

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA  
METALÚRGICA E DE MINAS

**Dissertação de Mestrado**  
**Metalurgia Física**

**“EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO ULTRAFINO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DO AÇO Nb-Ti LAMINADO A MORNOS SEGUIDO DE  
RECOZIMENTO INTERCRÍTICO E SUBCRÍTICO”**

Autor: Hezio Rosa da Silva

Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte, março de 2007.

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas**

**Hezio Rosa da Silva**

**“EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO ULTRAFINO NAS PROPRIEDADES  
MECÂNICAS DO AÇO Nb-Ti LAMINADO A MORNO SEGUIDO DE  
RECOZIMENTO INTERCRÍTICO E SUBCRÍTICO”**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, da Universidade Federal de Minas Gerais, em março de 2007.

**Área de concentração: Metalurgia Física**  
**Orientador: Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos**

**Belo Horizonte - Minas Gerais**  
**Escola de Engenharia da UFMG**  
**2007**

**DEDICATÓRIA**

*Ao Meu pai, Ludovino Rosa da Silva (in memórian),  
que sem seu apoio, exemplo e incentivo eu não seria hoje o que sou;*

## AGRADECIMENTOS

O autor agradece a todos aqueles que, direta ou indiretamente, colaboraram na preparação deste trabalho, e em particular:

- Ao professor orientador Dagoberto Brandão Santos, pela dedicação na orientação deste trabalho, pela confiança depositada, pelo apoio e sugestões;
- À Rosejane, minha esposa, que com sua dedicação, carinho e apoio possibilitou-me a conclusão deste trabalho;
- Aos professores Ronaldo Antonio Neves Barbosa e Paulo Roberto Cetlin, pelas avaliações da proposta de pesquisa, pelas sugestões e pela composição da banca de defesa desta dissertação;
- Aos graduandos em Engenharia Metalúrgica; Luciana Helena Reis Braga, Ana Carolina Pontes Vasconcelos, Ana Carolina Vilasboas, Elida Gonçalves das Neves, Gustavo Gonçalves Lourenço e à graduanda de Engenharia Química, Camila Pontes Pena; pelo grande e importante auxílio nos ensaios de laboratório;
- Aos funcionários da COONAI; Ana Paula Borges, pelo apoio, dedicação e persistência na usinagem dos corpos de prova; e Douglas Leandro Pereira de Faria, pela elaboração e reprodução de desenhos que ilustram este trabalho.
- À Cyntia Serra Batista de Castro, pela execução dos ensaios de tração; à Patrícia Mara Trigueiro de Azevedo, pelas análises no MEV; e ao Paulo Cezar Matos Rodrigues pelo apoio no trabalho de laminação.
- À PETROBRAS, pelo apoio financeiro no desenvolvimento deste trabalho.
- Aos colegas da pós-graduação, pelo apoio, pela convivência harmoniosa e pela amizade sincera demonstradas durante o curso.
- A todos os demais professores e profissionais em atuação no Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola de Engenharia, pelo suporte e pela acolhida.

## SUMÁRIO

SUMÁRIO .....	4
LISTA DE FIGURAS .....	6
LISTA DE TABELAS .....	10
LISTA DE NOTAÇÕES .....	11
RESUMO .....	13
ABSTRACT .....	14
1 INTRODUÇÃO .....	15
2 OBJETIVOS .....	17
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	18
3.1 Influência do tamanho de grão nas propriedades mecânicas dos aços.....	18
3.2 Aços de granulação ultrafina.....	19
3.3 Histórico.....	26
3.4 Processos de obtenção de materiais de granulação ultrafina .....	26
3.4.1 Processos de deformação plástica intensa .....	27
3.4.1.1 Extrusão em canais angulares iguais .....	27
3.4.1.2 Colaminação seqüencial .....	29
3.4.1.3 Outros processos de deformação plástica intensa .....	29
3.4.2 Processos termomecânicos .....	30
3.4.2.1 Recristalização dinâmica da austenita deformada a quente .....	30
3.4.2.2 Transformação ferrítica induzida por deformação dinâmica .....	31
3.4.2.3 Recristalização dinâmica da ferrita na deformação a morno .....	32
3.4.2.4 Recristalização dinâmica da ferrita na deformação a partir da estrutura martensítica .....	33
3.5 Mecanismos de formação de grãos ultrafinos .....	35
3.5.1 Efeito do encruamento .....	35
3.5.2 Efeito do teor de carbono .....	35
3.5.3 Efeitos de uma dispersão de partículas finas .....	36
3.6 Evolução da microestrutura ferrítica durante a deformação a morno .....	37

3.7	Análise do encruamento de metais .....	38
3.7.1	Análise pela equação de Hollomon .....	38
3.7.2	Análise pela equação de Ludwick .....	39
3.7.3	Análise pela equação de Swift .....	40
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E METODOLOGIA .....	41
4.1	Condição de fornecimento .....	41
4.2	Composição química .....	41
4.3	Tratamentos termomecânicos.....	41
4.4	Preparativos e ataque químico para metalografia .....	43
4.5	Análise metalográfica e derminação do tamanho de grão ferrítico .....	44
4.6	Ensaio mecânicos .....	45
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	46
5.1	Condição inicial.....	46
5.2	Microestrutura e propriedades pós-têmpera.....	46
5.3	Evolução da microestrutura durante a laminação a morno.....	47
5.4	Efeito do recozimento intercrítico e subcrítico .....	48
5.5	Propriedades mecânicas.....	55
5.5.1	Microdureza Vickers.....	62
5.5.2	Ensaio de tração e análise do encruamento.....	64
5.5.3	Ensaio de impacto.....	71
5.6	Análise das superfícies de fratura .....	73
5.6.1	Corpos de prova de impacto. ....	73
5.6.2	Corpos de prova de tração .....	74
6	CONCLUSÕES GERAIS .....	80
7	RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS .....	84
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	85
9	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	86
10	ANEXO A .....	92
10	ANEXO B .....	93

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Variação do limite de escoamento com o tamanho de grão de barras laminadas de aços 0,15C-Si-Mn, Nagai (2001) .....	21
Figura 3.2 – Microestrutura e tamanho médio de grão típicos obtidos pelos diferentes processos de refinamento, Ouchi (2001).. .....	22
Figura 3.3 – Instalação para obtenção de aços por laminação controlada. Yokota T., NKK Corp. (JFE Group) .....	23
Figura 3.4 – Energia absorvida para aços JIS SM490, Nagai (2001).....	24
Figura 3.5 – Ilustração esquemática do método de obtenção de granulação ultrafina em canais angulares iguais. Han, B. Q. (2003). .....	28
Figura 3.6 – Ilustração esquemática da deterioração do alongamento uniforme pelo refinamento de grão e o conceito de encruamento. Ohmori (2004).....	38
Figura 4.1 – Ciclo de tratamentos termomecânicos para o aço pesquisado .....	43
Figura 5.1 – Microestrutura do material como fornecido, laminado a quente, com aumentos de 100, 200, 500 e 1000 vezes. Ataque: Nital.....	47
Figura 5.2 – Micrografias ópticas da seção longitudinal das amostras temperadas 900 °C com aumentos de 100X (A), 200X (B), 500X (C) e 1000X (D). Ataque: Nital .....	48
Figura 5.3 – Fotomicrografias mostrando as amostras após a laminação a morno com deformação verdadeira de 0,66. (A), (C) e (D): MEV; ilhas de martensita em matriz ferrítica. (B) Microscopia óptica – 1000X – Ataque: Nital 2%.....	49
Figura 5.4 – Amostras recozidas durante 300s e 7200s a 550°C (A,C) e 800 °C (B,D), após laminação a morno com deformação verdadeira de 0,66. Ataque com nital 2%, MEV.....	50

Figura 5.5 – Fração volumétrica do constituinte MA obtida para a amostra recozida a 800 °C.....	51
Figura 5.6 – Figura 5.6: Fotomicrografias ópticas das amostras laminadas a morno e recozidas a 550 °C e a 800 °C, ambas para tempos de 300 s e 7.200 s. Ataque: Le Pera .....	52
Figura 5.7 – Tamanho de grão ferrítico em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.....	53
Figura 5.8 – Variação do expoente de encruamento em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.....	56
Figura 5.9 – Variação do limite de escoamento com o tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.....	57
Figura 5.10 – Variação do limite de resistência com do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.....	58
Figura 5.11 – Razão entre o Limite de Escoamento e o Limite de resistência observada para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.....	60
Figura 5.12 – Variação do alongamento com tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.....	61
Figura 5.13 – Redução de área em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.....	62
Figura 5.14 – Variação da microdureza Vickers com o tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.....	63
Figura 5.15 – Curvas “tensãoXdeformação” representativas dos tratamentos termomecânicos realizados.....	64
Figura 5.16 – Variação do expoente de encruamento obtido pelo critério de Jaoul-Crussard em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.....	66

- Figura 5.17 – Gráfico de  $\ln\sigma \ln\epsilon$  para uma das amostras recozida a 550 °C por 300s. Linha em azul; dados experimentais. Linha vermelha; reta de regressão segundo a equação de Hollomon .....67
- Figura 5.18 – Gráfico de  $\sigma X\epsilon$  e  $(d\sigma/d\epsilon)X\epsilon$  segundo o critério de estricção de Jaoul-Crussard para a amostra correspondente à figura 5.14 anterior; recozida a 550 °C por 300s .....67
- Figura 5.19 – Gráfico de  $\ln\sigma \ln\epsilon$  para uma das amostras recozida a 550 °C por 7.200 s. Linha azul; dados experimentais. Linha vermelha; reta de regressão segundo a equação de Hollomon .....68
- Figura 5.20 – Gráfico de  $\sigma X\epsilon$  e  $(d\sigma/d\epsilon)X\epsilon$  segundo o critério de estricção de Jaoul-Crussard para a amostra correspondente à figura 5.15 anterior; recozida a 550 °C por 7.200 s .....68
- Figura 5.21 - Gráfico de  $\ln\sigma \ln\epsilon$  para uma das amostras recozida a 800 °C por 300 s. Linha azul; dados experimentais. Linha vermelha; reta de regressão segundo a equação de Hollomon .....69
- Figura 5.22 – Gráfico de  $\sigma X\epsilon$  e  $(d\sigma/d\epsilon)X\epsilon$  segundo o critério de estricção de Jaoul-Crussard para a amostra correspondente à figura 5.17 anterior; recozida a 800 °C por 300 s .....69
- Figura 5.23 – Gráfico de  $\ln\sigma \ln\epsilon$  para uma das amostras recozida a 800 °C por 7.200 s. Linha azul; dados experimentais. Linha vermelha; reta de regressão segundo a equação de Hollomon .....70
- Figura 5.24 – Gráfico de  $\sigma X\epsilon$  e  $(d\sigma/d\epsilon)X\epsilon$  segundo o critério de estricção de Jaoul-Crussard para a amostra correspondente à figura 5.19 anterior; recozida a 800 °C por 7.200 s .....70
- Figura 5.25 – Energia absorvida a -20 °C em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C .....72
- Figura 5.26 – Efeito do tamanho de grão ferrítico na curva de energia absorvida, em ensaios Charpy, em função da temperatura de um aço C-Mn. (Song et al 2005) [45]. .....73

- Figura 5.27 – Fotografias do MEV com vários aumentos mostrando as superfícies da fratura dos corpos de prova Charpy recozidos para tempos de 300 s a 550 °C e 800 °C.....76
- Figura 5.28 – Fotografias do MEV com vários aumentos mostrando as superfícies da fratura dos corpos de prova Charpy recozidos para tempos de 7.200 s a 550 °C e 800 °C.....77
- Figura 5.29 – Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração no MEV com vários aumentos para as amostras recozidas por 300 s a 550 °C e 800 °C.....78
- Figura 5.30 – Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração no MEV com vários aumentos para as amostras recozidas por 7.200 s a 550 °C e 800 °C.....79

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 3.1 – Histórico dos processos de obtenção de aços de granulação ultrafina, segundo Ouchi (2001) [28].....	26
Tabela 4.1 – Composição química do aço pesquisado neste trabalho .....	41
Tabela 4.2 – Plano de ensaios para as amostras laminadas a morno e recozidas nos diversos tempos considerados .....	43
Tabela 5.1 – Frações volumétricas do constituinte MA para o material recozido a 800 °C .....	51
Tabela 5.2 – Tamanhos de grão ferrítico obtidos para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C .....	53
Tabela 5.3 – Propriedades mecânicas obtidas para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C .....	55
Tabela 5.4 – Valores das razões entre o Limite de Escoamento e o Limite de resistência observados para as amostras recozidas a 550 °C e a 800 °C pelos diversos tempos.....	59
Tabela 5.5 - Microdureza Vickers obtida para as amostras recozidas a 550 °C e a 800 °C.....	63
Tabela 5.6 - Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy pelas as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C .....	71

## LISTA DE NOTAÇÕES

$\sigma$	1) Tensão de escoamento, na equação de Hall Petch. 2) Tensão verdadeira na equação de Hollomon.
$\sigma_0$	Tensão de atrito que se opõe ao movimento das deslocações, na equação de Hall Petch.
$k$	Constante que representa uma medida da extensão do empilhamento das deslocações nas barreiras dentro dos grãos, na equação de Hall Petch.
$D$	1) Diâmetro médio dos grãos, na equação de Hall Petch e de Pickering. 2) Diâmetro maior da seção elíptica do corpo de prova de tração após ensaio.
$D_0$	Diâmetro inicial da seção do corpo de prova de tração.
$d$	Diâmetro menor da seção elíptica do corpo de prova de tração após ensaio.
$LE$	Limite de escoamento.
$LR$	Limite de resistência.
$A_{C1}$	Temperatura de transformação da ferrita em austenita no aquecimento.
$A_{C3}$	Temperatura de formação da austenita no aquecimento a partir de uma zona bifásica (austenita e ferrita).
CCC	Cúbico de corpo centrado.
CFC	Cúbico de face centrada.
TTDF	Temperatura de transição dúctil-frágil.
ASTM	American Society for Testing and Materials Standards.
TMPC	Thermo Mechanical Controlled Processing.
$\gamma$	Austenita (ferro gama).
$\alpha$	1) Ferrita (ferro alfa). 2) Ângulo entre os dois canais da matriz de extrusão em canais iguais.
$\phi$	1) Redução de área, conforme equação 5.4. 2) Ângulo correspondente ao arco externo de união dos dois canais da matriz de extrusão em canais angulares iguais, conforme figura 3.5.
$\epsilon_N$	Deformação acumulada após N passes em canais angulares iguais.
$\epsilon$	Deformação.
$r$	Redução total após n passes de colaminação seqüencial.
$t$	Espessura final após n passes de colaminação seqüencial.
$t_0$	Espessura inicial das chapas antes da colaminação seqüencial.

$n$	1) Expoente de encruamento na equação de Hollomon. 2) Número de ciclos de laminação no processo de colaminação seqüencial.
$m$	Expoente de encruamento na equação de Swift.
$f$	Fração volumétrica de segunda fase.
$A_{r1}$	Temperatura de transformação eutetóide durante o resfriamento.
$A_{r3}$	Temperatura de transformação da austenita em ferrita durante resfriamento.
$A_0$	Área inicial da seção do corpo de prova de tração
$A$	Área final da seção do corpo de prova de tração após ensaio.
MA	Constituinte martensita-austenita.
MEV	Microscopia eletrônica de varredura.
N	Número de ciclos de passagem do material a ser deformado pela matriz de canais angulares iguais.
HV	Microdureza Vickers.
CP	Corpo de prova.
HSLA	Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)
T	Temperatura.
$d_\alpha$	Diâmetro médio de grão ferrítico.

## RESUMO

Em anos recentes tem havido um interesse crescente no desenvolvimento de aços de granulação ultrafina visando um refinamento de grão ferrítico da ordem de 1 a 2  $\mu\text{m}$ , particularmente os aços de baixo teor de carbono com elementos microligados. Diversos trabalhos realizados por diferentes métodos, tais como, extrusão em canais angulares iguais, colaminação seqüencial e laminação a morno, têm demonstrado que este nível de refinamento de grão proporciona valores elevados de limites de escoamento e de resistência, mantendo boa tenacidade e baixa temperatura de transição dúctil-frágil.

A simulação em condições de laboratório de uma possível rota para processamento industrial de um aço carbono microligado com Ti e Nb de granulação ultrafina foi o propósito deste trabalho. Amostras desse material foram submetidas a uma seqüência de tratamentos termomecânicos envolvendo têmpera, reaquecimento e laminação a morno seguido de recozimento subcrítico e intercrítico. A aplicação desta rota de processamento produziu uma microestrutura ultrafina, com tamanho de grão ferrítico variando entre 2,05 e 3,48  $\mu\text{m}$ , para o material submetido a recozimento intercrítico a 800  $^{\circ}\text{C}$ , e 1,64  $\mu\text{m}$  para o material recozido em temperatura subcrítica de 550  $^{\circ}\text{C}$ .

Resultados obtidos em amostras ensaiadas à tração e ao impacto Charpy mostraram que esta seqüência de tratamentos termomecânicos é capaz de produzir um material com boa combinação de propriedades mecânicas; apresentando limite de resistência variando entre 550 e 650 MPa, associado a uma boa tenacidade e apresentando ainda um notável alongamento. Aparentemente o material que apresentou o melhor balanço entre resistência, tenacidade e alongamento, foi obtido com recozimento a 800  $^{\circ}\text{C}$  pelo tempo de 3.600 s.

## ABSTRACT

In recent years there has been significant interest on developing of ultra fined ferrite grain steels in order to provide a grain refinement around 1 to 2  $\mu\text{m}$ , particularly low carbon Ti and Nb microalloyed steels. Several studies have been carried out by different methods such as; equal channel angular extrusion, accumulative roll-bonding and warm rolling, have shown that such grain refinement provides higher yield strength and ultimate tensile strength aside from good toughness and lower ductile-brittle transition temperature.

The aim of this work was a laboratory simulating of a possible industrial processing rout of a low carbon Ti and Nb microalloyed steel, in order to get an ultra fined ferrite grain size. Specimens of that material were submitted to quench and warm rolling, followed by intercritical and sub critical annealing. Such a processing rout was able to produce an ultra fined grain microstructure, which has developed a ferrite grain size among 2,05 and 3,48  $\mu\text{m}$  by submitting an intercritical annealing at 800  $^{\circ}\text{C}$ , and 1,64  $\mu\text{m}$  as annealing sub critically at 550  $^{\circ}\text{C}$ .

Tensile and Charpy tests results have shown that such thermomechanical treatment rout is able to obtain a material having a good equilibrium among its mechanical properties; having presented ultimate tensile between 550 and 650 MPa, aside from good toughness and elongation. To all appearances, the material which has presented the best combination among strength, toughness and elongation has been annealing at 800  $^{\circ}\text{C}$  during 3600 s.

## CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO

Aços de granulação ultrafina são assim chamados por apresentarem um tamanho médio de grão entre 1 e 2  $\mu\text{m}$  de diâmetro. Recentemente, tem havido um interesse crescente no desenvolvimento desses aços, particularmente os aços de baixo teor de carbono com elementos microligados. Tem sido mostrado em diversos trabalhos que o refinamento de grão ferrítico para valores da ordem de 1 a 2  $\mu\text{m}$  proporciona excelentes propriedades mecânicas, como limites de escoamento e limites de resistência elevados, mantendo ao mesmo tempo considerável tenacidade, além de uma redução da temperatura de transição dúctil-frágil.

Em virtude desta boa combinação de propriedades mecânicas possível de se obter nesses aços, eles possuem grande potencial para emprego nos mais diversos ramos da indústria, com destaque para uso na indústria automobilística, na indústria naval, na fabricação de oleodutos e gasodutos de grande diâmetro e também em plataformas de exploração de petróleo. No caso específico da indústria petrolífera, onde o custo fixo das instalações é particularmente elevado, o uso de materiais com tal combinação de propriedades associada com a conseqüente redução de peso e quantidade de material requerido, torna-se de grande importância e interesse.

Neste cenário tem havido um particular interesse no aumento significativo do limite de escoamento associado com um abaixamento da temperatura de transição dúctil-frágil desses aços. Desta forma, esses materiais apresentando uma composição química relativamente simples, e sem necessidade de elementos de liga, como é usual, possuem potencial para substituir com vantagem em muitas aplicações os aços de alta resistência e baixa liga temperados e revenidos. A pesquisa atual tem se concentrado na obtenção de estruturas ferríticas ultrafinas na faixa de 1  $\mu\text{m}$ , mas industrialmente um limite de 5  $\mu\text{m}$  parece existir.

Por outro lado, a obtenção de uma combinação ótima de propriedades sem necessidade de adições de elementos de liga, torna-se de particular importância em um mundo onde poupar recursos naturais não renováveis é vital para atender as

necessidades crescentes de uma população humana cada vez maior e mais dependente desses recursos.

O processamento industrial tradicional desses materiais tem sido a laminação a quente controlada, seguida de resfriamento acelerado, visando o refinamento da microestrutura austenítica. Isto resulta em uma estrutura ferrítica homogênea de granulação muito fina. Nesse processo há necessidade de um controle preciso da austenitização, das deformações e das temperaturas durante a deformação para que haja um bom controle de tamanho e forma dos grãos austeníticos. O resfriamento acelerado proporciona um refinamento adicional do grão ferrítico, melhorando a resistência mecânica e a tenacidade. As condições ótimas de cada uma dessas etapas dependem fundamentalmente da metalurgia física do aço, a qual é função de sua composição química.

O propósito deste trabalho é simular em condições de laboratório uma possível rota para processamento industrial de aços microligados de granulação ultrafina, apresentando os resultados com enfoque na caracterização da microestrutura e nas propriedades mecânicas de tração e de impacto.

## CAPÍTULO 2: OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é estudar a evolução da microestrutura, as propriedades mecânicas e de impacto de um aço baixo carbono microligado (0,11% C, 1,41% Mn, 0,028% Nb e 0,012% Ti) de grão ferrítico ultrafino, o qual constará das seguintes etapas:

- Obter nesse aço uma matriz ferrítica de granulação ultrafina por meio de tratamentos termomecânicos de têmpera, laminação a morno e recozimento intercrítico e subcrítico.
- Estudar a evolução da microestrutura resultante dos tratamentos termomecânicos realizados.
- Estudar o efeito do refinamento do grão ferrítico nas propriedades de tração.
- Estudar o efeito do refinamento de grão ferrítico na tenacidade através do ensaio de impacto Charpy.

## CAPÍTULO 3: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 3.1) Influência do tamanho de grão nas propriedades mecânicas dos aços

As propriedades mecânicas dos metais e ligas, particularmente o limite de escoamento e a dureza, dependem marcadamente do tamanho médio de grão. Os contornos de grão de um agregado policristalino são limites físicos entre duas regiões cristalinas com orientações cristalográficas diferentes, perturbadas apenas por alguns diâmetros atômicos de magnitude. Os contornos de grão agem como barreiras efetivas ao movimento das deslocações, aumentando desta forma a resistência e o limite de escoamento. A efetividade dos contornos de grão como barreira ao movimento das deslocações depende da temperatura. De uma maneira mais geral, em temperaturas superiores à temperatura eqüicoesiva, equivalente à metade da temperatura de fusão, a região do contorno de grão é mais fraca que o interior e a resistência tende a aumentar com o aumento do tamanho de grão. Abaixo desta temperatura, a região do contorno de grão é mais resistente que o interior deste e a resistência aumenta na razão inversa do tamanho de grão [7]. O limite de escoamento está relacionado com o tamanho de grão pela relação 3.1, estabelecida empiricamente por Hall e Petch em 1951 e 1953 respectivamente [7].

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{D}} \quad (3.1)$$

Onde:

$\sigma$  = Tensão de escoamento;

$\sigma_0$  = Tensão de atrito que se opõe ao movimento das deslocações;

$k$  = Constante que representa uma medida da extensão do empilhamento das deslocações nas barreiras;

$D$  = Diâmetro médio dos grãos;

A equação de Hall-Petch expressa a dependência da tensão de escoamento com o tamanho de grão em qualquer deformação plástica até a fratura dúctil. Pode-se também dizer que exprime a variação da tensão de fratura frágil com o tamanho de grão ou ainda a dependência da resistência à fadiga com o tamanho de grão [7]. O diâmetro médio de grão,  $D$ , na equação de Hall-Petch é medido pela observação da microestrutura em microscopia óptica, onde três diferentes técnicas podem ser

usadas: Contagem do número de grãos contidos em uma determinada área, comparação com padrões de tamanho de grão ou ainda a contagem do número de grãos que interceptam uma linha aleatória com um dado comprimento. Este último é conhecido como método do intercepto linear.

Dois modelos foram propostos para explicar a dependência da resistência à deformação plástica com o contorno de grão. O primeiro é baseado no conceito de que o contorno de grão atua como barreira para o movimento das deslocações. Neste caso, a concentração de tensões no contorno de grão, ou nas suas vizinhanças, deve ser suficiente para iniciar o deslizamento no grão vizinho e acomodar plasticamente o cisalhamento resultante das deslocações empilhadas e bloqueadas no contorno [7]. O segundo modelo para a influência do tamanho de grão na tensão de escoamento não requer a presença de empilhamento de deslocações nos contornos de grão. Esse modelo é baseado na influência do tamanho de grão na densidade de deslocações e, portanto, nas tensões de escoamento. Isto evita o enfoque de tensões nos contornos de grão, o que levaria a uma análise mais complicada [7].

A equação de Hall-Petch é uma relação muito geral e deve ser usada com cautela. Por exemplo, para valores de tamanho de grão tendendo a zero, o nível de tensões atingido seria próximo da resistência teórica de cisalhamento. Portanto, uma questão importante a ser respondida é se a equação de Hall-Petch continua válida para materiais de granulação ultrafina, uma vez que o limite de escoamento é o principal indicador considerado para aplicações de aços. Estudos recentes [22-26] confirmam que ela ainda é válida para aços com tamanho de grão ferrítico de até 0,2  $\mu\text{m}$ .

### **3.2) Aços de granulação ultrafina**

Como foi visto na introdução, o refinamento de grão ferrítico, particularmente quando são reduzidos a tamanhos da ordem de 1 – 2  $\mu\text{m}$ , é uma forma promissora para aumentar simultaneamente a resistência e a tenacidade dos aços sem necessidade de adição de elementos de liga. Isto representa uma grande vantagem em relação aos aços de alta resistência temperados e revenidos, além de evitar tratamentos térmicos adicionais complicados. Ocorre ainda uma sensível melhora na resistência à fadiga e à corrosão. O desenvolvimento de aços com alto limite de escoamento combinado com uma temperatura de transição dúctil-frágil mais baixa é importante não apenas com relação à redução de custo proporcionada pela supressão dos elementos de liga, mas

também do ponto vista ambiental por poupar recursos naturais não renováveis. Portanto, os atrativos e vantagens que podem ser proporcionados pelo uso dos aços de baixo teor de carbono microligados de granulação ultrafina são muitos. Tais níveis de refinamento podem ser obtidos com a combinação de mecanismos de recristalização, transformação de fase e aplicação de grandes deformações. O aumento de resistência dos aços de granulação ultrafina resulta não apenas do refinamento de grão, mas também do encruamento residual, da textura cristalográfica e dos grãos alongados geralmente resultante desse processo de refinamento.

Pode-se ter uma idéia do potencial desses aços analisando uma equação empírica proposta por Pickering [24], que correlaciona o limite de escoamento,  $LE$ , em MPa, com a composição química e o diâmetro médio de grão,  $D$ . A equação de Pickering, equação 3.2, é válida para aços C-Mn-Si de microestrutura ferrítico-perlítica e limite de escoamento em torno de 300 MPa.

$$LE = 15,4 \left( 3,5 + 2,1Mn + 5,4Si + 23N + \frac{1,13}{\sqrt{D}} \right) \quad (LE \text{ em MPa}) \quad (3.2).$$

Escrevendo a equação acima para dois aços de mesma composição, mas com tamanhos médios de grão iguais a  $D_1$  e  $D_2$  e limites de escoamento iguais a  $LE_1$  e  $LE_2$ , respectivamente, e subtraindo membro a membro, obtém-se:

$$\Delta LE = 17,4 \left( \frac{1}{\sqrt{D_2}} - \frac{1}{\sqrt{D_1}} \right) \quad (3.3)$$

Para um refinamento de grão de 100 $\mu$ m para 10 $\mu$ m o aumento correspondente para o limite de escoamento, pela equação 3.3, seria:

$$\Delta LE_1 = 17,4 \left( \frac{1}{\sqrt{0,01}} - \frac{1}{\sqrt{0,1}} \right) = 119 \text{ MPa}$$

Considerando agora um refinamento de 10  $\mu$ m para 1  $\mu$ m, tem-se:

$$\Delta LE_2 = 17,4 \left( \frac{1}{\sqrt{0,001}} - \frac{1}{\sqrt{0,01}} \right) = 376 \text{ MPa}$$

Portanto, o limite de escoamento para esse aço específico pode mais que dobrar para um refinamento de grão de 10  $\mu\text{m}$  para 1  $\mu\text{m}$  sem a adição de nenhum elemento de liga. Nagai (2001) [24] trabalhando com barras de aço baixo C-Mn-Si laminadas a morno, tratamento termomecânico que combina a transformação da austenita com a recristalização dinâmica dos grãos ferríticos durante a deformação, obteve limites de escoamento para diferentes tamanhos de grão ferrítico que variaram entre 300 MPa para 20  $\mu\text{m}$  e 740 MPa para 0,5  $\mu\text{m}$ , como ilustra a figura 3.1. Portanto o limite de escoamento pode mais que dobrar, como previsto pela equação de Pickering.

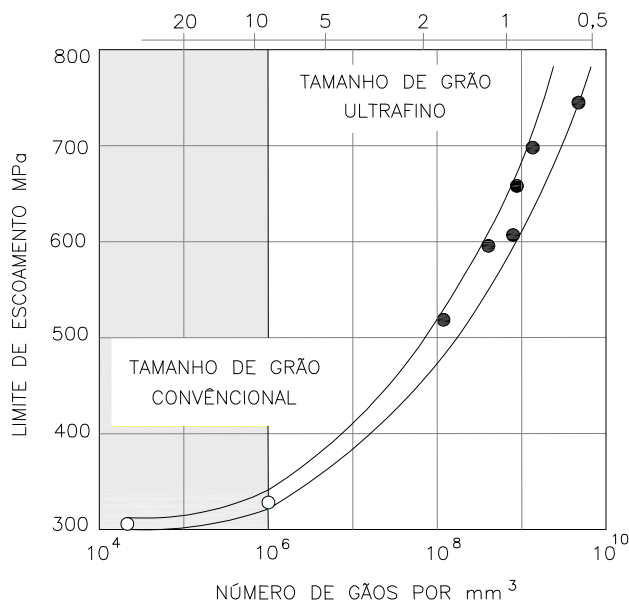


Fig.3.1. Variação do limite de escoamento com o tamanho de grão de barras laminadas de aços 0,15C-Si-Mn. Uma única composição química pode fornecer várias resistências apenas controlando o tamanho de grão, Nagai (2001).

Industrialmente esses aços têm sido obtidos por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. No caso de aços microligados ao titânio e ao nióbio, o refinamento de grão ferrítico é creditado à precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos desses elementos, que em altas temperaturas de deformação a quente inibem o crescimento de grãos recristalizados da austenita. Nas temperaturas mais baixas de acabamento, esses mesmos precipitados inibem a recristalização da austenita refinando o grão ferrítico. Nos processos industriais, entretanto, o tamanho de grão ferrítico obtido tem sido da ordem de 5  $\mu\text{m}$  [51].

Em condições de laboratório existem várias alternativas de processo para obtenção de microestruturas ferríticas de granulação ultrafina. Para uma grande variedade de composições de aços, ela pode ser produzida por conformação mecânica com o objetivo de promover transformação induzida por deformação. As microestruturas típicas obtidas pelos processos de refinamento e pelos processos termomecânicos controlados industriais podem ser vistas na figura 3.2. Uma instalação típica para produção de aços por laminação controlada é mostrada nas fotos da figura 3.3.

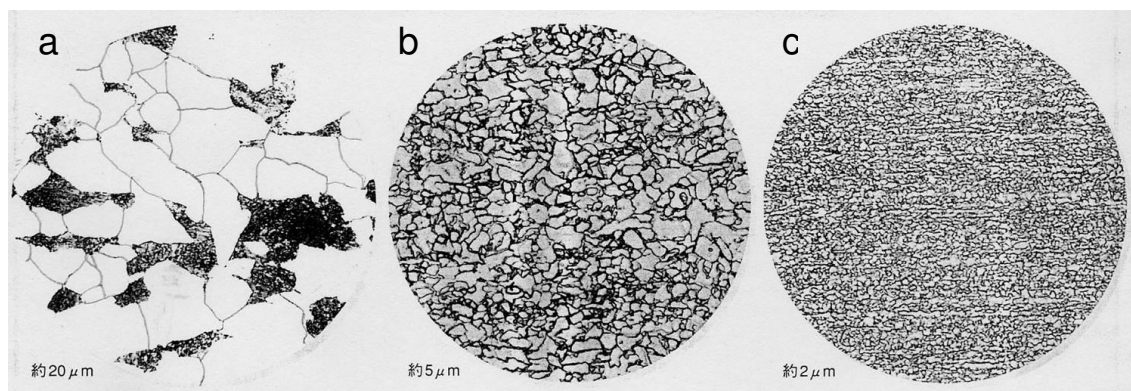


Fig. 3.2. Microestrutura e tamanho médio de grão típicos obtidos pelos diferentes processos de refinamento. (a) Laminação convencional. (b) Processos termomecânicos controlados. (c) Ultrarefinamento de laboratório. Ouchi (2001).

Outro meio de produzir refinamento do grão ferrítico seria a utilização do processo de recristalização dinâmica da ferrita, embora a ocorrência ou não desse processo de recristalização de ferrita não esteja ainda bem estabelecido. Neste caso, uma microestrutura ferrítica ultrafina seria produzida em aços por processos que combinam tratamentos térmicos, laminação a morno e recozimento intercrítico, ou seja, realizado entre as temperaturas  $A_{C1}$  e  $A_{C3}$ . Para aços com microestrutura martensítica é também usual a laminação a frio antes do recozimento intercrítico.

Outra técnica possível de ser empregada para conseguir ultrarefinamento de grãos é a moagem mecânica do pó do ferro em moinho de esferas de alta energia. Por esse processo é possível produzir um grão refinado com dimensões que variam entre 20 e 30 nm, o que resulta em um notável endurecimento do pó do ferro além de alta resistência, da ordem de 9,5 GPa, Takaki (2001) [48]. Durante o recozimento do pó assim obtido, partículas muito finas do  $Fe_3O_4$  fixam o contorno de grão e, ao mesmo tempo, mantêm o seu tamanho reduzido. Desta forma, a consolidação do pó de ferro proporciona aumento das propriedades mecânicas sem perder a estrutura ultrafina

obtida. Entretanto, as dimensões de peças que podem ser produzidas por esse processo são limitadas.



Fig. 3.3. Instalação para obtenção de aços por laminação controlada. A – Laminação controlada, B – Sistema de resfriamento rápido. Yokota T., NKK Corp. (JFE Group).

A redução do tamanho médio de grão ferrítico comumente leva a um abaixamento da temperatura de transição dúctil-frágil como mostra a fig. 3.4. Esta redução pode ser entendida com base no conceito de iniciação e propagação de trincas de clivagem. Sabe-se que o tamanho de grão é um dos principais fatores determinantes da fratura de clivagem. Segundo o trabalho de Kim (2001) [5] e Brozzo (1977) [19], a unidade de fratura de clivagem é o comprimento de uma trinca de clivagem entre dois pontos de avanço vizinhos na sua direção de propagação, a qual é reduzida quando o tamanho de grão diminui. Quando uma trinca de clivagem propaga através de muitos grãos, tanto as deslocações geradas na ponta da trinca quanto a formação de facetas de clivagem são interrompidas pelos contornos de grão. Se esta trinca se propagar através de um contorno de grão de grande ângulo, a ponta da trinca deve se ramificar, resultando em uma porção adicional do trabalho de fratura. Quando o caminho de propagação de uma trinca de clivagem é observado com grandes aumentos, pode-se notar que a direção de propagação muda quando encontra um contorno de grão de grande ângulo, ou pode até mesmo ser bloqueada por este [45]. Este efeito pode baixar consideravelmente a temperatura de transição dúctil-frágil, uma vez que a redução do tamanho de grão pode limitar a propagação de trincas de clivagem já iniciadas e aumentar a tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil.

A transição dúctil-frágil de um material CCC é acompanhada por uma mudança que passa do mecanismo de coalescência de vazios para clivagem. Então a TTDF pode ser interpretada quantitativamente como o resultado da competição entre a tensão de fluxo e a tensão de fratura de clivagem do material. O refinamento de grão contribui para o aumento do limite de escoamento, de acordo com a equação de Hall-Petch, mas ao mesmo tempo aumenta a tensão de fratura de clivagem. Desde que a TTDF é o ponto no qual a tensão de escoamento é igual à tensão de fratura de clivagem, esta é abaixada pelo refinamento de grão devido a um aumento mais significativo na segunda.

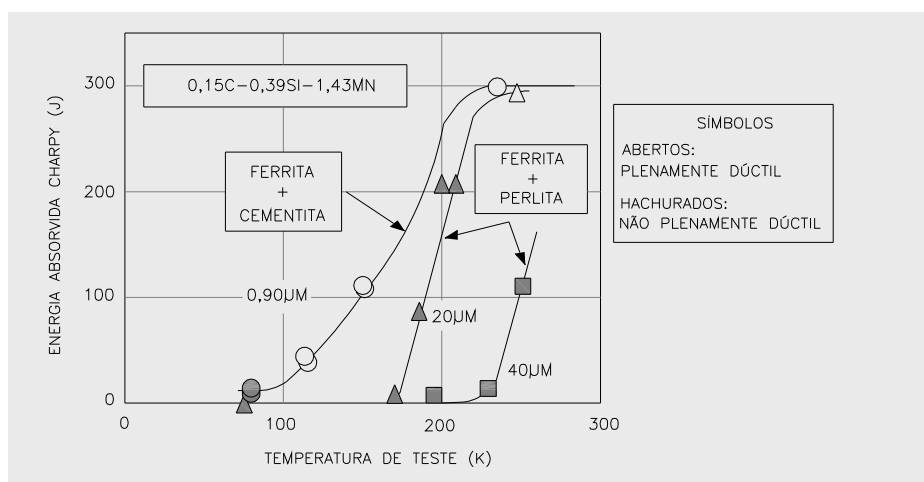


Fig. 3.4. Energia absorvida para aços JIS SM490, Nagai (2001).

Por outro lado, os aços de granulação ultrafina apresentam alguns problemas. Ao mesmo tempo em que o limite de escoamento é continuamente melhorado, o alongamento uniforme é continuamente reduzido. Como ocorre um considerável aumento do limite de escoamento, este se torna muito próximo do limite de resistência como um resultado da diminuição da capacidade de encruamento. Tais aços apresentam uma razão “Limite de escoamento / Limite de resistência” próxima de 1,0, enquanto que para os aços convencionais ela situa-se em torno de 0,7 [45]. Embora isto não seja impeditivo para muitas aplicações, sabe-se que o refinamento de grão ferrítico para valores da ordem de 1 µm reduz o alongamento uniforme no ensaio de tração para valores inferiores a 10% [45].

Duas razões podem ser apontadas para a redução da ductilidade à temperatura ambiente dos aços de granulação ultrafina [45]. Primeiro, a recuperação dinâmica

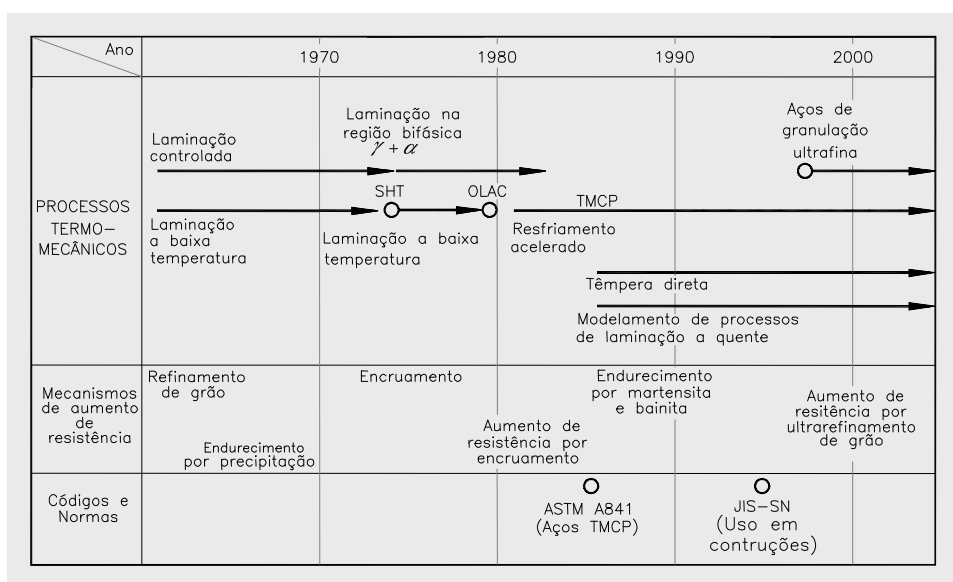
como um mecanismo de amaciamento capaz de reduzir a taxa de encruamento aparente. Durante a deformação e sob o efeito da tensão, as deslocações no interior dos grãos são bloqueadas nos seus contornos. Especialmente em aços de granulação ultrafina, a cinética da recuperação dinâmica está associada com o rearranjo das deslocações bloqueadas tanto no interior quanto nos contornos de grão. Park *et al.* (2000) [30] mostrou que, para aços de granulação ultrafina, o tempo de rearranjo das deslocações nos contornos de grão é mais curto que o tempo de deformação do ensaio de tração. Esta diminuição na densidade de deslocações leva a uma acumulação não significativa de deslocações no interior dos grãos e, conseqüentemente, a um menor encruamento quando comparado com os aços convencionais. O segundo motivo para a redução da ductilidade à temperatura ambiente dos aços de granulação ultrafina pode ser explicado em termos de instabilidade plástica, quando a formação do pescoço no ensaio de tração começa devido a excessiva deformação localizada. O ultrarefinamento de grão aumenta em muito a tensão de fluxo do aço, especialmente durante os primeiros estágios da deformação plástica. Como resultado, a instabilidade plástica ocorre mais cedo no ensaio de tração resultando em um alongamento uniforme limitado.

Um outro aspecto que merece ser observado é que as pesquisas têm se concentrado nas propriedades mecânicas de tração desses aços, mas as propriedades de impacto raramente foram investigadas devido às limitações dos tamanhos de amostras geralmente disponíveis para escala de laboratório. Ensaio de impacto foram realizados, por exemplo, por Song *et al.* (2005) para aços C-Mn de granulação ultrafina [45]. Outro problema a ser resolvido é aquele referente às estruturas soldadas. Embora os aços de granulação ultrafina possuam uma boa soldabilidade, uma vez que os teores de carbono e de elementos de liga são mantidos em níveis baixos, a manutenção das propriedades buscadas com esses aços é um problema já que o crescimento de grão na operação de soldagem é inevitável. Estudos de soldagem de aços de granulação ultrafina foram realizados por alguns autores, como por exemplo, Fugii *et al.* (2006) [9].

Finalmente, cabe ressaltar que o ponto crítico para o desenvolvimento e aplicação dos aços de granulação ultrafina é saber como conjugar um bom limite de escoamento com uma ductilidade adequada para cada aplicação requerida.

### 3.3) Histórico

O desenvolvimento de materiais de granulação ultrafina é relativamente recente. Até 1970 a laminação controlada era o processo típico para aumento de resistência dos aços. Os processos termomecânicos controlados seguidos de resfriamento acelerado começaram a ser utilizados no início da década de 80, e somente a partir de 1985 é que teve início a obtenção em laboratório de aços de granulação ultrafina. A tabela 3.1 mostra um resumo do histórico do desenvolvimento desses processos.



Tab. 3.1. Histórico dos processos de obtenção de AGUF, Ouchi (2001) [28].

### 3.4) Processos de obtenção de materiais de granulação ultrafina

Atualmente existem dois grupos de métodos de laboratório para produzir ultrarrefinamento de grão nos aços. O primeiro grupo baseia-se em processos de deformação plástica intensa, enquanto que o outro grupo envolve processamentos termomecânicos avançados, cujas estratégias são baseadas nas seguintes transformações metalúrgicas:

- Transformação da ferrita induzida por deformação, ou seja, transformação durante a deformação.

- Recristalização dinâmica da austenita durante a deformação a quente, com subsequente transformação da austenita para ferrita.
- Recristalização da ferrita durante laminação a morno.

Este último tema ainda é controverso entre os especialistas. Estudos com o objetivo de promover um refinamento microestrutural pela recristalização dinâmica da ferrita foram feitos, por exemplo, por Matsumura *et al.* (1987) utilizando um sistema de deformação envolvendo vários passes acima da temperatura  $A_{r3}$  para aços C-Mn de médio teor de carbono [23]. O tamanho de grão ferrítico obtido via transformação induzida por deformação, foi considerado pelos autores suficientemente pequeno para esta recristalização. No seu trabalho foram obtidos grãos finos inferiores a 3  $\mu\text{m}$ .

Existem diferenças básicas entre os dois grupos de métodos de laboratório para produzir ultrarefinamento de grão nos aços. As técnicas de deformação plástica intensa são métodos descontínuos, particularmente convenientes para materiais macios, que requerem níveis extremamente elevados de deformação. As deformações logarítmicas são sempre maiores que 4 quando o objetivo é produzir amostras com granulação ultrafina [44]. Um ponto importante é que, no caso de amostras grandes, a trajetória de deformação e resfriamento precisa ser cuidadosamente controlada uma vez que estes são parâmetros chave para obtenção de um tamanho de grão desejado. Os processos termomecânicos avançados, por sua vez, são tratamentos contínuos onde a transformação de fase é essencial para o processo de refinamento de grão. Requerem deformações logarítmicas relativamente baixas, da ordem de 2,2 a 2,6 para produzir aços de granulação ultrafina, mas são menos efetivos com relação ao refinamento de grão [44]. Entretanto, são mais eficientes com relação ao tamanho das amostras processadas.

### **3.4.1) Processos de deformação plástica intensa**

Existem dois métodos principais deste grupo: Extrusão em canais angulares iguais e colaminação seqüencial.

#### **3.4.1.1) Extrusão em canais angulares iguais**

Este método foi desenvolvido inicialmente na Rússia em 1972 por Segal *et al.* e foi descrito pela primeira vez em 1974 [41]. A técnica tem demonstrado ser bastante

adequada para produzir um grande refinamento da microestrutura do aço. O processo consiste em prensar o material através de um orifício em uma matriz constituído por dois canais interligados, de mesma seção reta, e formando um ângulo entre  $90^\circ$  e  $180^\circ$ , como mostra a figura 3.5. Um elemento de material antes e após a deformação cisalhante é mostrado na fig. 3.5b.

Esse sistema permite a introdução de um alto nível de deformação plástica cisalhante através de múltiplos passes sem que nenhuma porosidade residual seja inserida após cada passe. Desta forma é possível produzir um grande número de contornos de grão de grande ângulo, resultantes da subdivisão dos grãos iniciais em grãos ultrafinos. O refinamento de grão é mais significativo nos primeiros passes e torna-se pouco significativo em passes posteriores [51]. Tamanhos de grão da ordem de  $0,3 \mu\text{m}$  e com grandes ângulos de desorientação podem ser obtidos após 4 passes a  $623 \text{ K}$  [51]. Observações em microscópio eletrônico de transmissão sugerem que os contornos de grão ultrafinos de ferrita estejam em um estado de não equilíbrio, considerando a grande energia de superfície desses grãos [51]. A deformação acumulada pode ser expressa pela equação 3.4 onde  $N$  é o número de passes,  $\phi$  e  $\alpha$  são os ângulos indicados na figura 3.5 [12].

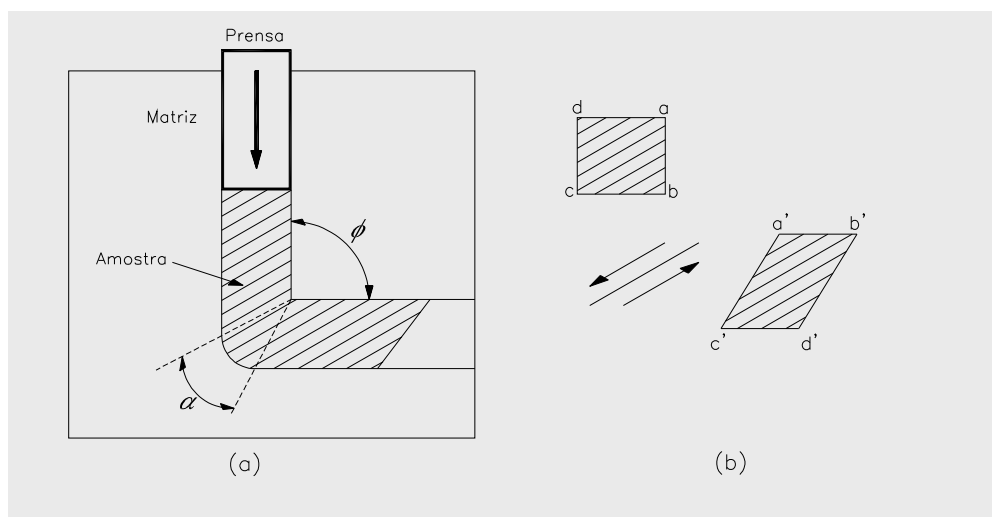


Fig. 3.5. (a) Ilustração esquemática do método de obtenção de granulação ultrafina em canais equiângulos. (b) Elemento de material antes e após a deformação, Han, B. Q. (2003).

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot\left(\frac{\phi + \alpha}{2}\right) + \alpha \operatorname{cosec}\left(\frac{\phi + \alpha}{2}\right) \right] \quad (3.4)$$

Uma demonstração desta equação foi feita por Iwahashi Y. *et al* (1996) [17], e um exemplo de demonstração pode ser visto no Anexo B.

### 3.4.1.2) Colaminação seqüencial

Este processo é similar à laminação convencional e possui potencial para produção em escala industrial. Consiste em empilhar duas chapas de mesma espessura e laminá-las para a espessura de uma única chapa, permanecendo estas ligadas após a laminação. Na etapa seguinte, as chapas são cortadas, e após um tratamento de superfície para eliminar carepas e óxidos, são então novamente empilhadas e submetidas a um novo passe de laminação. Este ciclo é repetido algumas vezes, dependendo do nível de deformação final desejado. Desta maneira, a deformação em cada passe de laminação é mantida constante e a deformação plástica acumulada é muito alta após vários passes. Desde que a redução em cada passe é de 50%, a espessura  $t$  da chapa após  $n$  ciclos é dada por  $t = t_0 / 2^n$ , onde  $t_0$  é a espessura inicial das chapas. A redução  $r$  total após  $n$  ciclos é obtida por  $r = 1 - 1/2^n$ . Na condição de deformação plana, a deformação plástica equivalente é dada por  $\varepsilon = 0,8n$ .

### 3.4.1.3) Outros processos de deformação plástica intensa

Outros métodos alternativos, tais como torção sob alta compressão e laminação de aços martensíticos, foram apresentados mais tarde por Saito *et al* (1999) [36] e por Ueji *et al* (2001) [50]. A obtenção de ferrita de grão ultrafino em um aço C-Mn e outro microligado com Nb e Ti através de ensaios de torção a quente foi estudada por Azevedo *et al.* [2]. Os elementos Nb e Ti apresentam forte influência no refino do grão austenítico e, portanto, ferrítico após a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Eles promovem o refinamento do grão ferrítico mediante o refinamento prévio da austenita e pelo retardamento da sua recristalização, além de produzir um efeito de endurecimento por precipitação na ferrita [27]. Sugere-se que este fato decorre da alta afinidade desses elementos pelo carbono para formar carbonetos do tipo  $(Nb, Ti)C$ , que uma vez precipitados nos contornos de grão austeníticos dificultariam a difusão do carbono.

Nesse trabalho, o processamento do aço C-Mn após têmpera a partir de 900 °C e torção a 700 °C permitiu a obtenção de uma microestrutura ultrafina consideravelmente homogênea, com o menor tamanho de grão ferrítico médio dentre todas as condições estudadas. Entretanto, alguns desses processos são desvantajosos devido a sua complexidade ou por serem inaplicáveis para produção de grandes volumes de materiais [2]. Por outro lado, um processo termomecânico controlado que envolve deformação intensa, transformação de fase e transformação da ferrita induzida por deformação é praticável e poderia ser uma maneira conveniente para obtenção de uma microestrutura mais refinada em escala industrial e com qualidade superior comparativamente aos processos de laminação controlada.

### **3.4.2) Processos termomecânicos**

#### **3.4.2.1) Recristalização dinâmica da austenita na deformação a quente**

Este é um importante mecanismo de refinamento de grão nos aços e tem sido usado para produzir grãos ferríticos de 2 – 5 µm em técnicas de laminação comercial tais como, recristalização por laminação controlada e laminação controlada convencional, ambas seguidas de resfriamento acelerado. O tamanho de grão ferrítico obtido por laminação controlada convencional depende do tamanho de grão austenítico, da taxa de resfriamento e da quantidade de deformação da austenita antes do início da transformação. Na recristalização por laminação controlada, precipitados finos de carbonetos estáveis restringem o crescimento de grão da austenita. Desta forma haverá muitos sítios para nucleação dos grãos ferríticos, implicando em uma taxa de nucleação elevada; conseqüentemente serão nucleados muitos grãos, mas estes crescerão pouco, uma vez que cada grão nucleado terá o seu crescimento limitado pelos demais. Este processo é usado para aços ligados ou microligados com elementos inibidores de crescimento de grão e há necessidade de resfriamento acelerado para evitar o crescimento do grão ferrítico.

Algumas tentativas para produzir por este método um refinamento adicional de grão ferrítico para cerca de 1 µm ou menos foram desempenhadas por alguns pesquisadores [12]. Granulação ferrítica ultrafina em aços planos C-Mn foi obtida por laminação a quente na região intercrítica, isto é, entre as temperaturas  $A_{C1}$  e  $A_{C3}$  por Matsumura e Yada (1987) [23]. O refinamento de grão obtido foi atribuído pelos autores à transformação dinâmica da austenita em ferrita e à recristalização dinâmica

da ferrita. A nucleação repetida da ferrita nos contornos de grão austeníticos durante a transformação dinâmica é a principal responsável pela formação dos grãos ultrafinos, enquanto que a recristalização dinâmica da ferrita desempenha um papel secundário segundo os autores [12].

#### **3.4.2.2) Transformação de fase induzida por deformação dinâmica**

Nesse processo é usada a transformação “austenita → ferrita” para produzir um refinamento de grão ferrítico a partir de uma estrutura de grão austenítico pré-definida. A transformação da austenita para ferrita ocorre dinamicamente durante a deformação. A formação de granulação ultrafina na transformação dinâmica pode ser atribuída a dois fatores: O primeiro é a alta taxa de nucleação da ferrita e o outro é a distribuição aleatória das diferentes orientações dos grãos ferríticos, como sugerido por outros trabalhos no caso de aços baixo carbono [8]. A alta energia armazenada aumenta significativamente a força motriz para a transformação da austenita levando à formação de grãos ferríticos muito finos [8]. Até 1990, sugeria-se que o processo de recuperação era a principal razão para esta limitação do tamanho do grão ferrítico. A explicação era de que a recuperação afetava os sítios potenciais para nucleação da ferrita durante o resfriamento, após a deformação e na transformação da austenita para a ferrita. Estudos recentes [3] têm mostrado que o crescimento de grão ferrítico ocorre em um estágio inicial da transformação, o que reduz o número de núcleos que crescem e isto contribui para limitar o tamanho de grão. A microestrutura do aço formado pelo processo de transformação dinâmica da austenita induzida por deformação consiste de grãos ferríticos finos equiaxiais e de cementita nos contornos e no interior dos grãos. O tamanho de grão final sugere que o crescimento do grão ferrítico observado após a laminação convencional é controlado por transformação dinâmica da austenita induzida por deformação.

O crescimento do grão ferrítico fino formado por deformação na região intercrítica, entre as temperaturas  $Ar_3$  e  $Ae_3$ , tem sido discutido por alguns pesquisadores [3]. Alguns acreditam que a distribuição de carbonetos na microestrutura é a principal razão para a redução da taxa de crescimento de grão [3]. Entretanto, grãos ferríticos da ordem de 1  $\mu\text{m}$  têm sido produzidos em aços de ultrabaixo carbono ( $C = 0,0022\%$ ) onde a fração volumétrica de carbonetos era muito baixa. Hurley (1999) propôs que o alto nível de desorientação entre os grãos ferríticos evita o seu crescimento [15]. Outros estudos têm procurado explicações para o extremo refinamento do grão

ferrítico neste processo, tanto na microestrutura final quanto no estágio inicial da transformação dinâmica da austenita induzida por deformação [3]. Atualmente, os estudos estão concentrados na evolução da formação da granulação ferrítica ultrafina pela transformação dinâmica da austenita induzida por deformação, associada com o resfriamento ao ar após a deformação. Isto leva a um entendimento de como o crescimento de grão ferrítico é controlado durante a deformação.

O primeiro estágio da nucleação dinâmica da ferrita ocorre nos contornos dos grãos austeníticos prévios, o que neste aspecto é muito similar à transformação estática conforme sugerido por Hurley (1999) [15]. Além disso, a deformação crítica para iniciar a transformação é marcadamente reduzida pelo refinamento do tamanho de grão austenítico prévio. Para deformações maiores que esta deformação crítica foram ativados sítios intragranulares para nucleação da ferrita em aços C-Mn conforme Beladi *at al.* (2004) [3]. Este mesmo estudo mostrou que a transformação induzida por deformação dinâmica ocorre nesses sítios para qualquer tamanho de grão austenítico prévio. Entretanto, há uma diferença significativa na distribuição dos sítios de nucleação da ferrita intragranular, levando a diferentes evoluções da ferrita nucleada. Para tamanho de grão austenítico prévio fino, a distribuição dos sítios de nucleação é mais homogênea, mas as ilhas de ferrita concentram-se nas vizinhanças dos contornos de grão austeníticos prévios mais grosseiros. Foi proposto em Beladi *at al.* (2004) [3] que a distribuição não homogênea de deformação é a principal razão para a formação de camadas de ferrita nas vizinhanças desses contornos de grão austeníticos prévios mais grosseiros.

### **3.4.2.3) Recristalização da ferrita na deformação a morno**

A recristalização do material deformado a morno ocorre em menor extensão do que aquela obtida no material deformado a frio, uma vez que a energia de deformação armazenada é menor. Portanto, considerando que a força motriz para a recristalização é a energia de deformação armazenada no trabalho a frio, então para que a recristalização de um aço laminado a morno ocorra de maneira mais efetiva são necessárias temperaturas mais elevadas ou maiores tempos de recozimento [11-52].

Para aços com microestrutura inicial de ferrita e perlita, devido a esferoidização das lamelas de cementita durante a deformação a morno, partículas finas de cementita são observadas na microestrutura após uma grande deformação. Estas partículas finas

exercem um forte efeito de bloqueio para migração dos contornos de grão. Isto significa que, embora as deslocções se rearranjem, o que é um pré-requisito para a formação de configurações de contorno de grão energeticamente mais favoráveis, a migração subsequente dos contornos de grão recém-formados é bloqueada pelas partículas finas de carbonetos, apesar desse rearranjo ser iniciado facilmente em todo lugar no material.

#### **3.4.2.4) Formação de ferrita na deformação a partir da estrutura martensítica**

Os processos de deformação plástica severa anteriormente descritos têm sido usados com sucesso para a obtenção de granulação ultrafina em aços. Entretanto, esses processos apresentam a desvantagem de necessitar de muita energia para deformação plástica, além de equipamentos especiais. Uma outra rota para fabricação desses aços é usar a estrutura martensítica como microestrutura de partida para os tratamentos termomecânicos.

A idéia de iniciar a deformação intercrítica em uma estrutura inicialmente martensítica é a obtenção de uma estrutura metaestável homogênea para aumentar a taxa de nucleação durante a deformação e o recozimento subsequentes, quando então a martensita é revenida, transformando-se em uma matriz de ferrita e carbonetos [2]. A precipitação de carbonetos ocorre preferencialmente nos contornos de grãos austeníticos prévios e ocasionalmente nas arestas das ripas de martensita. A cinética de precipitação é controlada inicialmente pela difusão do carbono, e para tempos mais longos de revenimento, pela difusão dos elementos formadores de carbonetos (Ti e Nb) [2]. Durante a deformação a microestrutura consiste de martensita revenida e de austenita recém-formada. Com a deformação acumulada ocorre a formação de ferrita induzida por deformação a partir da austenita. A microestrutura de aços microligados C-Mn e Ti-Nb deformados por torção a morno a partir da microestrutura martensítica, não é homogênea, consistindo de uma mistura de grãos ferríticos alongados relativamente grosseiros e de grãos ferríticos finos eqüiaxiais. Como resultado da deformação, os grãos ferríticos alongados são também subdivididos em subgrãos, Azevedo *at al.* (2005) [2]. Esta subdivisão fornece uma alta densidade de contornos de grão de grande ângulo, que por sua vez resulta em uma microestrutura ultrafina desorientada. Esta deve ser uma das razões pela qual a microestrutura martensítica é eficiente na produção de ferrita ultrafina. Além disso, a martensita possui uma densidade de deslocções elevada, o que favorece a ocorrência de deformações não

homogêneas. Isto conduz a uma recuperação favorável para formar grãos ultrafinos durante o recozimento. Alguns trabalhos relatam que as dimensões das ripas de martensita determinam o tamanho do grão ferrítico fino obtido [2].

A deformação da austenita leva a um aumento da área de contornos de grão devido a forma alongada dos grãos austeníticos deformados. Além disso, são gerados contornos serrilhados e arestas que servem como sítios adicionais para nucleação da ferrita. A área de nucleação da ferrita é também aumentada pela formação de bandas de deslizamento, microbandas e outros defeitos planares no interior dos grãos austeníticos. A nucleação da ferrita ocorre inicialmente nas junções triplas de contornos de grão e, em seguida, nos defeitos dentro dos grãos. O aumento na quantidade de sítios de nucleação disponíveis leva ao refinamento do grão ferrítico. O tamanho de grão ferrítico final depende da taxa de nucleação e crescimento e também do tempo de residência na temperatura de deformação.

Um outro aspecto interessante é a comparação dos resultados normalmente obtidos por deformação a quente da estrutura martensítica com aqueles obtidos por deformação a frio. A laminação a frio de um aço de baixo carbono, de microestrutura inicial martensítica, seguida de recozimento intercrítico foi estudada por Ueji *et al.* (2004) [51]. Foi obtida uma microestrutura multifásica constituída de grãos ferríticos ultrafinos e partículas finas de carbonetos precipitados uniformemente, além de alguns blocos de martensita revenida. Com uma redução de 50% na laminação a frio foi obtida uma estrutura lamelar típica de materiais produzidos por processos de deformação plástica intensa. Segundo Ueji *et al.* (2004), estudos indicam que o mecanismo de formação desta microestrutura lamelar decorre de um processo de subdivisão dos grãos prévios induzida por deformação, e que uma redução por laminação a frio convencional de 50%, partindo da estrutura martensítica, já é suficiente para produzir esta subdivisão sem recorrer aos métodos de deformação plástica intensa. A microestrutura martensítica inicial promove uma subdivisão mais rápida dos grãos [51], mas o mecanismo desta subdivisão ainda não está claro, embora tenha sido sugerido por Ueji *et al.* (2004) que a principal razão para isto é que a estrutura martensítica de partida é uma microestrutura metaestável mais fina [51]. O recozimento subsequente desta estrutura lamelar a 500 °C produziu uma microestrutura de grãos ultrafinos equiaxiais com tamanho médio de 180 nm segundo os mesmos autores. Como a martensita é uma solução sólida supersaturada em carbono, uma grande quantidade de carbonetos finos precipita durante o recozimento

inibindo o crescimento dos grãos ferríticos. Esses carbonetos desempenham o principal papel nas mudanças estruturais durante o recozimento, afetando as propriedades mecânicas de maneira mais significativa.

### **3.5) Mecanismos de formação de grãos ultrafinos**

#### **3.5.1) Efeito do encruamento**

Durante a deformação os processos de recuperação e amaciamento desenvolvem-se no sentido de neutralizar os efeitos do endurecimento por encruamento. A geração de deslocamentos e suas interseções durante a deformação plástica levam a um endurecimento, enquanto que os mecanismos de recuperação e recristalização agem no sentido de cancelar esses efeitos via aniquilação de deslocamentos por escorregamento cruzado e escalagem, [7]. Todos esses mecanismos são favorecidos pela ativação térmica e pela tensão aplicada. Entretanto, a predominância de recuperação dinâmica ou recristalização dinâmica depende da estrutura do material. A primeira ocorre predominantemente em metais e ligas com alta energia de falha de empilhamento, enquanto que a segunda é predominante em materiais com baixa energia de falha de empilhamento onde a escalagem e o escorregamento cruzado não ocorrem com muita facilidade.

#### **3.5.2) Efeito do teor de carbono**

Song *et al* (2005) trabalhando com aços planos C-Mn em compressão a morno e com recozimento subsequente, mostrou que um aumento no teor de carbono produz uma microestrutura ferrítica mais fina, com grãos mais equiaxiais e uma distribuição de partículas de cementita mais homogênea [43]. Há duas razões termodinâmicas para este refinamento do grão ferrítico. A primeira é que o aumento do teor de carbono causa uma redução da temperatura de mudança de fase de equilíbrio da austenita para ferrita, o que por sua vez leva a uma microestrutura transformada mais fina e com grãos mais equiaxiais. A segunda razão termodinâmica é que o refinamento do grão ferrítico é também fortemente afetado pela fração volumétrica de partículas de cementita esferoidizadas. Uma concentração mais alta de carbono produz uma maior fração volumétrica de cementita após a transformação de fase [43]. Isto proporciona uma distribuição de partículas de cementita mais homogênea nos aços de teor de

carbono mais alto durante a deformação a morno e recozimento subsequente, quando a microestrutura de partida é ferrítico-perlítica.

Durante a deformação a morno ocorre uma esferoidização das lamelas de perlita em partículas de cementita localizada nos contornos de grão e nos pontos triplos. Estas partículas finas agem efetivamente como obstáculos para a migração do contorno de grão durante a deformação e no recozimento subsequente [43].

### 3.5.3) Efeitos de uma dispersão de partículas finas

Foi mostrado por Ashby *et al.* (1970) [1] que a taxa de encruamento de ligas depende da dispersão de partículas duras de segunda fase e é proporcional a um parâmetro de dispersão igual a  $\sqrt{f/D}$ , onde  $f$  é a fração volumétrica da segunda fase e  $D$  é diâmetro médio das partículas. Desde então o encruamento por partículas de segunda fase tem sido proposto para aumentar o balanço resistência-ductilidade de aços de granulação ultrafina. Estudos recentes em aços de granulação ultrafina com tamanhos médios de grãos menores que 1  $\mu\text{m}$  mostraram que algum alongamento uniforme pode ser obtido por uma dispersão fina de óxidos, cementita ou martensita [26]. Entretanto, não há muitos trabalhos relacionando a variação da dispersão de partículas de segunda fase com as propriedades mecânicas e com o tamanho de grão ferrítico. A principal dificuldade em estudos sistemáticos deste tipo é a obtenção de grandes volumes de amostras. Uma dispersão de carbonetos finos pode suprimir a recristalização primária e facilitar a formação de um subgrão pronunciado ou mesmo de uma estrutura de grãos policristalinos pela acumulação gradual de deslocamentos nos contornos de subgrãos. Partículas de cementita muito finas no interior dos grãos exercem um forte efeito de bloqueio de deslocamentos individuais. Arranjos de deslocamentos em torno dessas partículas, gerados pelo mecanismo de Orowan, associados a esse efeito de bloqueio, também contribuem para a obtenção de uma microestrutura ferrítica mais refinada. Essa dispersão de partículas finas de carbonetos na matriz ferrítica facilita a formação de novos contornos de subgrãos no interior dos grãos ferríticos, o que leva à formação de novos grãos a partir desses novos contornos. Há muitos trabalhos relativos ao efeito de partículas finas de carbonetos em aços de granulação ultrafina, como por exemplo, Ohmori *et al.* (2004) [26] e Song *et al.* (2005) [43, 44].

Quanto ao efeito na tenacidade, a morfologia da perlita ou cementita tem efeitos complexos nas propriedades de impacto. Partículas de cementita alongadas e esféricas são iniciadoras de danos potenciais e são as características microestruturais mais prejudiciais nos aços. Isto ocorre por causa da baixa adesão entre as partículas de segunda fase e a matriz, além das diferenças entre suas propriedades plásticas. Partículas esféricas de cementita exercem um efeito menos dramático na tenacidade do que partículas lamelares dessa mesma fase. Entretanto, para a ocorrência de fratura por clivagem, a distância livre entre dois contornos de grão de grande ângulo vizinhos parece exercer um efeito mais importante na tenacidade do que a forma e dispersão das partículas [45].

### **3.6) Evolução da microestrutura ferrítica durante a deformação a morno**

A evolução da microestrutura durante a deformação a morno foi analisada por vários pesquisadores [2, 3, 41, 44, 51]. Song *at al.* (2005) trabalhando com aços C-Mn deformados a morno a partir de uma microestrutura de ferrita e perlita mostrou que após 4 passes de laminação, correspondendo a uma deformação total  $\epsilon = 1,6$ , grande parte da perlita transforma-se em partículas de cementita esferoidizadas de diferentes tamanhos e distribuídas de maneira não homogênea na matriz ferrítica [44]. Segundo os mesmos autores, esta microestrutura praticamente não sofreu aumento no tamanho de grão após um recozimento a 550°C (823K) por duas horas, mas a microestrutura de grãos ferríticos alongados e intensamente deformados tornou-se equiaxial com granulação ultrafina. Ao mesmo tempo toda a cementita aglomerou-se em partículas esferoidizadas e distribuídas homoganeamente na matriz ferrítica. A força motriz para a esferoidização é a redução da energia de superfície entre as lamelas de cementita e a matriz ferrítica, uma vez que as partículas esferoidizadas apresentam uma superfície total muito menor do que as lamelas, [20]. Durante a deformação a morno, as lamelas de cementita são fragmentadas em partículas menores alinhadas na direção da deformação. A esferoidização da cementita lamelar pode ocorrer de maneira particularmente rápida nos pontos triplos devido a grande área de contato dessas com os contornos de grão [44]. A taxa de esferoidização da cementita pode ser aumentada por até seis ordens de magnitude pela deformação a morno comparativamente ao recozimento sozinho. Isto porque a deformação a morno acrescenta um excesso de lacunas em uma concentração muito maior do que a de equilíbrio térmico. Esse excesso de lacunas acelera a difusão aumentando a taxa de esferoidização [44]. Para

deformações maiores, após o último passe de laminação, esses fragmentos de cementita tornam-se esferoidizados em partículas discretas, e partículas menores aparecem também no interior dos grãos. As partículas maiores distribuídas ao longo dos grãos ferríticos agem como obstáculos para a migração dos contornos de grão. A subdivisão de grãos durante intensa deformação a frio é essencial para a formação de uma microestrutura de grãos ultrafinos [44].

### 3.7) Análise do encruamento de metais

A condição de instabilidade plástica em ensaio de tração é expressa pela relação  $\sigma > d\sigma/d\varepsilon$ , onde  $\sigma$  é a tensão de fluxo e  $\varepsilon$  é a deformação verdadeira [7]. Desde que a tensão de fluxo  $\sigma$  aumenta continuamente com o refinamento de grão, uma alta taxa de encruamento  $d\sigma/d\varepsilon$  é requerida para evitar a instabilidade plástica e melhorar o alongamento uniforme, como ilustra a figura 3.6.

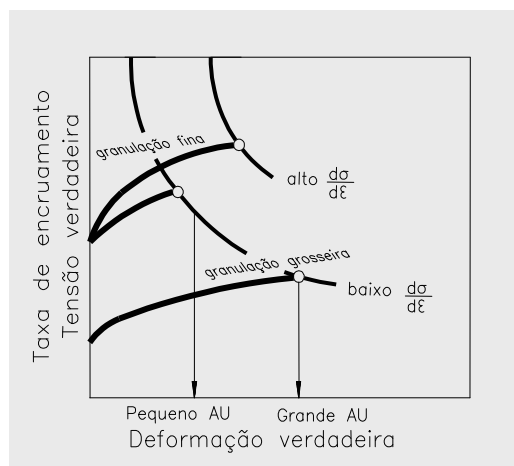


Fig. 3.6. Ilustração esquemática da deterioração do alongamento uniforme pelo refinamento de grão e o conceito de encruamento. OHMORI (2004).

Quando  $\sigma = d\sigma/d\varepsilon$ , condição conhecida como “Critério de Considère” ou “Critério de Jaoul Crussard”, o alongamento uniforme termina e tem início a estricção. Portanto, a deformação uniforme máxima pode ser teoricamente estimada pela interseção da curva de tensão verdadeira com a curva correspondente da taxa de encruamento.

### 3.7.1) Análise pela equação de Hollomon

A equação de Hollomon é amplamente empregada para modelar o comportamento plástico dos aços. É uma relação simples, de fácil utilização e suficientemente precisa para representar a curva tensão X deformação a baixas deformações. É representada por uma relação potencial simples [7].

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (3.2)$$

Aqui  $n$  é o expoente de encruamento ou parâmetro de encruamento e  $k$  é o coeficiente de resistência. O gráfico duplo logarítmico da tensão verdadeira e da deformação verdadeira até a carga máxima resulta em uma linha reta quando os dados satisfazem a equação 3.2. O coeficiente de resistência  $k$  é a tensão verdadeira para  $\varepsilon = 1$ . O expoente de encruamento  $n$  pode variar na faixa  $0 < n < 1$ . O valor  $n = 0$  representa um sólido perfeitamente plástico, enquanto que  $n = 1$  representa um sólido elástico. Para a grande maioria dos metais o valor de  $n$  fica na faixa  $0,1 < n < 0,5$ . Como qualquer modelo, a equação de Hollomon apresenta limitações. A principal delas é que a tensão é nula quando a deformação plástica é zero, o que não é real. Além disso, freqüentemente são observados desvios para deformações muito baixas, da ordem de  $10^{-3}$ , ou muito altas,  $\varepsilon \approx 1$  [7]. Outro tipo comum de desvio ocorre no gráfico duplo logarítmico da equação 3.2, que resulta em duas linhas retas com diferentes inclinações.

### 3.7.2) Análise pela equação de Ludwick

Algumas vezes os valores experimentais das curvas de escoamento de muitos metais não se comportam de acordo com a equação de Hollomon (Equação 3.2), uma vez que nessa equação implica a consideração de que a tensão seja nula para a deformação verdadeira nula. Nesses casos, a equação de Ludwick é mais adequada.

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n \quad (3.3)$$

Aqui  $\sigma_0$  é a tensão de escoamento e  $k$  e  $n$  representam as mesmas constantes da equação (3.2).

### 3.7.3) Análise pela equação de Swift

A equação de Swift fornece a deformação verdadeira  $\varepsilon$  em função da tensão verdadeira  $\sigma$ , ou seja.

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + k\sigma^m \quad (3.4)$$

Aqui,  $m$  é o expoente de encruamento do aço,  $k$  e  $\varepsilon_0$  são constantes do material. A derivação de  $\sigma$  em relação a  $\varepsilon$  na equação de Swift fornece uma relação entre  $d\sigma/d\varepsilon$  e  $\sigma$ , o que permite uma análise similar àquelas correspondentes às equações de Hollomon e de Ludwick. Derivando a equação 3.4 em relação a  $\varepsilon$  obtém-se.

$$1 = km\sigma^{m-1} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad , \text{ ou seja: } 0 = \ln(km) + (m-1)\ln\sigma + \ln\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right), \text{ portanto:}$$

$$\ln\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right) = (1-m)\ln\sigma - \ln(km) \quad (3.5)$$

## CAPÍTULO 4: PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL E METODOLOGIA

### 4.1) Condição de fornecimento

O presente trabalho de pesquisa foi desenvolvido a partir de duas chapas de aço microligado com Ti e Nb, laminadas a quente com dimensões de 168X94 mm e 16 mm de espessura. Cada chapa foi cortada em quatro barras de dimensões 84X47 mm, resultando em um total de oito barras. As oito barras assim obtidas foram submetidas a tratamentos termomecânicos e posteriormente divididas em amostras menores, sendo em seguida submetidas a recozimento em diferentes tempos conforme detalhado em 4.3. Após os tratamentos termomecânicos e recozimento as amostras foram usinadas e submetidas a ensaios de tração e de impacto Charpy.

### 4.2) Composição Química

A composição química do aço utilizado nesta pesquisa é mostrada na tabela 4.1.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb
Teor (% peso)	0,11	0,29	1,41	0,025	0,008	0,022	0,012	0,028

Tabela 4.1: Composição química do aço analisado neste trabalho.

### 4.3) Tratamentos termomecânicos

Os tratamentos termomecânicos foram realizados em três etapas: Têmpera, laminação a morno e recozimento subcrítico e intercrítico. As oito barras, de dimensões 84X47X16 mm foram austenitizadas a 900°C, com um tempo de encharque de 1.800s, em um forno de mufla de laboratório e, em seguida, temperadas em uma mistura de salmoura e gelo a uma taxa de resfriamento de aproximadamente 300°C/s.

O tamanho de grão austenítico prévio foi medido a partir da área dos grãos amostrados, de acordo com a norma ASTM E 112-88 [49] mediante aplicação de

ataque químico com ácido pícrico e detergente teepol. Para caracterização metalográfica e observação do aspecto geral após a têmpera, amostras extraídas de uma barra adicional foram preparadas, observadas em microscopia óptica e fotografadas. A seguir, foram submetidas a ataque aplicado com nital 2%, analisadas e fotografadas em microscopia eletrônica de varredura para identificação dos constituintes presentes. Também foram realizados ensaios de dureza Vickers com carga de 2,29 N utilizando as mesmas amostras preparadas para o exame metalográfico.

Após a têmpera as oito barras foram aquecidas a uma taxa de 1 °C/s até um patamar de 740 °C, onde foram mantidas para encharque por um período de 1800 s. Em seguida foram laminadas a morno a 700 °C em um laminador de laboratório em três passes sucessivos, cada um com 20% de redução, visando uma redução total de aproximadamente 50%. Entre cada passe as barras foram reaquecidas a 740 °C antes do passe seguinte com o objetivo de manter a temperatura de laminação prevista. O controle de temperatura foi acompanhado por um termopar do tipo K, inserido no centro de uma amostra laminada. Após o último passe de laminação, as barras foram resfriadas ao ar. A determinação das temperaturas críticas de transformação de fases desse aço foi obtida de trabalho anteriormente publicado [39], tendo sido obtidas temperaturas  $A_{r1} = 620$  °C e  $A_{r3} = 745$  °C para uma taxa de resfriamento de 0,08 °C/s.

Logo após a laminação a morno e resfriamento ao ar, cada uma das oito barras laminadas foi cortada em seis partes iguais, produzindo oito lotes de seis amostras de dimensões aproximadamente iguais a 60X16X8 mm, resultando um total de 48 amostras. Quatro desses lotes de amostras foram recozidos a 550 °C e os outros quatro restantes recozidos a 800 °C, mas para ambas as temperaturas os tempos de recozimento para cada lote de seis amostras foram diferentes, variando de 300 a 7.200 s conforme plano de ensaios mostrado na tabela 4.2. O ciclo completo de tratamentos termomecânicos pode ser visto na figura 4.1. Das seis amostras de cada lote, três representativas de cada condição foram destinadas ao ensaio de tração e as outras três restantes para ensaio de impacto Charpy. Para a análise metalográfica foi utilizado um microscópio óptico, permitindo aumentos de 100, 200, 500 e 1000X, além de um microscópio eletrônico de varredura.

NÚMERO DE AMOSTRAS A SEREM TESTADAS			
ENSAIOS	TRATAMENTO TÉRMICO (RECOZIMENTO)		
	TEMPO (s)	TEMPERATURAS (°C)	
		550	800
TRAÇÃO	300	3	3
CHARPY	300	3	3
TRAÇÃO	1.800	3	3
CHARPY	1.800	3	3
TRAÇÃO	3.600	3	3
CHARPY	3.600	3	3
TRAÇÃO	7.200	3	3
CHARPY	7.200	3	3
TOTAL DE AMOSTRAS	x	24	24

Tabela 4.2: Plano de ensaios para as amostras laminadas a morno e recozidas.

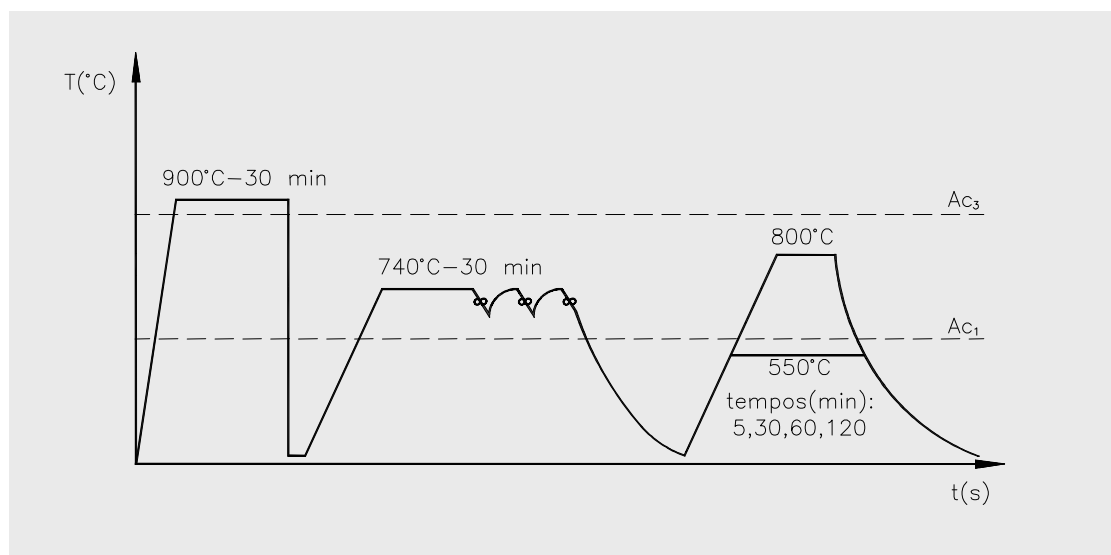


Figura 4.1: Ciclo completo de tratamentos termomecânicos para o aço pesquisado.

#### 4.4) Preparação e ataque químico para metalografia

A caracterização microestrutural foi acompanhada por microscopia óptica e por microscopia eletrônica de varredura, com ataque químico diferenciado para o

constituente MA, reativo de Le Pêra [21]. Este reativo confere a coloração branca ao constituinte MA. A ferrita é colorida de laranja, marrom ou azul anil, enquanto que as regiões que contêm carbonetos, bainita ou perlita ficam escuras. A descrição do ataque realizado foi a seguinte:

1. Preparou-se uma solução aquosa de picral (ácido pícrico 4% -  $C_6H_2(NO)_3OH$ ) em água destilada e outra se metabissulfito de sódio ( $Na_2S_2O_5$ ) em álcool etílico.
2. Realizou-se um pré-ataque durante 20 s em vidro de relógio, com pequena agitação da amostra, somente com picral.
3. Após lavar a amostra com água e sabão, seguiu-se de um polimento rápido com alumina de 0,05  $\mu m$ , para desbastar suavemente a superfície atacada;
4. Após o rápido polimento, as amostras foram lavadas com água e sabão e secadas com ventilação a frio;
5. Repetiu-se os itens 2, 3 e 4 por mais 2 vezes, porém com imersão de 10 s com agitação da amostra na solução ácida, sendo que na última etapa não se realizou o polimento. Após o ataque e a retirada do excesso de picral com água e sabão, as amostras foram secadas a frio.
6. Preparou-se uma solução composta por 3 ml de picral e 3 ml de metabissulfito de sódio (1:1), onde a superfície da amostra embutida foi imersa por 10 s. Essa solução só deve ser preparada imediatamente antes da imersão da amostra, pois perde a sua eficácia rapidamente pela volatilização do metabissulfito de sódio.

Retirou-se o excesso de solução, lavando as amostras com água corrente e sabão, seguida de secagem a frio até que a superfície ficasse escurecida em tons de marrom, indicando o correto ataque e a revelação dos constituintes martensita, ferrita e carbonetos.

#### **4.5) Análise metalográfica e determinação do tamanho de grão ferrítico**

O tamanho de grão ferrítico foi medido em um analisador de imagens, IMAGE PRO-PLUS™, ligado a um microscópio metalográfico, marca Leitz, modelo metallux II. Os

resultados foram processados para obtenção da média, do desvio padrão e do erro relativo para um nível de confiança de 95%. O método de cálculo corresponde ao estabelecido nas normas ASTM E 112 [49] e ASTM E 562 [32]. Foram realizadas 40 aplicações da linha de teste por amostra, totalizando no mínimo 200 grãos em 10 regiões diferentes. A microestrutura das amostras após recozimento foi caracterizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Para esta análise usou-se o ataque com reativo nital 2%. Foram determinados os percentuais de MA, carbonetos e ferrita. As análises de imagens foram obtidas a partir do software Image-Pro Plus, da Media Cybernetics. As imagens foram colhidas diretamente do microscópio metalográfico, com a conexão de câmera de vídeo ao microcomputador, onde são processadas e analisadas pelo programa.

#### **4.6) Ensaios mecânicos**

Foram realizados ensaios de tração e de impacto em 3 corpos de prova referentes a cada condição de acordo com o plano de ensaios apresentado na tabela 4.1. Os corpos de prova de tração foram usinados nas dimensões “subsize” de 4 mm de diâmetro por 25 mm de comprimento, conforme requisitos da norma ASTM A 370 [46]. Os corpos de prova foram ensaiados a uma taxa aproximada de  $0,0012 \text{ s}^{-1}$  à temperatura ambiente para determinação das propriedades mecânicas; limite de escoamento, limite de resistência, alongamento e redução de área. Foram ainda determinadas as curvas tensão-deformação verdadeiras. Os corpos de prova para ensaio Charpy foram usinados nas dimensões “subsize” de 55X10X5 mm conforme figura 11 da norma ASTM A 370 [46]. Antes da usinagem nas dimensões definitivas, foi removida por usinagem uma camada de 1mm em cada face dos corpos de prova para eliminação de decarbonetação superficial decorrente dos tratamentos térmicos. Os ensaios foram realizados a uma temperatura de  $-20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ .

## **CAPÍTULO 5: RESULTADOS E DISCUSSÃO**

Os resultados foram analisados e discutidos de acordo com a seguinte organização:

- Análise da microestrutura: Condição inicial, condição pós têmpera, evolução da microestrutura na deformação a morno, efeito do recozimento.
- Microdureza Vickers.
- Ensaio de tração: Determinação das propriedades mecânicas, análise do encruamento, análise de Hollomon e Jaoul-Crussard.
- Ensaio de Impacto: Energia absorvida, efeito dos tratamentos termomecânicos.

### **5.1) Condição inicial**

Na condição inicial o material foi fornecido com uma microestrutura de ferrita e perlita, recristalizada e fortemente alinhada, como mostra a figura 5.1. Este material ensaiado em tração apresentou limite de escoamento igual a 475 MPa e limite de resistência de 575 MPa. A energia absorvida média em ensaio de impacto de 3 corpos de prova de tamanho sub size foi de 92 J.

### **5.2) Microestrutura e propriedades pós-têmpera**

A têmpera tem o objetivo de tornar o material mais homogêneo e em uma condição metaestável para aumentar a taxa de nucleação da ferrita, tanto na deformação a morno quanto no recozimento posterior. A figura 5.2 mostra a microestrutura obtida após têmpera a partir de 900 °C. Pode-se observar que a microestrutura obtida constitui-se predominantemente de martensita. Entretanto, houve formação de ferrita proeutetóide nos contornos de grãos austeníticos em algumas regiões localizadas. Os grãos austeníticos prévios são equiaxiais e com tamanho médio de 10,1 µm. É importante observar que a temperatura de austenitização de 900 °C não é suficiente para solubilizar completamente os carbonetos de titânio e de nióbio, que necessitam de temperaturas acima de 1200 °C para uma completa dissolução. Esses carbonetos não dissolvidos tendem a restringir o crescimento do grão austenítico produzindo uma microestrutura austenítica mais refinada, que por sua vez leva a uma maior taxa de nucleação da ferrita [33].

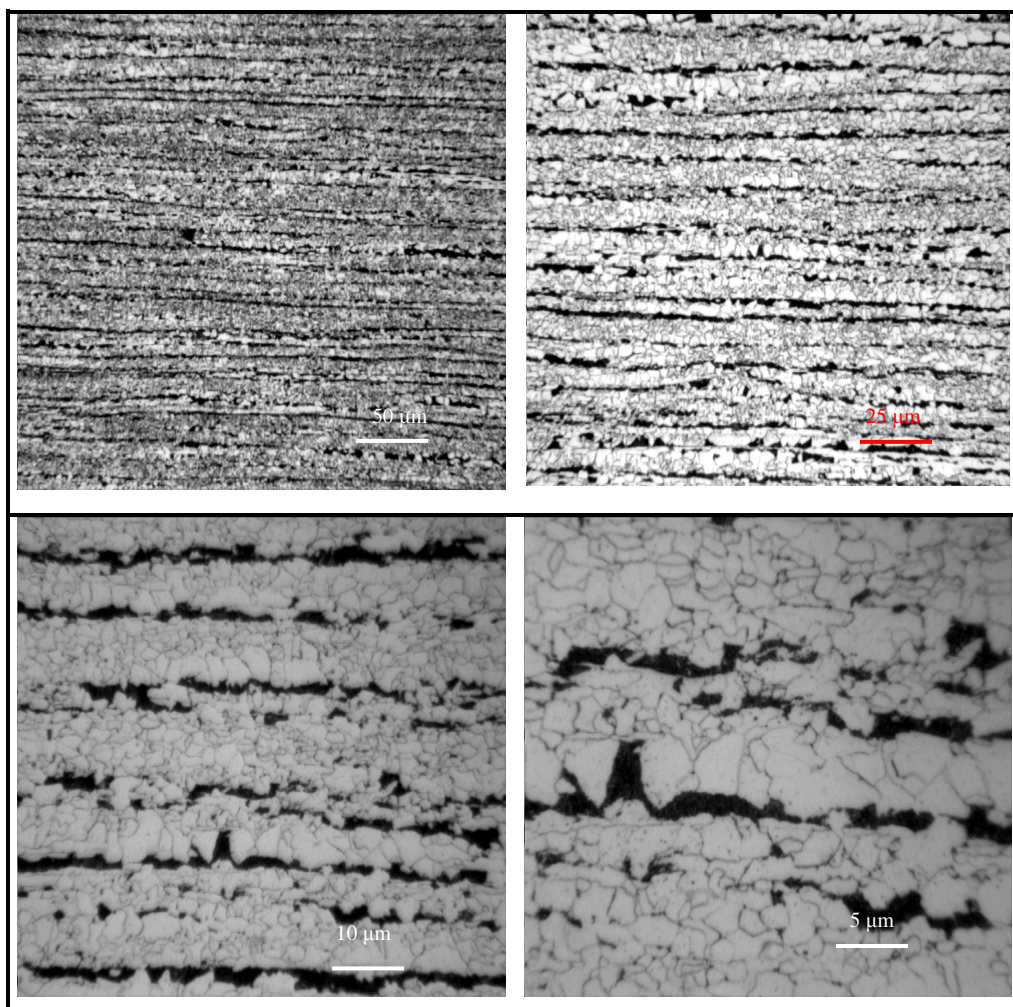


Fig. 5.1 - Microestrutura do material como fornecido, laminado a quente, com aumentos de 100, 200, 500 e 1000 vezes. Ataque: Nital.

### 5.3) Evolução da microestrutura durante a laminação a morno

Após a austenitização e têmpera, a microestrutura é constituída principalmente de ripas de martensita. Com o aquecimento a 740 °C por 1.800 s a martensita tende a se decompor para uma mistura de martensita, cementita e ferrita. Esta decomposição começa preferencialmente nos contornos de grãos austeníticos prévios e ocasionalmente nos contornos das ripas de martensita. A precipitação de carbonetos é controlada inicialmente pela difusão de carbono, e em seqüência, pela difusão dos elementos formadores de carbonetos, como Nb e Ti [2]. Durante a laminação a morno a 700 °C esta estrutura é quebrada, resultando em uma mistura de ferrita, cementita e alguma austenita formada na zona intercrítica.

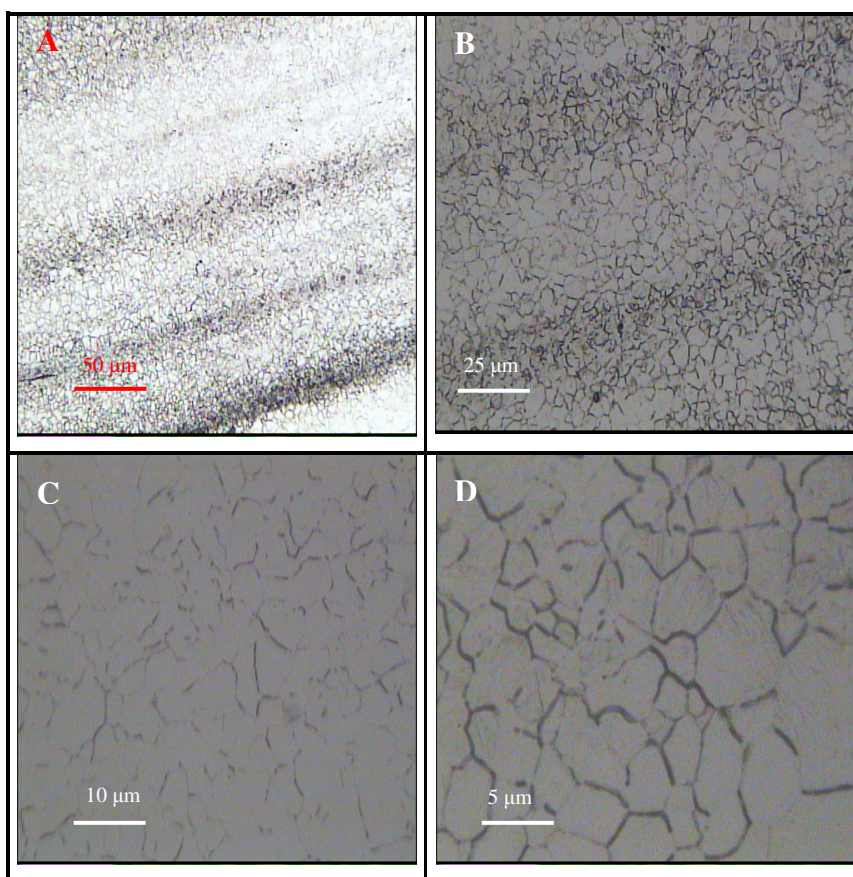


Fig. 5.2 - Fotomicrografias ópticas da seção longitudinal das amostras temperadas 900 °C com aumentos de 100X (A), 200X (B), 500X (C) e 1000X (D). Ataque: Nital.

O material resfriado rapidamente após a laminação a morno apresentou uma microestrutura encruada, indicativo de que a temperatura de laminação foi insuficiente para iniciar a recristalização. A microestrutura apresenta ilhas de martensita em matriz ferrítica e carbonetos dispersos como mostra a figura 5.3. Estas ilhas de martensita resultam da austenita formada nos contornos de grão ferríticos durante o encharque por 1.800 s a 740 °C antes da laminação a morno, comprovando que a laminação ocorreu na região intercrítica. As fotomicrografias da figura 5.3, C e D, mostram a subestrutura encruada da ferrita.

#### 5.4) Efeito do recozimento intercrítico e subcrítico

A figura 5.4 mostra a evolução da microestrutura no recozimento a 550 °C e 800 °C, ambas para o menor e maior tempo de recozimento (300 s e 7.200 s), representando pois as duas condições extremas para as duas temperaturas de recozimento. Pode-se observar que a microestrutura das amostras recozidas a 550 °C apresenta regiões

heterogêneas localizadas com relação ao contorno de grão ferrítico e distribuição das partículas de carbonetos, o que ocorre em virtude da deformação diferencial ao longo da espessura. Conseqüentemente, ocorreu intensa recuperação da estrutura ferrítica nas regiões mais deformadas, tendo ocorrido recristalização parcial para o tempo de 7.200 s de recozimento. Já o material recozido por 300 s apresentou uma microestrutura ferrítica bastante encruada e com elevada concentração localizada de carbonetos, enquanto que para 7.200 s de recozimento esta microestrutura tornou-se mais homogênea com relação ao contorno de grão ferrítico e distribuição das partículas de carbonetos, mais recuperada e com uma granulação muito fina.

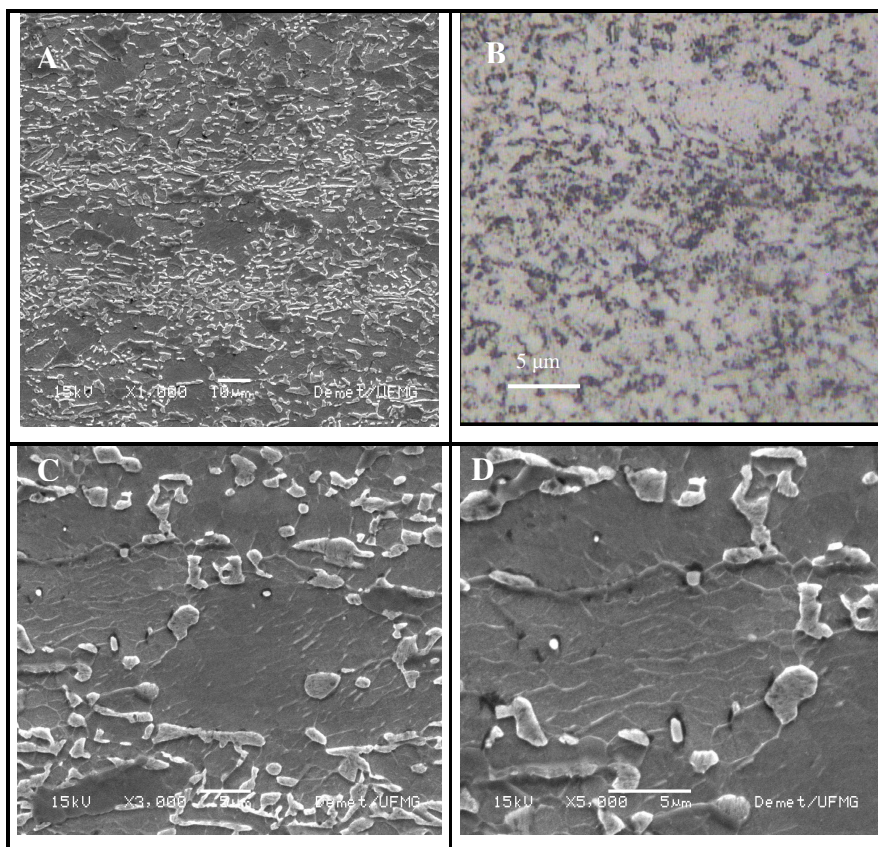


Figura 5.3: Fotomicrografias mostrando as amostras após laminação a morno com deformação verdadeira de 0,66. (A), (C) e (D): MEV; ilhas de martensita em matriz ferrítica. (B) Microscopia óptica 1000X. Ataque: Nital 2%.

Quanto ao material recozido a 800 °C, a recristalização completa e homogênea da ferrita só foi possível para tempos de recozimento acima de 1.800 s. Para tempos de 300 s e 1800 s a recristalização ocorreu apenas nas regiões mais intensamente deformadas em virtude da maior energia de deformação armazenada, e foi completa

para as amostras recozidas a 3600 s e 7200 s. A energia de deformação armazenada no material deformado a morno é menor que aquela armazenada nos materiais deformados a frio. Como esta energia de deformação armazenada é a força motriz para o processo de recristalização, decorre que os materiais deformados a morno necessitam de maior temperatura, ou de tempos mais longos de recozimento, para que a recristalização seja completa. Entretanto, notou-se uma melhora progressiva na homogeneidade da microestrutura, com um aumento crescente na intensidade da recristalização e mesmo algum crescimento de grão ferrítico.

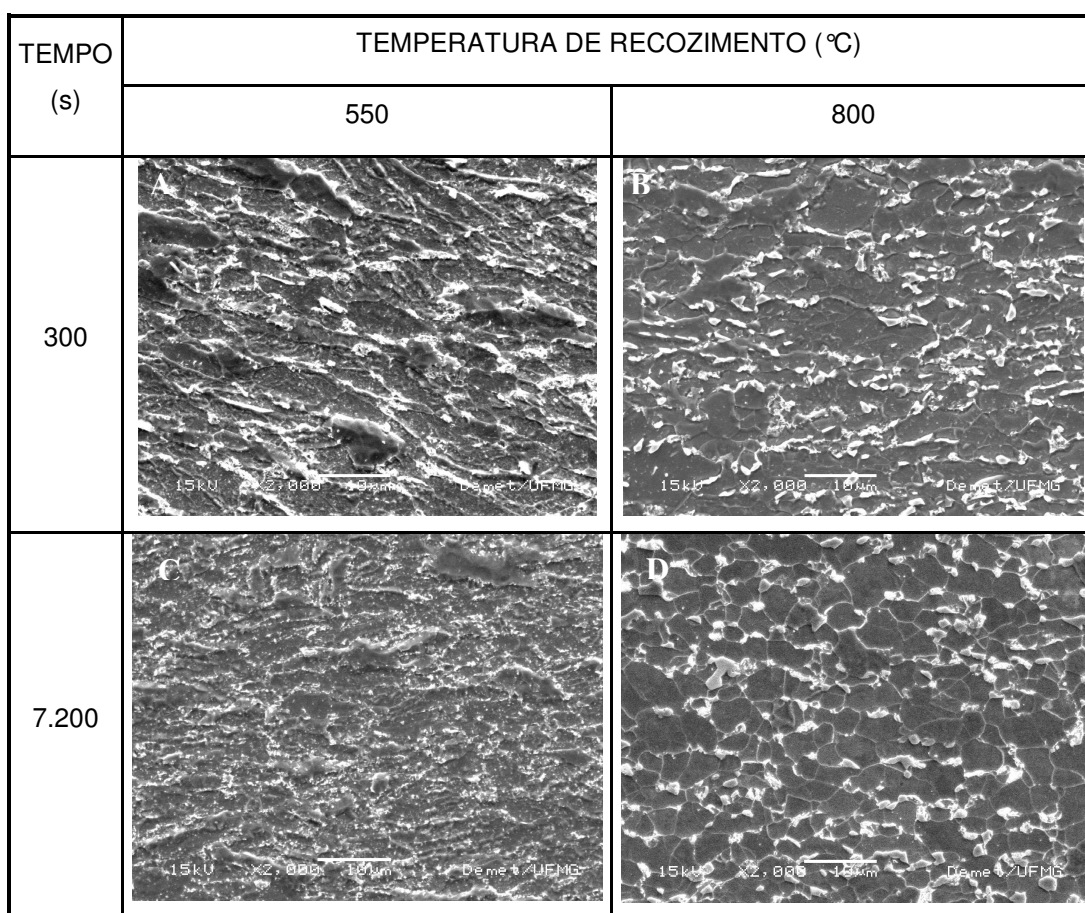


Figura 5.4 – Amostras recozidas durante 300s e 7200s a 550°C (A,C) e 800 °C (B,D), após laminação a morno com deformação verdadeira de 0,66. Ataque com nital 2%, MEV. Matriz ferrítica com carbonetos dispersos (A, C) e ilhas do constituinte MA (B, D). Formação de perlita pode ser observada para tempos longos de recozimento a 800 °C (D).

Com relação ao constituinte MA, o material recozido a 550 °C apresentou apenas uma quantidade residual deste constituinte independente do tempo de recozimento, enquanto que o material recozido a 800 °C apresentou uma fração volumétrica de MA

praticamente constante, independente do tempo de recozimento como pode ser visto pela tabela 5.1 e pela figura 5.5. A figura 5.6 mostra as microestruturas obtidas para o material recozido por 300 s e 7.200 s, para ambas as temperaturas de recozimento. O constituinte MA presente nas amostras recozidas em ambas as temperaturas diferem quanto a origem. Nas amostras recozidas a 550 °C a discreta quantidade de MA provém da austenitização parcial decorrente do aquecimento a 740 °C antes da laminação a morno que, no posterior resfriamento ao ar, transformou-se em martensita.

Tempo de recozimento (s)	300	1.800	3.600	7.200
Fração Volumétrica (%)	9,95	9,57	10,09	9,58

Tabela 5.1: Frações volumétricas do constituinte MA obtidas para as amostras recozidas a 800 °C.

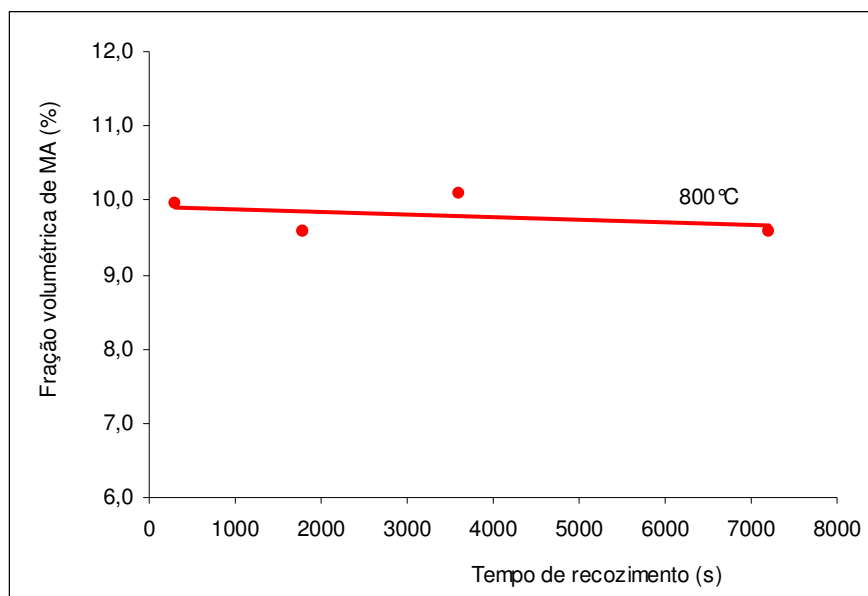


Figura 5.5: Fração volumétrica do constituinte MA obtida para a amostra recozida a 800 °C.

A maior parte desta martensita se decompõe em ferrita e carbonetos muito finos durante o recozimento a 550 °C de modo que a quantidade de MA presente após esta etapa é apenas residual. Já nas amostras recozidas a 800 °C, a austenita se forma durante este recozimento. Como não há superaquecimento além desta temperatura, o percentual de austenita tende rapidamente para o valor de equilíbrio. Entretanto, esta

austenita se enriquece progressivamente em carbono e manganês com tempos crescentes de recozimento, o que aumenta a sua temperabilidade, de modo que a quantidade de MA observada nas fotomicrografias da figura 5.6 B e D, resulta da transformação desta austenita no resfriamento ao ar subsequente. Além disso, a formação de austenita durante o recozimento a 800 °C inibe em parte o crescimento da ferrita. As partículas de cementita exercem o mesmo papel de impedir o crescimento de grão ferrítico no material recozido a 550 °C, sendo nesse aspecto mais eficiente na limitação do crescimento de grão ferrítico do que as interfaces “ $\gamma - \alpha$ ” do material recozido a 800 °C, como pode ser visto pela figura 5.7.

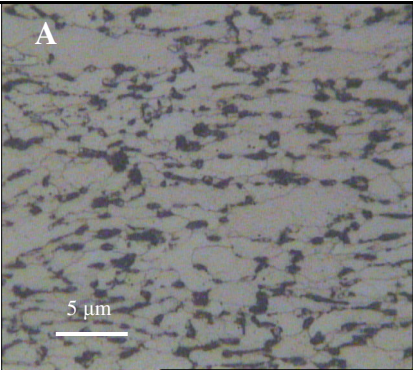
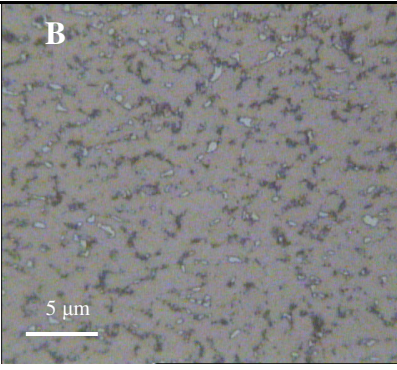
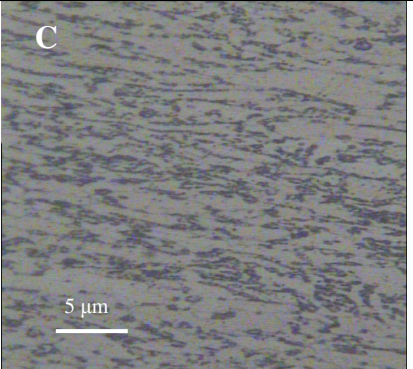
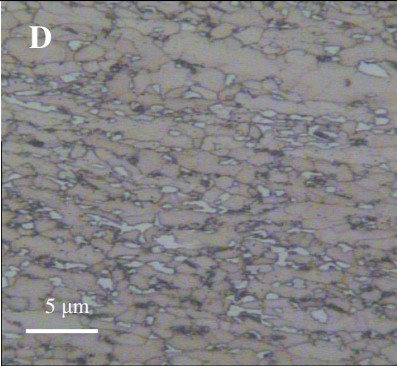
TEMPO (s)	TEMPERATURA DE RECOZIMENTO (°C)	
	550	800
300		
7.200		

Figura 5.6: Fotomicrografias ópticas das amostras laminadas a morno e recozidas a 550 °C e a 800 °C, ambas para tempos de 300 s e 7.200 s. Ataque: Le Pera. A fase clara é o constituinte MA em matriz de grãos ferríticos.

Após o recozimento foi possível obter um considerável refinamento de grão ferrítico como mostra a tabela 5.2. Para o material recozido a 800 °C, o tamanho de grão ferrítico foi proporcional ao tempo de recozimento, variando entre 2,05 e 3,48 µm para

o menor e para o maior tempo de recozimento, respectivamente. Entretanto, para o material recozido a 550 °C, os resultados obtidos foram mais dispersivos, mas o gráfico da figura 5.7 sugere que o tempo de recozimento não afetou significativamente o tamanho de grão ferrítico.

TAMANHO MÉDIO DE GRÃO FERRÍTICO OBTIDO ( $\mu\text{m}$ )				
TEMPERATURA DE RECOZIM. ( $^{\circ}\text{C}$ )	TEMPO DE RECOZIMENTO (s)			
	300	1.800	3.600	7.200
550	1,29	2,27	1,38	1,61
800	2,05	2,50	2,71	3,48

Tabela 5.2: Tamanhos de grão ferrítico obtidos para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.

Quanto ao efeito da temperatura, para todos os tempos de recozimento o tamanho de grão ferrítico foi maior para o material recozido 800 °C do que para o material recozido a 550 °C, como mostra a figura 5.7.

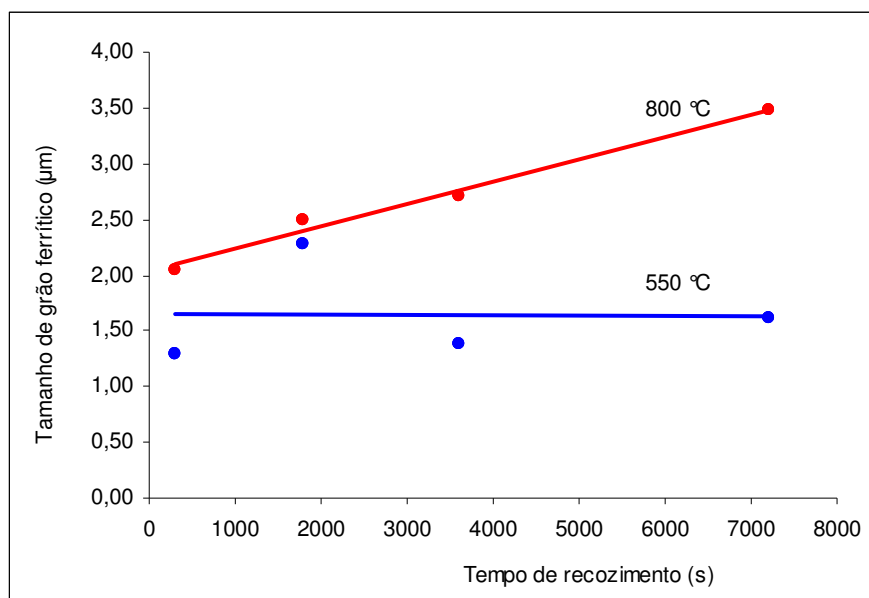


Figura 5.7: Tamanho de grão ferrítico em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 e 800 °C.

No material recozido a 550 °C o crescimento dos grãos ferríticos é inibido principalmente pelas partículas de carbonetos. A taxa de nucleação e crescimento dos

grãos ferríticos tende a diminuir com o tempo de recozimento uma vez que ela depende da homogeneidade, morfologia e distribuição dessas partículas. Como pode ser visto na figura 5.4, a amostra recozida a 550 °C por 300 s apresenta uma alta densidade de carbonetos localmente concentrados, mas após o recozimento a 7.200 s esses carbonetos já se apresentam melhor distribuídos e tendendo a uma forma esférica, resultante da aglomeração de partículas vizinhas.

Segundo Zhao M-C, em seu trabalho referente à influência da fração volumétrica de cementita no balanço resistência-alongamento de aços carbono-manganês de grão ferrítico ultrafino, esta heterogeneidade na distribuição de partículas de cementita resulta primariamente da deformação da estrutura ferrítico-perlítica inicial, onde as regiões correspondentes às antigas regiões perlíticas apresentam maior fração volumétrica de partículas de cementita [53]. Evidentemente que a segunda condição, após recozimento por 7200 s, é mais desfavorável para a manutenção de um grão ferrítico mais refinado, o que explica o maior tamanho de grão ferrítico para maiores tempos de recozimento. Entretanto, quando a estrutura de partida é martensítica, como é o caso deste trabalho, esta heterogeneidade pode estar associada com a distribuição de partículas de carbonetos do tipo (Nb,Ti)C, NbC e TiC distribuídos previamente na austenita, e não com a distribuição de partículas de cementita [12]. Isto é possível porque estes carbonetos requerem temperaturas superiores a 900 °C para a sua completa dissolução. Como a temperatura de austenitização foi de 900 °C, estes carbonetos não se dissolveram, formando regiões heterogêneas após a têmpera.

Para o material recozido a 800 °C, além das partículas de carbonetos, ocorre formação de austenita. O crescimento competitivo entre os grãos de ferrita e de austenita nucleada em seus contornos limita o crescimento da primeira. No caso de aços C-Mn microligados com Nb, a cinética de formação de austenita no recozimento intercrítico passa por 3 estágios distintos após laminação a morno [38]:

- Crescimento de austenita dentro da perlita até a sua completa dissolução.
- Crescimento de austenita na ferrita.
- Estabelecimento do equilíbrio entre ferrita e austenita.

Este último estágio é o que limita o crescimento de grão ferrítico para tempos maiores de recozimento para o material recozido a 800 °C.

## 5.5) Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração estão resumidas na tabela 5.3. Foram ensaiadas 3 amostras referentes a cada condição.

TEMPERATURA / TEMPO DE RECOZIMENTO	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)	Expoente de Encruamento
550°C / 300s	536	649	16,70	73,88	0,2035
550°C / 1.800s	504	609	20,17	70,89	0,1945
550°C / 3.600s	511	611	19,42	66,99	0,1907
550°C / 7.200s	499	595	16,34	73,58	0,1851
800°C / 300s	416	651	19,25	56,90	0,3106
800°C / 1.800s	397	599	25,02	71,11	0,2785
800°C / 3.600s	369	600	20,95	66,48	0,3177
800°C / 7.200s	372	580	21,24	71,56	0,2959

Tabela 5.3: Propriedades mecânicas obtidas para as amostras recozidas a 550°C e 800°C. Média de três amostras para cada condição. Resultado completo pode ser visto no ANEXO A.

Os expoentes de encruamento exibidos na tabela 5.3 foram obtidos pelo método de Hollomon, onde o expoente  $n$  é o coeficiente angular da reta  $\ln \sigma = \ln k + n \ln \varepsilon$ ;  $\sigma$  e  $\varepsilon$  representam, respectivamente, a tensão e a deformação verdadeiras [7]. Como pode ser observado na última coluna, o expoente de encruamento praticamente mostrou dependência apenas da temperatura, sendo pouco afetado pelo tempo de recozimento. Este resultado fica claro quando se observa a figura 5.8. Um aço de composição similar, laminado nas mesmas condições, recozido a 700 °C e 800 °C para tempos variando entre 60 s e 10.800 s apresentou expoentes de encruamento da ordem de 0,34, Neves E. G. 2005 [25].

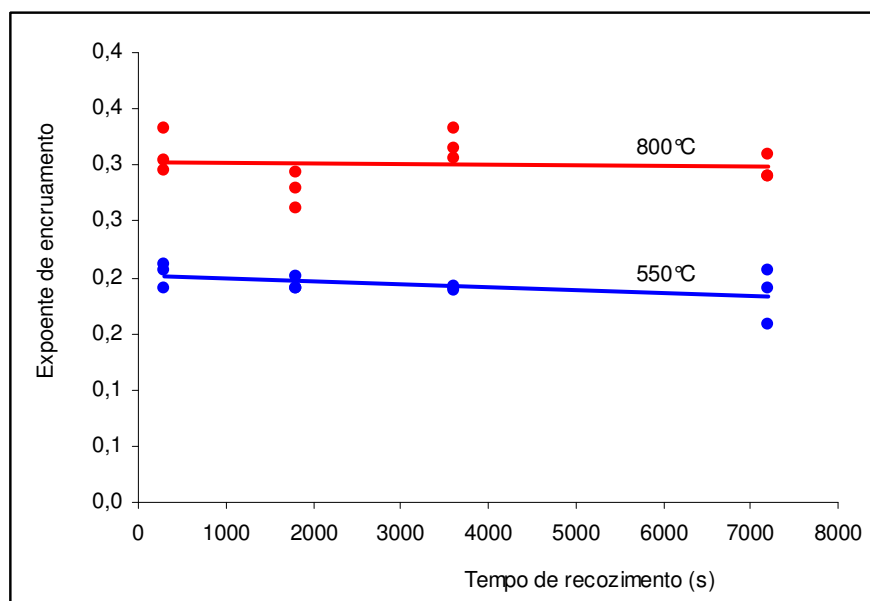


Figura 5.8: Variação do expoente de encruamento em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550°C e 800°C.

A variação do limite de escoamento com a temperatura e com o tempo de recozimento é mostrada na figura 5.9. Pela simples comparação com a fig 5.8, pode-se notar que a dependência do limite de escoamento com a temperatura e com o tempo de recozimento segue o mesmo padrão observado para o expoente de encruamento, ou seja, o limite de escoamento varia significativamente com a temperatura e pouco com o tempo de recozimento.

O maior valor de limite de escoamento observado para o material recozido a 550 °C, correspondente ao menor tempo de recozimento, é apenas 7% maior que aquele observado para o recozimento a 7.200 s, que corresponde ao menor valor de limite de escoamento obtido para esta temperatura de recozimento. Para o material recozido a 800 °C, o equivalente a esse mesmo percentual é de 12%. Comparativamente ao material na condição como fornecido, com LE = 475 MPa e LR = 575 MPa, o aumento no limite de escoamento para o material recozido a 550 °C, para o menor e para o maior tempo de recozimento, foi de 11% e 5%, respectivamente. Entretanto, os limites de escoamento observados para o material recozido a 800 °C, foram mais baixos que o correspondente para o material novo, de modo que a redução percentual para o menor e para o maior tempo de recozimento, foi de 12% e 1%, respectivamente. Aparentemente o que esses resultados mostram é que, apesar do refinamento de

grão, o recozimento a 800 °C não se mostrou efetivo para o aumento do limite de escoamento, enquanto que o recozimento a 550 °C foi pouco efetivo.

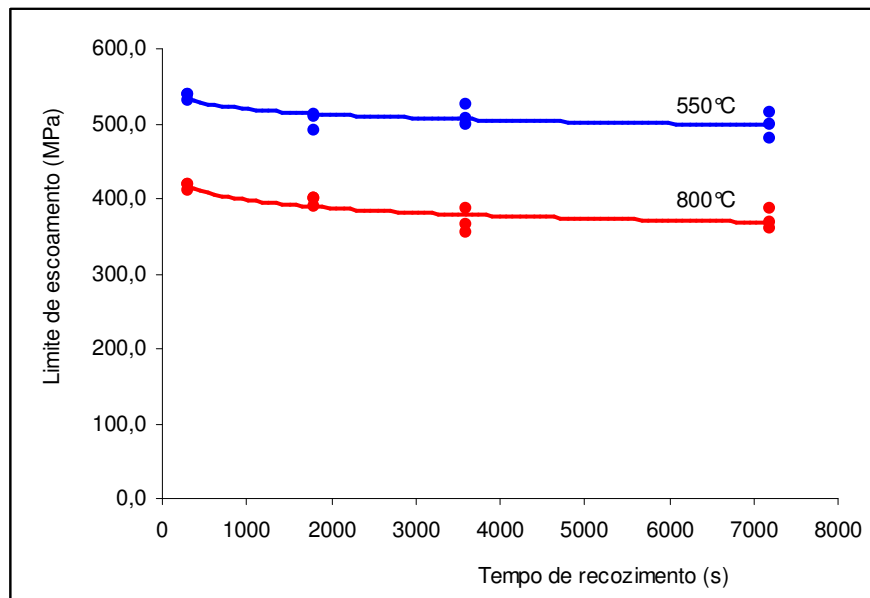


Figura 5.9: Variação do limite de escoamento com o tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 e 800 °C.

Por outro lado, o limite de resistência para as amostras recozidas tanto a 800 °C quanto a 550 °C (Figura 5.10), foi significativamente aumentado em comparação com o material na condição inicial, exceto para as amostras recozidas a 800 °C por 7200 s, para as quais o limite de resistência manteve um valor médio (580 MPa) da mesma ordem daquele observado para o material na condição inicial (575 MPa). Para tempos mais baixos de recozimento, a diferença entre os limites de resistência dos materiais recozidos em ambas as temperaturas, aumentam inversamente com o tempo de recozimento, sendo de aproximadamente 75 MPa no tempo de 300 s de recozimento para ambas as temperaturas.

A variação do limite de resistência com o tempo e temperatura de recozimento é mostrada na figura 5.10. A figura mostra que, contrariamente ao que foi observado para o limite de escoamento, o limite de resistência teve um aumento que variou em média de 15 a 75 MPa em relação ao material na condição inicial. Da mesma forma que o limite de escoamento, o limite de resistência, mostrou apenas uma ligeira variação com o tempo de recozimento. Entretanto, uma observação notável é que, contrariando a tendência observada para o limite de escoamento, o limite de resistência variou pouco com a temperatura de recozimento. Todos os valores obtidos

ficaram situados na faixa de 600 a 650 MPa. Esta pequena variação, tanto com o tempo quanto com a temperatura de recozimento, sugere que, neste caso, o refinamento de grão ferrítico foi o principal mecanismo de aumento de resistência.

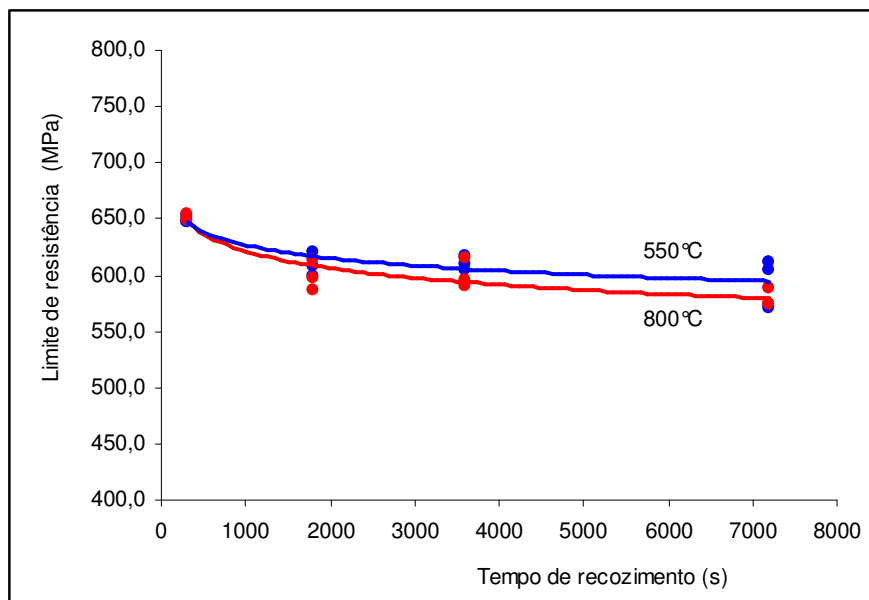


Figura 5.10: Variação do limite de resistência com do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.

Este resultado está de acordo com estudos realizados por diversos autores, [12, 24, 43, 44, 51], os quais têm mostrado o efeito do refinamento de grão ferrítico no aumento do limite de resistência. Segundo Song et al (2005) o aumento na resistência em aços de granulação ultrafina é causado não apenas pelo refinamento de grão, mas também pelo encruamento residual e pela textura cristalográfica resultante da intensa deformação [45]. Todavia, esses dois últimos mecanismos não mudam significativamente as propriedades mecânicas quando comparadas com o refinamento de grão ferrítico, que tem um efeito muito mais pronunciado. Então plausível que o refinamento de grão seja o fator predominante e decisivo no aumento de resistência dos aços de granulação ultrafina, o que foi confirmado para o aço 0,2%C-Mn estudado pelos autores [45].

Uma outra forma de investigar a efetividade do ultrarefinamento de grão no aumento de resistência de aços é avaliar a razão “Limite de escoamento / Limite de resistência” (LE/LR). Já foi exhaustivamente mostrado por vários autores [14, 24, 45] que o refinamento de grão tende a aumentar a razão LE/LR. Para os aços convencionais

LE/LR situa em torno de 0,7, mas para muitos aços de granulação ultrafina chega a quase 1,0 [45].

A razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência do material na condição original é igual a 0,83. Para as condições aqui estudadas, o material recozido a 550 °C apresentou uma razão LE/LR média exatamente igual a 0,83. Já o material recozido a 800 °C, apresentou uma razão média de 0,64. Os resultados podem ser vistos na tabela 5.4 e na figura 5.12.

Temperat. Recozim.	Tempo de recozimento (s)												Média	Desvio Padrão
	300			1800			3600			7200				
550 °C	0,82	0,83	0,83	0,82	0,84	0,82	0,83	0,83	0,85	0,84	0,83	0,84	0,83	0,010
800 °C	0,64	0,64	0,63	0,64	0,68	0,67	0,6	0,63	0,62	0,66	0,63	0,64	0,64	0,021

Tabela 5.4: Valores das razões entre o Limite de Escoamento e o Limite de resistência observados para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.

Pode-se observar que, para o material recozido a 550 °C, a razão LE/LR permaneceu em média praticamente constante enquanto que para o material recozido a 800 °C ela caiu para 0,64, correspondendo a uma redução de 22,6%. Como para o material recozido a 800 °C o limite de resistência aumentou pouco em relação ao material original, fica claro que a queda no limite de escoamento em relação ao material original observada para as amostras recozidas nesta temperatura foi o principal fator que contribuiu para a redução da razão LE/LR. Já para as amostras que foram recozidas a 550 °C tanto o LE quanto o LR aumentaram em relação aos valores correspondentes ao material original de tal forma que a razão LE/LR permaneceu, em média, inalterada.

Com relação aos parâmetros indicadores de ductilidade, ou seja, o alongamento e a redução de área, o comportamento típico observado em aços de granulação ultrafina comparativamente aos aços convencionais é o aumento da razão LE/LR, resultante do aumento do limite de escoamento e do limite de resistência, mas geralmente com predominância do primeiro. Por outro lado, esse aumento na razão LE/LR geralmente ocorre com alguma perda de ductilidade, podendo-se dizer de maneira mais genérica que o ultrarefinamento de grão leva a uma redução da ductilidade. Se por um lado, o refinamento de grão ferrítico leva a um aumento do limite de escoamento e de resistência, geralmente elevando a relação LE/LR, em contrapartida há uma redução

da taxa de encruamento e portanto do alongamento uniforme, o que em última análise contribui para a redução do alongamento total.

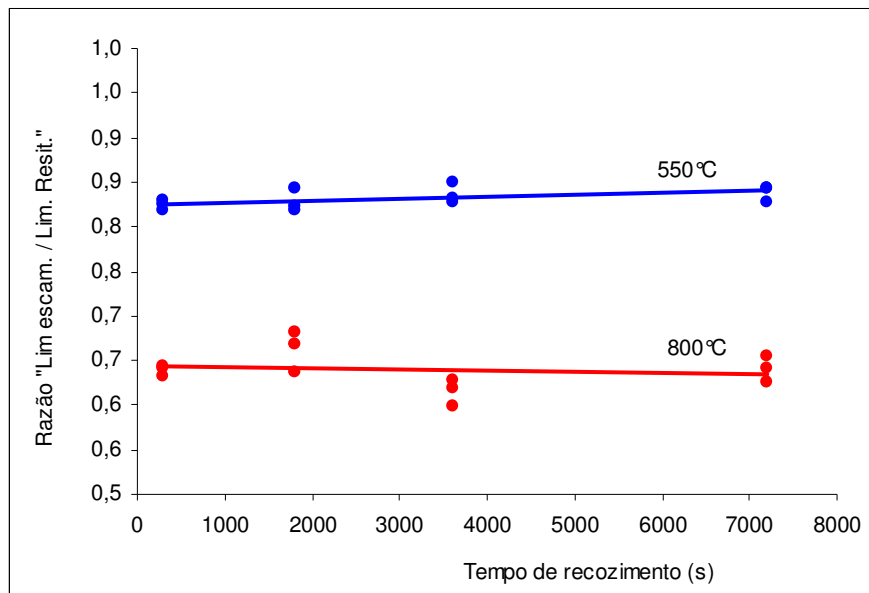


Figura 5.11: Razão entre o Limite de Escoamento e o Limite de resistência observada para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.

Entretanto, conforme relatado por Song et al. (2005) [43], muitos aços de granulação ultrafina que têm sido investigados, não têm apresentado um encruamento significativo. O alongamento total e a redução de área apurados para o aço objeto deste estudo em função do tempo de recozimento são mostrados nas figuras 5.12 e 5.13, respectivamente. Pode-se observar pela figura 5.12 que o alongamento variou apenas com a temperatura, e praticamente não variou com o tempo de recozimento. Apesar dos valores mais dispersivos, em média o alongamento obtido para as amostras recozidas a 550 °C permaneceu praticamente constante em torno de 18%, enquanto que para as amostras recozidas a 800 °C, esta variação, em média, ficou entre 20% e 22%. A mesma figura mostra ainda que, aparentemente, o refinamento do grão ferrítico não levou a uma redução correspondente significativa no alongamento total e, portanto, também no alongamento uniforme. Nesse aspecto, este resultado concorda com o trabalho de Song *et al* (2005) [43], onde aços com teores de carbono variando entre 0,15% e 0,30% processados por deformação a morno e recozimento não implicou em uma redução correspondente do alongamento uniforme, mesmo para um refinamento de grão obtido variando entre 1,1 e 1,4 $\mu$ m. Os autores atribuíram esse

efeito à maior fração volumétrica de partículas de cementita mais finas e dispersas na matriz dos aços estudados.

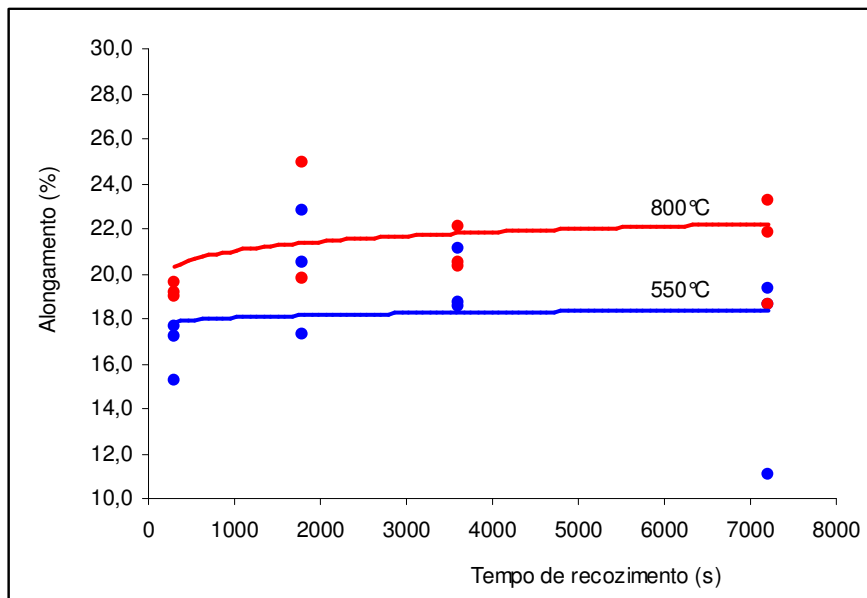


Figura 5.12: Variação do alongamento com tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.

Muitos trabalhos têm relatado que o comportamento típico observado para os materiais de granulação ultrafina, ou seja; aumento do LE, do LR e da razão LE/LR acompanhada da redução do alongamento; é mais freqüente em materiais monofásicos do que em materiais bifásicos, como os aços em geral [30, 34, 51]. O motivo é o encruamento associado com a maior mobilidade das deslocações observadas nesse tipo de material. Durante o ensaio de tração, o tempo para que as deslocações se movam através do contorno de grão dos aços de granulação ultrafina é menor que o tempo de ensaio, conforme foi demonstrado por Park *et al* [30]. Isto reduz a densidade de deslocações dentro dos grãos, levando a um menor encruamento desses materiais durante o ensaio do que o observado para os aços convencionais [30].

A redução da ductilidade à temperatura ambiente para muitos aços de granulação ultrafina decorre do amaciamento resultante do mecanismo de recuperação dinâmica que reduz a taxa de encruamento aparente [45]. A cinética da recuperação dinâmica está associada com a liberação das deslocações que chegam e ficam bloqueadas nos

contornos de grão durante a deformação, especialmente dos aços de granulação ultrafina [30, 45].

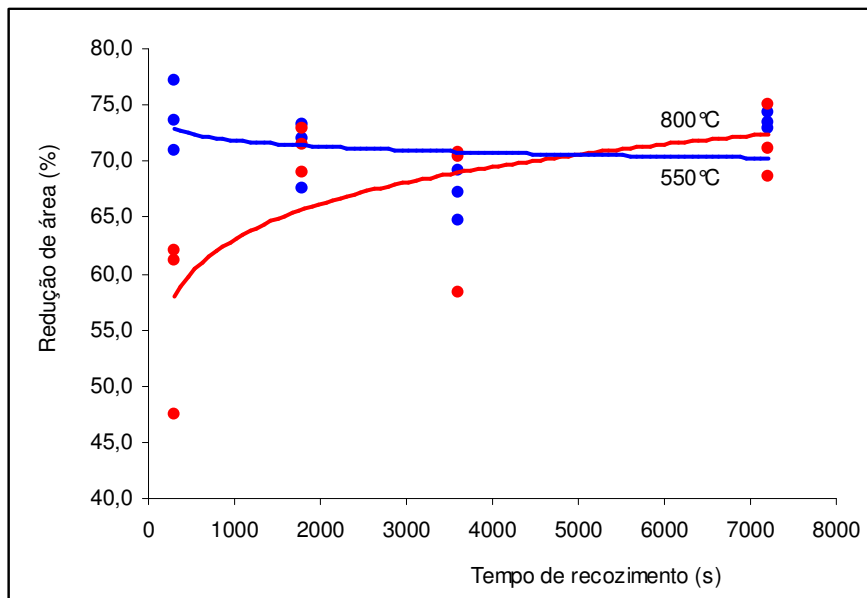


Figura 5.13: Redução de área em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.

### 5.5.1) Microdureza Vickers

A variação da dureza em função do tempo e da temperatura de recozimento é mostrada na tabela 5.5 e figura 5.14. Pode-se notar que a dureza média varia de acordo com o mesmo padrão observado para o limite de resistência, confirmando o que normalmente é esperado. Entretanto, comparando-se a figura 5.14 com a figura 5.10, nota-se que o tempo de recozimento teve maior influência sobre a dureza média e menor sobre o limite de resistência.

Menores tamanhos de grão ferrítico implicam em maior dureza, o que pode ser observado comparando-se a figura 5.14 com a figura 5.7. Assim, para o material recozido a 800 °C, a dureza média variou entre 178 HV e 200 HV, correspondendo, respectivamente, ao maior e ao menor tamanho de grão ferrítico observado. Para o material recozido a 550 °C, a amplitude de variação da dureza média foi menor, entre 198 HV e 212 HV. Os valores mais elevados de microdureza indicam que a microestrutura ultrafina constituída de finas partículas de carbonetos e ferrita das

amostras recozidas a 550 °C foi mais efetiva para o aumento da dureza do que a microestrutura constituída de ferrita e MA das amostras recozidas a 800 °C.

MICRODUREZA VICKERS (CARGA: 2,98N) / MÉDIA DE 10 MEDIÇÕES								
TEMPERATURA DE RECOZIMENTO (°C)	TEMPO DE RECOZIMENTO (s)							
	300		1.800		3.600		7.200	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
550	212	14,0	212	10,9	204	7,1	198	8,1
800	200	4,4	199	10,1	183	7,2	178	8,4

Tabela 5.5: Microdureza Vickers obtida para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C. Média de 10 impressões por amostra.

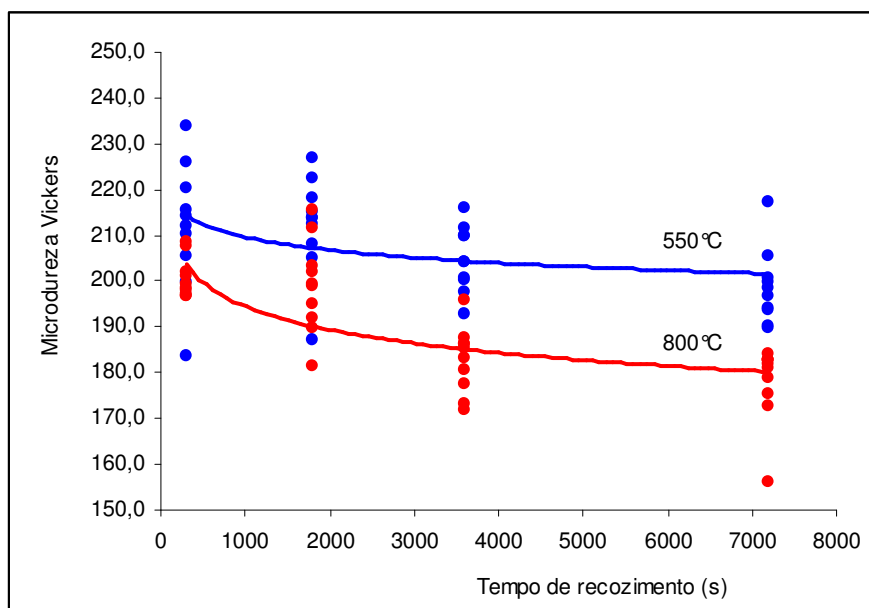


Figura 5.14: Variação da microdureza Vickers com o tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.

Um aço microligado ao Nb e Ti, de composição e estrutura original similar ao aqui estudado, ensaiado em torção a morno e recozimento a 800 °C, apresentou uma queda na microdureza de 195 HV para 181 HV, mesmo para tempos de recozimento de 10.800 s, valores muito próximos aos resultados aqui obtidos, Azevedo *et al* (2005)

[2]. Segundo esse mesmo trabalho, embora a fração volumétrica de MA tenha aumentado com o tempo de recozimento, mesmo para os tempos mais longos, contribuindo efetivamente para o aumento da dureza, houve em paralelo crescimento expressivo dos grãos ferríticos, que contribuiu mais decisivamente para a queda da dureza, agindo de maneira oposta ao efeito proporcionado pela fração volumétrica de MA. No trabalho aqui apresentado, a amplitude de variação da microdureza para o material recozido nesta mesma temperatura de 800 °C foi ligeiramente mais ampla, o que pode ser explicado pelo fato de que a fração volumétrica de MA permaneceu praticamente constante durante todos os tempos de recozimento, como pode ser observado pela tabela 5.1 e figura 5.5.

### 5.5.2) Ensaio de tração e análise do encruamento

A figura 5.15 mostra algumas curvas “tensão X deformação” representativas de quatro condições extremas de teste.

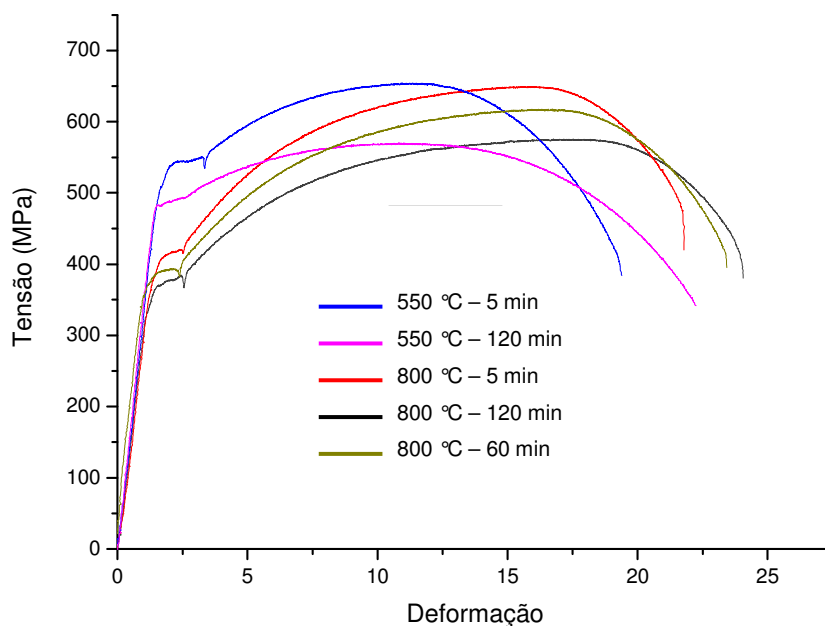


Figura 5.15: Curvas “tensãoXdeformação” representativas dos tratamentos termomecânicos realizados.

Aparentemente, o melhor balanço resistência-tenacidade-alongamento foi obtido para o material recozido a 800 °C para o tempo de 3.600s. A partir dos dados de tensão e deformação convencionais obtidos no ensaio de tração foram determinadas a tensão verdadeira  $\sigma$  e a deformação verdadeira  $\varepsilon$  com o objetivo de analisar o encruamento pela equação de Hollomon ( $\sigma = k\varepsilon^n$ ) [7]. Esta equação é um modelo empírico para curva  $\sigma \times \varepsilon$  no intervalo compreendido entre a deformação de Lüders e o início da estricção. Como os valores de  $\sigma$  e de  $\varepsilon$  para cada ponto da curva podem ser obtidos a partir dos valores experimentais de tensão e deformação convencionais, o valor do coeficiente de resistência  $k$  e do expoente de encruamento  $n$  podem ser determinados por regressão linear a partir dos valores de  $\ln \sigma \times \ln \varepsilon$ , ou seja:

$$\ln \sigma = \ln k + n \ln \varepsilon \quad (5.1)$$

O início da estricção pode ser determinado aplicando-se o critério de Jaoul-Crussard [34], o qual estabelece que a estricção tem início quando  $(d\sigma/d\varepsilon) = \sigma$ . Derivando a equação 5.1 em relação a  $\varepsilon$  obtém-se:

$$\frac{1}{\sigma} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{n}{\varepsilon} \Rightarrow \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{n\sigma}{\varepsilon} \quad (5.2)$$

Uma vez que  $n$  é o coeficiente angular da reta de regressão fornecida pela equação 5.1 a partir dos dados experimentais, a curva  $(d\sigma/d\varepsilon) \times \varepsilon$  pode ser traçada juntamente com a curva  $\sigma \times \varepsilon$ . Um outro critério para determinação do expoente de encruamento é o critério de Jaoul Crussard. Neste caso, o expoente de encruamento  $n$  é determinado pela inteseção das curvas  $d\sigma/d\varepsilon$  e  $\sigma$ . Entretanto, os expoentes de encruamento obtidos pelos dois diferentes critérios aqui empregados não produzem o mesmo resultado. Os expoentes de encruamento obtidos pelo critério de Jaoul-Crussard, fornecem valores muito mais baixos. Os valores aqui obtidos correspondem aproximadamente à metade daqueles obtidos pelo método de Hollomon [7]. A figura 5.15 mostra os expoentes de encruamento obtidos segundo o critério de Jaoul-Crussard em função do tempo de recozimento. De uma certa forma, esses baixos valores de  $n$  encontrados pode ser um reflexo das delaminações observadas nas superfícies de fratura dos corpos de prova de tração. A presença de muitas inclusões alinhadas e uma textura fortemente anisotrópica resultante do intenso trabalho de deformação favorecem o aparecimento de superfícies de separação longitudinais no corpo de prova. Isto permite o surgimento não apenas de uma única seção de fratura

final, mas de duas ou até mais seções oriundas de várias fraturas menores que vão surgindo à medida que o corpo de prova é deformado. Desta forma, a capacidade de encruamento fica bastante reduzida. As duas características citadas acima foram observadas na maioria dos corpos de prova como pode ser visto nas fotos das figuras 5.28 e 5.29. Entretanto, os valores aqui obtidos estão coerentes com outros obtidos por alguns autores para aços com 0,15 a 0,30% de carbono [26, 43].

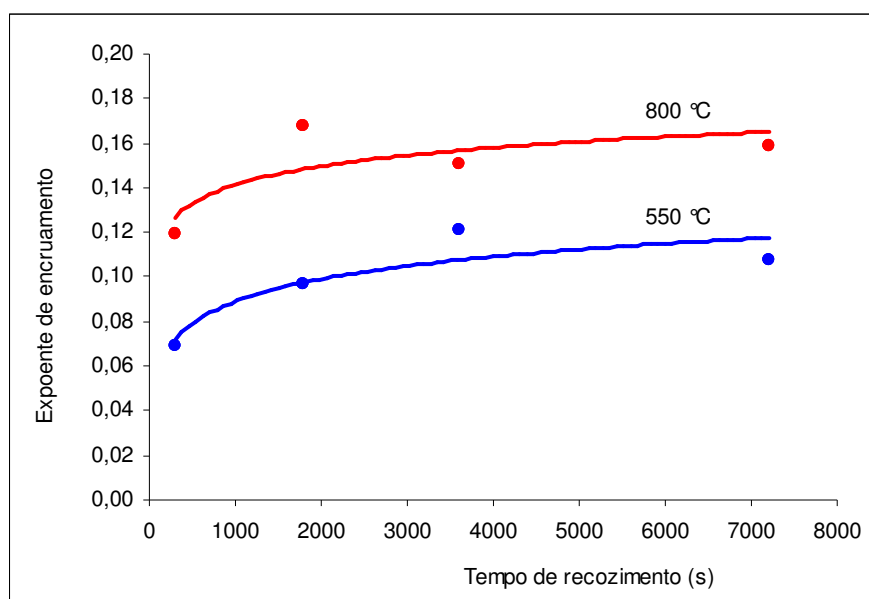


Figura 5.16: Variação do expoente de encruamento obtido pelo critério de Jaoul-Crussard em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C.

As figuras de 5.17 a 5.24 mostram a determinação gráfica dos expoentes de encruamento pelos dois diferentes critérios. As retas de regressão para as curvas  $\ln \sigma \times \ln \varepsilon$  e a intersecção das curvas  $(d\sigma/d\varepsilon) \times \varepsilon$  e  $\sigma \times \varepsilon$  para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C, com tempos de 300 s e 7.200 s, respectivamente. Nota-se a diferença entre os valores obtidos pelos diferentes métodos.

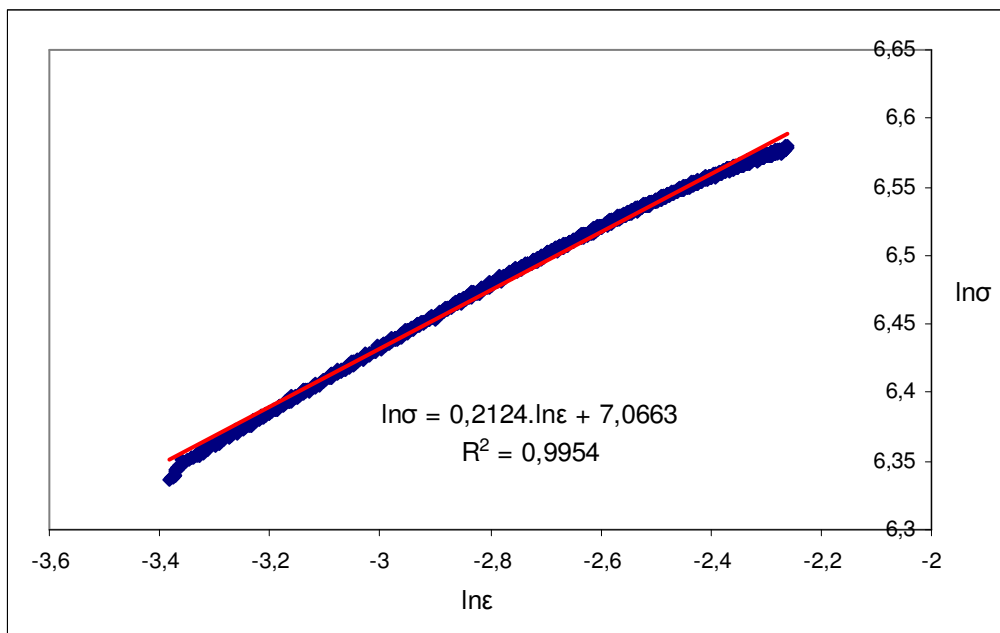


Figura 5.17: Gráfico de  $\ln\sigma$  vs  $\ln\epsilon$  para uma das amostras recozida a 550°C por 300s. Linha em azul; dados experimentais. Linha vermelha; reta de regressão segundo a equação de Hollomon.

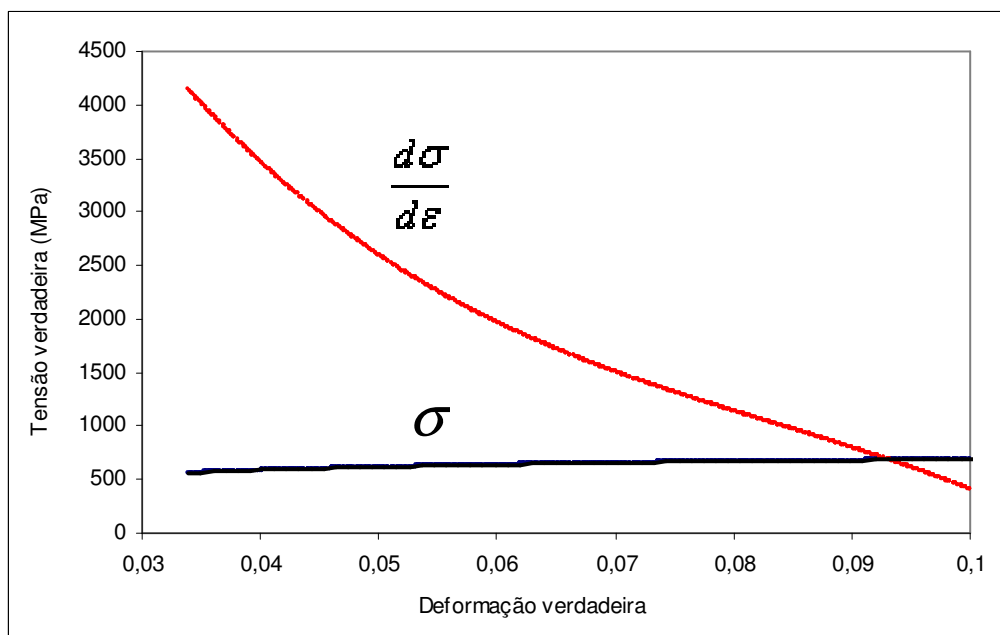


Figura 5.18: Gráfico de  $\sigma\epsilon$  e  $(d\sigma/d\epsilon)\epsilon$  segundo o critério de estricção de Jaoul-Crussard para a amostra correspondente à figura 5.17 anterior; recozida a 550°C por 300s.

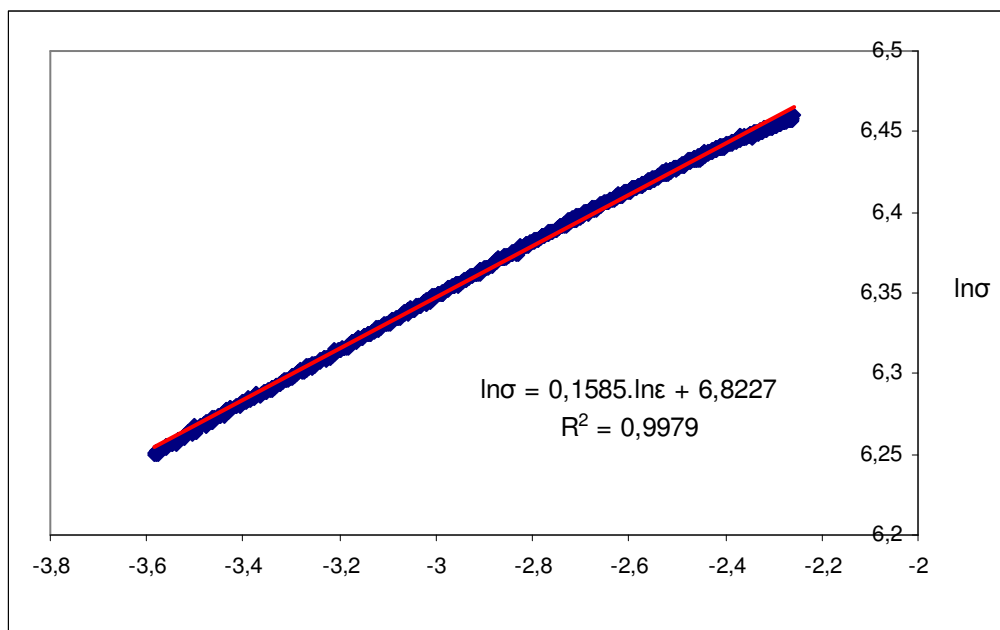


Figura 5.19: Gráfico de  $\ln\sigma$  vs  $\ln\epsilon$  para uma das amostras recozida a 550 °C por 7.200 s. Linha azul; dados experimentais. Linha vermelha; reta de regressão segundo a equação de Hollomon.

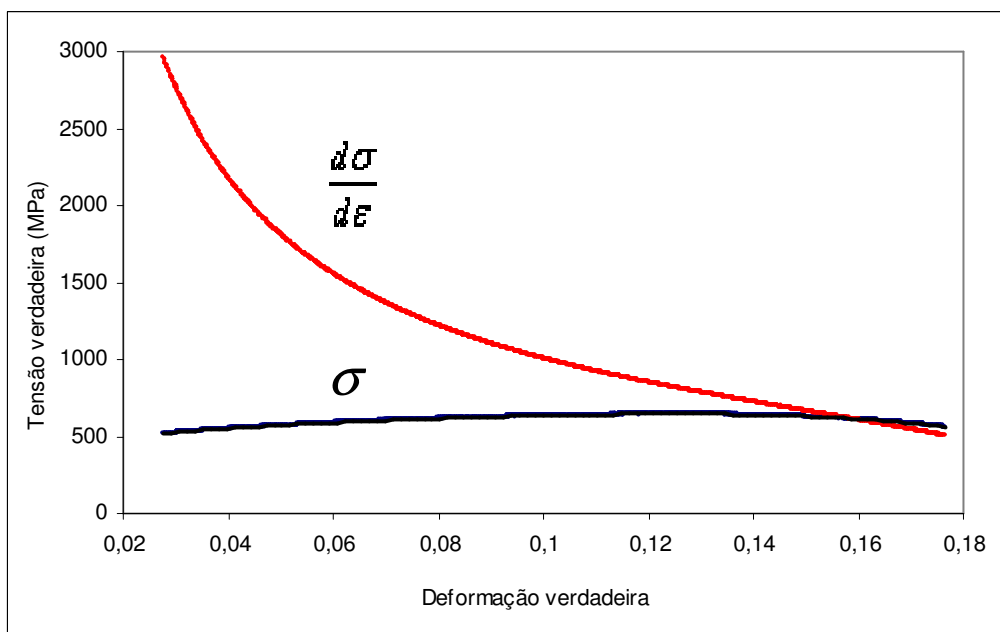


Figura 5.20: Gráfico de  $\sigma\epsilon$  e  $(d\sigma/d\epsilon)\epsilon$  segundo o critério de estricção de Jaoul-Crussard para a amostra correspondente à figura 5.19 anterior; recozida a 550 °C por 7.200 s.

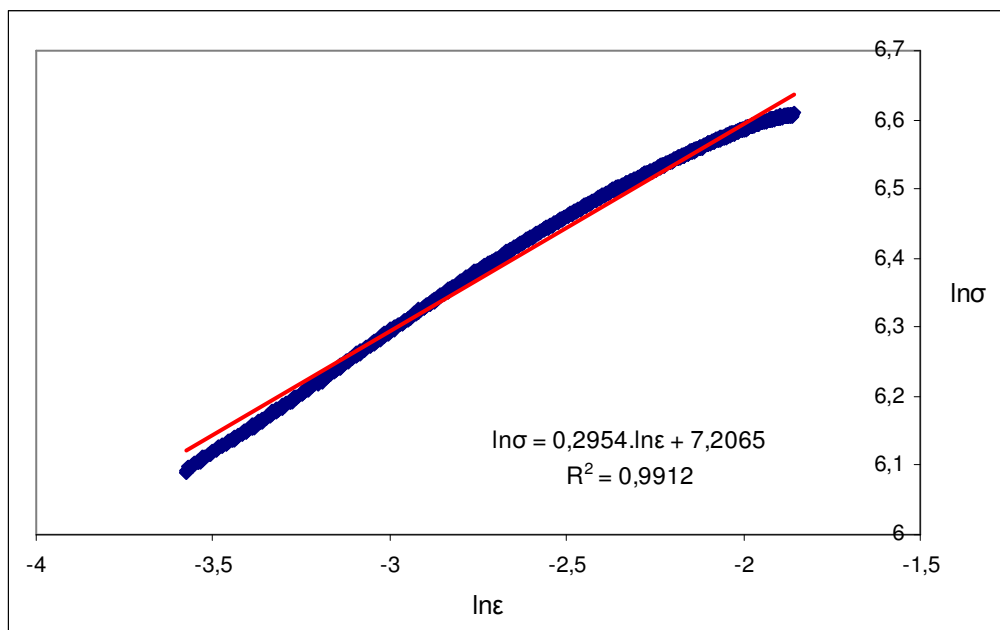


Figura 5.21: Gráfico de  $\ln\sigma$  versus  $\ln\epsilon$  para uma das amostras recozida a 800 °C por 300 s. Linha azul; dados experimentais. Linha vermelha; reta de regressão segundo a equação de Hollomon.

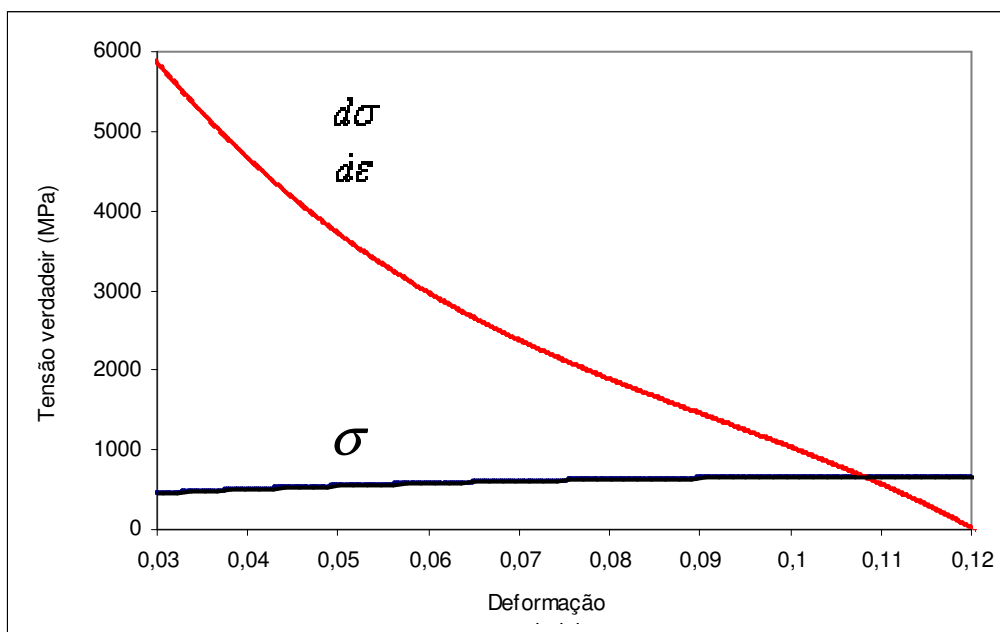


Figura 5.22: Gráfico de  $\sigma$  versus  $\epsilon$  e  $(\frac{d\sigma}{d\epsilon})$  versus  $\epsilon$  segundo o critério de estricção de Jaoul-Crussard para a amostra correspondente à figura 5.21 anterior; recozida a 800 °C por 300 s.

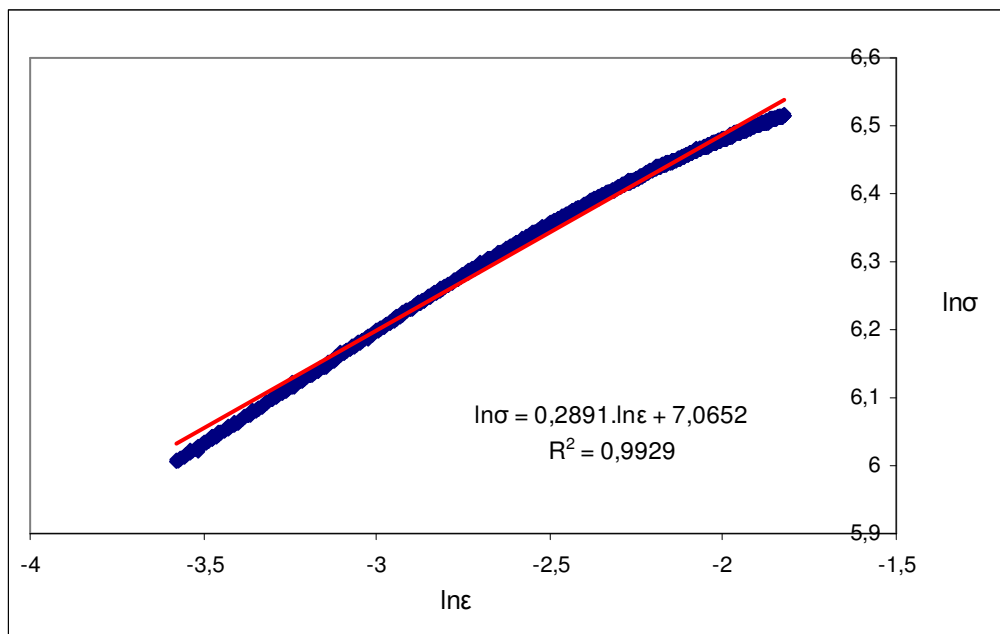


Figura 5.23: Gráfico de  $\ln\sigma$  vs  $\ln\epsilon$  para uma das amostras recozida a 800 °C por 7.200 s. Linha azul; dados experimentais. Linha vermelha; reta de regressão segundo a equação de Hollomon.

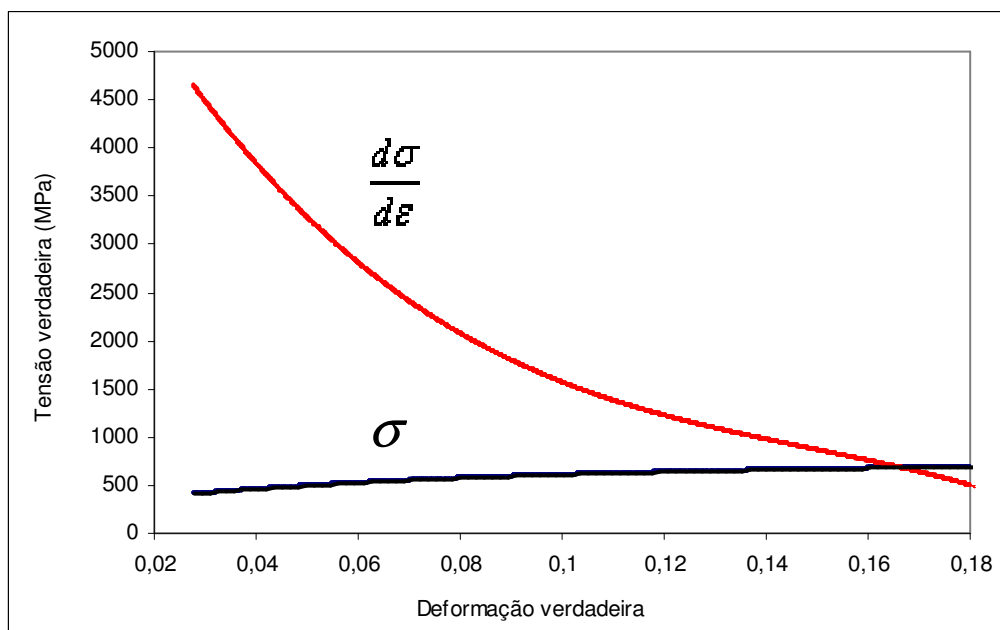


Figura 5.24: Gráfico de  $\sigma$  vs  $\epsilon$  e  $(\frac{d\sigma}{d\epsilon})$  vs  $\epsilon$  segundo o critério de estricção de Jaoul-Crussard para a amostra correspondente à figura 5.23 anterior; recozida a 800 °C por 7.200 s.

### 5.5.3) Ensaio de impacto

A energia absorvida no ensaio de impacto Charpy é mostrada na tabela 5.6 e figura 5.25. Três amostras ensaiadas do material na condição inicial apresentaram energias absorvidas iguais a 90 J, 90 J e 96 J, com uma média igual a 92 J e desvio padrão de 2,83 J, Santos *et al* (2003) [37]. Os valores obtidos são consistentes com resultados obtidos em outros trabalhos [37, 43].

ENERGIA ABSORVIDA, EM JOULES, A -20°C (MÉDIA DE 3 CORPOS DE PROVA)								
TEMPERATURA DE RECOZIMENTO (°C)	TEMPO DE RECOZIMENTO (s)							
	300		1800		3600		7200	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
550	66,4	5,7	62,8	4,4	60,4	4,3	56,6	3,0
800	58,9	3,5	69,3	1,2	63,9	0,5	72,7	3,4

Tabela 5.6: Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy pelas as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C nos diversos tempos de recozimento.

Pode-se notar que, em média, a energia absorvida cresce com o tempo de recozimento para as amostras recozidas a 800 °C, o que está de acordo com os valores e comportamento obtidos por Santos *et al* (2003) [37] para esse mesmo tipo de aço e condições experimentais similares. Para aços C-Mn, foi observado que nas condições industriais a energia absorvida atinge valores mais elevados comparativamente ao mesmo aço de granulação ultrafina, reflexo neste último da presença de MA na microestrutura. Nos materiais industriais esse papel é desempenhado pela perlita [37]. Por outro lado, as amostras recozidas a 550 °C apresentaram um comportamento inverso, ou seja; a tenacidade diminuiu com o tempo de recozimento, mas o tempo de recozimento não afetou significativamente o tamanho de grão ferrítico, de acordo com a figura 5.7.

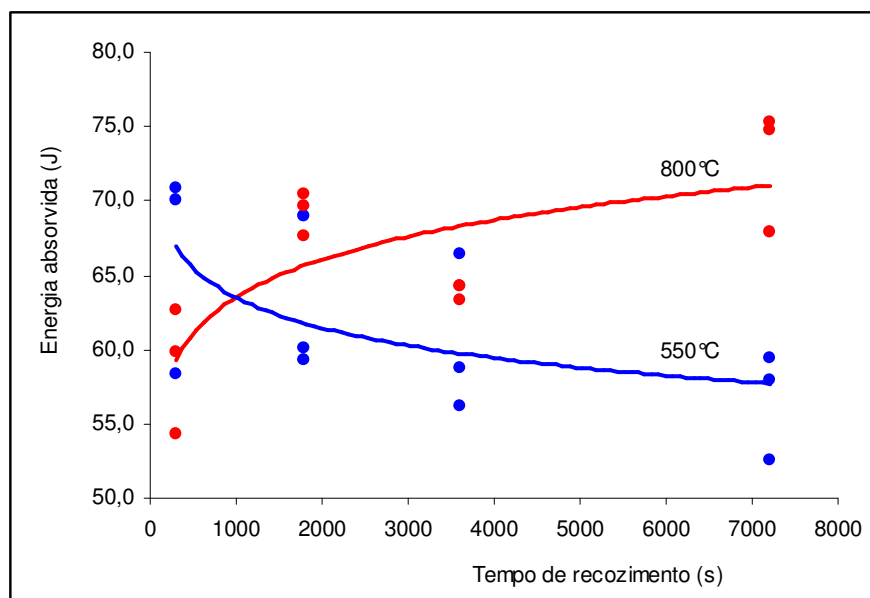


Figura 5.25: Energia absorvida a  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  em função do tempo de recozimento para as amostras recozidas a  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Outro resultado notável é a queda significativa da tenacidade, tanto para as amostras recozidas a  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  quanto a  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , comparativamente ao material original (92 J). Trabalhos realizados por diversos autores [24, 45] têm mostrado que o refinamento de grão ferrítico produz basicamente três efeitos na curva de “Energia absorvida X Temperatura”: Abaixamento do patamar superior de energia, elevação do patamar inferior e uma redução na inclinação da curva de modo que o ponto de inflexão permanece mais ou menos fixo. Tais efeitos podem ser observados na figura 5.26 para aço C-Mn, conforme Song *et al* (2005) [45].

Como a temperatura de transição dúctil-frágil é definida como aquela associada à metade da energia correspondente ao patamar superior, a queda na inclinação da curva desloca esta temperatura para a esquerda, o que em termos práticos significa uma redução na temperatura de transição dúctil-frágil como mostra a figura 5.26. Aparentemente, este comportamento resulta da microestrutura e da textura cristalográfica fortemente anisotrópicas dos aços de granulação ultrafina obtidas após grandes deformações [45]. Microestruturas ferrítico-perlíticas intensamente deformadas, grãos de ferrita alongados, além de partículas alinhadas de carbonetos e inclusões, criam planos favoráveis de separação, favorecendo o processo de fratura e produzindo delaminações nas superfícies fraturadas. Song *et al* (2005) [45] mostrou que as delaminações nas superfícies de fratura tornam-se mais pronunciadas com a

redução da temperatura de teste e do tamanho de grão ferrítico. O resultado prático deste comportamento é que o ultrarefinamento de grão leva a um aumento do limite de escoamento associado a um abaixamento da temperatura de transição dúctil-frágil, resultando em um melhor balanço resistência-tenacidade.

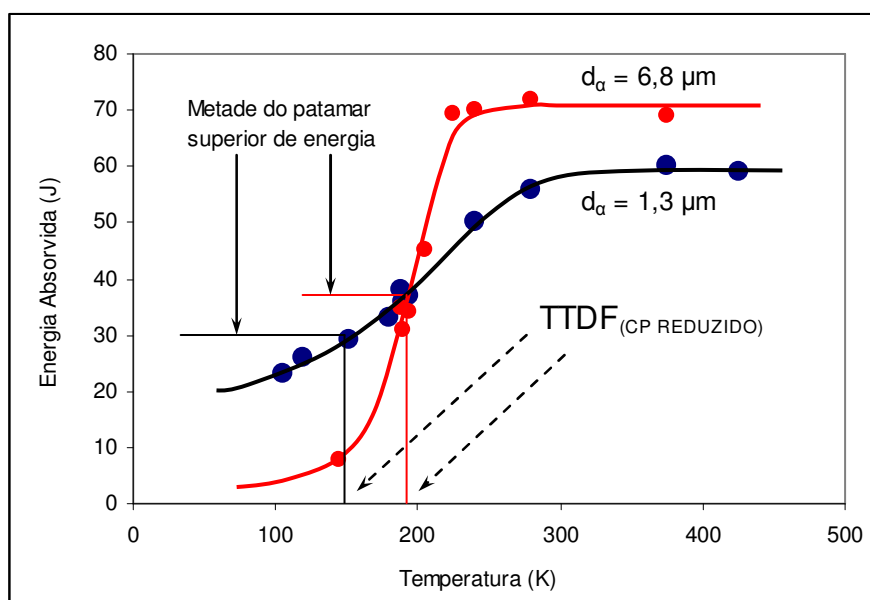


Figura 5.26: Efeito do tamanho de grão ferrítico na curva de energia absorvida, em ensaios Charpy, em função da temperatura de um aço C-Mn. (Song *et al* 2005) [45].

## 5.6) Análise das superfícies de fratura

### 5.6.1) Corpos de prova de impacto

As figuras 5.27 e 5.28 mostram as superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy recozidos a 550 °C e 800 °C obtidas no microscópio eletrônico de varredura com aumentos de 20, 500, 2000 e 5000 vezes. A figura 5.27 refere-se às amostras recozidas por 300 s e a figura 5.28 mostra as amostras recozidas pelo tempo máximo de 7.200 s. Um dos aspectos observados é a presença de delaminações, notadas nos corpos de prova recozidos a 550 °C e a 800 °C com aumento de 20 vezes. Delaminação em corpos de prova Charpy têm sido relatadas por vários pesquisadores [24, 44, 45]. A quantidade de delaminações tende a aumentar com a redução do tamanho de grão e com o abaixamento da temperatura de teste [45]. A origem de delaminações ainda não é completamente entendida. Aparentemente microestruturas

ferrítico-perlíticas intensamente deformadas, grãos de ferrita alongados, além de partículas alinhadas e inclusões, favorecem a sua ocorrência. De acordo com Song *et al* (2005), o fenômeno da delaminação não tem influência direta na velocidade de propagação da trinca durante o processo de fratura dúctil do corpo de prova.

Entretanto, a presença de delaminações leva a uma redução na temperatura de transição dúctil-frágil em amostras Charpy de aços de granulação ultrafina devido a um decréscimo na triaxialidade do estado de tensões. Superfícies lisas como as observadas nas quatro fotos com aumentos de 500X e 2000X na figura 5.28 são decorrentes de delaminações e sugerem algum tipo de decoesão entre contornos de grãos alongados [45]. Aparentemente se propagam por meio de um mecanismo de baixa energia que produz uma superfície de fratura lisa, mas que não exhibe a aparência típica de clivagem. Contornos de grão de grande ângulo podem favorecer a propagação de trincas, especialmente quando grandes partículas de cementita estão localizadas ao longo desses contornos [24, 45]. Além disso, microestruturas constituídas de ferrita e de partículas de cementita alinhadas podem facilitar a abertura de trincas na direção transversal da chapa laminada e na direção da laminação.

As amostras de um modo geral apresentaram um aspecto bastante dúctil. Nas fotos com maior aumento, 2000X e 5000X, pode-se observar partículas de cementita no interior das cavidades (“dimples”), que nuclearam em torno destas partículas.

### 5.6.2) Corpos de prova de tração

As figuras 5.29 e 5.30 mostram no MEV as superfícies de fratura dos corpos de prova de tração para as amostras recozidas a 550 °C e 800 °C para tempos de recozimento de 300 s e 7.200 s com aumentos de 40X, 500X, 2000X e 5000X. As fotos com aumento de 40X mostram que a seção fraturada não foi circular, aparentando uma forma mais aproximada de uma elipse, conseqüência da triaxialidade do estado de tensões em virtude da seção reduzida do corpo de prova. Por este motivo foi considerada a área da elipse como seção final para cálculo da redução de área. Sendo  $D$  e  $d$  os diâmetros maior e menor da seção final, a área final  $A$  da elipse é obtida pela equação:

$$A = \frac{\pi Dd}{4} \quad (5.3)$$

Considerando que a área inicial  $A_0$  era circular com diâmetro  $D_0$ , a redução de área  $\phi$  foi obtida por:

$$\phi = \left( \frac{A_0 - A}{A_0} \right) \cdot 100 = \left( 1 - \frac{A}{A_0} \right) \cdot 100 = \left( 1 - \frac{\pi D d / 4}{\pi D_0^2 / 4} \right) \cdot 100 = \left( 1 - \frac{D d}{D_0^2} \right) \cdot 100 \quad (5.4)$$

Tal como as superfícies de fratura das amostras do ensaio Charpy, as superfícies de fratura dos corpos de prova de tração observadas com maior aumento apresentam grandes cavidades e delaminações. Tais delaminações, não raro levaram à separação da superfície de fratura em duas partes, como a que pode ser observada na microfotografia da amostra recozida por 7.200s a 550 °C, com aumento de 40X, figura 5.30. Nas fotos com aumento de 5000X, podem ser vistas partículas de carbonetos no interior das cavidades. No aspecto geral, as fraturas apresentaram características bastante dúcteis.

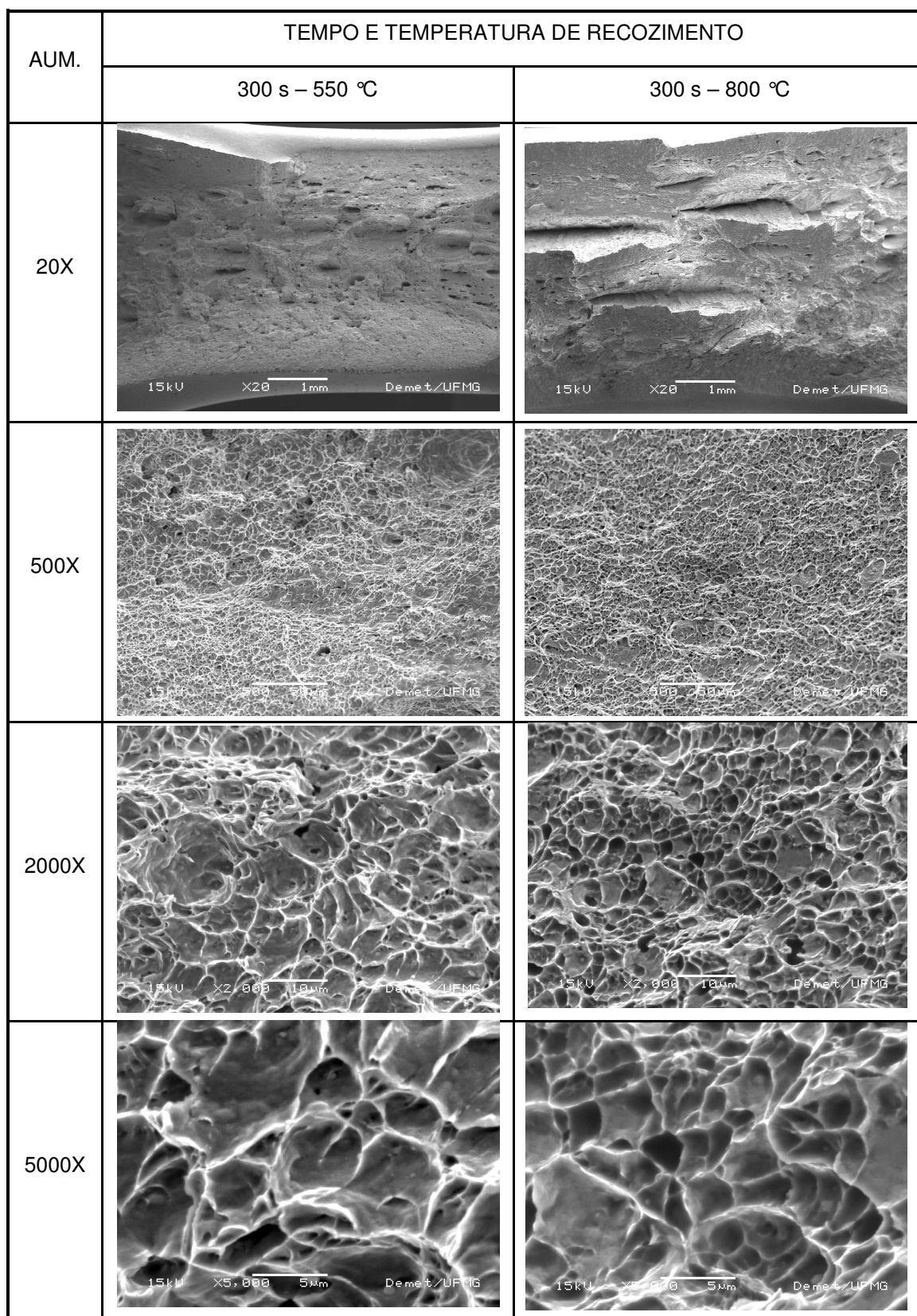


Figura 5.27: Fotografias do MEV com vários aumentos mostrando as superfícies da fratura dos corpos de prova Charpy recozidos para tempos de 300 s a 550 °C e 800 °C.

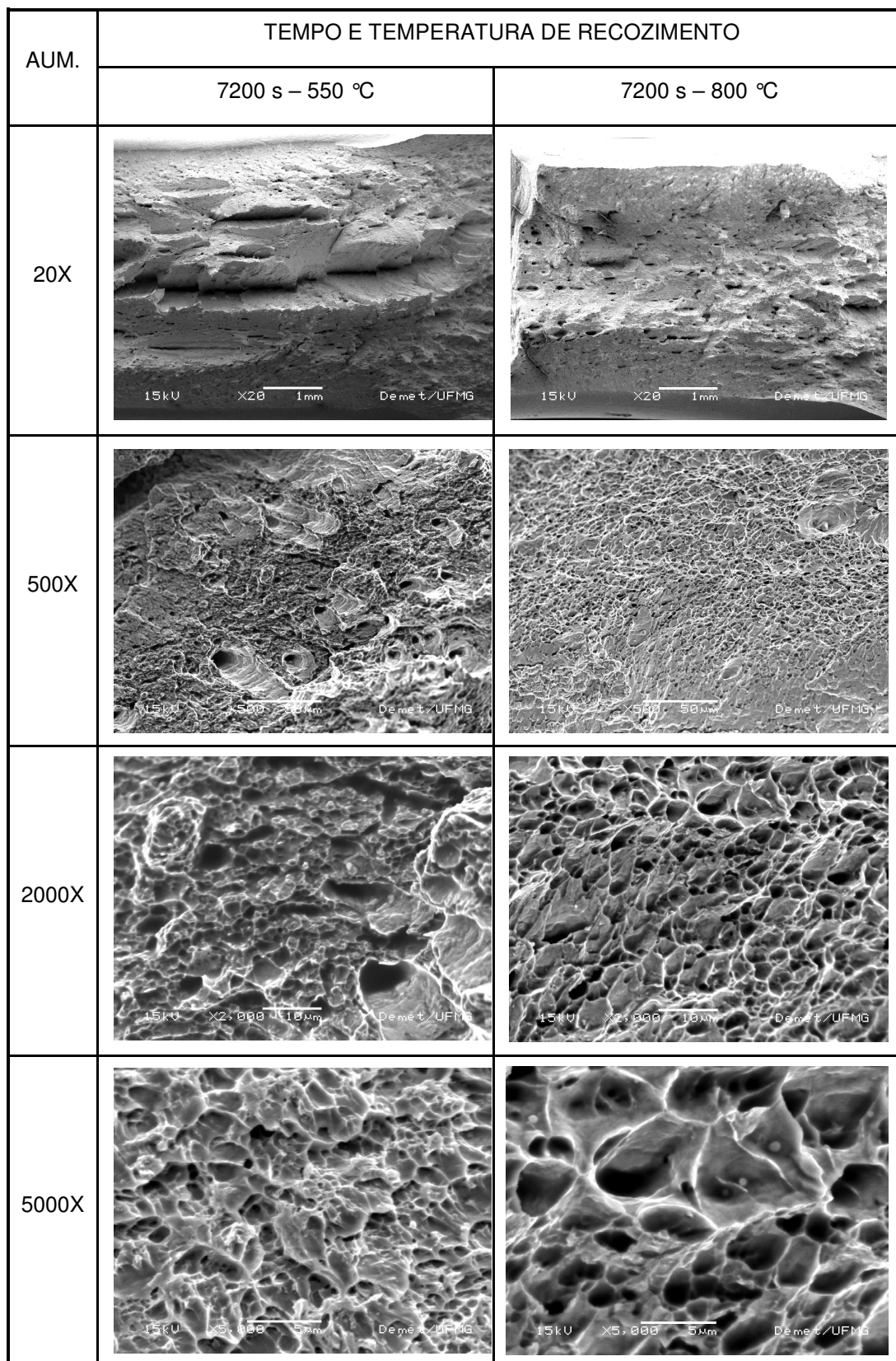


Figura 5.28: Fotografias do MEV com vários aumentos mostrando as superfícies da fratura dos corpos de prova Charpy recozidos para tempos de 7.200 s a 550 °C e 800 °C.

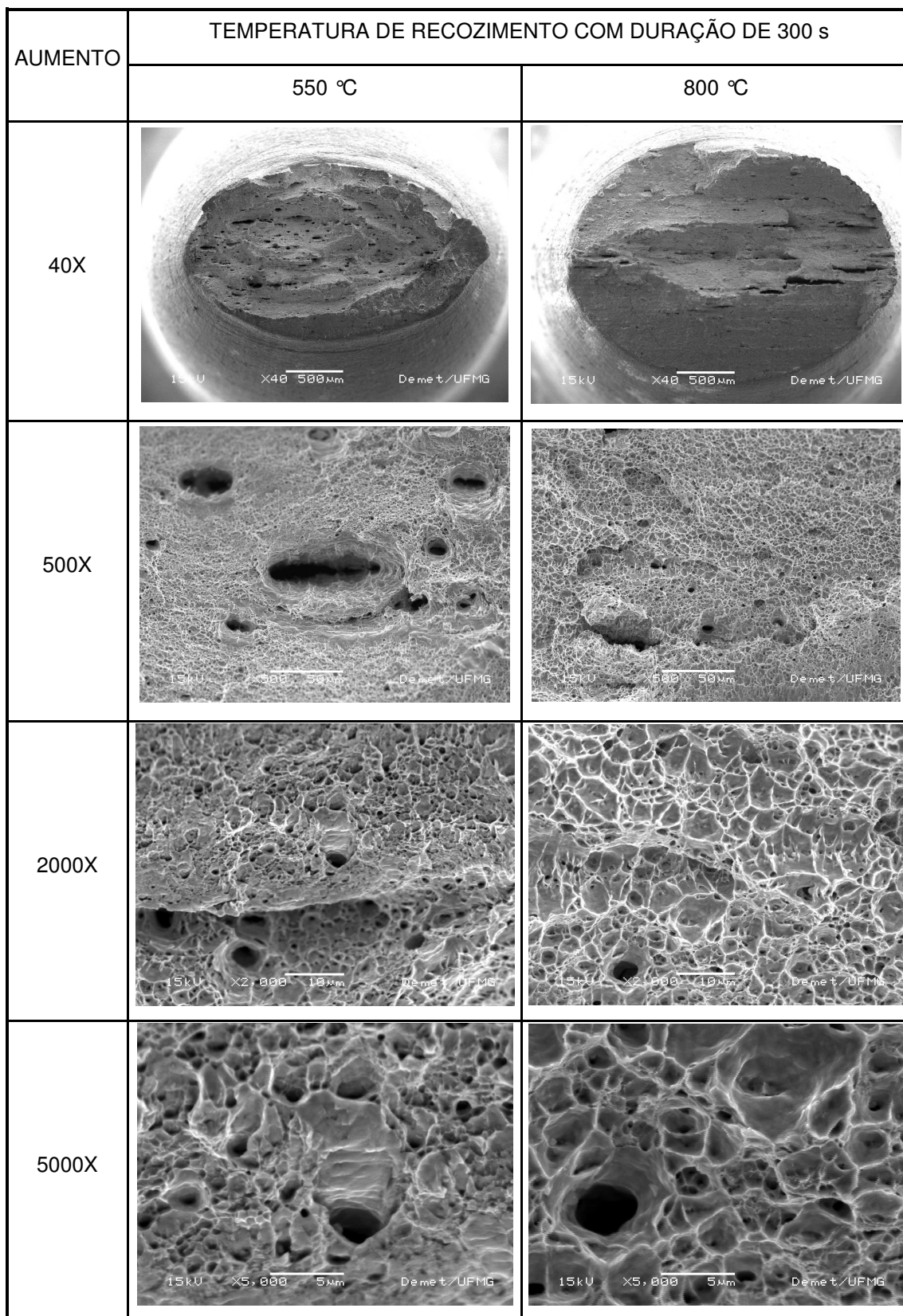


Figura 5.29: Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração no MEV com vários aumentos para as amostras recozidas por 300 s a 550 °C e 800 °C.

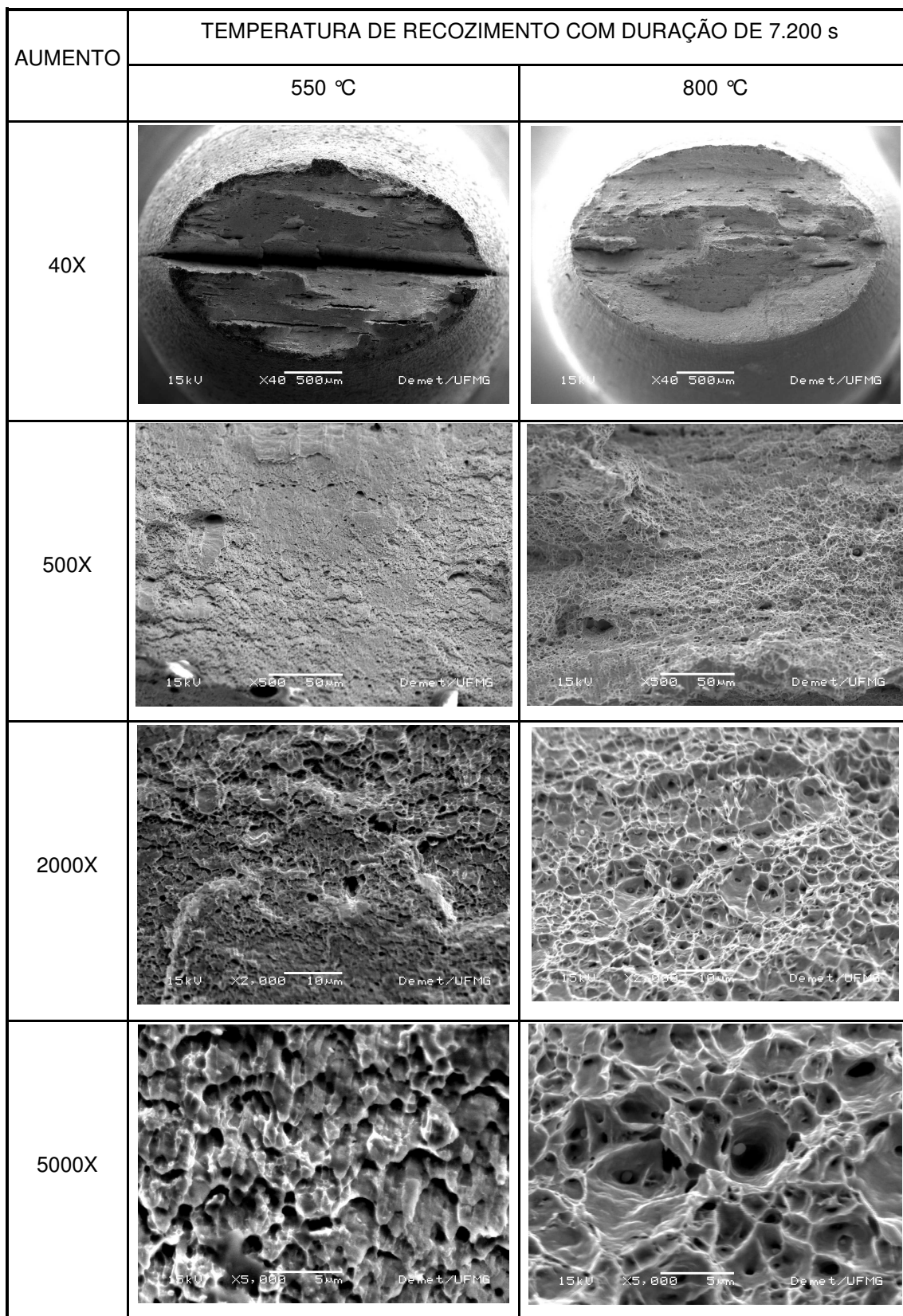


Figura 5.30: Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração no MEV com vários aumentos para as amostras recozidas por 7.200 s a 550 °C e 800 °C.

## CAPÍTULO 7: CONCLUSÕES GERAIS

A proposta de simular em condições de laboratório uma possível rota para processamento industrial de aços microligados de granulação ultrafina, apresentando os resultados com enfoque na caracterização da microestrutura e nas propriedades mecânicas de tração e de impacto, foi atendida. A têmpera, seguida de laminação a morno e recozimento intercrítico e subcrítico em tempos variáveis foram utilizados para obter a microestrutura de grãos ultrafinos desejada em um aço carbono microligado com Nb e Ti. As variáveis de controle deste estudo foram; a temperatura de austenitização e de laminação a morno, a temperatura o tempo de recozimento. Os resultados obtidos conduziram às seguintes conclusões:

O processamento do aço após têmpera a partir de 900°C e laminação a morno subsequente a 700 °C produziu uma microestrutura encruada, evidenciando que esta temperatura de laminação a morno é insuficiente para a recristalização. A microestrutura resultante é constituída de uma mistura de ferrita, cementita e alguma austenita formada na zona intercrítica.

Ficou bastante evidente que o recozimento subcrítico a 550 °C não foi suficiente para recristalizar completamente o material, tendo ocorrido recristalização parcial apenas para o tempo de 7200 s. Para tempos de recozimento menores não foi observada recristalização perceptível. Entretanto, ocorreu intensa recuperação da estrutura ferrítica, principalmente nas regiões mais próximas da superfície, onde ocorrem as maiores deformações; a deformação não é homogênea através da espessura da chapa. O tamanho de grão ferrítico obtido apresentou um valor médio de 1,64 µm para todos os tempos de recozimento, apesar dos valores dispersivos encontrados. Entretanto, foi possível observar uma melhora crescente na homogeneidade com relação à distribuição das partículas de carbonetos na microestrutura. Uma alta densidade de carbonetos foi observada para o tempo de recozimento de 300 s.

Com relação ao constituinte MA, apenas uma fração residual foi observada, uma vez que a austenita formada no aquecimento a 740 °C antes da laminação transforma-se em uma mistura de ferrita e carbonetos muito finos durante a laminação a morno.

O material recozido a 800 °C apresentou um aumento mais significativo no percentual recristalizado quando comparado com o material recozido a 550 °C. Houve recristalização da ferrita para todos os tempos de recozimento, mas foi parcial para os tempos de 300 e 1800 s, tornando-se completa e homogênea somente para os tempos de 3600 e 7200 s.

A fração volumétrica de MA apurada praticamente não mostrou dependência com o tempo de recozimento, tendo permanecido praticamente constante em torno de um valor médio de 9,8%, para todos os tempos de recozimento. O tamanho de grão ferrítico, entretanto, mostrou um crescimento linear bastante coerente e consistente com o tempo de recozimento, começando com 2,05 µm para 300 s e alcançando um valor final de 3,48 µm para 7200 s.

Comparando-se os materiais recozidos a 550 e 800 °C com relação ao tamanho de grão, conclui-se que a distribuição de partículas de cementita obtidas no primeiro foi mais eficiente na limitação do crescimento do grão ferrítico do que as interfaces “ $\gamma - \alpha$ ” formadas durante o recozimento no segundo, confirmando o que é relatado na literatura em diversos trabalhos [24, 26, 43, 53, 54]. Observou-se, entretanto, que a formação de austenita no recozimento inibiu numa certa extensão o crescimento da ferrita.

As características microestruturais observadas nos parágrafos precedentes refletiram na variação das propriedades mecânicas com a temperatura e com o tempo de recozimento. Assim, de uma maneira geral, foi observada variação significativa com a temperatura e pouca variação com o tempo de recozimento, tendo este padrão de variação sido observado para as propriedades; expoente de encruamento, limite de escoamento, alongamento e razão “LE/LR”.

Os valores de alongamento total e de redução de área foram mais dispersivos e não foi possível estabelecer claramente uma tendência. Entretanto, o alongamento total permaneceu, em média, em torno de 18% para o material recozido a 550° C e 22% para o material recozido a 800 °C, mostrando, portanto, independência do tempo de recozimento.

A variação do limite de resistência com o tempo de recozimento observado para os materiais recozidos em ambas as temperaturas foi praticamente a mesma, apresentando um aumento de 12,8% em relação ao material na condição inicial, para

o tempo de 300 s de recozimento, e apenas 2,56% para o tempo de 7200 s. Ou seja, as curvas representativas da variação do limite de escoamento e do limite de resistência praticamente coincidiram.

Comparativamente ao material na condição inicial, a razão “LE/LR” permaneceu inalterada em 0,83 para o material recozido a 550 °C, embora tanto o limite de escoamento quanto o limite de resistência tenha aumentado com o refinamento de grão. Para o material recozido a 800 °C esta mesma razão caiu para 0,64. Aqui este resultado reflete o pequeno aumento observado para o limite de resistência e à maior redução no limite de escoamento em relação ao material na condição inicial. Portanto, o comportamento típico exibido pelos aços de granulação ultrafina citado na literatura, onde a razão “LE/LR” tende a se aproximar de 1, não se confirmou para o material recozido a 800 °C aqui pesquisado. As causas para este comportamento podem estar relacionadas com o teor de inclusões relativamente alto observado no material na condição inicial. O alinhamento de inclusões e de partículas de carbonetos cria planos favoráveis de separação durante a laminação a morno, além de gerar uma textura cristalográfica fortemente anisotrópica. Esses planos tendem a se separarem facilmente durante o ensaio de tração criando seções transversais distintas sujeitas a diferentes níveis de tensões.

A microdureza apresentou uma variação com o tempo de recozimento semelhante à observada para o limite de escoamento. Entretanto, esta variou mais expressivamente com a temperatura de recozimento do que aquele. Para o material recozido a 550 °C a microdureza média variou entre 212 HV, para o menor tempo de recozimento, e 198 HV para o maior. Analogamente, esta mesma variação para o material recozido a 800 °C correspondeu a 200 e 178 HV. A maior variação da microdureza para o material recozido a 800 °C reflete a contribuição mais decisiva do crescimento dos grãos ferríticos, agindo de maneira oposta ao efeito de endurecimento proporcionado pela fração volumétrica de MA.

Os ensaios de tração mostraram que é possível obter pela seqüência de tratamentos termomecânicos aqui realizados uma boa combinação de propriedades mecânicas. Desta forma foi possível obter um material com limite de resistência entre 550 e 650 MPa, associado a uma boa tenacidade e apresentando ainda um notável alongamento. Aparentemente o melhor balanço “resistência-tenacidade-alongamento” foi obtido com o recozimento a 800 °C pelo tempo de 3.600 s.

Os expoentes de encruamento obtidos pelos dois diferentes métodos aqui empregados não apresentaram resultados similares. Os valores obtidos pelo método de Jaoul-Crussard correspondem grosseiramente à metade dos valores obtidos pelo método de Hollomon. Entretanto, os valores aqui obtidos pelos dois métodos concordam com resultados observados em outros trabalhos [26, 43]. Os expoentes de encruamento obtidos pelo método de Jaoul-Crussard mostraram valores mais dispersivos comparativamente aos obtidos pelo método de Hollomon, mostrando ainda um ligeiro crescimento com o tempo de recozimento em ambas as temperaturas.

A energia absorvida no ensaio de impacto a  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  mostrou valores crescentes com o tempo de recozimento para o material recozido a  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ , reflexo da presença de MA, começando com 58,9 J para o tempo de 300 s de recozimento e atingindo 72,7 J para o tempo de 7.200 s. O material recozido a  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  apresentou um comportamento oposto e praticamente simétrico; ou seja, a energia absorvida diminuiu com a temperatura de recozimento, começando com 66,4 J para 300 s de recozimento e caindo para 56,6 J para o tempo de 7.200 s. Aparentemente, no primeiro caso a energia absorvida refletiu o tamanho de grão ferrítico; quanto maior o tamanho de grão, maior a energia absorvida; enquanto que no segundo prevaleceu o efeito da distribuição das partículas de carbonetos alinhadas e a estrutura fortemente anisotrópica resultante do trabalho de deformação.

As amostras apresentaram um aspecto bastante dúctil. Entretanto foram observadas muitas delaminações, tanto nos corpos de prova de tração quanto nos de impacto. É possível que essas delaminações tenham influenciado significativamente o expoente de encruamento e limite de escoamento. Desde que a ocorrência de delaminações está relacionada com o nível de inclusões, a obtenção de um balanço ótimo entre resistência, tenacidade e alongamento depende da quantidade e distribuição de inclusões no material original, e deve ser um fator importante a ser levado em conta no desenvolvimento de aços de granulação ultrafina.

## **CAPÍTULO 8 – RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS**

O trabalho aqui desenvolvido visando a obtenção de estruturas de granulação ultrafina a partir de deformação da estrutura martensítica com posterior recozimento em temperaturas intercrítica e subcrítica pelos tempos aqui mostrados, constitui uma rota ainda não investigada e relatada na literatura, caracterizando desta forma um estudo original.

O trabalho mostrou de forma consistente os limites de temperatura de recozimento abaixo da qual não é possível a recristalização da microestrutura. Desta forma os resultados aqui obtidos ajudam a determinar as variáveis e os parâmetros ótimos de controle no desenvolvimento de um eventual processo industrial visando a obtenção de aços de granulação ultrafina.

Para o aço microligado aqui pesquisado é possível projetar uma seqüência de tratamentos termomecânicos constituída de austenitização a 900 °C seguida de têmpera, laminação a morno a 700°C e recozimento intercrítico a 800 °C por um período de 3.600s, de modo a obter um aço com um balanço ótimo de resistência, tenacidade e alongamento.

O trabalho mostrou que o nível de inclusões do material a ser processado visando um aumento de resistência, via refinamento de grão ferrítico, pode ser uma das características chave a ser considerada no desenvolvimento desses aços.

Os resultados de ensaios de impacto aqui realizados é uma importante contribuição para o conhecimento desses aços, uma vez que existem poucos dados de literatura referentes a esse tipo de ensaio em virtude das limitações de tamanho de amostras geralmente disponíveis para materiais de granulação ultrafina.

## **CAPÍTULO 9: SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

Investigar por EBSD a evolução da textura cristalográfica do aço aqui pesquisado após a laminação a morno e recozimento subsequente, tentando relacionar a textura com a ocorrência de delaminações no ensaio de impacto Charpy.

Investigar por microscopia eletrônica de transmissão as microestruturas obtidas para as diferentes condições de tratamentos termomecânicos e recozimento obtidas neste trabalho.

Caracterizar o teor de inclusões na matéria-prima e repetir este estudo para o mesmo aço com diferentes teores de inclusões. Analisar em particular a sua influência no limite de escoamento, no expoente de encruamento e na tenacidade mediante ensaio Charpy.

Investigar por microscopia eletrônica de transmissão as características microestruturais para a condição de têmpera a 900 °C e verificar a distribuição de carbonetos não dissolvidos de Nb e de Ti; analisar sua possível influência na heterogeneidade nos tamanhos de grão obtidos. Repetir esta mesma investigação para o mesmo material, mas austenitizado para a têmpera a 1200 °C.

Avaliar se a dependência do limite de escoamento e da microdureza Vickers com o tamanho de grão é consistente com a relação Hall-Petch para o aço pesquisado neste trabalho.

Desenvolver outras rotas de processamento capaz de obter uma maior homogeneidade microestrutural que favoreça a formação de ferrita induzida por deformação, buscando um maior detalhamento sobre os processos de restauração, como recuperação e recristalização dinâmica atuantes.

Utilizar corpos de prova em tamanho reduzido para ensaios de tração com diâmetro de 6 mm ao invés de 4 mm, mantendo o mesmo diâmetro das extremidades que serão presas às castanhas da máquina de ensaios. Isto é permitido pela norma ASTM A 370 e proporciona condições de ensaios mais uniformes.

**REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

- [1] ASHBY M. F., *Philos Mag.*, 21,1970, p. 399.
- [2] AZEVEDO G., BARBOSA R., PERELOMA E.V., SANTOS D.B. *Development of an Ultrafine Grained Ferrite in a Low C-Mn and Nb-Ti Microalloyed Steels After Warm Torsion and Intercritical Annealing.* - *Material Science and Engineering A* 402, 2005, pg 98-108.
- [3] BELADI H., KELLY G.L., SHOKOUHI A., HODGSON P.D., *Evolution of Ultrafine Ferrite Formation Through Dynamic Strain-induced Transformation.* *Material Science and Engineering A* 371, Geelong, Australia, 2004, p. 343-352.
- [4] BERTA M., APPS P. J., PRANGNELL P. B. *Effect of Processing Rout and Second Phase Particles on Grain Refinement During Equal-channel Angular Extrusion.*- *Material Science & Engineering*, 2005.
- [5] BROZZO P. BUZZICHELLI G., MASCANZONI A., MIRABILI M. - *Metal Science*, 1997, p. 32-903.
- [6] DEARDO A. J. *New Challenges in the Thermomechanical Processing of HSLA Steels.* - *Material Science Forum*, 2003, Vols. 426 - 432, p. 49 – 56.
- [7] DIETER G. E., *Metalurgia Mecânica*, 4 ed., Rio de Janeiro, Editora Guanabara Dois, 653p.
- [8] EGHBALI B., ABDOLLAH-ZADEH A., *The Influence of Thermomechanical Parameters in Ferrite Grain Refinement in a Low Carbon Nb-microalloyed Steel.* - *Scripta Materialia* 53, Tehran, Iran, 2005, p. 41-45.

- [9] FUGII H., UEJI R., TAKADA Y., KITAHARA H., TSUJI N., NAKATA K., NOGI K. *Friction Stir Welding of Ultrafine Grained Interstitial Free Steels*. - Materials Transactions, 2006, Vol. 47 - Nº 1, p. 239 - 242.
- [10] GALIBOIS A., KRISHNADEV M. R., DUBÉ A. *Control of Grain Size and Substructure in Plain Carbon and High Strength Low Alloy (HSLA) Steels - The Problem and the Prospect*. - American Society for Metals and the Metallurgical society of Aime (1979). ISSN 0360, Vol. 10, p. 985 - 995.
- [11] GARCIA C. I., DEARDO A. J. *Formation of Austenite in 1.5 Pct Mn Steels*. - Metallurgical Transactions A, v. 12 A, pg. 512-530, March, 1981.
- [12] HAM B. Q., YUE S. *Processing of Ultrafine Ferrite Steels*. - Journal of Materials Processing Technology 117, Irvine CA USA, 2003, p. 100-104.
- [13] HAWKINS D. N., SHUTTLEWORTH A. A. *The Effect of Warm Rolling on the Structure and Properties of a Low-carbon Steel*. - Journal of Mechanical Working Technology, Nº 2, 1979, p. 333 – 345.
- [14] HODGSON P. D., HIKSON M. R., GIBBS R. K. *Ultrafine Ferrite in Low Carbon Steel*. - Scripta Materialia, Nº 10, Vol. 40, 1999, p. 1179 - 1184.
- [15] HURLEY P.J., *Production of Ultra-fine Ferrite During Thermomechanical Processing of Steels*. - PhD Thesis, Monash University, Melbourne, Australia, 1999.
- [16] IBRAHEEM A. K., PRIESTNER J. R., BOWEN J. R., PRANGNELL P. B., HUMPHREYS F. J. *Novel Processing Routes to Ultrafine Grained Steel*. - ISSN 0301, 2001, Vol. 28 - Nº 2, p. 203 - 208.
- [17] IWAHASHI Y., WANG J., HORITA Z., NEMOTO M. *Principle of Equal-channel Angular Pressing for Processing of Ultra-fine Grained Materials*. - Scripta Materialia, Vol. 35, Nº 2, 1996, p. 143-146.

- [18] JIANG Z., GUAN Z., LIAN J. *Effects of Microstructural Variables on the Deformation Behavior of Dual-phase Steel*. - Materials Science & Engineering, A190, 1995, p. 55 - 64.
- [19] KIM S., IM Y.R., LEE S., LEE H.C., OH Y.J., HONG J.H. - Metal Mater Trans A, 2001; p. 32:903.
- [20] KRAUSS G. *Phases and Structures. Steels: Heat Treatment and Processing Principles*. 1990 ed: 1989.
- [21] LAWSON R. D., MATLOCK D. K., KRAUSS G. *An Etching Technique for Microalloyed Dual-Phase Steels*. *Metallography*. v. 13, p. 71-87, 1980.
- [22] LIU M. Y., SHI B., WANG C., JI S. K., CAI X., SONG H. W. *Normal Hall-Petch Behavior of Mild Steel with Submicron Grain*. - Materials Letters 57, 2003, p. 2798-2802.
- [23] MATSUMURA Y., YADA H., - ISIJ Int. 27, 1987, p 492.
- [24] NAGAI K., *Ultrafine-grained Ferrite Steel with Dispersed Cementite Particles*. - Journal of Materials Processing Technology 117, 2001, p. 329-332.
- [25] NEVES E. G., SANTOS D. B. *O Efeito do Tamanho de Grão Ultrafino no Encruamento do Aço Nb-Ti Obtido por Laminação a Morno e Recozimento Intercrítico*. - 60º Congresso Anual da ABM, 2005.
- [26] OHMORI A., TORIZUKA S., NAGAI K. *Strain-hardening due to Dispersed Cementite for Low Carbon Ultrafine-grained Steels*. - ISIJ International, Vol. 44, 2004.
- [27] OKAGUSHI S. et. al. *Effect of Nb, V and Ti on Transformation Behavior of HSLA Steel in Accelerated Cooling*. 1988, p. 330-336.
- [28] OUCHI C. ISIJ Int., 41, 2001.

- [29] PARK K. T., HAN S. Y., AHN B. D., SHIN D. H., LEE Y. K., UM K. K. *Ultrafined Grained Dual Phase Steel Fabricated by Equal Channel Angular Pressing and Subsequent Intercritical Annealing*. - Scripta materialia, Nº 51, 2004, p. 909 - 913.
- [30] PARK K. T., KIM Y. S., LEE J. G., SHIN D. H. - Material Science Engineering, 2000, 293, p. 165.
- [31] PERRY A. C., THOMPSON S. W., SPEER J. G. *Physical Metallurgy of Ferritic Hot Rolled Low Carbon Steel*. - 41st. Mechanical Working and Steel Processing Conference, 1999, Baltimore, p. 47 - 57.
- [32] *Practice for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count* – ASTM E 562 – 1995.
- [33] PRIESTNER R., AL-HORR Y. M., IBRAHEEM A. K. *Effect of Strain on Formation of Ultrafine Ferrite in Surface of Hot Rolled Microalloyed Steel*. - Material Science and Technology, Nº 5049, 2002, Vol. 18, p. 973 - 980.
- [34] RAMOS L. F., MATLOCK D. K., KRAUSS G. *Communications on the Deformation Behavior of Dual-Phase Steels*.- Metallurgical Transactions, 1979, Vol. 10A, p. 259 - 261.
- [35] RODRIGUES P.C.M., BRUZUSZEK R.K., SANTOS D.B., ISUGS 2001, Fukuoka, Japan, p. 222-225.
- [36] SAITO Y., UTSUNOMIYA H., TSUJI N., SAKAI T. - Acta Materialia 47, 1999, p. 579-583.
- [37] SANTOS D. B., AZEVEDO G. *Mechanical Behavior of an Ultrafine Grained Nb-Ti Microalloyed Steel Produced by Warm Rolling and Intercritical Annealing*. - ISUGS-2003 - Australia.
- [38] SANTOS D. B., BARBOSA R., *O Efeito da laminação a Morno sobre a Microestrutura e Propriedades de um Aço Microligado Submetidos a*

- Recozimentos Isotèrmicos e intercríticos.* - Metalurgia - ABM, N. 354, 1987, p. 279 - 283.
- [39] SANTOS D. B., BARBOSA R. *The Determination of the Critical Temperatures of Recrystallization and Austenite Transformation During Hot Rolling of Microalloyed Steels.* - Metals & Materials Society, 1990, p. 399 - 404.
- [40] SANTOS D. B., BRUZSZEK R. K., RODRIGUES P. C. M., PERELOMA E. V. *Formation of Ultrafine Ferrite Microstructure in Warm Rolled and Annealed C-Mn Steel.* - Material Science & Engineering, 2003, A346, p. 189 - 195.
- [41] SEGAL V. M., *Equal Channel Angular Extrusion: From Macro mechanics to Structure Formation.* - Material Science and Engineering A271, Spokane USA, 1998.
- [42] SON Y. I., LEE Y. K., PARK K. T., LEE C. S., SHIN D. H. *Ultrafine Grained Ferrite-martensite Dual Phase Steel Fabricated via Equal Channel angular Pressing: Microstructure and Properties.* - Acta Materialia 53, 2005, p. 3125 - 3134.
- [43] SONG R., PONGE D., RAABE D. *Improvement of the Work Hardening Rate of Ultrafine Grained Steels Through Second Phase Particles.* - Scripta Materialia 52, Düsseldorf, Germany, 2005, p. 1075-1080.
- [44] SONG R., PONGE D., RAABE D., KASPAR R. *Microstructure and Crystallographic Texture of an Ultrafine Grained C-Mn Steel and their Evolution During Warm Deformation and Annealing.* - Acta Materialia 53, 2005.
- [45] SONG R., PONGE D., RAABE D. *Mechanical Properties of an Ultrafine Grained C-Mn Steel Processed by Warm Deformation and Annealing.* - Acta Materialia 53, 2005, p. 4881 - 4892.
- [46] *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.* ASTM A 370 – 1996.

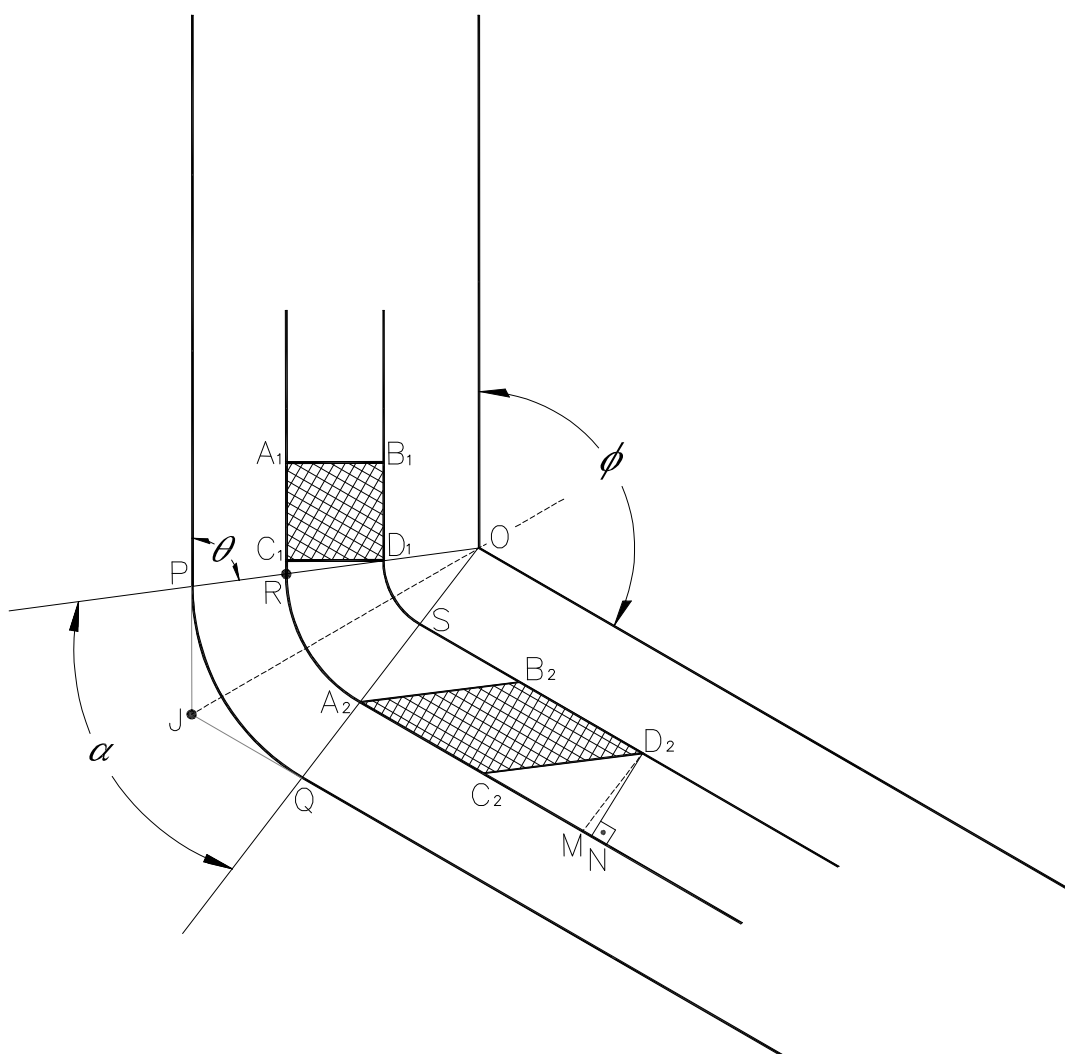
- [47] SUM Z. Q., YANG W. Y., QI J. J., HU A. M. *Deformation Enhanced transformation and Dynamic Recrystallization of Ferrite in a Low Carbon Steel During Multipass Hot deformation.* - Material Science & Engineering, 2002, A334, p. 201 - 206.
- [48] TAKAKI S., KAWASAKI K., YUJI K. *Mechanical Properties of Ultrafine Grained Steel.* - Journal of Materials Processing Technology 117, 2001, p. 359 - 363.
- [49] *Test Methods for Determining Average Grain Size* – ASTM E 112 – 1996.
- [50] UEJI R., TSUJI N., SAITO Y., MINAMINO Y. *Thermomechanical Processing Strating from MartensíticaStructure - A Novel Way to Obtain Ultrafine Grained High Strength Steels.* In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON ULTRAFINE GRAINED STRUCTURES ISUGS 2001, Uminonakamichi, Fukuoka, Japan. The Iron and Steel Institute of Japan - ISIJ, September 20-20, 2001,p.222-225.
- [51] UEJI R., TSUJI N., MINAMINO Y., KOIZUMMI Y. *Effect Of Rolling Reduction on Ultrafine Grained Structure and Mechanical Properties of Low-carbon Steel Thermomechanically Processed from Martensite Starting Structure.* - Science and Technology of Advanced Materials 5, Osaka, Japan, 2003, p. 153-162.
- [52] YANG D. Z., BROWN D.Z., MATLOCK E.L. KRAUSS D. K. G. *Ferrite Recrystallization and Austenite Formation in Cold-rolled Intercritically Annealed Steel.* - Metallurgical Transactions A, v. 16 A, pg. 1385-1392, August, 1985.
- [53] ZHAO M-C., HANAMURA T., QIU H., NAGAI K., YANG K. *Dependence of Strength-elongation Balance on the Volume Fraction of Cementite Particles in Ultrafine Grained Ferrite/Cementite Steels.* - Scripta Materialia 54, 2006, p. 1385 - 1389.
- [54] ZHAO M-C., HANAMURA T., QIU H., NAGAI K., YANG K. *Grain Growth and Hall-Petch Relation in Dual-sized Ferrite/cementite Steel With Nano-sized Cementite particles in a heterogeneous and Dense Distribution.* - Scripta Materialia 54, 2006, p. 1193 - 1197.

## ANEXO A

RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO E DE IMPACTO						
AMOSTRA	ENSAIO DE TRAÇÃO					CHARPY (-20 °C)
	LE (MPa)	LR (MPa)	ALONG (%)	R. ÁREA (%)	Expoente de encrumento.	EN. ABS. (J)
I1-550-5	530	647	15,21	77,12	0,2071	70,86
I2-550-5	539	653	17,24	73,56	0,2124	58,29
I3-550-5	538	648	17,64	70,96	0,1910	70,04
H1-550-30	510	620	17,28	71,92	0,1909	68,94
H2-550-30	513	608	20,45	67,57	0,2015	59,29
H3-550-30	490	599	22,77	73,18	0,1911	60,10
G1-550-60	508	610	21,07	69,14	0,1891	58,72
G2-550-60	500	605	18,71	64,70	0,1923	66,36
G3-550-60	525	617	18,49	67,12	0,1906	56,16
J1-550-120	481	570	19,35	72,91	0,1585	57,95
J2-550-120	500	604	11,06	73,49	0,2058	59,40
F3-550-120	516	612	18,60	74,33	0,1909	52,50
B1-800-5	418	650	19,59	61,17	0,2954	59,81
B2-800-5	420	655	18,97	62,10	0,3326	54,25
B3-800-5	410	649	19,19	47,42	0,3037	62,69
C1-800-30	390	613	30,38	68,93	0,2937	69,71
C2-800-30	400	586	19,74	71,47	0,2618	67,68
C3-800-30	400	598	24,94	72,93	0,2799	70,47
A1-800-60	356	595	20,27	58,33	0,3321	63,27
A2-800-60	387	616	22,06	70,77	0,3066	64,29
A3-800-60	365	590	20,52	70,34	0,3143	64,21
D1-800-120	386	589	21,86	71,14	0,2898	67,88
D2-800-120	360	575	18,62	74,95	0,3089	75,31
D3-800-120	369	575	23,23	68,60	0,2891	74,79

**ANEXO B****DEFORMAÇÃO ACUMULADA NO PROCESSO DE EXTRUSÃO EM CANAIS ANGULARES IGUAIS**

Considere a figura abaixo onde um volume de material é passado em dois canais angulares iguais.



Para facilitar a compreensão, consideremos inicialmente algumas relações geométricas obtidas da figura.

Temos quê:

$$RA_2 = OR \cdot \alpha \quad \text{e} \quad D_1S = OD_1 \cdot \alpha$$

Como os canais são iguais,  $D_2N = C_1D_1$

$$\text{Temos ainda quê: } P\hat{O}J = \frac{\alpha}{2} \quad \text{e} \quad P\hat{J}O = \frac{\phi}{2}$$

Como  $\theta$  é ângulo externo do triângulo  $\Delta OPJ$ , temos quê:

$$\theta = P\hat{O}J + P\hat{J}O = \frac{\alpha}{2} + \frac{\phi}{2} = \frac{\alpha + \phi}{2}$$

O  $\Delta D_1C_1R$  permite escrever:

$$tg(C_1\hat{R}D_1) = tg\theta = \frac{C_1D_1}{C_1R} \quad \text{ou} \quad C_1R = C_1D_1 \cot g\theta$$

$$C_1R = C_1D_1 \cot g\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right) \tag{1}$$

Temos ainda quê:

$$\frac{C_1D_1}{D_1R} = \frac{C_1D_1}{OR - OD_1} = \text{sen}\theta = \text{sen}\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right)$$

$$\text{ou } OR - OD_1 = C_1 D_1 \cos c \left( \frac{\alpha + \phi}{2} \right) \quad (2)$$

Traçando  $D_2M$  paralelo a  $SA_2$  e  $D_2N$  perpendicular a  $C_2N$  pode-se concluir que  $\Delta D_2MN = \Delta D_1RC_1$  e  $\Delta SA_2B_2 = \Delta MD_2C_2$  ;  
conseqüentemente:

$MN = C_1R$  e  $C_2M = SB_2$ ; e assim a equação 1 pode ser escrita como:

$$C_1R = MN = C_1 D_1 \cot g \left( \frac{\alpha + \phi}{2} \right) \quad (3)$$

Consideremos agora a deformação angular sofrida pelo elemento de material indicado na figura. Seja  $\gamma$  a deformação angular sofrida pelo elemento citado. Lembrando que  $C_2M = SB_2$  temos quê:

$$\gamma = \frac{C_2N}{D_2N} = \frac{C_2M + MN}{C_1D_1} = \frac{C_2M + C_1D_1 \cot g \left( \frac{\alpha + \phi}{2} \right)}{C_1D_1} = \frac{SB_2}{C_1D_1} + \cot g \left( \frac{\alpha + \phi}{2} \right)$$

$$\text{ou ainda } SB_2 = C_1D_1 \left[ \gamma - \cot g \left( \frac{\alpha + \phi}{2} \right) \right] \quad (4)$$

A constância de volume exige quê:  $C_1R + RA_2 = D_1S + SB_2$

Substituindo na equação  $C_1R + RA_2 = D_1S + SB_2$  os valores de  $C_1R$  da equação 3 e  $SB_2$  da equação 4, e lembrando ainda que  $RA_2 = OR.\alpha$  e  $D_1S = OD_1.\alpha$ , temos:

$$C_1D_1 \cot g\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right) + OR.\alpha = OD_1.\alpha + C_1D_1 \left[ \gamma - \cot g\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right) \right] \text{ Ou seja:}$$

$$C_1D_1 \cot g\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right) + (OR - OD_1)\alpha = C_1D_1 \left[ \gamma - \cot g\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right) \right]$$

Substituindo  $OR - OD_1$  da equação 2 obtém-se:

$$C_1D_1 \cot g\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right) + \alpha.C_1D_1 \cos c\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right) = C_1D_1 \left[ \gamma - \cot g\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right) \right]$$

e finalmente:

$$\gamma = 2 \cot g\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right) + \alpha \cos c\left(\frac{\alpha + \phi}{2}\right)$$

Relembrando que a deformação equivalente é dada por:

$$\epsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \left( \epsilon_x^2 + \epsilon_y^2 + \epsilon_z^2 + \frac{\gamma_{xy}^2 + \gamma_{xz}^2 + \gamma_{yz}^2}{2} \right)}, \text{ temos que para um ciclo, a}$$

deformação  $\varepsilon$  é então:

$$\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot g \left( \frac{\alpha + \phi}{2} \right) + \alpha \cos c \left( \frac{\alpha + \phi}{2} \right) \right]$$

Considerando que a mesma deformação é acumulada cada vez que o material é prensado pelos canais, então após N ciclos teremos finalmente:

$$\varepsilon = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot g \left( \frac{\alpha + \phi}{2} \right) + \alpha \cos c \left( \frac{\alpha + \phi}{2} \right) \right]$$