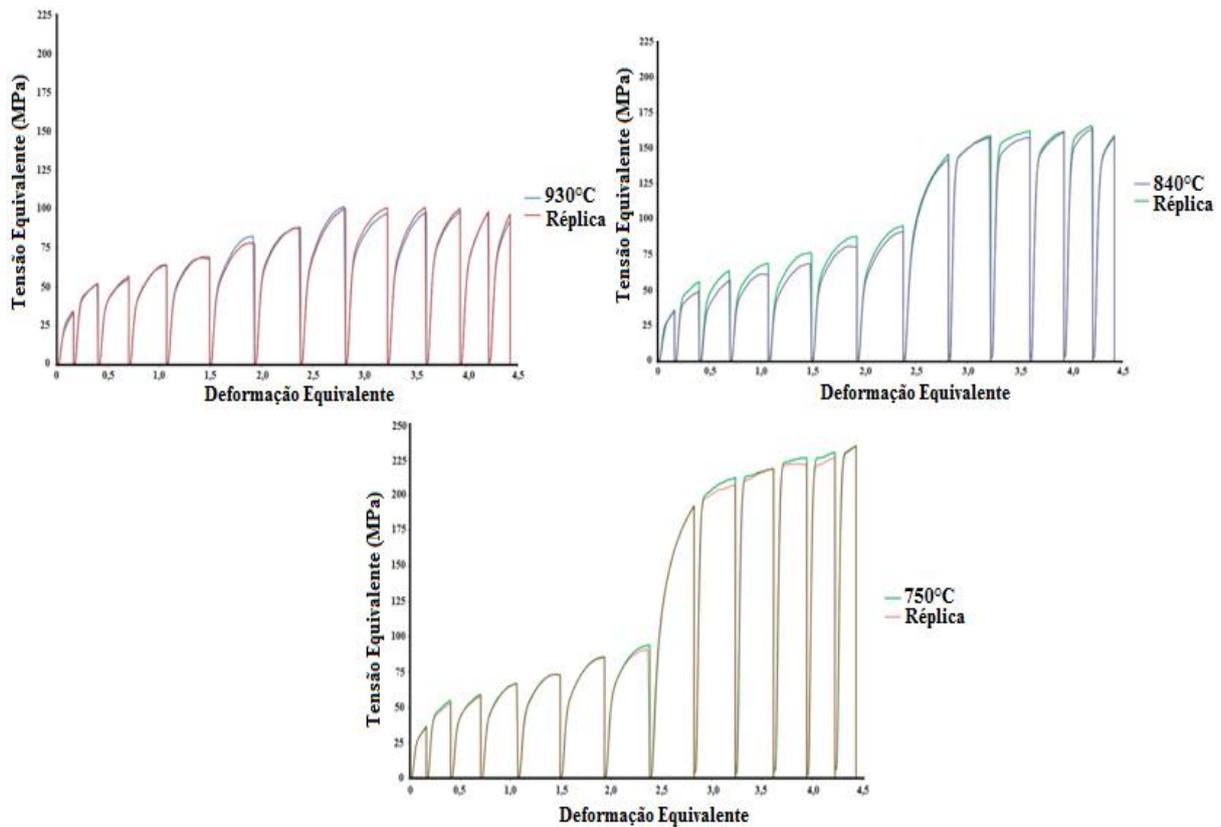


Figura 5.6: Comparação das curvas de tensão por deformação dos ensaios de torção a quente.

5.3. Microestrutura das Amostras Após Ensaio de Torção

Nas Figuras 5.7 e 5.8 são apresentadas as microestruturas da região deformada nos corpos de prova para cada temperatura de último passe para a taxa de resfriamento de 5°C/s.

É possível constatar o refinamento do grão ferrítico à medida que esta temperatura decresce. Além disso, foram observadas melhor distribuição e diminuição do tamanho das colônias de perlita em relação ao abaixamento da temperatura de último passe.

As temperaturas de último passe nas quais foi possível obter refinamento mais acentuado de grãos ferríticos, a partir de austenita não recristalizada (750 a 840°C) para o aço estudado, são baixas quando comparadas com as temperaturas usuais de laminação (Figura 5.7 d e Figuras 5.8 e, f, g). Sabe-se, no entanto, que o aumento no teor de Nióbio possibilita o aumento da temperatura de não recristalização, permitindo que sejam empregadas temperaturas mais elevadas de último passe, compatíveis com cargas adequadas ao laminador (CALVO et al, 2010).

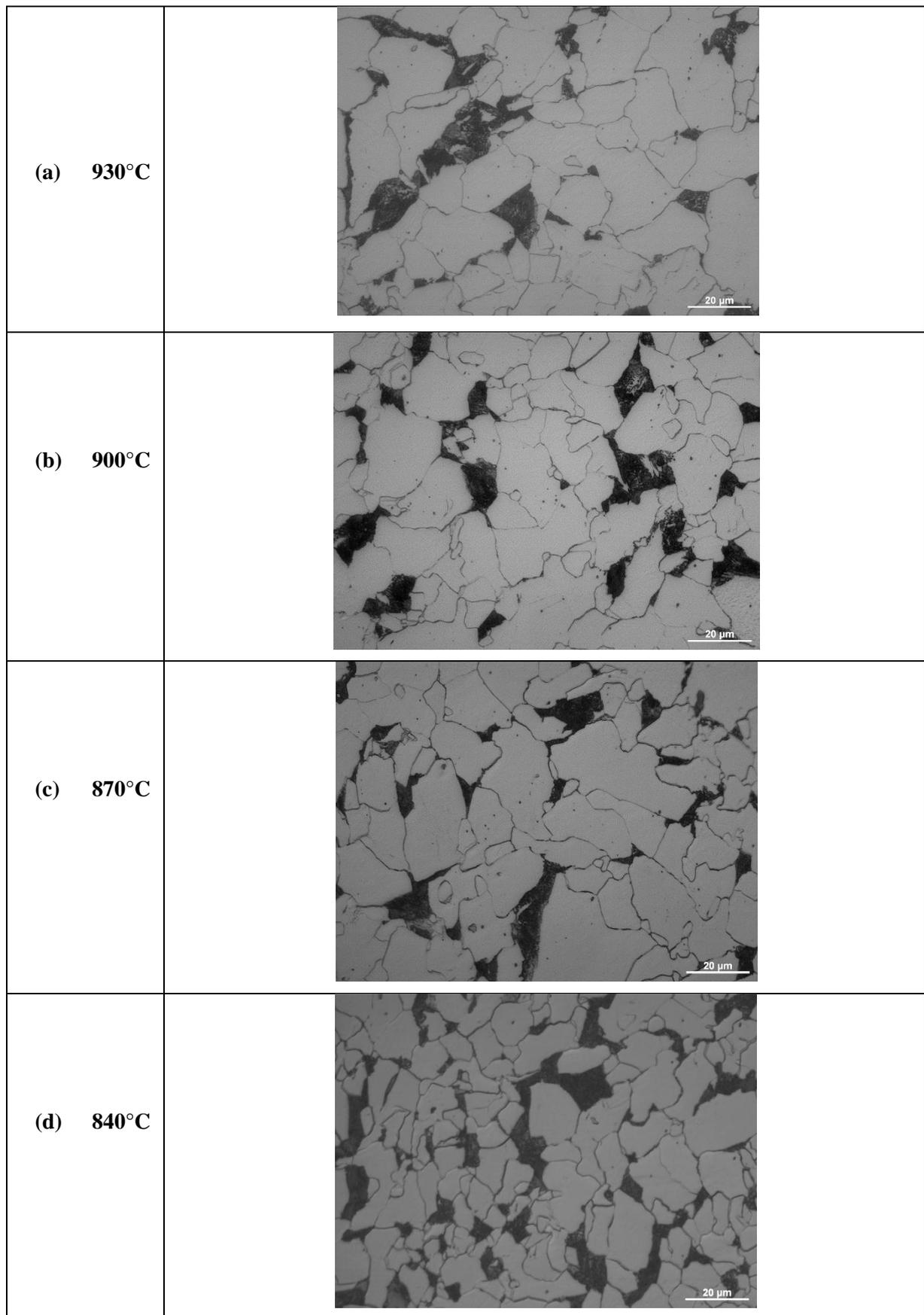


Figura 5.7: Imagens de microscopia óptica nas regiões deformadas para as temperaturas de último passe de 930°C, 900°C, 870°C e 840°C. Taxa de resfriamento após as deformações de 5°C/s. Ataque químico Nital 5%.

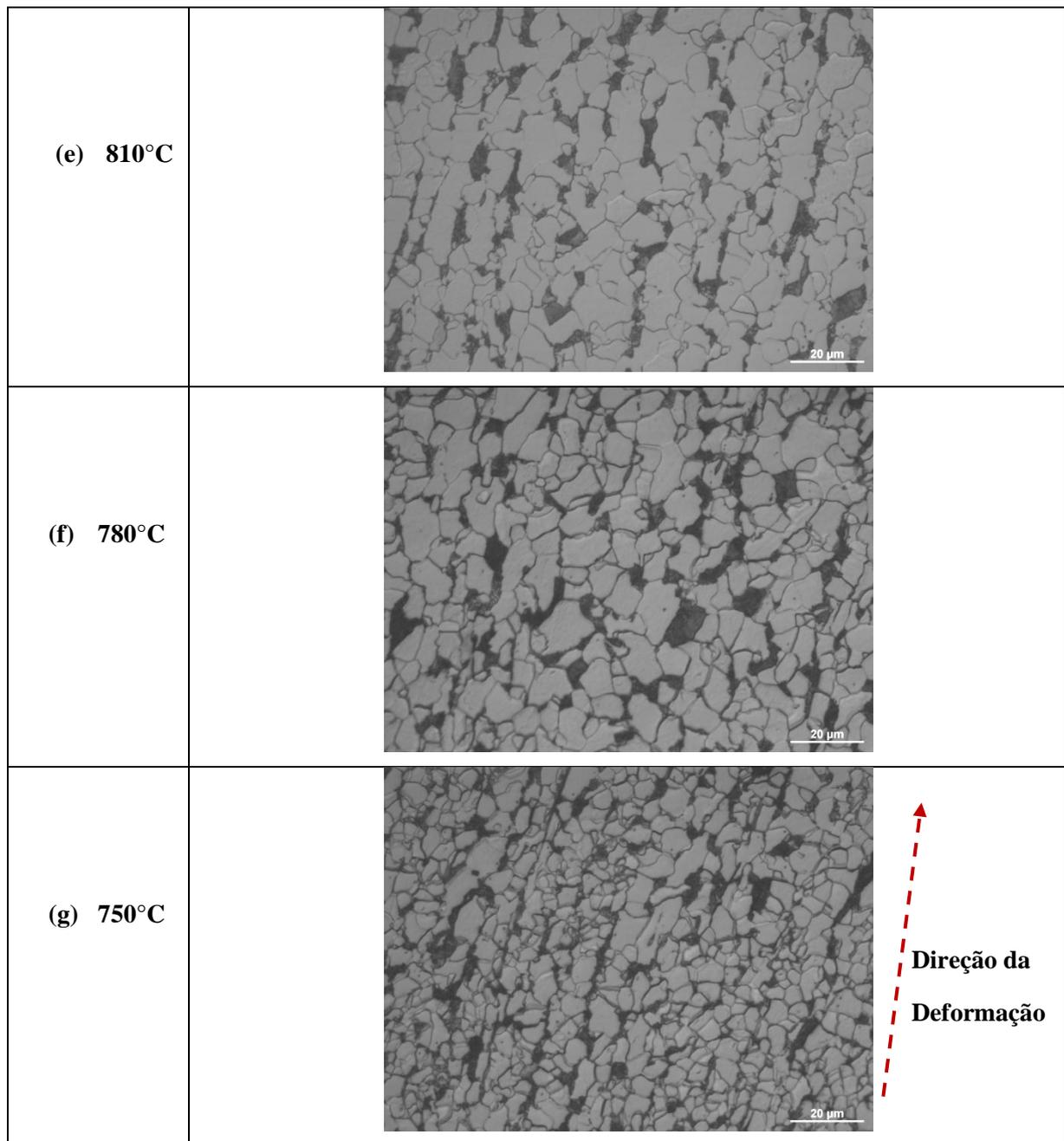


Figura 5.8: Imagens de microscopia óptica nas regiões deformadas para as temperaturas de último passe de 810°C, 780°C e 750°C. Taxa de resfriamento após as deformações de 5°C/s. Ataque químico Nital 5%.

Ao ser utilizada a taxa de resfriamento de 15°C/s após as deformações, foi observada a formação de microestrutura acicular para as temperaturas de ultima deformação mais elevadas, ou seja, 930°C, 900°C e 870°C. Porém as temperaturas inferiores apresentaram basicamente as mesmas microestruturas apresentadas nas imagens com taxa de resfriamento de 5°C/s. As imagens obtidas das temperaturas de 930 a 870°C são representadas na Figura 5.9.

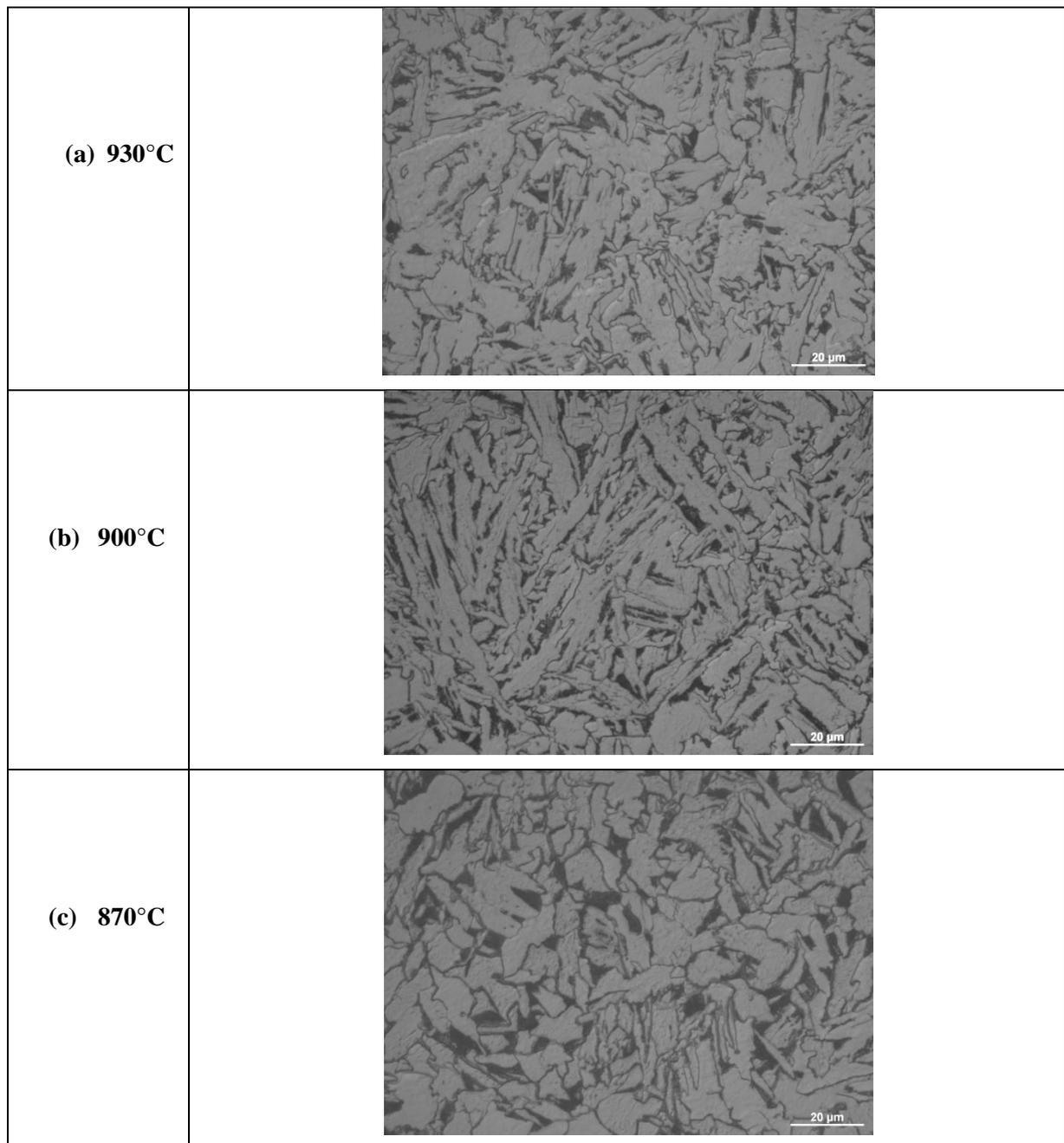


Figura 5.9: Imagens de microscopia óptica nas regiões deformadas para as temperaturas de último passe de 930°C, 900°C e 870°C, resfriamento após as deformações a uma taxa de 15°C/s. Ataque químico Nital 5%.

Conforme observado na literatura (OGATA, 2009) para aços similares ao estudado, esta microestrutura acicular formada em resfriamento maior (15°C/s) pode ser composta de ferrita quase poligonal, ferrita poligonal, agregados eutetóides e MA. Podendo ainda existir uma pequena quantidade de ferrita granular. Nas taxas de resfriamento menor (5°C/s), a microestrutura passou a ser constituída por ferrita poligonal e agregados eutetóides.

Foi observado também que as microestruturas das amostras submetidas aos ensaios dilatométricos, apresentaram a mesma tendência das amostras dos ensaios de torção a quente, ou seja, com o aumento da taxa de resfriamento a microestrutura torna-se acicular, conforme é representado na Figura 5.10.

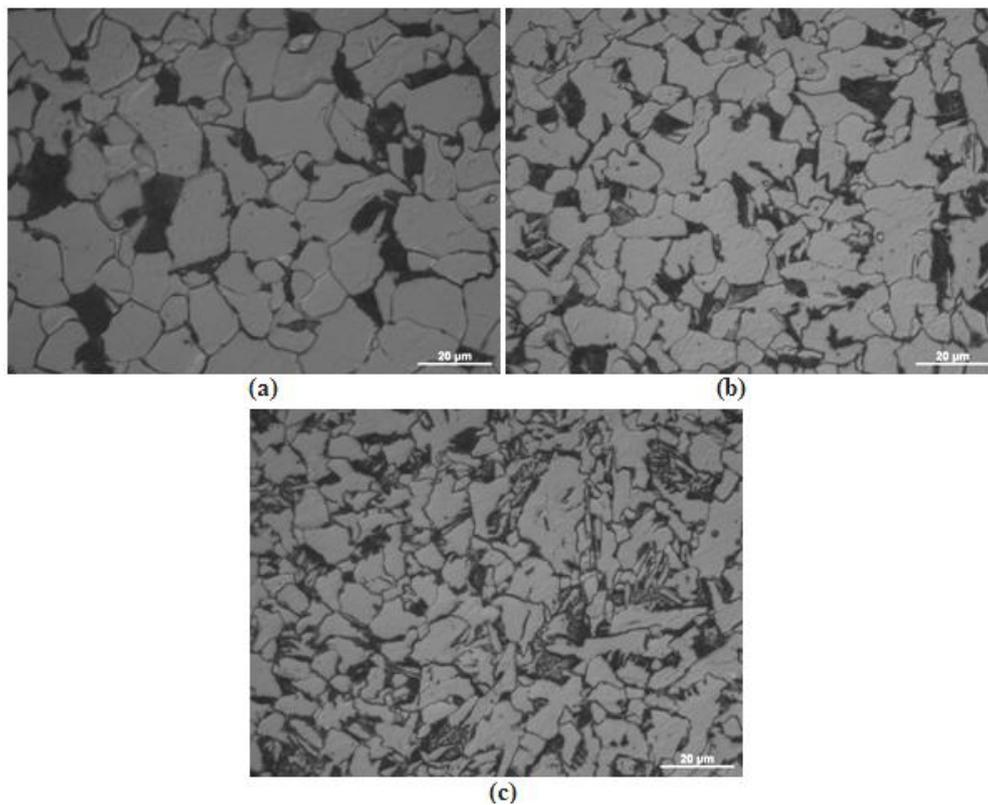


Figura 5.10: Microestrutura apresentada após os ensaios dilatométricos, sendo representado conforme a taxa de resfriamento utilizado. (a) 1°C/s, (b) 5°C/s e (c) 15°C/s. Ataque químico Nital 5%.

5.4. Medidas de Tamanho de Grão Ferrítico

Os valores de tamanho de grão ferrítico obtidos com utilização do software Image-Pro para taxa de resfriamento de 5°C/s apresentados na Tabela V-4.

O tamanho de grão ferrítico foi refinado de 14 μm para simulações de laminação de acabamento, na região de recristalização, para até 4 μm nas simulações na região de não

recristalização, como consequência da laminação controlada e a utilização do Nb como microligante.

Tabela V-4: Valores medidos para o tamanho de grão ferrítico ASTM e em μm obtidos. Taxa de resfriamento após as deformações de 5°C/s .

Temperatura de último passe ($^\circ\text{C}$)	Tamanho de grão (ASTM)	Tamanho de grão (μm)	Intervalo de confiança (95%)
930	9,0	14,0	$\pm 0,11$
900	9,5	12,0	$\pm 0,17$
870	10,0	10,0	$\pm 0,13$
840	10,5	8,4	$\pm 0,10$
810	11,0	7,0	$\pm 0,18$
780	12,0	5,0	$\pm 0,15$
750	12,5	4,0	$\pm 0,11$

Foram também determinados os tamanhos de grão das amostras com taxa de resfriamento de 15°C/s após as deformações que não apresentarem microestrutura acicular. Neste caso, também ocorreu refinamento do grão ferrítico (Tabela V-5).

Tabela V-5: Valores medidos para o tamanho de grão ferrítico ASTM e em μm para amostras com taxa de resfriamento de 15°C/s após as deformações.

Temperatura de último passe ($^\circ\text{C}$)	Tamanho de grão (ASTM)	Tamanho de grão (μm)	Intervalo de confiança (95%)
840	11,0	7,0	$\pm 0,11$
810	11,5	6,0	$\pm 0,16$
780	12,5	4,0	$\pm 0,15$
750	13,0	3,5	$\pm 0,06$

Os valores da Tabela V-4 para a taxa de 5°C/s são apresentados nas Figuras 5.11(a) e 5.11(b), onde o tamanho de grão ferrítico ASTM e diâmetro médio em μm , respectivamente, são relacionados com a temperatura de última deformação. Nestes gráficos é possível ver mais claramente a queda do tamanho de grão ferrítico com a diminuição da temperatura.

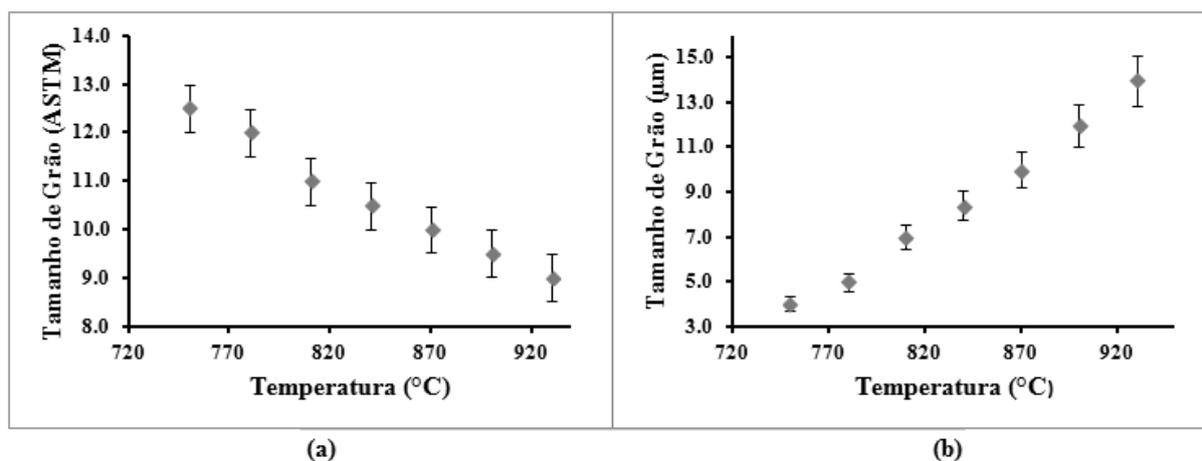


Figura 5.11: Gráficos do tamanho de grão ferrítico em função da temperatura de último passe dos ensaios de torção com a taxa de resfriamento após as deformações de 5°C/s, sendo (a) o tamanho de grão ASTM e (b) em µm.

Quando comparado os resultados das duas taxas de resfriamentos para a temperatura de última deformação de 810°C e tempo de encharque de 20 minutos foi possível observar que o tamanho de grão ferrítico sofreu um aumento de 3µm e 4 µm em relação aos obtidos nos ensaio com tempo de encharque de 2 minutos. Comprovando que com o aumento do tempo de encharque o grão aumentou, diminuindo o refino do mesmo.

5.5. Medidas de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados com carga de 300g (HV₃₀₀) em três posições sobre a seção polida dos corpos de prova após os ensaios de torção descritos no item 4.8.3. O valor de dureza resultante foi calculado pela média dos valores medidos. A Tabela V-6 apresenta os valores obtidos para as duas taxas de resfriamento utilizadas após a última deformação.

As Figuras 5.12(a) e 5.12(b) mostram respectivamente gráficos da dureza em função das temperaturas dos ensaios e da dureza em função do tamanho de grão ferrítico para a taxa de 5°C/s. Observa-se que a microdureza aumenta na medida em que a temperatura de

deformação de acabamento diminui e que quanto menor o tamanho de grão obtido, maior foi o valor da microdureza.

Tabela V-6: Valores obtidos nos ensaios de microdureza em relação às temperaturas da torção para as duas taxas de resfriamento utilizadas.

Temperatura (°C)	Microdureza	
	Taxa de 5°C/s	Taxa de 15°C/s
750	175	174
780	170	172
810	168	171
840	167	166
870	163	194
900	162	190
930	161	177

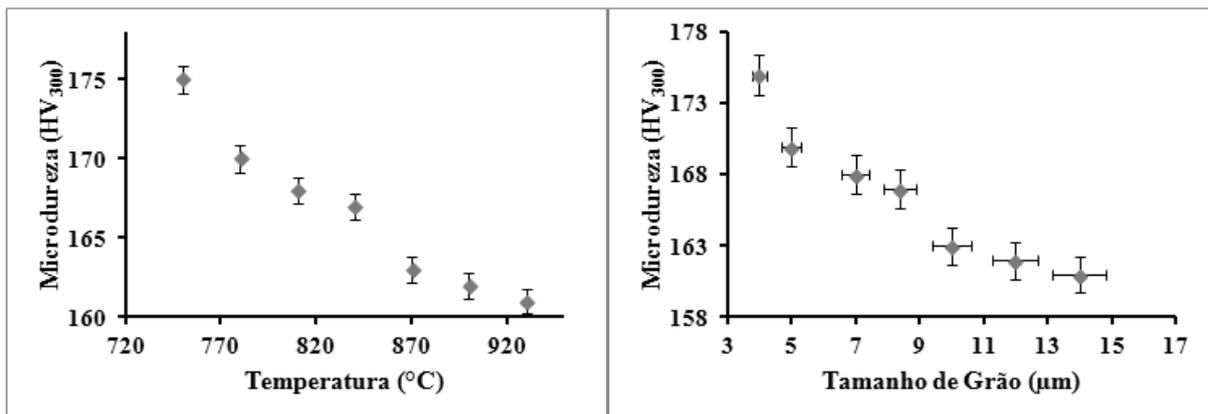


Figura 5.12: Gráfico da (a) microdureza em função da temperatura de realização dos ensaios de torção e (b) relação entre a microdureza com o tamanho de grão ferrítico. Valores determinados para os ensaios com taxa de resfriamento após as deformações de 5°C/s.

A Figura 5.13 representa o gráfico da dureza em relação à temperatura de último passe para taxa de resfriamento de 15°C/s. Observa-se o mesmo comportamento apresentado na taxa de 5°C/s para as temperaturas mais baixas de último passe, ou seja, de 750°C até 840°C. Porém, nas temperaturas maiores, de 870°C a 930°C, onde foi observado presença de microestrutura acicular, a microdureza aumentou. No entanto foi observado que para estas temperaturas a

dureza também aumentou com a diminuição da temperatura de último passe, seguindo assim o mesmo comportamento nas amostras que não apresentaram microestrutura acicular.

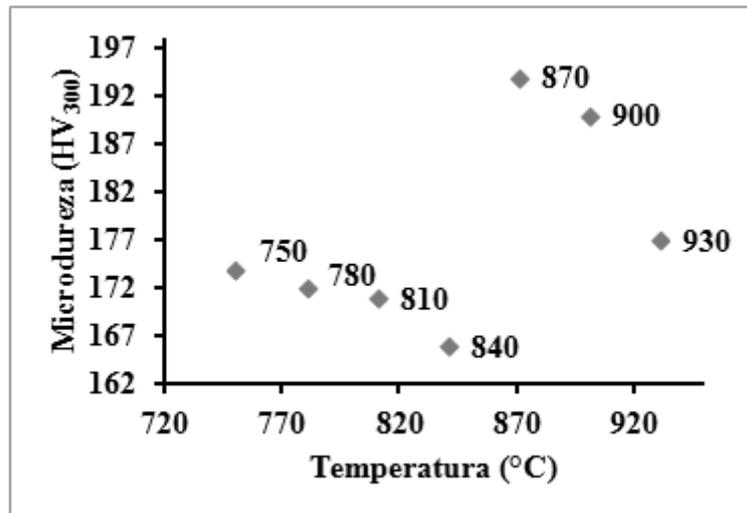


Figura 5.13: Gráfico da microdureza em função da temperatura de realização dos ensaios de torção.

Quando relacionado os resultados de microdureza para a temperatura de ultima deformação de 810°C para as duas taxas de resfriamento e tempo de encharque de 2 minutos com a simulação com tempo de 20 minutos, foi observado que a microdureza diminuiu com o aumento do tempo de encharque, sendo está diferença de 23HV₃₀₀ e 26 HV₃₀₀ para as taxas de 5°C/s e 15°C/s, respectivamente.

As taxas de resfriamento, quando submetidas aos ensaios de dilatométrica, também influenciaram na dureza das amostras, sendo observado o aumento da dureza em relação ao aumento destas taxas, onde foram obtidos 159, 162 e 171HV₃₀₀ para as taxas de 1°C/s, 5°C/s e 15°C/s, respectivamente.

5.6. Ensaio de Torção a Frio

As curvas de tensão cisalhante em função da deformação obtidas nos ensaios de torção a frio em corpos de prova de réplicas das simulações são apresentadas no gráfico da Figura 5.14.

Este procedimento foi reproduzido para as temperaturas que apresentaram microestrutura acicular em que foram realizados os ensaios de torção com taxa de resfriamento de 15°C/s. Foi observado que o comportamento apresentado pela curva de torção a frio nestas condições foi similar ao realizado a taxa menor.

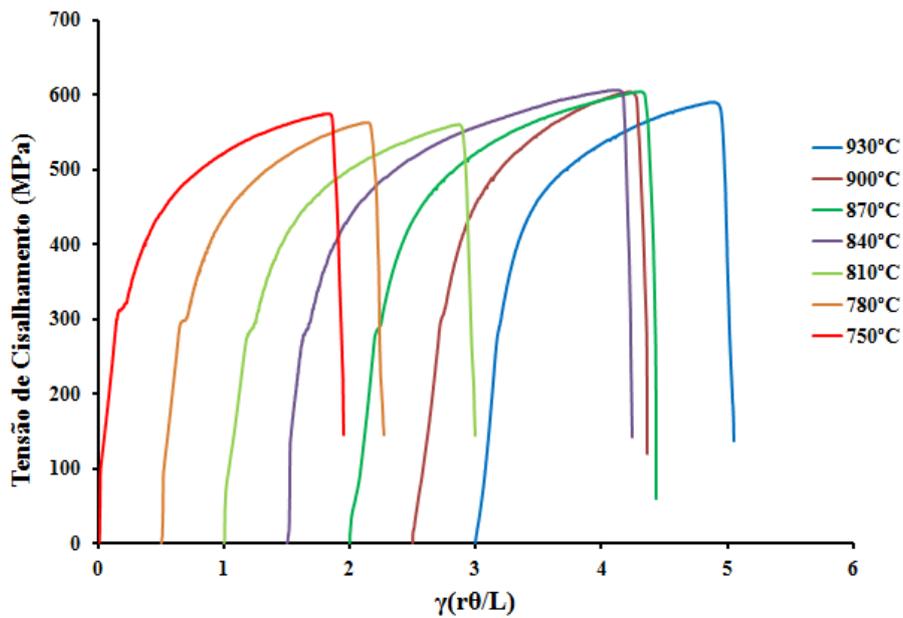


Figura 5.14: Curvas de tensão cisalhante versus deformação obtidas nos ensaios de torção a frio em corpos de prova de réplicas das simulações. Taxa de resfriamento de 5°C/s.

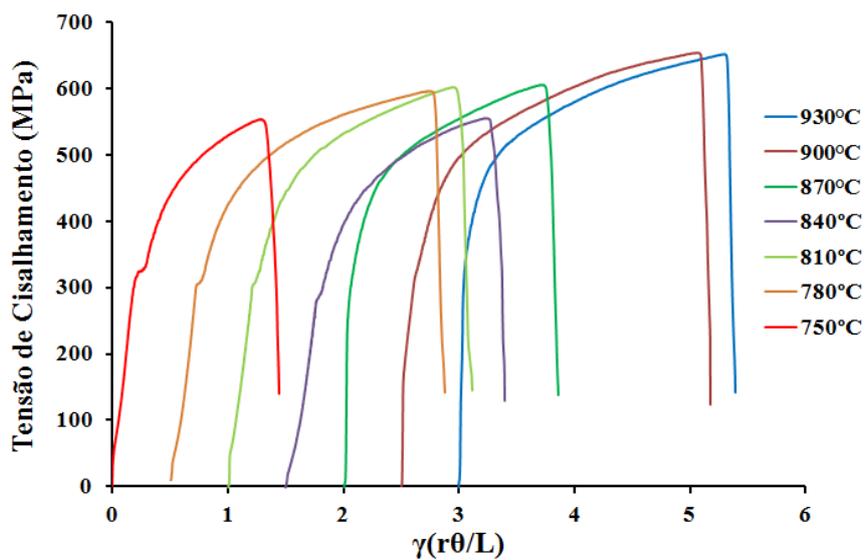


Figura 5.15: Curvas de tensão cisalhante versus deformação obtidas nos ensaios de torção a frio em corpos de prova de réplicas das simulações. Taxa de resfriamento de 15°C/s.

Destas curvas foram obtidos os valores dos limites de escoamentos em torção (Tabela V-7) para cada temperatura de deformação de último passe aplicada nos ensaios de torção a quente e taxas de resfriamento utilizadas nos ensaios.

Tabela V-7: Valores dos limites de escoamento em torção obtido através do ensaio de torção a frio.

Limite de Escoamento em Torção (MPa)	Temperatura (°C)	Taxa de Resfriamento (°C/s)
304	750	5
290	780	5
275	810	5
278	840	5
280	870	5
298	900	5
275	930	5
315	750	15
302	780	15
300	810	15
281	840	15
260	870	15
313	900	15
298	930	15

A Figura 5.16 apresenta os gráficos dos valores de tensão cisalhante obtidos utilizando-se os ensaios de torção a frio em função das temperaturas de aplicação das últimas deformações nos ensaios de torção a quente e diferentes taxas de resfriamento.

Observa-se na Figura 5.16 que a tensão cisalhante decresce à medida que a temperatura de última deformação aumenta. Nota-se também que os corpos de prova que foram deformados na região de recristalização (temperaturas de 870, 900 e 930°C) apresentaram patamares de tensão cisalhante diferentes em relação aos corpos de prova deformados na região de não recristalização (temperaturas de 750 a 840°C). A tensão cisalhante também aumenta com a taxa de resfriamento, como mostrado na Figura 5.17 para as menores temperaturas de deformação, sem a influência da microestrutura acicular.

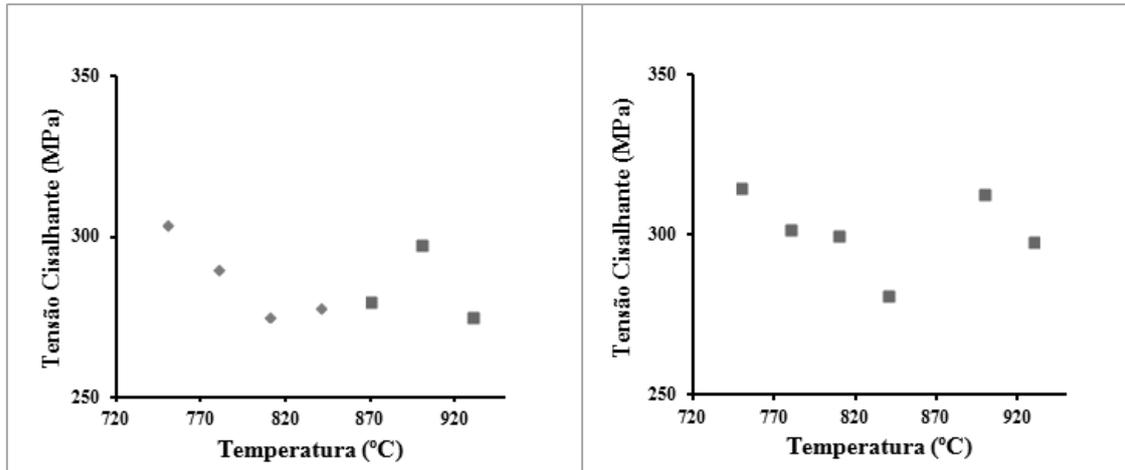


Figura 5.16: Gráfico da tensão cisalhante em relação à temperatura de última deformação. (a) taxa de resfriamento de 5°C/s e (b) 15°C/s.

Quando comparado com para a taxa de resfriamento de 15°C/s, foi observado na Figura 5.16 que a tensão cisalhante também decresce à medida que a temperatura de última deformação aumenta. Porém, os corpos de prova ensaiados nas temperaturas de ultima deformação de 900°C e 930°C apresentou um aumento na tensão cisalhante, sendo possível uma maior influência da microestrutura acicular obtida nestas temperaturas para taxa de resfriamento mais alta. A tensão cisalhante também aumenta com a taxa de resfriamento, como mostrado na Figura 5.17 para as menores temperaturas de deformação, sem a influência da microestrutura acicular.

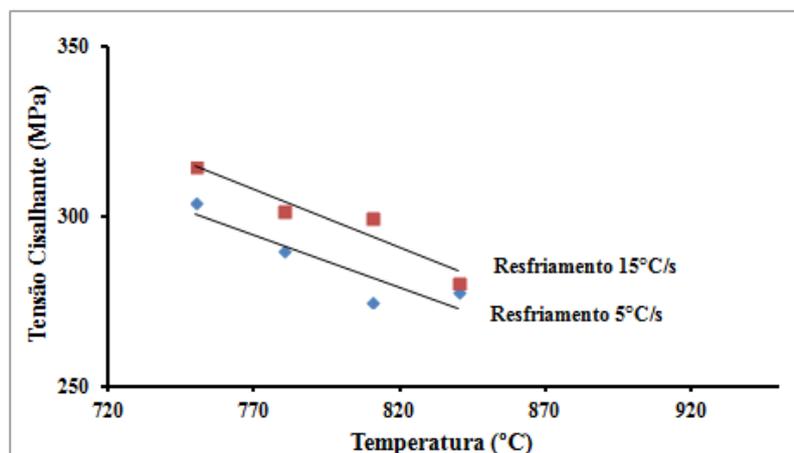


Figura 5.17: Gráfico da tensão cisalhante em relação à temperatura de ultima deformação para as duas taxas de resfriamento utilizadas.

Relacionaram-se os valores de tensão cisalhante para a taxa de resfriamento de 5°C/s com os dados obtidos nas medidas de tamanho de grão ferrítico, Figuras 5.18 (a) e (b). Observa-se que corpos de prova deformados em temperaturas maiores (930, 900 e 870°C), na região de recristalização da austenita, apresentaram comportamento diferente dos deformados em temperaturas menores (840 a 750°C), na região de não recristalização Figura 5.18(a). Pode-se afirmar que a microestrutura constituída de ferrita resultante de austenita recristalizada tem comportamento diferente da ferrita que teve origem em austenita deformada.

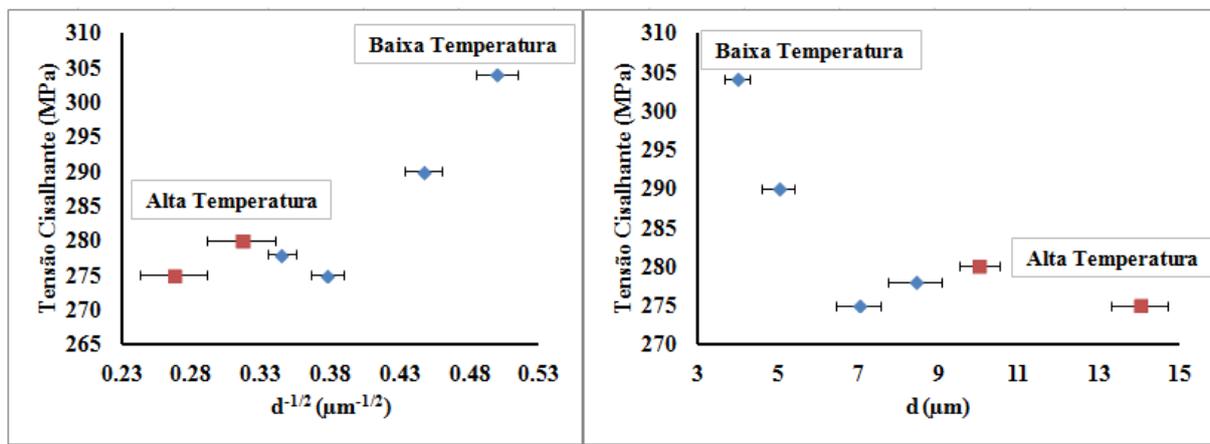


Figura 5.18: Gráfico da tensão cisalhante versus (a) o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão ferrítico e (b) tamanho de grão ferrítico.

6. Conclusão

- A análise dos resultados deste trabalho sugerem alguns parâmetros básicos industriais de laminação a quente de aço microligado ao Nb, em laminador do tipo Steckel.
- Os valores obtidos para T_{nr} (957°C) e Ar_3 (777°C) nos ensaios de torção a quente estão em acordo com aqueles obtidos utilizando-se equações disponíveis na literatura.
- O tamanho de grão ferrítico foi refinado de 14 μm , quando deformados em temperaturas mais elevadas, para até 4 μm na temperatura de último passe de 750°C.
- Os corpos de prova deformados na região de recristalização da austenita apresentaram comportamento mecânico diferente dos deformados na região de não recristalização.
- As tensões cisalhantes, determinados por ensaios de torção a frio em corpos de prova submetidos a simulações de laminação, aumentam com a diminuição da temperatura de último passe e com o aumento da taxa de resfriamento após as deformações.

7. Relevância dos Resultados

Por ser reversível, o processo de laminação da etapa de acabamento em laminador tipo Steckel apresenta propriedades metalúrgicas diferente dos laminadores convencionais tipo *Tandem* que possuem várias cadeiras de acabamento montadas em sequencia. Apesar desta diferença, o Nióbio pode ser usado com sucesso em ambos laminadores. O aspecto principal deste tipo de laminador é o tempo entre passes que pode variar de rápidos quatro segundos até dois minutos em uma mesma tira. Esta diferença é consequência da reversão no processo de laminação via Steckel. Portanto, a simulação do processamento termomecânico permite um melhor entendimento da evolução da recristalização da austenita de um aço microligado estrutural, durante o processo de laminação a quente em laminador do tipo Steckel, Os resultados deste trabalho servem de base para determinar parâmetros de laminação a quente de aço microligado ao Nb, em laminador do tipo Steckel.

Sugestões para Trabalhos Futuros

- Comparar os resultados obtidos nas simulações deste trabalho com dados industriais.
- Investigar a(s) causa(s) do diferente comportamento mecânico observado após deformação em altas e baixas temperaturas.
- Investigar as microestruturas formadas utilizando diagramas de transformação por resfriamento contínuo (TRC) pela técnica de ensaios dilatométricos.

8. Referências

ALVES, Gabriel Godinho. **Recristalização do Aço ARBL Microligado ao Nióbio CSN 2336**. Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais. São Paulo, 2009.

AMBO, Helder Keitaro; BRUNORO, José; TASCA, Mario Roberto Bellini; MACHADO, Marcelo Lucas Pereira. **Determinação das Temperaturas Críticas: T_{nr}, Ar₃ e Ar₁ Através de Ensaio com Múltiplas Deformações em Resfriamento Contínuo por Torção a Quente de um Aço Microligado ao Nióbio**. Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (68° ABM). Belo Horizonte, 2013.

BAI, D. Q. et al. **Effect of Deformation Parameters on the No-recrystallization Temperature in Nb-bearing Steels**. Metallurgical and Materials Transactions A, v.24A, n. 10, p. 2151-9. 1993.

BARBOSA, R. A. N. M.; BORATTO, F. J. M.; SANTOS, D. B. **Fundamentos da Laminação Controlada**. Belo Horizonte: UFMG, 1989.

BARCELOS, Mariana Valinhos. **Ensaio de Torção a Quente em Aço Estrutural**. Dissertação apresentada ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Espírito Santo para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Vitória, 2011.

BEER, F. P.; JOHNSTON, E. R. Jr. **Resistência dos Materiais**. 3a. Edição. São Paulo: Editora PEARSON, 1225 p. 2012.

BORATTO, F.; BARBOSA, R.; YUE, S.; JONAS, J. J. **Effect of Chemical Composition on the Critical Temperature of Microalloyed Steels**. ISIJ International, p.383-390, 1988.

BORATTO, F.; YUE S.; JONAS, J.J.; LAWRENCE, T. **Projeto de Esquemas de Laminação Controlada Através de Ensaio de Torção Computadorizado**. In: COLAM-ABM, 1987, São Paulo, Brasil, 1987.

BRUNORO, José; TASCA, Mario Roberto Bellini; AMBO, Helder Keitaro; MACHADO, Marcelo Lucas Pereira. **Determinação da Fração de Recristalização entre Passes Através do Ensaio de Torção a Quente com Dupla Deformação de um Aço Microligado ao**

Nióbio. Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (68° ABM). Belo Horizonte, 2013.

CALADO, Welbert Ribeiro. **Ultra-refino de Grão Através de Deformação Plástica Severa por Ensaio de Torção: Simulação do Processo ARB.** Tese apresentada a Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas. Minas Gerais, 2012.

CALLISTER Jr, W.D. **Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução.** LTC, 5ª edição, 2000.

CALVO, J.; COLLINS, L.; Yue, S. **Design of Microalloyed Steel Hot Rolling Schedules by Torsion Testing: Average Schedule VS. Real Schedule.** 2010: 1193-1199. ISIJ International.

CAMPOS, Luiz Eduardo Teixeira. **Técnicas de Recuperação e Reforço Estrutural com Estruturas de Aço.** Dissertação apresentada a Universidade do Estado do Rio De Janeiro para obtenção do título de Mestre em Engenharia Civil. Rio de Janeiro, 2006.

CHEN, Xiao-wei.; QIAO, Gui-ying.; HAN, Xiu-lin.; WANG, Xu; XIAO, Fu-ren; LIAO, Bo. **Effects of Mo, Cr and Nb on microstructure and Mechanical Properties of Heat Affected Zone for Nb-bearing X80 Pipeline Steels.** Materials and Design, 888-901. 2013.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica.** 2ª Edição. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.A., 653 p. 1988.

DINIZ, Eduardo de Oliveira. **Análise da Influência do Nióbio na microestrutura e Propriedades Mecânicas da Barra Chata Temperada e Revenida para Aplicações em Feixes de Mola.** Dissertação apresentada a Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Belo Horizonte, 2005.

FERNANDES, Paulo Eduardo Alves. **Avaliação da Tenacidade à Fratura da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) do Aço API 5L X80 Soldado pelos Processos SMAW e FCAW.** Tese apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Doutor em Engenharia Naval e Oceânica. São Paulo, 2011.

FERREIRA, Jetson Lemos; MELO, Túlio Magno Fuzessy; RIOS, Paulo Rangel. **Efeitos de Parâmetros Termomecânicos em Mecanismos Dinâmicos de Refino de Grão em Aços C-**

Mn-Nb e C-Mn. Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (61° ABM). São Paulo, 2006.

FRAGIEL, A.; SCOUWENAARF, R.; GUARDIÁN, R.; PÉREZ, R.. **Microstructural Characteristics of Different Commercially Available API 5L X65 Steels.** Journal of New Materials for Electrochemical Systems 8, 115-119. 2005.

GLADMAN, T.. Microalloyed Forging Steels – Solubility Revisited. **Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels.** Edited by C. J. Van Tyne, G. Krauss and D. K. Matlock. The Minerals, Metals & Materials Society, p. 3-16. 1996.

GORNI, Antoni Augusto. **Análise de Processos da Gerência de Suporte Técnico da Laminação a Quente da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA.** Congresso de Corte e Conformação de Metais. São Paulo, 2009.

GORNI, Antonio Augusto. MEI, Paulo Roberto. **Efeito dos Parâmetros da Laminação Controlada sobre a Precipitação do Cobre em Aço HSLA-80.** Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM); Rio de Janeiro, 2006.

GRAY, Malcolm; SICILIANO, Fulvio. **High Strength Microalloyed Linepipe: Half a Century of Evolution. Microalloyed Steel.** Institute L.P. Houston, TX, 2009.

JORGE Jr, A. M.; BALANCIN, O. **Ensaio de Torção: Um Método para o Estudo da Trabalhabilidade a Quente dos Materiais Metálicos.** REM, Ouro Preto, v. 46, n. 1/3, p. 128-135, jan-set 1993.

JÚNIOR, Willy Shuwarten. **Caracterização e Modelagem Matemática da Fração Recristalizada de Ferrita no Aço Inoxidável Ferrítico AISI 430 Durante o Processo de Deformação a Quente em Laminador Steckel.** Dissertação apresentada a Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Belo Horizonte, 2007.

KEY METALS. **Application of Microalloyed HSLA Steel.** 2011.

KOSTRYZHEV, Andrii G.; SHAHRANI, Abdullah Al; ZHU, Chen; RINGER, Simon P.; PERELOMA, Elena V.. **Effect of Deformation Temperature on Niobium Clustering, Precipitation and Austenite Recrystallisation in a Nb-Ti Microalloyed Steel.** Materials Science & Engineering A, 16-25. 2013.

LAGE, Meire Guimarães; ARAÚJO, Carlos Salaroli. **Estudo da Precipitação em Aços de Alta Resistência e Baixa Liga por Termodinâmica Computacional**. Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (ABM). São Paulo, v.7, n. 1-2, p. 24-28, 2010.

MACHADO, Marcelo Lucas Pereira. **Conformação dos Metais – Fundamentos e Aplicações**. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Espírito Santo (IFES). Coordenadoria de Engenharia Metalúrgica. Vitória, 2008.

MARDER, A. R. **Structure-Property Relationships in Ferrous Transformation Products**. Phase Transformations in Ferrous Alloys. Ed. A. R. Marder and J. I. Goldstein. The Metallurgical Society of AIME, p. 11-41, 1984.

MARTINS, Vinícius Lopes Vieira; VASCONCELOS, Felipe Pereira; GALLEGO, Juno. **Correlação Limite de Escoamento: Microestrutura em Aço Microligado Nb-Ti-V**. 68º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (ABM), 3496-3506. 2013.

McQUEEN, H. J.; JONAS, J.J.. **Recovery and Recrystallization During High Temperature Deformation**. Treatise on Materials Science and Technology, vol. 6, Plastic Deformation of Materials. New York, San Francisco, 1975.

MELO, Emerson Guimarães. **Efeito das Temperaturas de Reaquecimento de Placas e de Bobinamento nas Propriedades Mecânicas em Tração de um Aço Microligado ao Níbio Laminado a Frio**. Dissertação apresentada a Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Belo Horizonte, 2006.

METALS HANDBOOK. **ASM International Edition**. Volume 6, Welding, Brazing, and Soldering, 2012.

MEYERS, M. A.; CAHWLA, K. K., **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1982. 505 p.

OGATA, Paulo Henrique. **Caracterização Microestrutural do Aço para Tubo API 5L-X65 em Diferentes Regiões da Chapa Como Laminada e Após Austenitização e Resfriamento Sob Diversas Taxas de Resfriamento**. Dissertação apresentada a Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo, 2009.

OLEA, Cesar Afonso Weis. **Caracterização por Microscopia Eletrônica do Aço SAE1141 Microligado ao Nb**. Dissertação apresentada a Universidade Federal do Rio Grande do Sul para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Minas, Metalurgia e de Materiais. Porto Alegre, 2002.

OUCHI, C.; SAMPEI, T.; KOZASU, I. **The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of γ - α Transformation After Hot Rolling**. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, v. 22, n. 03, p. 214-222, 1982.

OZGOWICZ, W., OPIELA, M., GRAJCAR, A., KALINOWSKA-OZGOWICZ, E., KRUKIEWICZ, W.. **Metallurgical Products of Microalloy Constructional Steels**. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. Gliwice - Polônia, v. 44, ISSUE 1, 2011.

PADILHA, Â. F., SICILIANO JR, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

PARK, Dae-Bum.; Huh, Moo-Young.; SHIM, Jae-Hyeok.; Suh, Jin-Yoo; LEE, Kyu-Ho; JUNG, Woo-Sang. **Strengthening Mechanism of Hot Rolled Ti and Nb Microalloyed HSLA Steels Containing Mo and W with Various Coiling Temperature**. Materials Science & Engineering A, 528-534. 2012.

PEIXOTO, Néverton Hofstadler. **Caracterização Metalúrgica do Aço SAE 1141 Microligado ao Nióbio por Simulação Física**. Tese apresentada a Universidade Federal do Rio Grande do Sul para obtenção do título de Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Porto Alegre, 2003.

PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, 1ª Ed. Essex: Applied Science Publishers, 1978.

PLAUT, Ronald Lesley. GORNI, Antonio Augusto. NAKASHIMA, Júlio Toshio. PEREIRA, Maurício Martins. SILVEIRA, José Hebert Dolabela. **Estudo das Propriedades Mecânicas do Aço API X70 Produzidos Através de Laminação Controlada**. Contribuição Técnica ao 45º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos. Pernambuco, 2008.

POLIAK, E. I.; JONAS, J. J.; **A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization**. Acta Materialia, 1996.

PRATES, Mário Ballve. **Influência do Resfriamento na Laminação Termomecânica de um Aço Microligado ao Nióbio em Fio Máquina para a Fabricação de Parafusos da Classe 8.8.** Monografia apresentada a Universidade Federal do Rio Grande do Sul para obtenção de Diplomação em Engenharia de Materiais. Porto Alegre, 2011.

RAMÍREZ, Mario Fernando Gonzales. **Estudo da Transformação Durante o Resfriamento Contínuo e da Microestrutura do Aço Microligado X80 Utilizado na Construção de Tubos para Transporte de Gás Natural e Petróleo.** Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo, 2008.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física.** Rio de Janeiro: Ed. Guanabara Dois, 1989.

REGONE, Wiliam. **Simulação da Laminação a Quente de um Aço Liver de Intersticiais (IF) Através de Ensaios de Torção.** Tese apresentada a Universidade Federal de São Carlos para obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais. São Paulo, 2001.

REIS, Emanuelle Garcia. **Modelo Matemático para Previsão das Propriedades Mecânicas na Laminação a Quente de Perfis Estruturais.** Dissertação apresentada Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Belo Horizonte, 2007.

ROSA, Leonardo Borges. **Estudo do Comportamento Termomecânico do Aço API 5L Microligado ao Nb-V-Ti por Ensaios de Torção a Quente.** Dissertação apresentada ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Espírito Santo para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Vitória, 2011.

SANTOS, Vinicius Milan. **Estudo das Deformações em Ensaios de Compressão Plana no Simulador Físico Gleeble.** Dissertação apresentada a Universidade Federal do Rio Grande do Sul para obtenção do título de Mestre em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Porto Alegre, 2010.

SCHIAVO, Camila Pessanha. **Estudo da Solubilização do Nb em Aços Microligados Durante o Reaquecimento de Placas.** Dissertação apresentada a Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Belo Horizonte, 2010.

SHIAVO, Camila Pessanha. GONZALEZ, Berenice Mendonça. SANOTS, Antônio Adel. MARRA, Kleiner Marques. **Influência dos Parâmetros de Solubilização, Temperatura e Tempo de Encharque na T_{nr} de um Aço Microligado ao Nb, V e Ti.** Tecnol. Metal Mater Miner, São Paulo, v.8, n. 1, p. 14-18. 2011.

SICILIANO Jr, F. **Mathematical modeling of the hot strip Rolling of Nb microalloyed steels.** Montreal, Canada: Ph.D Thesis, McGill University, 1999.

SILVA, A. L. C. MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais.** 2 ed. São Paulo: Villares Metais; Ed. Blucher, 2006.

SILVA, E. P.. **Caracterização das Transformações de Fase de um Aço ARBL da Classe S700MC.** Dissertação apresentada a Universidade Federal do Rio Grande do Sul para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Rio Grande do Sul, 2010.

SILVA, Maurício de Carvalho. **Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80.** Tese apresentada á Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Doutor em Engenharia Naval e Oceânica. São Paulo, 2009.

SILVÉRIO, Valdir Anderson. **Estudo da Evolução do Tamanho de Grão na Laminação a Quente de Barras de Aço Médio Carbono Microligado ao Vanádio – 38MnSiV5.** Dissertação apresentada a Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. São Paulo, 2008.

SOUZA, Altair Lúcio. **Estudo da Tensão Média de Escoamento de Aços Laminados em Tiras a Quente.** Dissertação apresentada a Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas. Belo Horizonte, 2010.

SOUZA, R. A.; MARQUES, A.; TASCA, M. R. B; NOGUEIRA, L.; MACHADO, M. L. P.. **Avaliação da Recristalização Dinâmica do Aço Estrutural SAE 4140 Através de Ensaio de Torção a Quente.** II Workshop de Ciência e Tecnologia em Engenharia Metalúrgica e de Materiais do PROPEMM-IFES. Vitória, 2012.

SOUZA, Sérgio Augusto. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos.** 5. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1982.

STUART, Harry. HULKA, Klaus. BORDIGNON, Pascoal. TAGUSAGAWA, Solon Y. CARNEIRO, Tadeu. **Usos e Usuários Finais do Nióbio**. Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM). Araxá-MG. 2013.

TURAZI, Almir. **Estudo de Diferentes Rotas de Processamento para Refino de Grão e Seu Efeito na Estampabilidade de Aços ARBL**. Dissertação apresentada a Universidade Federal de Santa Catarina para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais. Florianópolis, 2008.

VIVEK, S.; NIVEDHA, R.; SINDHU, M.; SUJITHA, S.. **PLC Based Burner Control System in Steckel Mill**. Proceedings of the National Conference on Manufacturing Innovation Strategies and Appealing Advancements. PSG College of Technology, Coimbatore - India, 2013.