

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM

**INFLUÊNCIA DO RECOZIMENTO NA RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO
DE TIRAS DE AÇO BAIXO CARBONO DOBRADAS POR DEFORMAÇÃO A FRIO.**

Ilen Maris Martinelli

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2010

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-PPGEM

**INFLUÊNCIA DO RECOZIMENTO NA RECUPERAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO
DE TIRAS DE AÇO BAIXO CARBONO DOBRADAS POR DEFORMAÇÃO A FRIO.**

Ilen Maris Martinelli

Trabalho realizado no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre

2010

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Jaime Alvares Spim Jr.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Walman Benicio de Castro - (UFCEG-CCT-UAEM)

Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos - (PUCRS)

Dr. Carlos Raimundo Frick Ferreira - (UFRGS-CT-LAFUN)

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGE

Dedico a Augusto e Patrícia, pelo apoio, paciência e motivação.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Jaime Alvares Spim Jr., pelo estímulo, dedicação e atenção para a elaboração deste trabalho.

Aos colegas Fábio e Sérgio pelo apoio técnico, pelas sugestões e observações valiosas.

A todos os colegas da SATC que colaboraram direta e indiretamente na elaboração deste Trabalho, o meu reconhecimento.

À UFRGS, ao PPGEM e ao LAFUN, pelo apoio na realização deste trabalho

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	7
LISTA DE TABELAS.....	10
LISTA DE NOMENCLATURAS E ABREVIACÕES	11
LISTA DE SÍMBOLOS	12
RESUMO.....	13
ABSTRACT	14
1 INTRODUÇÃO	15
2 OBJETIVO	17
2.1 Objetivo específico:.....	17
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1 Fenômenos que ocorrem durante a deformação e recristalização.....	18
3.1.1 Dobramento	19
3.1.2 Encruamento.....	23
3.1.3 Heterogeneidades de deformação na microestrutura do metal deformado.....	24
3.1.4 Transformação produzida por deformação plástica.....	25
3.1.5 Recuperação	25
3.1.6 Recristalização.....	26
3.1.7 Recristalização Primária (Nucleação)	33
3.1.8 Crescimento de grãos e recristalização Secundária.....	37
3.1.9 Leis da recristalização	38
3.2 Tratamento Térmico de Recozimento	39
4 METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	42
4.1 Metodologia	42
4.2 Fluxograma	42
4.3 Procedimento experimental de acordo com fluxograma	44
4.3.1 Escolha da tira laminada e caracterização do material:.....	44
4.3.2 Retirada das amostras da tira laminada, fresamento e identificação:	44
4.3.3 Recozimento pleno de todas as amostras (homogeneização):.....	45
4.3.4 Dobramento e corte com a delimitação da área do ensaio	45
4.3.5 Análise metalográfica com registro de imagem	48

4.3.6	Medição do tamanho médio do precipitado (α).....	49
4.3.7	Ensaio de dureza:.....	49
4.3.8	Recozimento em temperaturas variáveis.....	49
4.3.9	Recozimento a 600°C com tempo à temperatura variável.....	50
4.3.10	Recozimento em amostras com diferentes graus de deformação com a aplicação de um mesmo ciclo térmico.....	50
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	51
5.1	Primeira etapa do experimento:.....	51
5.1.1	Resultados da região de compressão (prfi).....	51
5.1.2	Resultados da região de tração (prfe).....	55
5.1.3	Resultados do ensaio de dureza.....	59
5.2	Segunda etapa do experimento.....	60
5.2.1	Resultados da região de compressão (prfi).....	60
5.2.2	Resultados da região de tração (prfe).....	63
5.2.3	Resultados do ensaio de dureza.....	66
5.3	Terceira etapa do experimento:	67
5.3.1	Resultados da região de compressão (prfi).....	67
5.3.2	Resultados da região de tração (prfe).....	70
5.3.3	Resultados do ensaio de dureza.....	73
5.3.4	Resultados obtidos na correlação entre as condições de recozimento versus o nível de recuperação do encruamento.....	74
6	CONCLUSÃO.....	76
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	77
	REFERÊNCIAS	78

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Tira de aço antes (a) e depois (b) de deformada	19
Figura 2 – Diagrama tensão-deformação. (CRUISE, 2007).....	20
Figura 3 – Microestrutura criada durante a deformação plástica. Força moderada (a) e força severa (b). (PETRYK, 2007)	21
Figura 4 – Amostras com diferentes níveis de deformação. (CAPDEVILA, 2000)	22
Figura 5 – Tira de aço deformado limitando o campo crítico da peça	22
Figura 6 – Região de tração e compressão. Adaptado (CAPDEVILA, 2000)	23
Figura 7 – Representação esquemática do processo de poligonização (a) cristal deformado (b) rearranjo das discordâncias após recozimento (poligonização). (CAHN,1950)	26
Figura 8 – Esquema de variação da estrutura de um metal com o aumento da temperatura. (GULIÁEV, 1977).....	28
Figura 9 – Curva do pico de escoamento. (a) grãos deformados, (c) início dos núcleos de recristalização, (e) os grãos recristalizados. (KUC, 2006)	29
Figura 10 – Deformação de grãos após trabalho mecânico. (a) sem deformação (b) após a deformação. (CALLISTER, 2002)	31
Figura 11 – Representação esquemática da nucleação por migração de contornos induzida por deformação. (a) condições para a ocorrência da migração (b) migração (c) formação de região livre de defeitos (RIOS 2005).....	34
Figura 12 – Modelo para processo de migração de contornos de grão induzida por deformação mostrando os sucessivos estágios de migração (RIOS 2005).....	34
Figura 13 – Nucleação e recristalização de grãos partindo para um subgrão. (a) subestrutura inicial (b) aumento do subgrão maior sobre os outros menores (c) uma área livre de defeitos associado a um contorno de alto ângulo que está sendo formado (RIOS 2005)	35
Figura 14 – Coalescimento de dois subgrãos por rotação de um deles. (Rios 2005)	36
Figura 15 – Representação esquemática da formação de um grão recristalizado. (RIOS 2005).	37
Figura 16 – Representação esquemática da formação de um grão recristalizado (HASLAM 2001).....	37
Figura 17 – Diagrama do Ciclo térmico	40
Figura 18 – Fluxograma do Procedimento	43
Figura 19 – Tira cortada e fresada	44
Figura 20 – Identificação das amostras (a) Amostra 01; (b) Amostra 02; (c) Amostra 03	45
Figura 21 – Diagrama do Ciclo térmico	45
Figura 22 – Linha de corte.....	46
Figura 23 – Amostras dobradas e cortadas.....	47

Figura 24 – Indicação das regiões de compressão e tração.	47
Figura 25 – Imagem metalográfica da amostra 01-prfi-nital 2%-200x.....	48
Figura 26 – Pontos utilizados no ensaio de dureza Rockwell B.....	49
Figura 27 – Amostras de referência: (a) região de compressão (prfi); (b) região de tração (prfe).....	51
Figura 28 – (a) Amostra de referência; (b) Amostra recozida a 400°C.....	52
Figura 29 – (a) Amostra de referência (prfi); (b) Amostra recozida a 500°C.....	52
Figura 30 - (a) Amostra de referência (prfi); (b) Amostra recozida a 600°C.....	53
Figura 31 – (a) Amostra de referência (prfi); (b) Amostra recozida a 700°C.....	53
Figura 32 - Variações do tamanho médio do precipitado (α) das amostras na região de compressão com as respectivas imagens metalográficas	54
Figura 33 – (a) Amostra de referência (prfe); (b) Amostra recozida a 400°C	55
Figura 34 – (a) Amostra de referência (prfe); (b) Amostra recozida a 500°C	56
Figura 35 – (a) Amostra de referência (prfe); (b) Amostra recozida a 600°C	56
Figura 36 – (a) Amostra de referência (prfe); (b) Amostra recozida a 700°C	57
Figura 37 - Variações do tamanho médio do precipitado (α) das amostras na região de tração com as respectivas imagens metalográficas.	58
Figura 38 – (a) Amostra (prfi) de referência (15min); (b) tempo à temperatura de 30min.....	60
Figura 39 – (a) Amostra (prfi) de referência 04 (15 min); (b) tempo à temperatura de 45min	61
Figura 40 – (a) Amostra (prfi) de referência 04 (15 min); (b) tempo à temperatura de 60 min	61
Figura 41 - Variações do tamanho médio do precipitado (α) nas amostras na região de compressão e as respectivas imagens metalográficas:	62
Figura 42 – (a) Amostra (prfe) de referência 04 (15min); (b) tempo à temperatura 30min.....	63
Figura 43 - Amostra (prfe) de referência 04 (15min); tempo à temperatura 45 min.....	64
Figura 44 – (a) Amostra (prfe) de referência 04 (15min); (b) tempo à temperatura de 60min	64
Figura 45 - Variações do tamanho médio do precipitado nas amostras na região de tração e as respectivas imagens metalográficas:	65
Figura 46 – Amostra (prfi) deformada a 30° (a) sem recozimento (b) com recozimento	67
Figura 47 – Amostra (prfi) deformada a 60° (a) sem recozimento (b) com recozimento	68
Figura 48 – Amostra (prfi) deformada a 90° com raio de 10 mm (a) sem recozimento (b) com recozimento	68
Figura 49 - Variações do tamanho médio do precipitado das amostras na região de compressão após o tratamento e suas respectivas imagens metalográficas.....	69
Figura 50 – Amostra (prfe) deformada a 30° (a) sem recozimento (b) com recozimento	70
Figura 51 – Amostras (prfe) deformadas a 60° (a) sem recozimento (b) com recozimento	70
Figura 52 – Amostras (prfe) deformada as 90° com raio de 10mm (a) sem recozimento (b) com recozimento	71

Figura 53 - Variações do tamanho médio do precipitado nas amostras na região de tração e as respectivas imagens metalográficas após o recozimento 72

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço ABNT 1020 usado no experimento (% em peso)	44
Tabela 2 – Graus de deformação das amostras.....	46
Tabela 3 – Parâmetros do tratamento para a primeira fase do experimento.....	50
Tabela 4 – Valores de dureza para as em várias faixas de temperatura	59
Tabela 5 - Valores de dureza para os vários tempos à temperatura de 400 °C	66
Tabela 6 – Valores de dureza para os vários graus de deformação	73
Tabela 7 – Correlação nos ensaios de dureza:	74
Tabela 8 - Correlação na medição do precipitado	75

LISTA DE NOMENCLATURAS E ABREVIACOES

A₁ – Temperatura de transformação da ferrita e da cementita no aquecimento

A₃ – Temperatura de transformação da ferrita no aquecimento

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

A_{cm} – Temperatura de transformação da cementita no aquecimento

CCC – Cúbico de corpo centrado

EDE – Energia de defeito de empilhamento

HC – Hexagonal compacta

HRB – Dureza Rockwell B

prfe – Região de tração da amostra

prfi – Região de compressão da amostra

LISTA DE SÍMBOLOS

ε – Deformação

σ – Tensão

μ – Micro

Ad – Área após deformação

Ao – Área original

Db – Espaço entre limites de blocos de células paralelos

Dc – Diâmetro de deslocamento

DW – Tamanho do bloco

E – Energia liberada devido ao decréscimo de defeitos

L – Condição de crescimento

S – Desvio padrão

T – Temperatura

t – Tempo

TF – Trabalho a frio

γ – Energia de superfície do contorno de grão por unidade de área

α – Ferrita

RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo mostrar a influência do recozimento na recuperação e recristalização de tiras de aço baixo carbono dobradas por deformação a frio. Muitas indústrias que produzem peças a partir de dobramento a frio, buscam constantemente garantir a qualidade de seus produtos. Isto se torna um desafio a partir do momento que se considera a diversidade do formato das dobras exigidas. Através de observações práticas, o que se vê é que, com o objetivo de facilitar o processo, muitos profissionais são induzidos a acreditar que simplesmente aquecendo o material, o trabalho será facilitado e garantirá a qualidade do produto final. Assim, independente do tipo do aço e/ou nível de encruamento, os parâmetros de temperatura utilizados são determinados, na sua grande maioria, de forma empírica, sem critérios estabelecidos, ou seja, em muitos casos, os valores de temperatura tendem a ser os mesmos. Como a grande maioria de peças produzidas na indústria submetida a deformação é em aço baixo carbono, este foi escolhido como material para a fabricação das amostras utilizadas no experimento. Estas amostras foram submetidas a diversos graus de dobramento a frio e aplicação de recozimento para recristalização com variação controlada dos parâmetros. Através da intercomparação das amostras e com aplicação de diversos ensaios foram caracterizados a dureza, estrutura metalográfica, tamanho médio do precipitado, bem como a correlação entre as condições de recozimento versus o nível de recuperação do encruamento. Através dos dados obtidos, observou-se a importância de definir de forma científica os parâmetros de aquecimento para a recristalização, sob pena de prejudicar as características das peças.

Palavras chaves: recristalização. encruamento. dobramento. aço. precipitado.

ABSTRACT

This work aims to show the influence of annealing on the recovery and recrystallization of low carbon steel strips bent by cold forming. Many industries that produce parts from cold bending, constantly seek to ensure the quality of their products. This becomes a challenge from the moment that one considers the diversity of the shape of folds required. Through practical observation, we can see that, in order to facilitate the process, many professionals are led to believe that simply heating the material, the work will be facilitated and ensure final product quality. Thus, regardless of the type of steel and / or level of work hardening, the parameters used in temperature are determined, mostly, empirically, without established criteria, ie, in most cases, the temperature values tend to be same. As the vast majority of parts produced in the industry is subjected to deformation in steel low carbon, this was chosen as material for the manufacture of the samples used in the experiment. These samples were subjected to various degrees of cold bending and applying for recrystallization annealing with controlled variation of parameters. By intercomparison of samples and application of various tests were characterized hardness, metallographic structure, average size of the precipitate, and the correlation between the annealing conditions versus the level of recovery of work hardening. Through the data obtained it observed the importance of defining the parameters in a scientific way of heating for recrystallization, failing to affect the characteristics of components.

Key words: recrystallization. hardening. folding. steel. precipitate.

1 INTRODUÇÃO

Ao observar a grande diversidade de objetos de uso diário, é possível verificar que o desenvolvimento tecnológico e as técnicas para a sua obtenção vêm se aprimorando com o avanço da civilização. O uso de metais para a fabricação destes objetos impulsionou a melhoria de vida do homem. É notório que, para que certos objetos conquistassem a qualidade necessária foi fundamental o desenvolvimento de inúmeras pesquisas na busca da melhor forma de obtê-la.

Dentre a enorme gama de materiais metálicos presentes na natureza um deles se destaca, não apenas em função da quantidade utilizada, mas principalmente pelas suas propriedades: o aço. Sem dúvida, de todos os metais existentes, o aço é o mais comumente usado na fabricação de equipamentos pela indústria metal-mecânica.

Por ser um material de uso corriqueiro na confecção de peças, os processos utilizados na fabricação do aço têm influência marcante no produto final. Ao analisar um aço, é importante que o engenheiro considere o material por vários aspectos, entre eles pode-se destacar a sua estrutura metalográfica, pois esta é responsável por muitas das propriedades deste material.

Qualquer efeito sobre a estrutura deve ser considerado para o sucesso ou o fracasso do componente. Controlar estes efeitos e conhecer sua abrangência pode não ser uma tarefa simples, mas é muito importante. Geralmente esses efeitos são causados por imperícia ou empirismo por parte dos profissionais. Para minimizar o empirismo comum nestes processos, é desejável a definição de parâmetros e procedimentos para cada uma de suas etapas.

A indústria em geral, com o intuito de maximizar a produção, faz da busca pela rapidez na fabricação uma constante. Ao analisar os diversos componentes disponibilizados pela indústria, fica evidente o uso da conformação como um dos principais meios de obtenção de peças, tanto com formatos simples quanto complexos, de forma rápida e com alta qualidade. Em vista disto, o estudo e a análise criteriosa dos efeitos da conformação sobre o material é muito importante.

As peças obtidas por conformação por dobramento, dependendo das condições deste (temperatura, sequência da operação, quantidade de deformações etc.), podem produzir alterações na estrutura metalográfica do material influenciando na qualidade do produto final.

Apesar disso, observações práticas têm mostrado que o estudo destes parâmetros é

feito sem muito controle, ou sequer são considerados, principalmente em peças de aço de baixo carbono dobradas a frio. Por exemplo, na busca de facilitar as dobras e restaurar propriedades perdidas ou alteradas, muitos profissionais submetem os materiais a temperaturas durante e/ou após as dobras, mas sem segurança do efeito sobre a estrutura metalográfica final obtida.

As alterações provenientes das dobras feitas a frio são conhecidas como encruamento. Uma das formas de recuperar uma estrutura encruada é a recristalização. O objetivo do trabalho é estudar a influência do recozimento na recuperação e recristalização de tiras de aço baixo carbono dobradas por deformação a frio.

2 OBJETIVO

Identificar os efeitos do tratamento térmico de recozimento na recuperação e na recristalização em tiras de aço carbono ABNT 1020, dobradas por deformação a frio e tratadas termicamente.

2.1 Objetivo específico:

Para atingir o objetivo desejado, foi necessário realizar uma série de experimentos em amostras submetidas a deformações a frio e tratadas termicamente, através dos quais foi possível:

- a) Comparar a estrutura metalográfica, valores de dureza e o tamanho médio do precipitado (α) presentes originalmente na amostra dobrada com as presentes em amostras com o mesmo dobramento submetidas ao recozimento com temperatura variável;
- b) Comparar a estrutura metalográfica, valores de dureza e o tamanho médio do precipitado (α) presentes originalmente em uma amostra dobrada e tratada com os presentes em amostras como mesmo dobramento submetidas ao recozimento com variação no tempo à temperatura;
- c) Comparar a estrutura metalográfica, valores de dureza e tamanho médio do precipitado (α) presentes originalmente em amostras, em diferentes graus de dobramento, antes e depois da aplicação de uma mesma condição de recozimento.
- d) Estabelecer a correlação entre as condições de recozimento versus o nível de recuperação do encruamento.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Como forma de subsidiar os experimentos propostos neste trabalho, fez-se necessária a pesquisa dos assuntos referentes aos mesmos. Buscou-se alicerçar os experimentos na bibliografia publicada sobre o assunto.

3.1 Fenômenos que ocorrem durante a deformação e recristalização

A produção de materiais metálicos impressiona não só pela quantidade, mas também pela diversidade. O forjamento, laminação, extrusão e dobramento correspondem a uma grande parcela da produção de componentes metálicos. O conhecimento dos fenômenos como endurecimento, recuperação, recristalização e crescimento de grãos é de fundamental importância, não somente para a correlação de trabalho destes materiais, como para o controle da microestrutura e otimização das propriedades (RIOS, 2005). A observação da microestrutura assegura uma combinação de propriedades do produto e a sua aplicação futura (BONTCHEVA, 2003). Este controle é que permite uma produção de peças com mais qualidade proporcionando maior precisão dos produtos nos quais são empregadas.

Dentre os materiais metálicos usados na indústria metal-mecânica, o aço é um dos mais versáteis sendo empregado nas mais variadas aplicações incluindo componentes de máquinas, elementos estruturais e ferramentas. Os aços baixo carbono, por sua vez, são largamente usados como materiais estruturais por causa da grande manufacturabilidade, grande ductibilidade, elevada tenacidade e moderada resistência (LI, 2005). Estas características são importantes uma vez que os produtos de aço são frequentemente submetidos a condições de alta taxa de deformação durante sua fabricação ou vida útil

O processo produtivo de peças e componentes de aço inicia-se com a concepção do produto e a escolha do material. As empresas siderúrgicas fornecem o aço para as indústrias metal-mecânicas na forma de peças fundidas, perfilados, chapas, tubos, tiras etc. A produção de peças, na sua grande maioria, se faz a partir de tiras que são submetidos a dobramentos a frio ou a quente.

Os dobramentos interferem substancialmente nas características que o material apresenta em seu estado original. Eles podem tanto acentuar características desejáveis, quanto

inviabilizar o uso da peça, portanto, é importante que o comportamento do fluxo dinâmico dos aços seja inteiramente compreendido. Nas últimas décadas, as características das deformações nos aços têm sido intensamente estudadas para aplicações militares ou de engenharia (LEE, 2006).

3.1.1 Dobramento

O dobramento é uma ação mecânica que tem por objetivo mudar a forma da peça (Figura 1). Quando uma tensão é aplicada a um material, provoca uma deformação que pode ser elástica ou plástica. As deformações elásticas desaparecem uma vez cessada a carga, enquanto que as deformações plásticas se conservam mesmo depois de eliminada a carga.

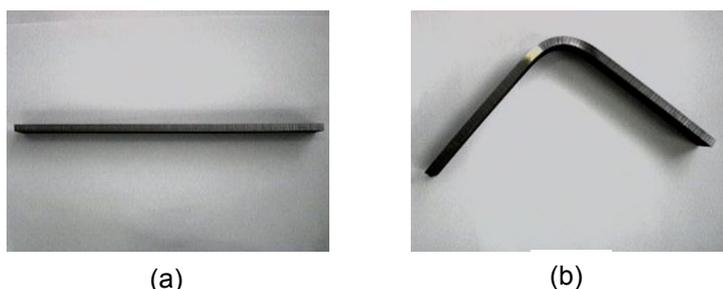


Figura 1 – Tira de aço antes (a) e depois (b) de deformada

Por menor que seja a tensão aplicada à peça, ela produz uma deformação. As deformações iniciais são sempre elásticas e sua magnitude é proporcional à tensão, como mostra diagrama da Figura 2 (CRUISE, 2007). Observa-se que no primeiro momento do diagrama a deformação é elástica, acima deste ponto se altera a proporcionalidade entre a tensão e a deformação.

Na deformação elástica por ação de forças extremas, tem-se uma variação na distância entre os átomos na rede cristalina. Cessando as forças, os mesmos retornam a sua posição original ocupando os mesmos espaços. A deformação elástica não provoca no material nenhuma consequência permanente. Quanto mais resistente é o material, menor será a deformação.

Todas as características mecânicas e em particular o módulo de elasticidade dependem da estrutura do material utilizado, sendo necessário identificar, quantificar e caracterizar claramente o tamanho dos grãos e sua orientação. Isto é essencial para prever as

propriedades mecânicas dos aços baseadas na relação do caminho das deformações. (SONG, 2005)

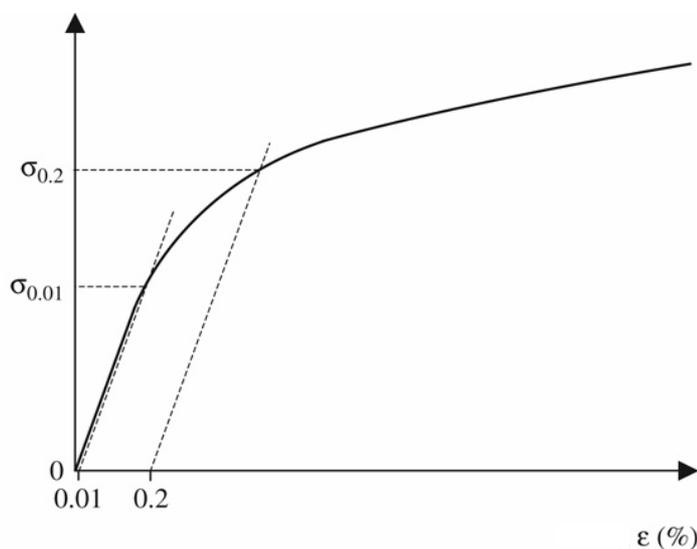


Figura 2 – Diagrama tensão-deformação. (CRUISE, 2007)

Já o mecanismo de deformação plástica é um processo de deslocamento entre cristais. Pode-se supor que, no deslocamento, todos os átomos deslocam-se ao mesmo tempo ocupando os espaços de forma ordenada. Porém, vários fatores podem influenciar neste deslocamento, haja visto que não existem apenas deslocamentos paralelos, mas também deslocamentos em outros planos. Estes deslocamentos se cruzam entre si aumentando a resistência no deslocamento. Desta forma, todo e qualquer elemento que venha a dificultar este deslocamento, como as diferenças de tamanho de grãos e as inclusões, geram imperfeições e deformações na rede cristalina. A capacidade de um material se deformar plasticamente está relacionada com a habilidade das discordâncias se movimentarem.

Durante a deformação plástica dos materiais cristalinos, alguns novos limites da estrutura são formados por uma coletânea de deslocamentos. Estes limites subdividem o grão original em um volume de elementos com diferentes orientações. Como incremento, a evolução destes limites leva para uma subdivisão dos grãos iniciais claramente em uma misorientação entre as células adjacentes (QUADIR, 2007). É evidente que esta subestrutura tem uma significativa influência nas propriedades do material e suas aplicações. (KANG 2007)

Assim considera-se deformação plástica, quando é produzida através da aplicação de uma força em uma superfície de um material dúctil, causando uma mudança na microestrutura na região de contato das superfícies. Esta deformação pode ser moderada,

apresentando uma deformação nos grãos de forma leve ou severa como visto na Figura 3.

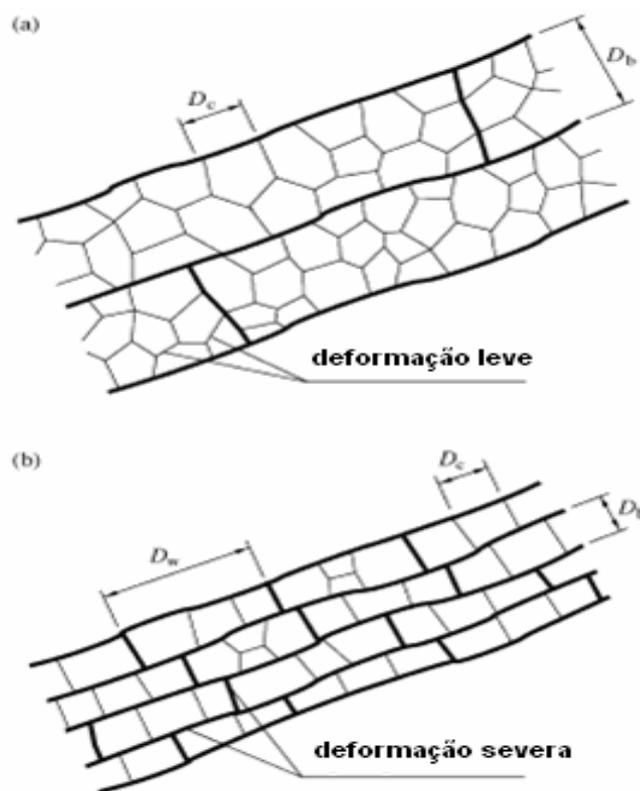


Figura 3 – Microestrutura criada durante a deformação plástica. Força moderada (a) e força severa (b). (PETRYK, 2007)

A homogeneidade da microestrutura diminui e é refletida nas propriedades mecânicas, portanto alterando o comportamento do material (KATSUKI, 2007).

Considerando a grande gama de peças produzidas por conformação na fabricação de componentes mecânicos, o conhecimento do comportamento do material antes e após a deformação plástica é muito importante. De acordo com Katsuki (2007), a região da dobra obtida a partir da deformação plástica é considerada um ponto crítico do material, pois é ali que se concentram uma considerável parcela de mudanças nas propriedades do mesmo. A intensidade da dobra (Figura 4) vai produzir uma série de variações de propriedades para um mesmo material.

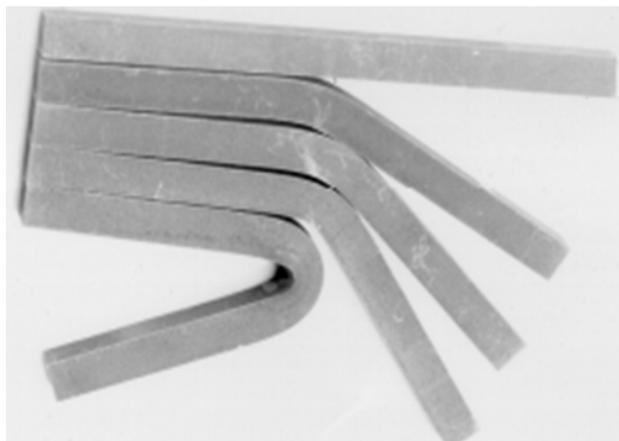


Figura 4 – Amostras com diferentes níveis de deformação. (CAPDEVILA, 2000)

Independente da intensidade da deformação e do ângulo de dobra observa-se que, em determinadas regiões das peças, próximas às extremidades, estas mantiveram praticamente as suas características originais. O mesmo não ocorre na região central, onde o efeito da deformação é mais sentido. Baseada nesta observação é possível delimitar um campo de estudo, a região da peça onde possivelmente se encontrarão os efeitos da deformação, como visto na Figura 5.



Figura 5 – Tira de aço deformado limitando o campo crítico da peça

Quando um material é deformado como na Figura 4, observa-se que a região externa à dobra é submetida à ação de tração, enquanto a região interna à condição de compressão (Figura 6). A estrutura apresenta considerável deformação nesta região, conseqüentemente, se presume que suas características mecânicas em relação às demais partes do material apresentam-se diferentes. Esta diferença está relacionada a uma condição que se denomina encruamento.

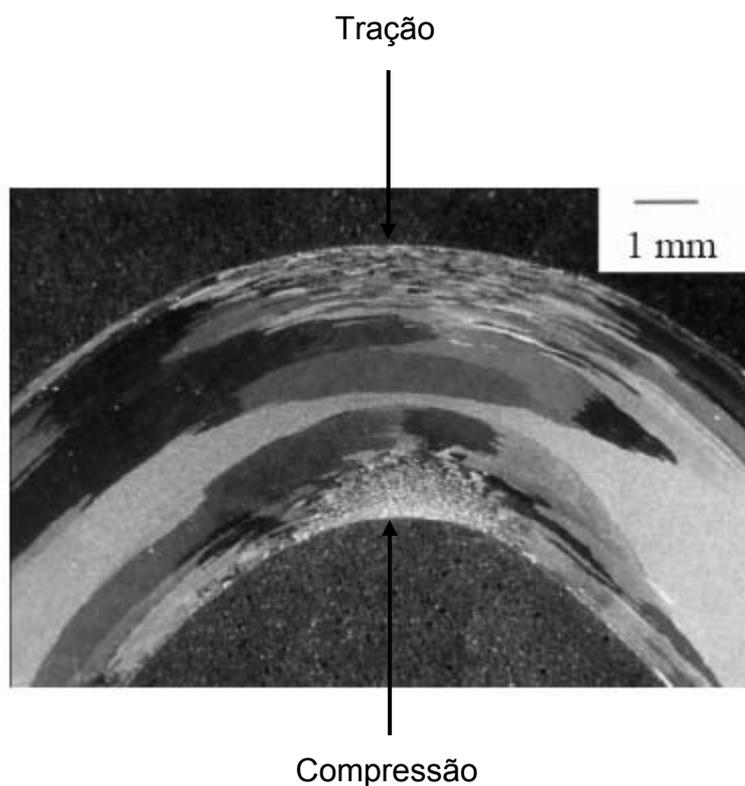


Figura 6 – Região de tração e compressão. Adaptado (CAPDEVILA, 2000)

3.1.2 Encruamento

A deformação plástica resultante do trabalho mecânico a frio, abaixo da temperatura de recristalização provoca o chamado encruamento, cujos efeitos são traduzidos por uma deformação da estrutura cristalina e modificação das propriedades mecânicas do material. Em processos de conformação plástica a frio, a maior parte da energia que é despendida para a realização do trabalho mecânico é dissipada em forma de calor e apenas frações de 2% a 10% desta energia permanecem dentro do reticulado cristalino na forma de defeitos. O armazenamento de energia é proporcional à densidade de discordâncias (PIEKOS, 2007). O grau de deformação plástica pode ser expresso em termos percentual de trabalho a frio (TF) através da expressão (1):

$$\%TF = \frac{A_o - A_d}{A_o} * 100 \quad \dots(1)$$

Onde:

%TF = O percentual de trabalho a frio

Ao = Área original

Ad = Área após deformação

A densidade e distribuição dos defeitos criados durante a deformação ocorrem tanto dentro de um grão como nos contornos dos grãos e depende de fatores como a estrutura cristalina; a natureza química e a pureza do metal; tamanho e forma dos grãos iniciais; as condições de deformação, ou seja, da temperatura e taxa de deformação, velocidade de deformação e sua energia de defeitos de empilhamento (EDE). (JONAS apud REIS, 1999; PADILHA, 2000)

3.1.3 Heterogeneidades de deformação na microestrutura do metal deformado

As principais heterogeneidades na distribuição de defeitos cristalinos são: bandas de transição, bandas de cisalhamento e maclas de deformação.

3.1.3.1 *Bandas de transição ou bandas de deformação*

Um mesmo grão pode sofrer rotações diferentes durante a deformação. Essa região de fronteira entre as duas partes do grão é chamada de banda de transição. O início da recristalização está associado às altas diferenças de orientação localizadas no reticulado e estas bandas são locais preferenciais para início de recristalização.

3.1.3.2 *Bandas de cisalhamento*

Sua ocorrência está associada a metais altamente deformados a frio, metais com granulação grosseira e predominância de deformações de compressão. Caracteriza-se por não se limitarem a um determinado grão, atravessando vários grãos. Como as bandas de transição,

são importantes para o início da recristalização.

3.1.3.3 *Maclas de deformação*

A maclação mecânica é uma deformação plástica que ocorre em situações em que a deformação plástica por deslizamento de planos se torna difícil. A maclação mecânica exige pequenos movimentos atômicos, porém coordenados. Maclas de deformação ocorrem em metais com estrutura cristalina CCC e HC a baixas temperaturas e a taxas elevadas de carregamento (cargas de impacto), condições as quais o processo de escorregamento está restrito.

3.1.4 Transformação produzida por deformação plástica

Além dos defeitos cristalinos já citados anteriormente, poderá ocorrer a formação de novas fases que irão influenciar na microestrutura durante a recristalização.

As propriedades modificadas pela deformação a frio podem ser revertidas, de certa forma, por um tratamento térmico de recozimento. A restauração é executada basicamente por dois processos, que ocorrem em determinadas temperaturas. Estes processos são: recuperação e recristalização. Ambos podem ser acompanhados por um crescimento de grão. (KANG; 2007)

3.1.5 Recuperação

Na recuperação, a densidade e a distribuição de defeitos de uma estrutura cristalina deformada resultam em uma liberação de energia. O início da liberação de energia de tensão se dá a partir de um recozimento em temperatura abaixo da temperatura de recristalização. A recuperação é associada com a aniquilação de discordâncias que podem acontecer pela reação entre discordâncias de sinais opostos.

Outro processo que acontece durante a fase de recuperação é chamado de poligonização, que é associada à reorganização de discordâncias. A força motriz para estes movimentos vem da energia de tensão das discordâncias que diminuem durante a poligonização. Como resultado da recuperação, nenhum grão novo é formado. O processo de recuperação é responsável pela diminuição da tensão. (BOGUSLAVSKY, 2003)

As mudanças microestruturais ocorridas na recuperação promovem uma restauração parcial das propriedades do material. Dentre os processos de recuperação a poligonização (Figura 7 (b)) é o que ocorre em temperaturas mais altas, como se vê na representação esquemática da Figura 7.

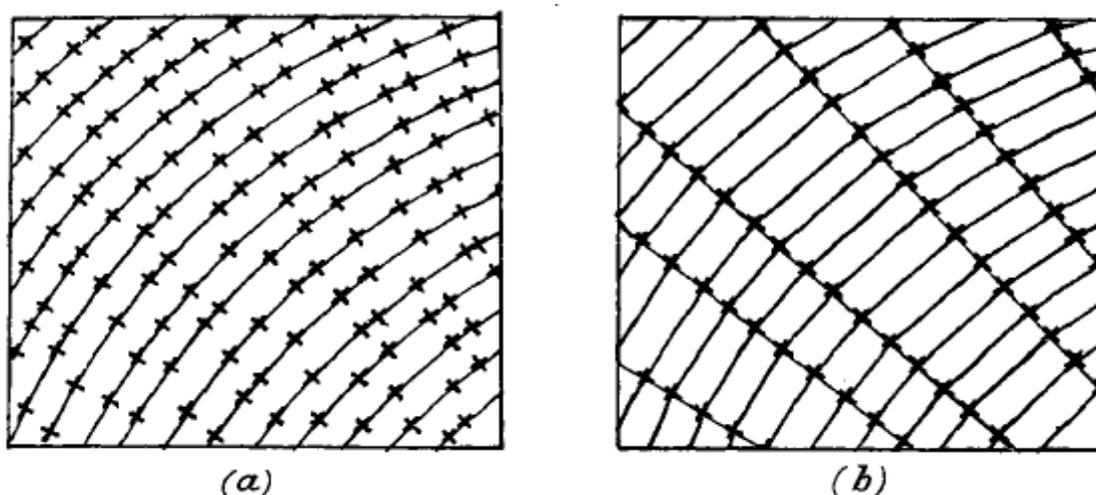


Figura 7 – Representação esquemática do processo de poligonização (a) cristal deformado (b) rearranjo das discordâncias após recozimento (poligonização). (CAHN,1950)

3.1.6 Recristalização

Considerando que o processo de recuperação tenha ocorrido completamente, os grãos ainda estarão com nível de energia de deformação consideravelmente alto. Para recuperar as propriedades de maneira adequada se faz necessária a recristalização que é obtida através da aplicação de um tratamento térmico de recozimento para uma amostra deformada plasticamente. É definido como o início da recristalização o mecanismo de rearranjo de discordâncias de modo a formar a região isenta de defeitos, ligado a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade e com isto capaz de migrar rapidamente de uma matriz encruada. (BUSSO, 1998)

O processo de recristalização ocorre, basicamente, para reduzir a energia armazenada durante a deformação (LEE, 1995). A recristalização dentro do material metálico deformado ocorre pela nucleação e subsequente crescimento de uma nova estrutura de grãos. (PIEKOS, 2007, BOGUSLAVSKY, 2003).

Desta forma, a recristalização processa a formação de uma nova microestrutura de baixa energia devido à reação no estado sólido. (BONTCHEVA, 2003).

A densidade de deformação é a força motriz para a recristalização que, em muitos casos, modifica de forma significativa as orientações da textura dentro do material, produzindo uma drástica mudança em suas propriedades físicas. (PIEKOS, 2007).

Assim, pode-se considerar que a chamada recristalização primária é baseada em um processo de formação de novos grãos livres de deformação, de grãos anteriormente deformados plasticamente em grãos de formato equiaxiais ou, em outras palavras, de formato tal que suas dimensões sejam aproximadamente iguais em todas as direções.

O estudo da recristalização torna-se uma ferramenta importante para a recuperação da estrutura do material. A recristalização produzirá nestes aços deformados uma estrutura diferente da obtida no processo de solidificação. A melhoria das propriedades dos aços baixo carbono passa pelo refinamento da microestrutura. (HUANG, 2002).

Para eliminar as deformações na rede cristalina não é necessário um tratamento com temperatura muito alta, considerando que neste caso não ocorra uma translação significativa de átomos. A deformação da rede é diminuída e com isto reduz a densidade dos deslocamentos, a tensão interna, a dureza, etc. A evolução da microestrutura durante o desenvolvimento e após o aquecimento dos materiais metálicos deformados tem importante relação com as propriedades mecânicas finais do produto. (MANSHADI, 2007; BELYAKOV, 2007)

A temperatura para recristalização de diversos materiais, mostra que entre a temperatura mínima de recristalização e de fusão existe uma dependência e que esta dependência é universalmente proporcional à pureza do metal. A temperatura de recristalização é definida como a temperatura a qual um metal com uma quantidade de deformação a frio vai se recristalizar dentro de uma hora. Normalmente esta temperatura pode ser calculada entre 0,3 a 0,7 vezes a temperatura de fusão. (BOGUSLAVSKY, 2003)

Quanto maior a pureza do metal, menor a temperatura de recristalização. Além disso, a temperatura mínima de recristalização também depende da deformação. Quanto maior o grau de deformação maior a facilidade de recristalização. A Figura 8 exemplifica a evolução desde a recuperação em um primeiro momento, a recristalização e o coalescimento.

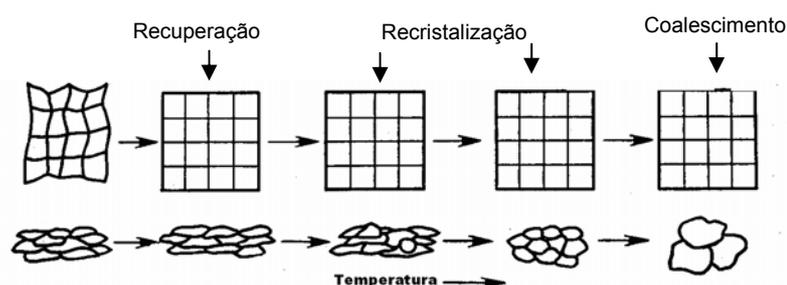


Figura 8 – Esquema de variação da estrutura de um metal com o aumento da temperatura. (GULIÁEV, 1977)

O processo de recristalização pode ocorrer em condições dinâmicas ou estáticas. (BACZYNSKI,1998)

Dois tipos de modelos são propostos para o desenvolvimento da estrutura durante a recristalização: os modelos de nucleação orientada e os de crescimento seletivo. Apesar de a nucleação orientada ser mais frequente, a ocorrência de um ou outro mecanismo depende da intensidade e da distribuição da deformação na estrutura. (ARAIZA, 2005).

3.1.6.1 Recristalização Dinâmica

A recristalização dinâmica ocorre em altas temperaturas. Durante o processo de deformação a quente, o material experimenta significativos efeitos em suas propriedades mecânicas. Os mecanismos de evolução da microestrutura incluem o aumento da dureza, recristalização e crescimento de grão (GANAPATHYSUBRAMANIAN, 2003).

A curva tensão versus deformação característica de um material que se recristaliza dinamicamente apresenta um pico de tensão, o qual, com o aumento da deformação, diminui para um valor intermediário entre o do início do escoamento plástico e o do pico como visto na Figura 9.

Com o encruamento, os grãos equiaxiais vão se alongando e a tensão passa por um máximo, mas antes de alcançar este pico, aparecem os primeiros núcleos nos contornos de grãos de baixos e altos ângulos. Quando a tensão alcança o estado estacionário, os grãos recristalizados são equiaxiais com tamanhos muito menores que os iniciais. (MANSHADI, 2007, KUC, 2006)

Compreender bem o mecanismo do refinamento dinâmico dos grãos de ferrita principalmente em aços baixo carbono durante a deformação a quente é importante para seu

uso prático na produção industrial. (EGHBALI, 2007). A interação entre o recozimento e a transformação da deformação e a dinâmica da recrystalização nos processos de deformação é benéfica para a formação de grãos finos de ferrita e perlita (SUN, 2002).

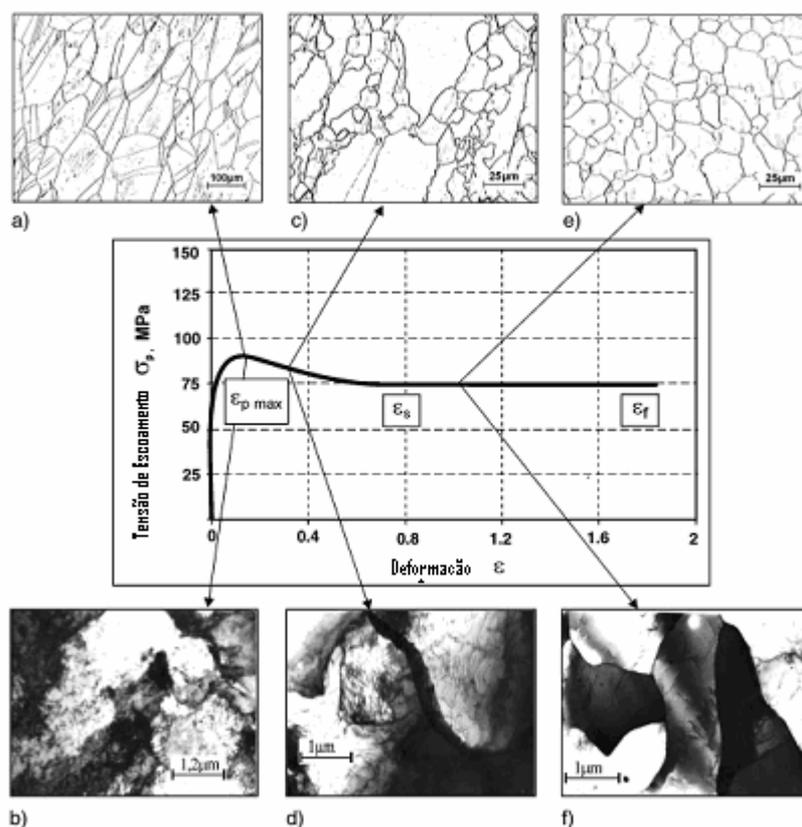


Figura 9 – Curva do pico de escoamento. (a) grãos deformados, (c) início dos núcleos de recrystalização, (e) os grãos recrystalizados. (KUC, 2006)

3.1.6.2 Recrystalização Estática

Após o término da deformação tem-se a recuperação estática que restaura o material até certa proporção, sendo que o seu amaciamento ou restauração total só ocorre através da recrystalização estática que elimina as discordâncias de forma coletiva, com a nucleação e crescimento de novos grãos livres de deformação. Uma vez que a recrystalização se inicia pela nucleação de novos grãos, é necessário um tempo de incubação e uma quantidade de energia armazenada maior que um certo valor crítico, que é característico de cada material. (MANSHADI, 2007).

Sendo assim, muitas peças são fabricadas a determinadas temperaturas com o

objetivo de que a estrutura se reorganize evitando o encruamento permanente. Quando se têm deformações plásticas, o movimento de discordâncias ao longo dos planos, resultado da deformação dos grãos, torna desordenada a estrutura cristalina que inicialmente estava presente. O encruamento é tanto maior quanto maior for a dificuldade das discordâncias caminharem e vencerem os campos de tensão gerados na rede cristalina pelas outras deformações anteriormente armazenadas. Esta deformação dos grãos tem forte influência nos vários parâmetros que definem a resistência deste material. Para alguns processos industriais o efeito do encruamento torna-se benéfico, porém, para muitos outros, estas deformações necessitam ser minimizadas na busca de uma estrutura homogênea para garantir a estabilidade das propriedades mecânicas. Como muitas peças apresentam uma sequência de deformações, as tensões causadas pelo encruamento vão se acumulando, dificultando cada vez mais o processo.

Para que isto não ocorra e se obtenha as propriedades mecânicas desejadas, os processos termomecânicos dos aços dependem do controle da composição química, da taxa de resfriamento, e da sequência de deformação (MAJTA, 2003). Nestes casos o controle da temperatura de deformação passa a ser um item de extrema importância em virtude do esforço empregado e do efeito sobre a estrutura resultante. O efeito do dobramento sobre o material implica em este absorver esta deformação sem apresentar fissuras.

Vários processos podem ser usados, cada um com suas particularidades, mas todos eles afetam as condições iniciais da estrutura metalográfica. A orientação da microestrutura depende da deformação (KANG, 2007), pois os grãos são alongados na direção da deformação (SONG, 2005). Pode-se observar na Figura 10, a diferença na estrutura dos grãos de um aço deformado por trabalho mecânico antes e após a deformação.

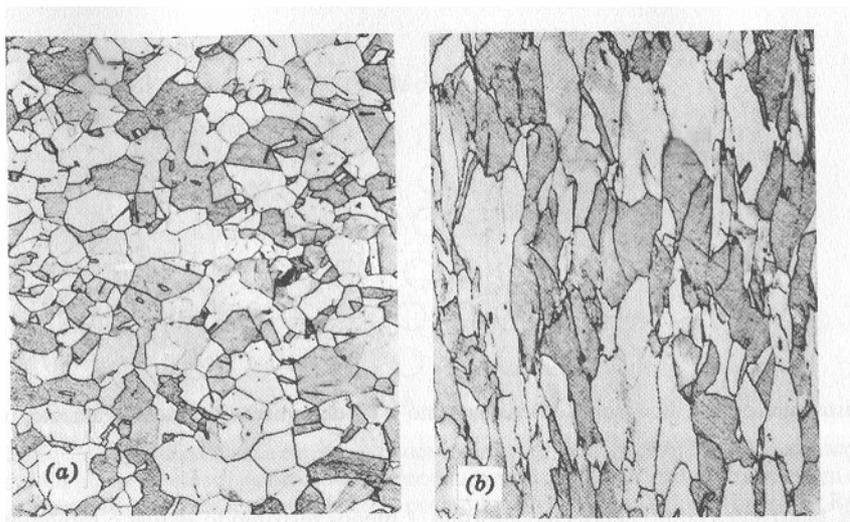


Figura 10 – Deformação de grãos após trabalho mecânico. (a) sem deformação (b) após a deformação. (CALLISTER, 2002)

É evidente que estas subestruturas têm significativa influência nas propriedades do material e, conseqüentemente, importante implicação na sua aplicação. No caso dos aços carbono comuns, o carbono, por ter influência na dureza do aço, deve ser sempre considerado na definição e escolha do processo de dobramento, além do que, o processo de dobramento produzirá um aumento da resistência do material às novas deformações. Considera-se também que quanto maior o percentual de carbono nos aços, mais alta será sua faixa de recuperação (BELADI, 2007).

As propriedades que se deseja de um material podem ser controladas e melhoradas por um entendimento da evolução da microestrutura (KANG, 2007). A morfologia lamelar da perlita e globular da cementita têm influência nas propriedades mecânicas, na usinagem, nos futuros tratamentos, na conformação e nas aplicações em componentes mecânicos (STOROJEVA, 2004).

As propriedades dos aços, tal como a resistência, dureza e ductilidade são caracterizadas não somente pela composição e volume de seus constituintes, mas também pela configuração microscópica da microestrutura que é produzida durante as transformações e tratamentos. Para um simples aço carbono comum ou um aço ligado, sabe-se que seus componentes podem exibir várias morfologias. Sua microestrutura consiste de austenita, ferrita, perlita, cementita e a fase martensita. A composição destas fases exibe várias morfologias que diretamente afetam as propriedades mecânicas do aço (YAMANAKA, 2007) Sendo assim é importante avaliar o comportamento dos constituintes do aço nos processos que envolvam deformação.

Os aços baixo carbono são aqueles que apresentam o valor do carbono não superior a 0,3%. Muitas pesquisas procuram analisar efeitos dos dobramentos nestes aços. A sua resistência limitada é um obstáculo para o desenvolvimento da aplicação do seu potencial (HUANG, 2002). Desta forma a atenção aos aspectos referentes à estrutura passa a ser muito relevante para minimizar mudanças de propriedades.

As deformações plásticas aumentam a instabilidade estrutural dos metais, então é importante que este retorne a uma estabilidade. A fabricação de componentes por deformação parte de materiais que em muitos casos já passaram por um processo mecânico, como no caso das chapas e tiras laminadas. O estudo do processo anterior é importante no momento em que as deformações irão modificar uma estrutura já deformada por um processo mecânico. Desta forma o conhecimento prévio leva a um histórico do material e conseqüentemente à uma melhor qualidade no produto final.

Em geral é desejável que as propriedades dos materiais possam ser controladas e melhoradas através do conhecimento da evolução da microestrutura, dos processos de controle do crescimento dos grãos, controle através da migração de grãos e os limites de difusão dos grãos (CHEN, 2002).

Quando o metal se solidifica inicia-se a formação dos grãos. A velocidade de resfriamento, a formação dos núcleos de resfriamento e os efeitos dos nucleantes serão decisivos para a formação, distribuição e tamanho dos grãos. Para que ocorra uma reorganização, um efeito tem que ser marcante: a deformação mecânica. Os cristais plasticamente deformados têm mais energia que os cristais não deformados, pois estão cheios de discordâncias e outras imperfeições.

As mudanças na microestrutura que surgem durante o recozimento de um metal deformado a frio são conduzidas através do decréscimo da energia armazenada devido à deformação plástica. O decréscimo da energia é causado por um mecanismo de rearranjo e aniquilação dos defeitos cristalinos.

Os principais condutores das mudanças são:

- a) reação entre defeitos puntiformes e a sua diminuição;
- b) aniquilação de discordância de sinais opostos e encolhimento dos anéis de discordâncias;
- c) rearranjo de discordâncias de modo a formar configurações de baixa energia;
- d) formação de contornos de alto ângulo;
- e) absorção de defeitos puntiformes e discordâncias por contorno de alto ângulo em migração;

f) redução da área total de contornos de grãos.

Os processos (a), (b), (c) e (d) são definidos como de recuperação e os processos (e) e (f) como recristalização e crescimento de grãos, respectivamente. Como a distribuição dos defeitos cristalinos é geralmente heterogênea, cada região pode passar por uma sequência de mudanças microestruturais em tempos diferentes. (HAESSNER apud RIOS, 2005)

3.1.7 Recristalização Primária (Nucleação)

A recristalização chamada de primária é definida por nucleação e crescimento subsequente de novos grãos na matriz deformada. (BUNGE, 1996)

O termo nucleação pode ser usado com o começo da recristalização. A nucleação de novos grãos acontece preferencialmente onde a deformação local é maior, ou seja, nos contornos de grão, bandas de deformações e inclusões.

O processo de nucleação é ativado termicamente e necessita de um tempo de incubação antes que os núcleos venham a ser detectados. Foram propostos três diferentes mecanismos de nucleação para a recristalização estática (BECK, 1949)

3.1.7.1 *Migração de contornos de alto ângulo induzida por deformação;*

Este mecanismo envolve a migração de um contorno de grão pré existente para o interior de um grão mais deformado, criando uma região livre de defeitos. (BECK e SPERRY apud RIOS, 2005), conforme visto na Figura 11.

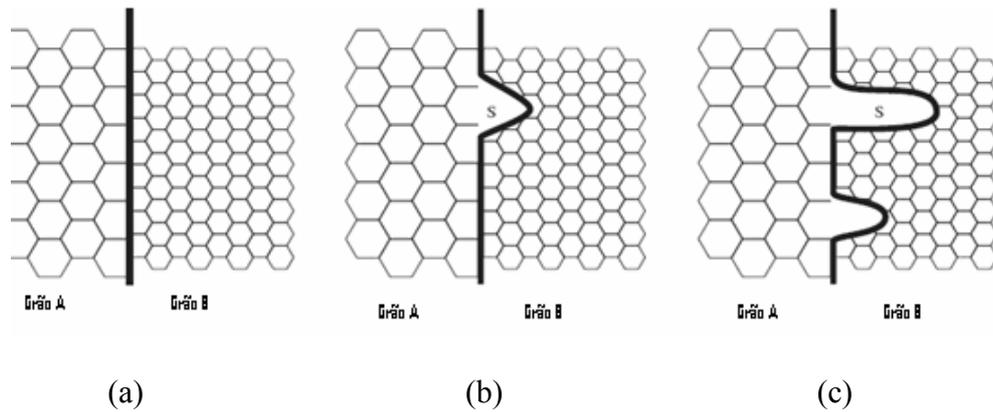


Figura 11 – Representação esquemática da nucleação por migração de contornos induzida por deformação. (a) condições para a ocorrência da migração (b) migração (c) formação de região livre de defeitos (RIOS 2005)

A condição para que o processo possa ocorrer é o balanço energético favorável entre a redução de energia armazenada devido à eliminação de defeitos e o aumento da superfície total do contorno de grão (RIOS, 2005) observado na Figura 12.

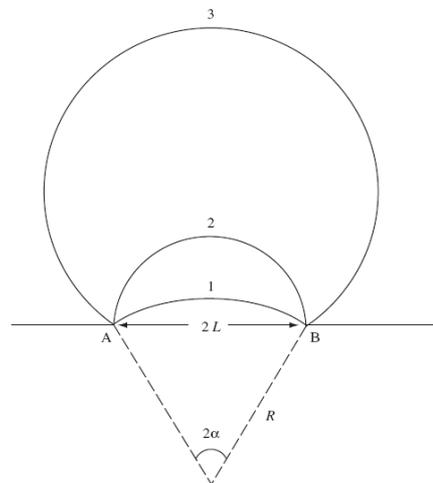


Figura 12 – Modelo para processo de migração de contornos de grão induzida por deformação mostrando os sucessivos estágios de migração (RIOS 2005).

A condição de crescimento é definida pela fórmula (2) (RIOS, 2005):

$$L > \frac{2 \cdot y}{\Delta E} \quad \dots(2)$$

Onde:

y= Energia de superfície do contorno de grão por unidade de área

E= Energia liberada devido ao decréscimo de defeitos

3.1.7.2 Nucleação por migração de contornos de baixo ângulo (Subcontornos)

O modelo foi sugerido independentemente por Beck (1949) e Cahn (1950) é geralmente citado com “Modelo CAHN-COTTRELL”. Este modelo é baseado no fenômeno da poligonização onde são formadas regiões com baixa densidade de discordâncias circundadas por subcontornos.

Quando da formação do subgrão, este cresce sobre seus vizinhos por migração de seus subcontornos assistida termicamente. A redução da energia armazenada é dada pela eliminação e rearranjo de defeitos da microestrutura. O subcontorno em migração absorve as discordâncias, ampliando sua diferença de orientação, sua energia e sua mobilidade até que se transforme em um contorno de alto ângulo, caracterizando a nucleação (RIOS, 2005). A Figura 13 ilustra esquematicamente o mecanismo de recristalização por migração de subgrão.

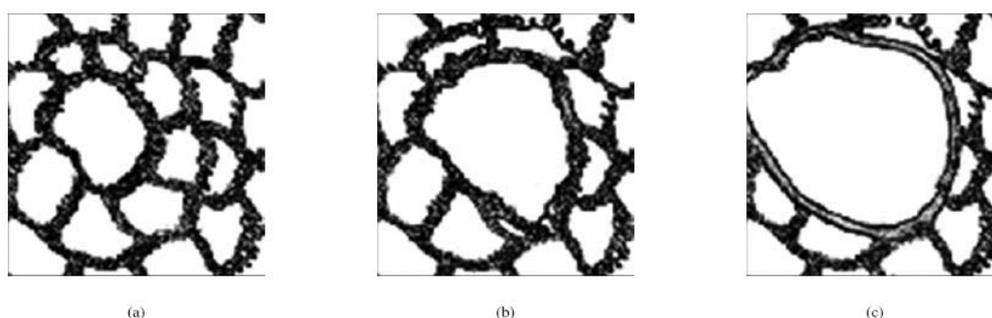


Figura 13 – Nucleação e recristalização de grãos partindo para um subgrão. (a) subestrutura inicial (b) aumento do subgrão maior sobre os outros menores (c) uma área livre de defeitos associado a um contorno de alto ângulo que está sendo formado (RIOS 2005)

3.1.7.3 Nucleação por coalescimento de subgrãos

Segundo Rios: o modelo foi postulado em 1948 por Smith e estudado por Hu em 1962. Em monocristais Li em 1962, analisou o processo do ponto de vista cinético termodinâmico e concluiu ser um processo dinâmico. Posteriormente, Doherty e Szpunar, em 1984, mostraram o coalescimento de subgrão em temperaturas menores $0,65T_f$ podendo ser um processo cineticamente viável. Através de observações por microscopia eletrônica de transmissão foi mostrada por Jones, em 1979, a ocorrência de coalescimento de subgrãos em alumínio. (RIOS, 2005).

Baseando-se no coalescimento de dois subgrãos vizinhos o que equivale a uma

rotação, tornando seus reticulados cristalinos coincidentes. Um núcleo é formado pela rotação de um subgrão de tal forma que a sua desorientação com os grãos vizinhos diminui, e desaparecem os contornos comuns entre eles. Isto é acompanhado pela criação de contornos de alto ângulo (LI apud RIOS, 2005). A Figura 14 (a) mostra a estrutura original antes do coalescimento, a Figura 14(b), a rotação do subgrão (CDEFGH), a Figura 14 (c), a estrutura dos subgrãos logo após o coalescimento e a Figura 14 (d), a estrutura final após alguma migração de subcontornos. Desta forma o grande grão composto é formado por uma sucessão de rotações-coalescências, eventos desestabilizantes de todos os grãos circunvizinhos, e subsequentes dominam o crescimento de grãos porque consome grãos. (HASLAM, 2001).

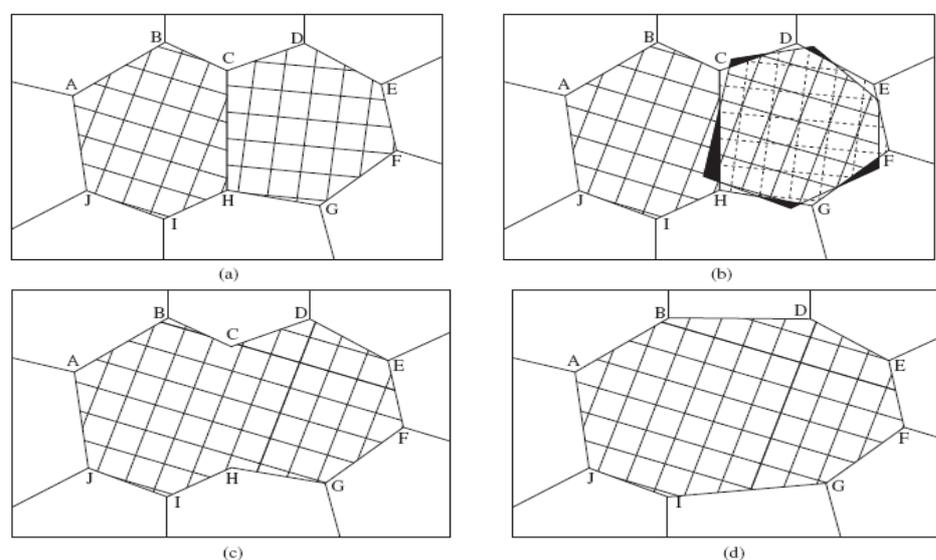


Figura 14 – Coalescimento de dois subgrãos por rotação de um deles. (Rios 2005)

O coalescimento é um mecanismo que promove crescimento de subgrão, eliminação de subcontornos (diminuindo a energia armazenada) e alteração das diferenças de orientação entre o grupo que sofreu coalescimento e os subgrãos vizinhos. O aumento dessas diferenças de orientação leva ao aparecimento de um contorno de grande ângulo capaz de migrar com alta velocidade, constituindo um núcleo de recristalização (RIOS, 2005). Li, Rios e Haslam mostram respectivamente o coalescimento por rotação (Figura 14), a formação esquemática da formação de um grão recristalizado (Figura 15) e a eliminação de duas junções de triplo por uma única rotação-coalescência, o formato (a) antes da coalescência e (b) depois da coalescência de grãos (Figura 16).

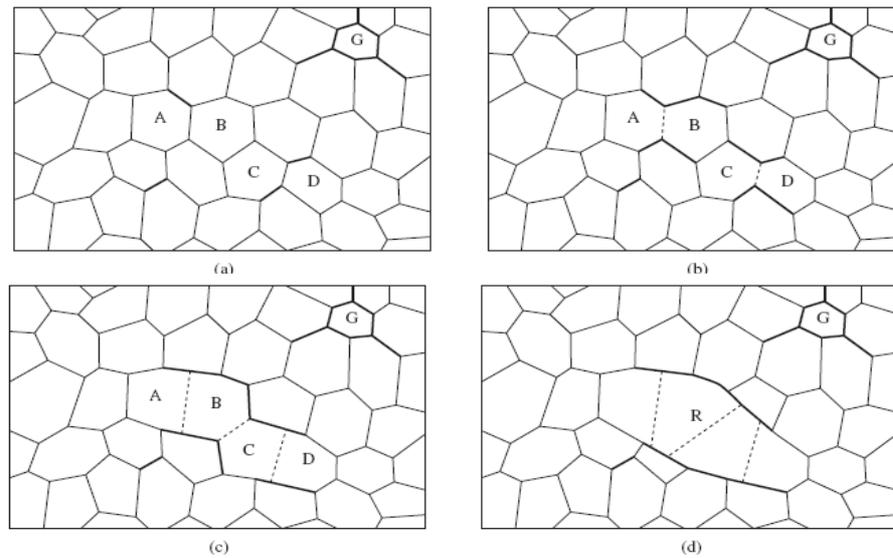


Figura 15 – Representação esquemática da formação de um grão recristalizado. (RIOS 2005).

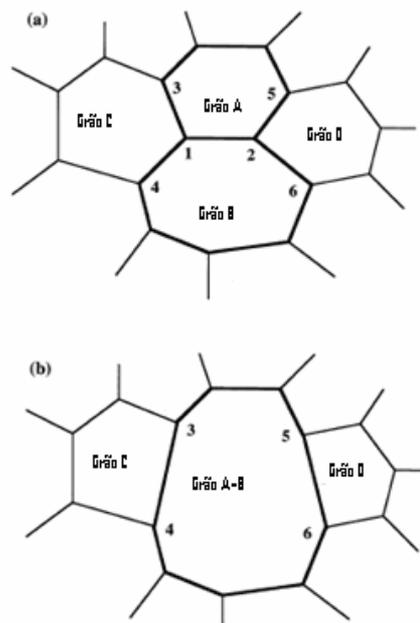


Figura 16 – Representação esquemática da formação de um grão recristalizado (HASLAM 2001).

3.1.8 Crescimento de grãos e recristalização Secundária

Após o estágio de recristalização estar completado, certos grãos continuam a crescer à custa de outros cristais. (BOGUSLAVSKY, 2003). O crescimento de grão é um processo pelo qual o tamanho de grão de um material aumenta. A evolução da microestrutura

durante o crescimento de grão acontece pela migração dos contornos do grão no sentido do centro de curvatura, a força motriz é fornecida pela diminuição da energia associada com a diminuição do comprimento do contorno de grão. Em geral, os contornos de grão migram em uma gama ampla de velocidades, que dependerá tanto da magnitude da força motriz e da mobilidade do contorno de grão (dependendo da temperatura e as concentrações de impurezas). (CHEN, 2002).

Com o término da recristalização primária tem-se uma matriz constituída basicamente de grãos pequenos. Com o aumento da temperatura ou o aumento do tempo de permanência em uma temperatura acima da recristalização, esta condição propicia o crescimento do grão. O crescimento espontâneo é determinado por uma tendência do sistema em diminuir as reservas de energia interna. Como os grãos crescem em tamanho, o número deles diminui, a área de limite de grãos diminui e a energia de superfície total é baixada. (BOGUSLAVSKY, 2003).

O crescimento de grãos é o aumento contínuo do tamanho médio dos grãos, já a recristalização secundária é o crescimento acentuado de alguns grãos. Os fatores que podem promover a recristalização secundária são as heterogeneidades do tamanho de grão, a dispersão de partículas, a textura pronunciada e a espessura da amostra. (PADILHA, 1996).

Em geral, as propriedades desejáveis dos materiais podem ser controladas e melhoradas por uma compreensão da evolução da microestrutura em processos que envolvem o crescimento de grãos. (CHEN, 2002).

3.1.9 Leis da recristalização

Ledebur, em 1898, constatou que o tamanho de grão após a recristalização era tanto maior, quanto maiores fossem a temperatura e o tempo de recozimento. Esta afirmativa viria a ser incluída em 1952, nas chamadas “Leis de Recristalização” de Burke e Turnbull, que sintetizaram o conhecimento disponível sob a recristalização (PADILHA, 1996):

- a) Para que a recristalização ocorra, é necessária uma deformação mínima;
- b) Quanto menor o grau de deformação, mais alta é a temperatura para o início da recristalização;
- c) Quanto mais longo o tempo de recozimento, menor é a temperatura necessária para a ocorrência da recristalização;

- d) O tamanho de grão final depende (fortemente) do grau de deformação e (fracamente) da temperatura de recozimento. Quanto maior o grau de deformação e/ou menor a temperatura de recozimento, menor será o tamanho de grão final;
- e) Quanto maior o tamanho de grão original, maior é o grau de deformação necessário para que a recristalização se complete no mesmo tempo e temperatura de recozimento;
- f) O grau de redução necessário para se obter um mesmo endurecimento por deformação (encruamento) aumenta com o aumento da temperatura de deformação. Para um dado grau de redução, quanto maior a temperatura de deformação, maior é a temperatura de recristalização e maior é o tamanho de grão final;
- g) O aquecimento continuado após o término da recristalização causa crescimento de grão.

Pode-se considerar que a deformação é a força motriz para recristalização. Considerando a grande quantidade de peças fabricadas a frio é de se esperar que se busque a necessidade de recuperar propriedades. A recristalização é uma das formas de recuperação da estrutura encruada. Para fazer uma recristalização em peças dobradas a frio, um dos caminhos é aplicar um tratamento térmico denominado recozimento.

3.2 Tratamento Térmico de Recozimento

De acordo com ABNT NBR NM 136/2000, o recozimento é um tratamento que consiste em um aquecimento até a temperatura de recozimento, manutenção desta temperatura, seguido de um resfriamento lento especialmente através da zona de transformação. Pode se destinar a vários objetivos, dentre os quais se pode citar a eliminação de defeitos estruturais de uma deformação plástica a frio.

Ainda de acordo com ABNT NBR NM 136/2000 o recozimento em temperatura máxima alcançada é superior ao intervalo $A_1 - A_3$ ou $A_1 - A_{cm}$ ou está dentro do intervalo crítico (recozimento hipercrítico ou intercrítico respectivamente). Também os realizados abaixo A_1 os chamados subcríticos. No caso do tratamento térmico para o recozimento em

aços, é importante conhecer o diagrama de equilíbrio ferro-cementita e suas fronteiras entre as fases identificadas como A_1 , A_3 e A_{cm} .

Os recozimentos podem ser:

- a) Recozimento de homogeneização;
- b) Recozimento de regeneração;
- c) Recozimento de grão grosso;
- d) Recozimento para alívio de tensões;
- e) Recozimento de restauração;
- f) Recozimento de recristalização.

Este último é efetuado acima de uma temperatura cuja especificação depende do tipo de aço, geralmente de baixo carbono deformado a frio, com o objetivo de substituir a estrutura distorcida ou endurecida por um trabalho mecânico, por uma nova estrutura recristalizada com grãos poligonais. (ABNT, 2000)

Considerando a condição definida pela norma, é fundamental identificar a temperatura para o recozimento de recristalização. A temperatura é determinada de acordo com o tipo de recozimento e da composição química. Com este dado é possível iniciar a construção de um ciclo térmico, como mostrado na Figura 17. Muitas experiências são realizadas com o objetivo de pesquisar o efeito não só da temperatura, mas também do efeito das deformações do material no momento da recristalização. Desta forma a definição dos parâmetros que envolvem um ciclo térmico torna-se importante para busca da recristalização.

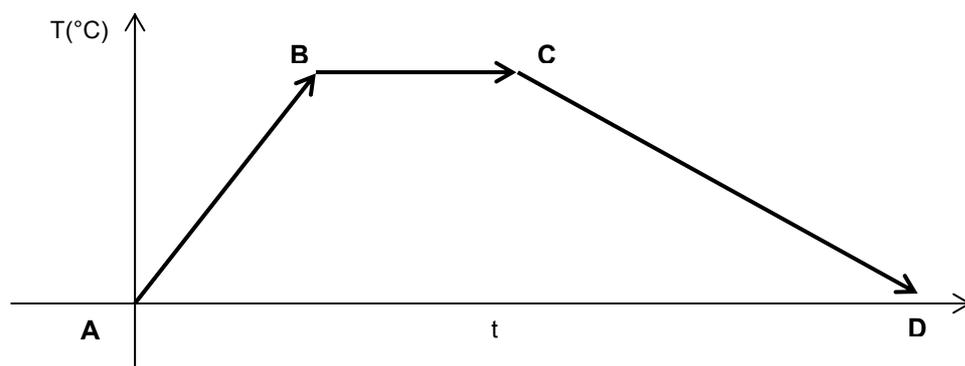


Figura 17 – Diagrama do Ciclo térmico

Onde:

A = estado inicial da estrutura da amostra;

\overline{AB} = rampa de subida;

B = temperatura de tratamento;

\overline{BC} = tempo à temperatura;

\overline{CD} = rampa de descida;

D = estado final da estrutura da amostra.

4 METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para conduzir o experimento e atingir o objetivo, foi elaborado um fluxograma determinando a sequência de operações a serem realizadas.

4.1 Metodologia

As características mecânicas de um aço dependem principalmente de sua estrutura. Sendo assim, variando a estrutura metalográfica de um aço por meio de ações mecânicas e tratamentos térmicos é possível variar suas propriedades mecânicas.

Analisando a diversidade de peças fabricadas em aço por deformação a frio e considerando que estas deformações irão produzir efeitos na estrutura destes aços, fica clara a necessidade de analisar os efeitos destas mudanças em relação às suas propriedades. A grande maioria destas peças é fabricada em aços de baixo carbono, destacando-se o aço ABNT 1020. Sendo assim, ao estudar a influência do recozimento na recuperação e recristalização de tiras de aço baixo carbono dobradas por trabalhos mecânicos a frio, optou-se em analisar o aço ABNT 1020.

4.2 Fluxograma

Foi criado um procedimento para a realização do experimento, que foi realizado em várias etapas. Este procedimento foi esquematizado num fluxograma. (Figura 18)

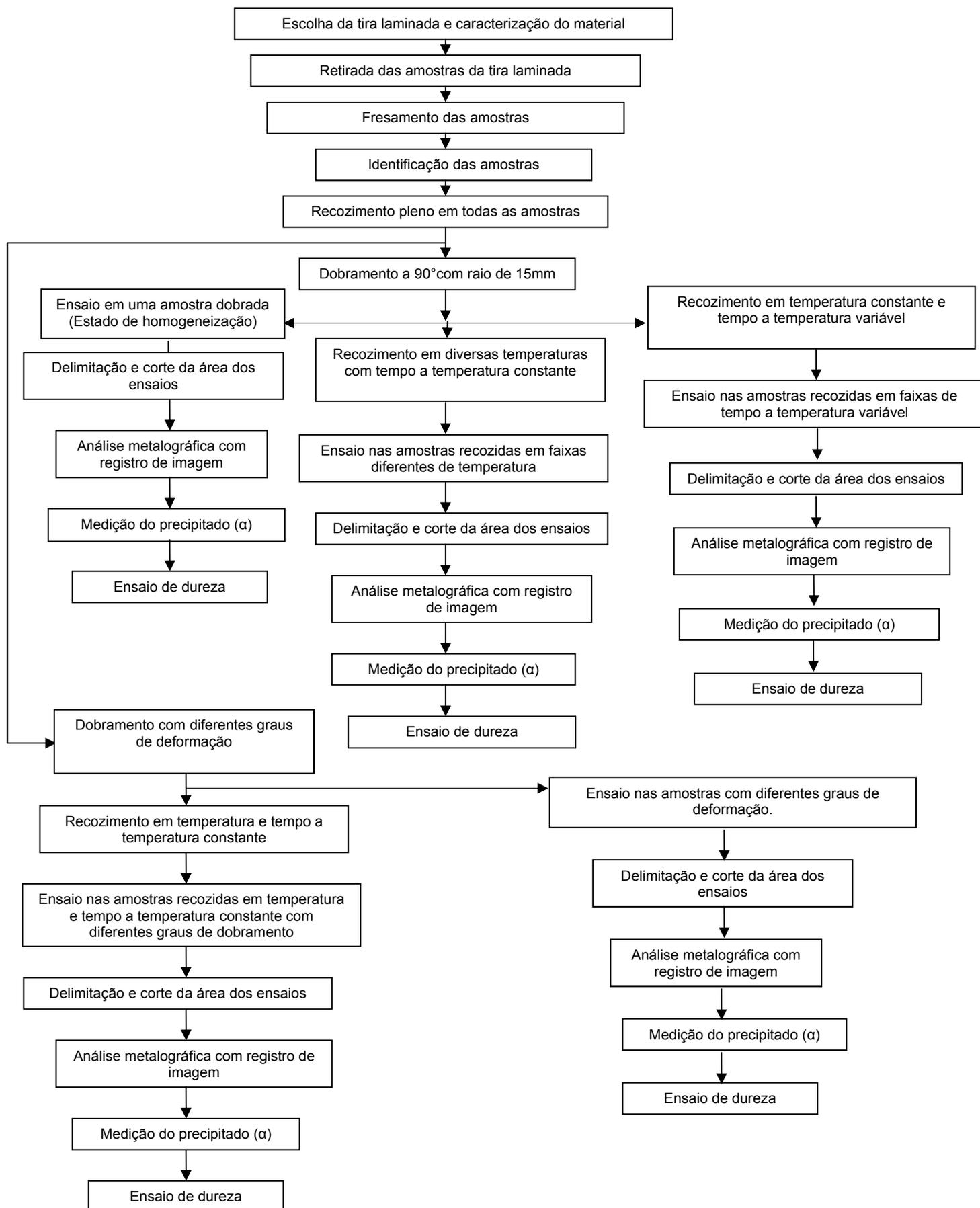


Figura 18 – Fluxograma do Procedimento

4.3 Procedimento experimental de acordo com fluxograma

As seções seguintes descrevem as principais etapas do procedimento representado pelo fluxograma.

4.3.1 Escolha da tira laminada e caracterização do material:

Considerando a grande quantidade de peças fabricadas por conformação mecânica na indústria metal-mecânica ser de aço ABNT 1020 na forma de perfilados, o material utilizado no experimento foi uma tira de aço ABNT 1020, chato de 6,3mm x 38,1mm x 6m, com a seguinte composição química (% em peso) vista na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço ABNT 1020 usado no experimento (% em peso)

C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	W	Fe
0,182	0,427	0,019	0,008	0,019	0,019	0,001	0,020	0,069	0,008	0,007	99,221

4.3.2 Retirada das amostras da tira laminada, fresamento e identificação:

Da tira, foram cortadas 14 amostras de 250mm com uma tolerância de +/-2mm. Após o corte, as peças foram fresadas na face com dimensão 38,1mm (Largura) Figura 19 com medida de aproximadamente 25mm+/-0,5mm e identificadas com números conforme Figura 20

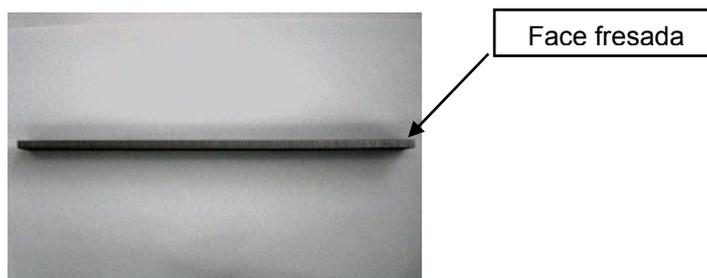


Figura 19 – Tira cortada e fresada

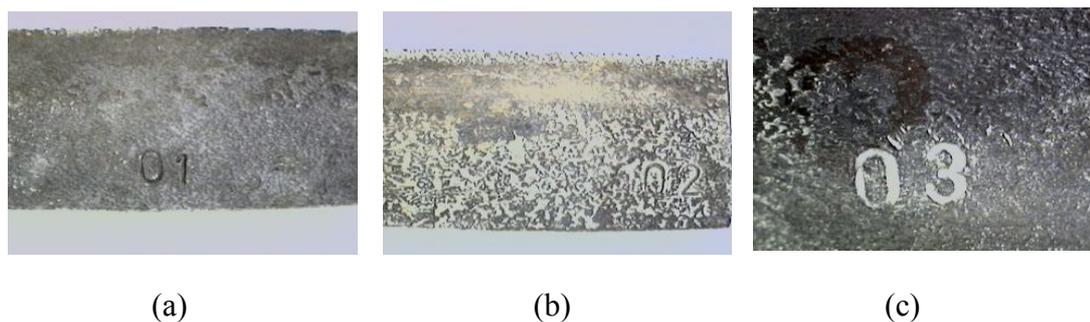


Figura 20 – Identificação das amostras (a) Amostra 01; (b) Amostra 02; (c) Amostra 03

4.3.3 Recozimento pleno de todas as amostras (homogeneização):

As 14 amostras foram colocadas na posição vertical, distantes 10 mm umas das outras em forno tipo Mufla, sem controle de atmosfera, a temperatura foi monitorada por um sensor termopar no interior do forno em conjunto com um controlador digital. O tratamento de recozimento realizado seguiu o ciclo térmico (Figura 21) com os seguintes parâmetros:

Temperatura: 870°C ;

Rampa de subida: $3,7^{\circ}\text{C}/\text{min}$;

Tempo à temperatura: 15min;

Resfriamento no forno: 27h.

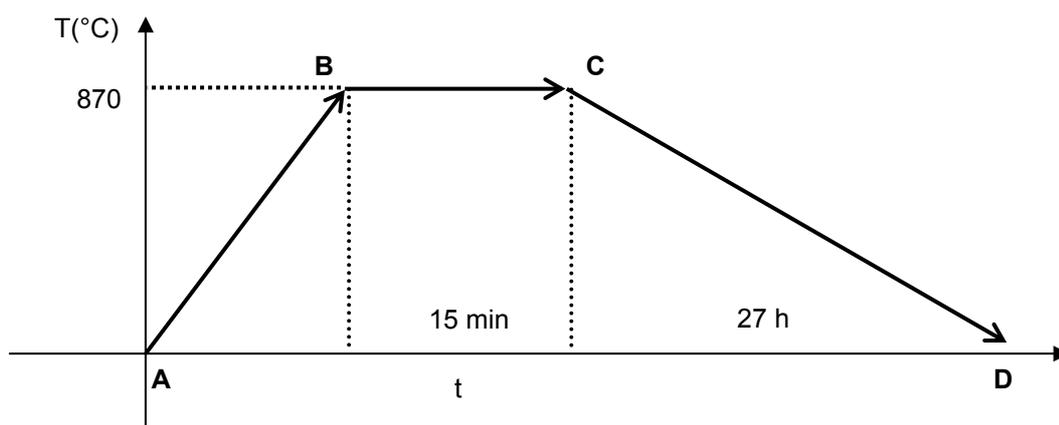


Figura 21 – Diagrama do Ciclo térmico

4.3.4 Dobramento e corte com a delimitação da área do ensaio

Uma vez homogeneizadas, as amostras foram retiradas do forno e dobradas com os seguintes ângulos mostrado na Tabela 2:

Tabela 2 – Graus de deformação das amostras

Identificação	Ângulo de Dobramento
01 – 02 – 03 – 04 – 05 – 06 – 07 – 08	90° com raio de 15 mm
09 – 10	90° com raio de 10 mm
11 – 12	60°
13 – 14	30°

Como a região da dobra obtida a partir da deformação plástica é considerada um ponto crítico do material, pois concentra uma considerável parcela de mudanças das propriedades em comparação com o material original, o experimento se concentrou no estudo dessa região.

Depois de dobradas, as amostras foram cortadas a partir do centro, de acordo com cada etapa do fluxograma, sendo este corte realizado com um afastamento para cada lado de 25mm (tolerância de +/- 2mm) como visto no exemplo da Figura 22. Este procedimento para corte foi utilizado como padrão para todas as etapas do experimento. As amostras depois de dobradas e cortadas de acordo com as etapas do fluxograma são vista na Figura 23.

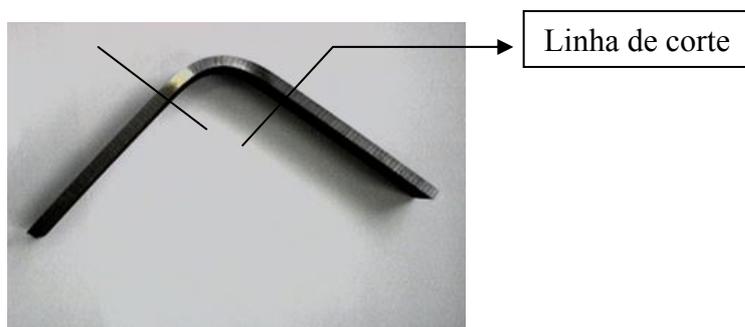


Figura 22 – Linha de corte

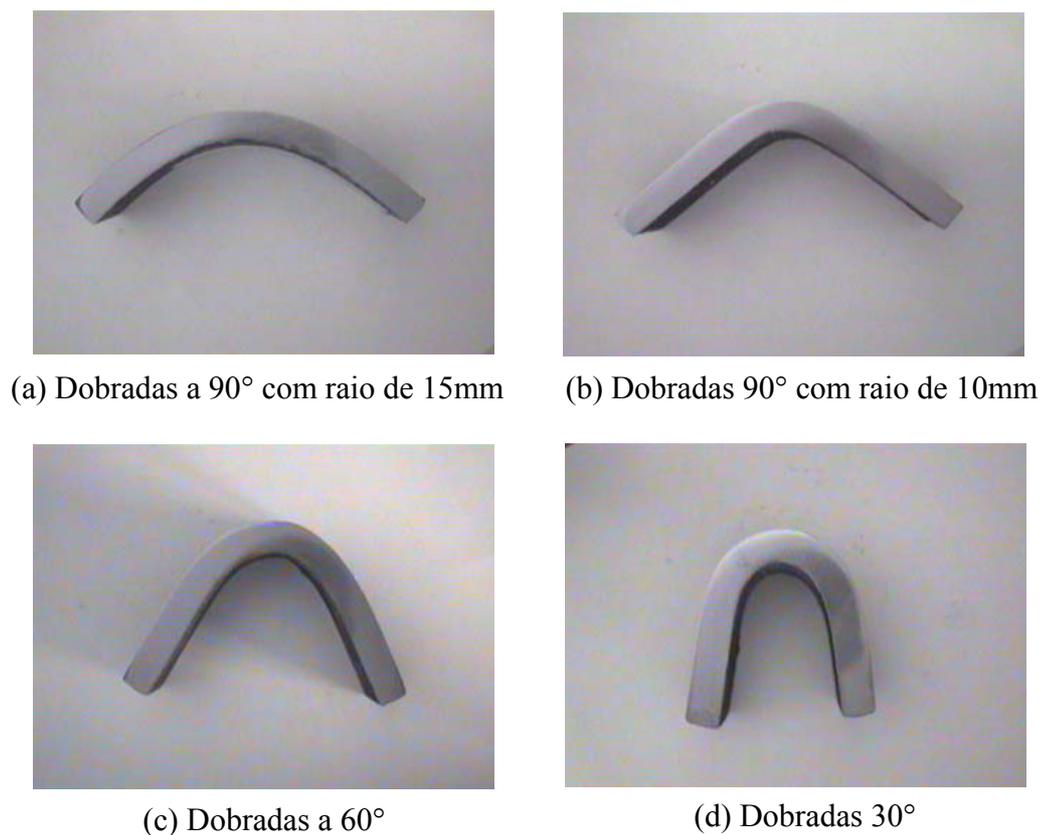


Figura 23 – Amostras dobradas e cortadas

As amostras dobradas apresentaram o formato semelhante ao apresentado pela Figura 24. Observa-se que a região interna da dobra, indicada por “prfi”, foi submetida à ação da compressão enquanto a região externa, indicada por “prfe”, foi submetida à tração. As indicações “prfi” e “prfe” foram usadas como padrão em todas as etapas do experimento.

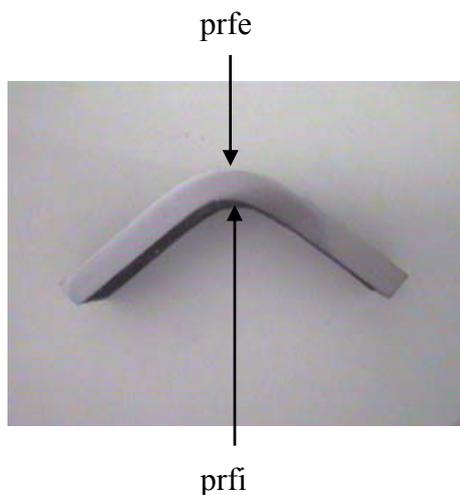


Figura 24 – Indicação das regiões de compressão e tração.

4.3.5 Análise metalográfica com registro de imagem

Na borda fresada, foram realizadas análises metalográficas com microscópio óptico com o registro de imagem na área de compressão (prfi) e tração (prfe). As imagens foram registradas e nominadas de acordo com os parâmetros empregados no tratamento. A Figura 25 apresenta a imagem de uma das amostras nominada 01-prfi-nital 2%-200x. Como este padrão de nome foi utilizado em todas as amostras produzidas durante o experimento, para melhor compreensão, segue uma legenda que permite conhecer o significado das indicações mostradas:

- 01 – amostra número 01;
- 200x – ampliação do microscópio;
- Nital 2% – tipo de ataque;
- Prfi – região de compressão da amostra ou
- Prfe – região de tração da amostra.

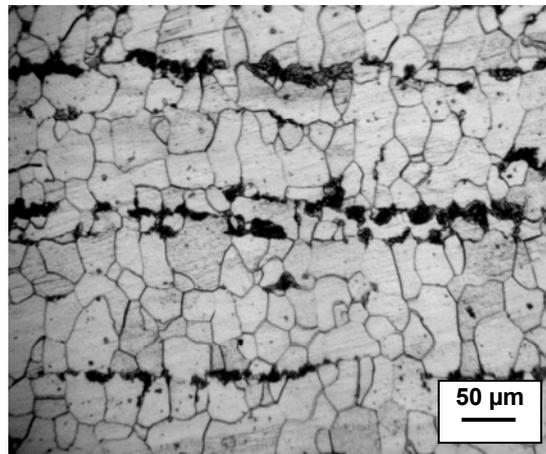


Figura 25 – Imagem metalográfica da amostra 01-prfi-nital 2%-200x

A amostra apresenta a matriz constituída por grãos claros de ferrita (precipitado (α)) e grãos escuros de perlita, sendo esta disposta em bandas.

4.3.6 Medição do tamanho médio do precipitado (α)

A medição do tamanho médio do precipitado (α) foi realizada por meio de uma linha teste na ocular do microscópio de valor conhecido e aplicado à norma ABNT – NB 1323/1990. Este procedimento para medição do tamanho médio do precipitado (α) foi utilizado com padrão para todas as etapas do experimento.

4.3.7 Ensaio de dureza:

Rockwell B foi o ensaio de dureza adotado no experimento de acordo com a norma ABNT NBR NM 146-1/1998. O ensaio foi aplicado em cinco pontos distribuídos próximos da região central (Figura 26). Este procedimento para ensaio de dureza é utilizado com padrão para todas as etapas do experimento.

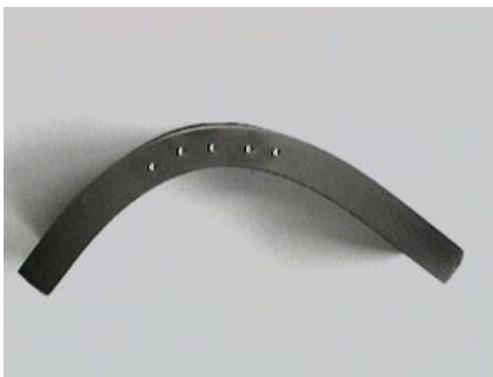


Figura 26 – Pontos utilizados no ensaio de dureza Rockwell B

4.3.8 Recozimento em temperaturas variáveis

Quatro amostras dobradas a 90° com raio de 15 mm (02, 03, 04 e 05) foram colocadas dentro do forno na posição vertical e aquecidas a temperaturas variáveis com tempo à temperatura constante de 15min. A amostra 02 foi aquecida a 400°C com uma rampa de subida de 3,7°C/min com tempo à temperatura de 15min, seguido de um resfriamento no

forno por 12h. As demais amostras utilizaram a mesma rampa de subida de $3,7^{\circ}\text{C}/\text{min}$ com tempo à temperatura de 15min, mas foram tratadas individualmente em razão das diferentes temperaturas a que foram submetidas conforme os parâmetros indicados na Tabela 3.

Tabela 3 – Parâmetros do tratamento para a primeira fase do experimento

Número da amostra	Temperatura [°C]	Tempo de resfriamento [h]
02	400	12
03	500	15
04	600	18
05	700	21

4.3.9 Recozimento a 600°C com tempo à temperatura variável.

Três amostras dobradas em 90° com raio de 15 mm (06, 07 e 08) foram aquecidas à mesma temperatura a que foi submetida a amostra 04 (600°C) com a mesma rampa de subida de $3,7^{\circ}\text{C}/\text{min}$. com tempo à temperatura de 30min, 45min e 60min respectivamente. Cada uma das amostras foi colocada individualmente no forno na posição vertical, em razão dos diferentes tempos à temperatura e permaneceram 18h em resfriamento no forno.

4.3.10 Recozimento em amostras com diferentes graus de deformação com a aplicação de um mesmo ciclo térmico.

As amostras 10, 12 e 14 com ângulo de dobramento de 90° (raio de 10 mm), 60° e 30° respectivamente, foram colocadas no forno na posição vertical, aquecidas a 600°C com rampa de subida de $3,7^{\circ}\text{C}/\text{min}$ com tempo à temperatura de 45 min, seguido de um resfriamento no forno por 18h.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Primeira etapa do experimento:

A amostra 01 foi usada como referência nas comparações dos efeitos do tratamento térmico aplicado às demais amostras utilizadas nesta etapa (02, 03, 04 e 05) conforme descrito no capítulo 4. A Figura 27 mostra a microestrutura da amostra 01 na região de compressão (a) e tração (b).

As imagens metalográficas da amostra 01 apresentam grãos claros de ferrita (precipitado (α)) e grãos escuros de perlita, sendo esta disposta em bandas. Observa-se que a estrutura apresenta sua matriz no estado deformado em função do encruamento ao qual a amostra foi submetida.

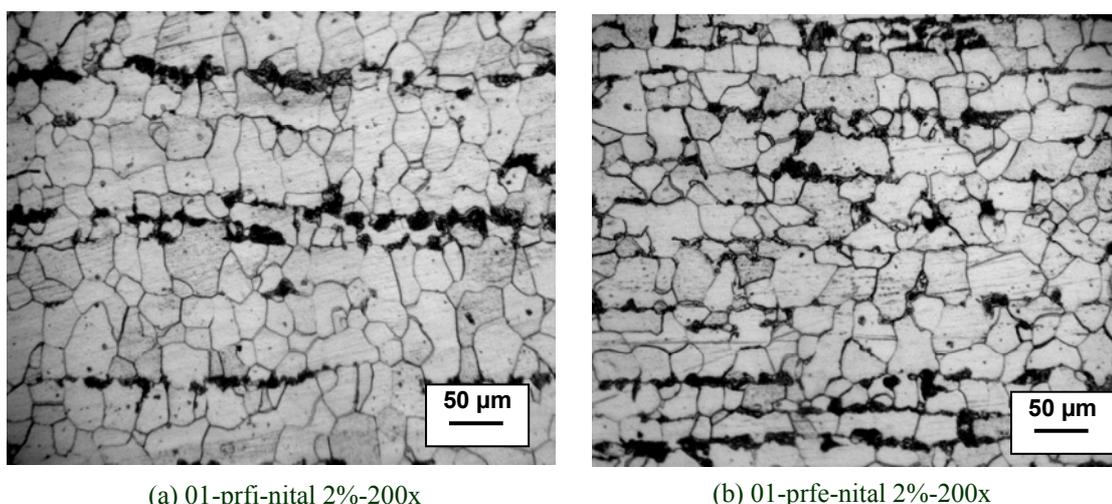


Figura 27 – Amostras de referência: (a) região de compressão (prfi); (b) região de tração (prfe)

5.1.1 Resultados da região de compressão (prfi)

A imagem metalográfica da região de compressão apresentada na Figura 27 (a) foi correlacionada com as amostras 02, 03, 04 e 05 na região de compressão, tratadas em diferentes faixas de temperatura: 400°C, 500°, 600°C e 700°C respectivamente.

Comparando a amostra de referência (Figura 28 (a)) com a amostra 02 (Figura 28 (b)) que foi recozida à temperatura de 400°C, têm-se a presença do precipitado (α) no estado deformado, além dos núcleos de recristalização.

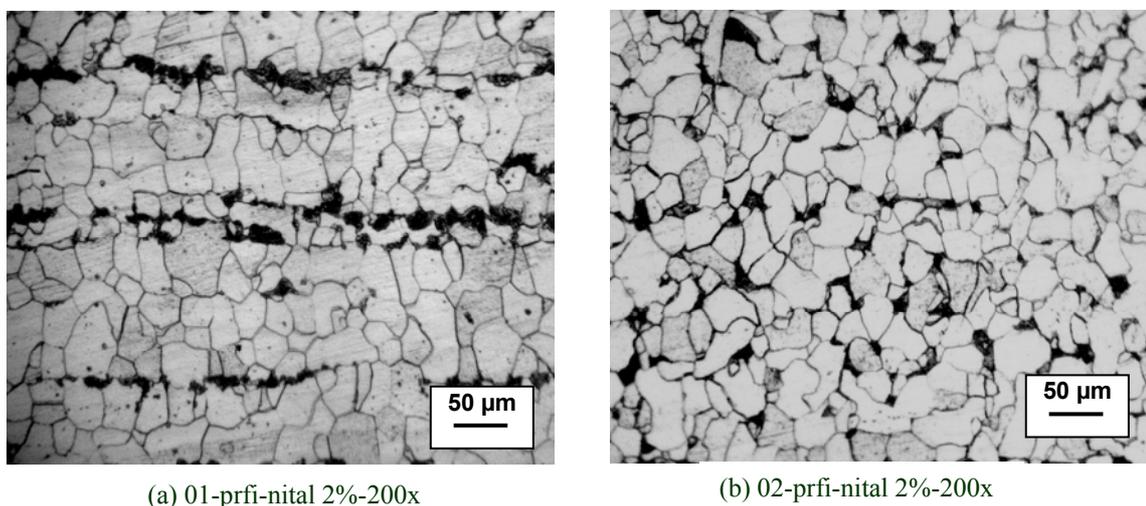


Figura 28 – (a) Amostra de referência; (b) Amostra recozida a 400°C

Ao comparar a amostra referência 01 (Figura 29(a)) com a amostra 03 (Figura 29 (b)), evidencia-se um aumento no tamanho médio do precipitado (α), núcleos de recristalização e alguns precipitados (α) coalescendo.

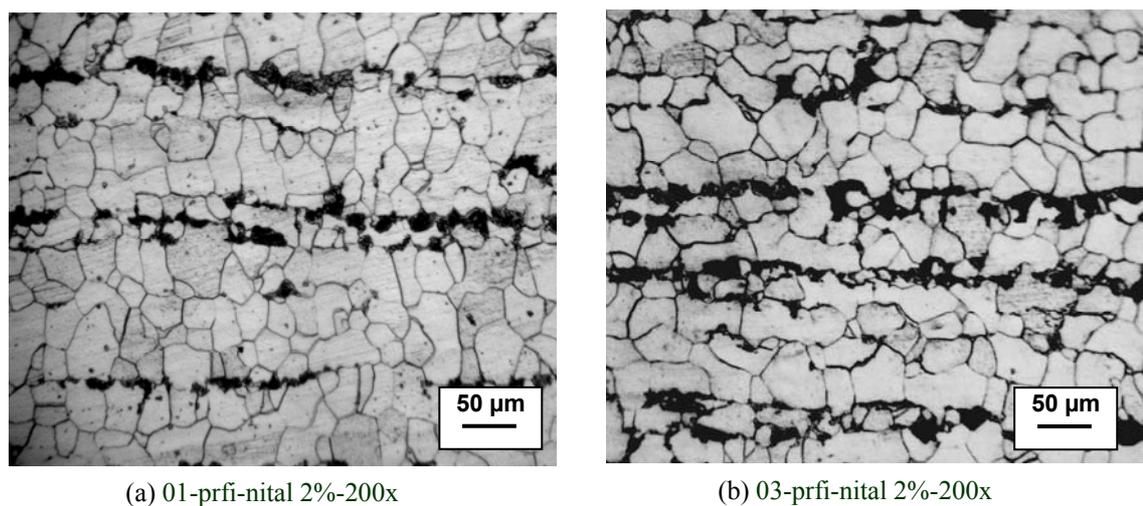


Figura 29 – (a) Amostra de referência (prfi); (b) Amostra recozida a 500°C.

Ainda em relação à amostra 01, quando comparada com a imagem metalográfica obtida da amostra 03, constata-se, além do aumento do tamanho médio do precipitado (α), núcleos de recristalização e alguns precipitados (α) coalescendo (Figura 30).

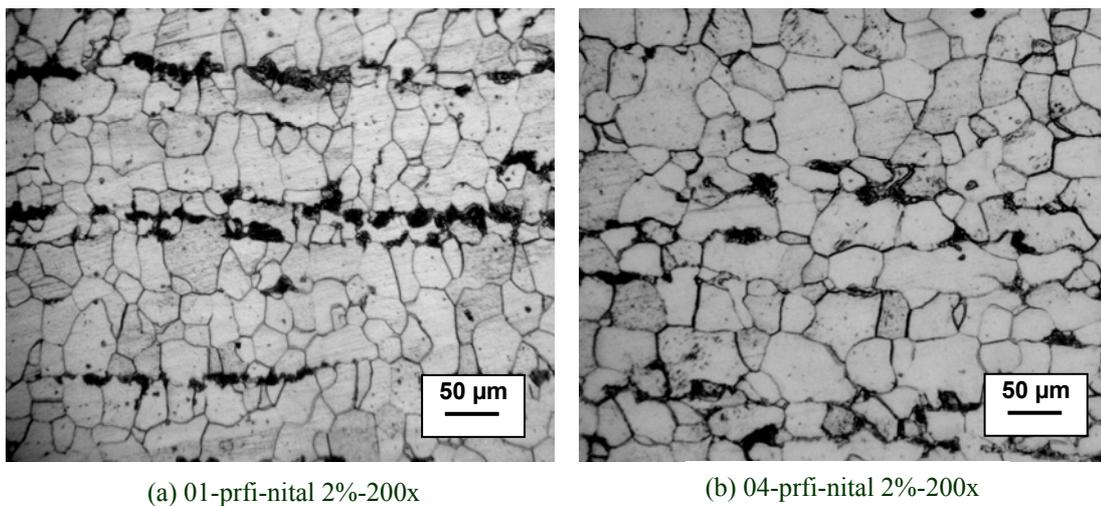


Figura 30 - (a) Amostra de referência (prfi); (b) Amostra recozida a 600°C

Na última faixa de temperatura a 700°C, a amostra 05 apresentou significativas mudanças na estrutura metalográfica em relação à amostra de referência 01. Têm-se um aumento substancial do tamanho do precipitado (α) (Figura 31 (b)).

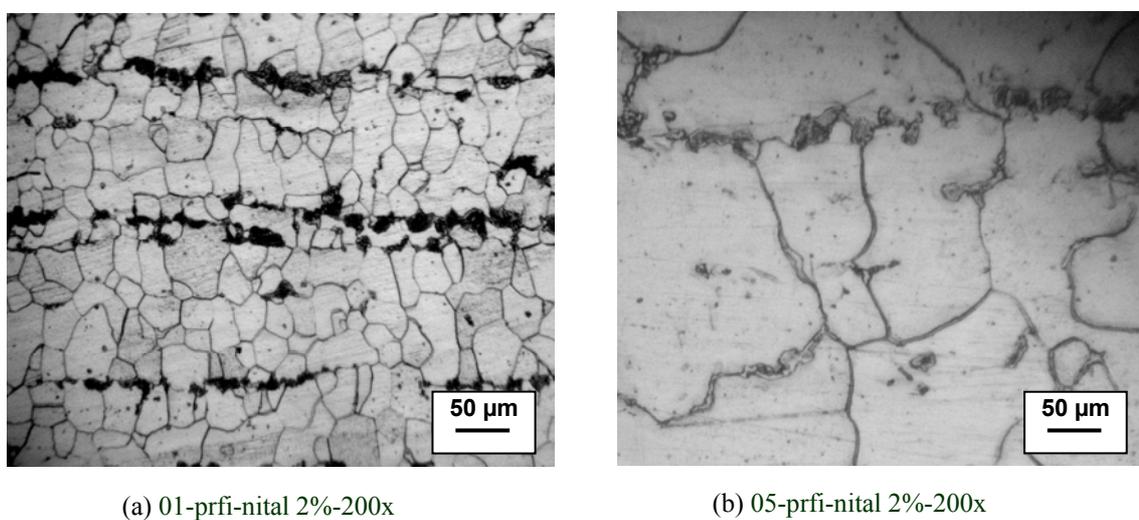


Figura 31 – (a) Amostra de referência (prfi); (b) Amostra recozida a 700°C.

A Figura 32 apresenta correlação tamanho do precipitado (α) em função da temperatura para a região de compressão com as respectivas imagens metalográficas.

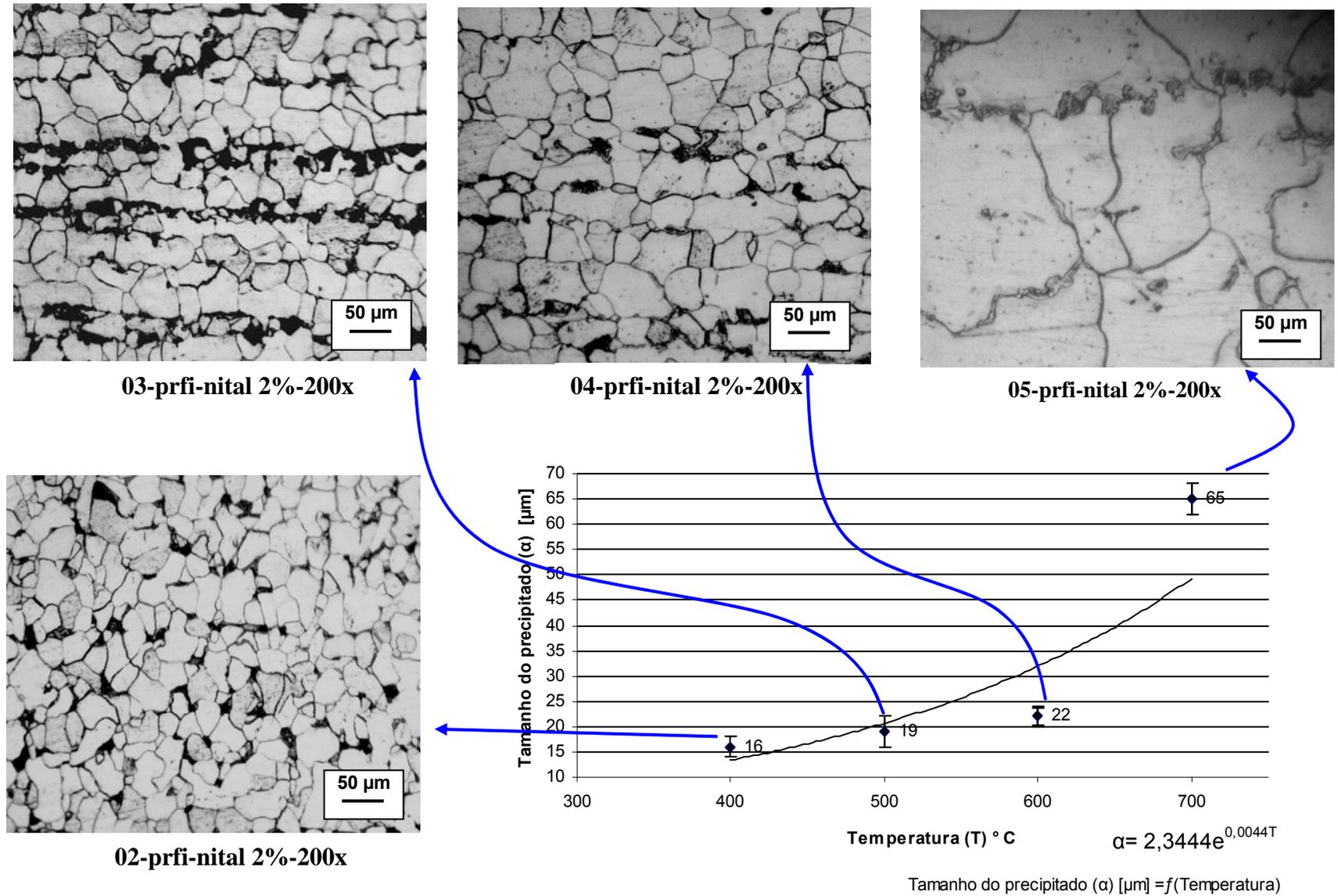


Figura 32 - Variações do tamanho médio do precipitado (α) das amostras na região de compressão com as respectivas imagens metalográficas

5.1.2 Resultados da região de tração (prfe)

A imagem metalográfica da região de tração apresentada na Figura 27 (b) foi correlacionada com as amostras 02, 03, 04 e 05 na região de tração, tratadas em diferentes faixas de temperatura: 400°C, 500°C, 600°C e 700°C respectivamente.

Comparando a amostra de referência (Figura 33 (a)) com a amostra 02 (Figura 33(b)) que foi recozida à temperatura de 400°C, têm-se a presença do precipitado (α) no estado deformado, além dos núcleos de recristalização.

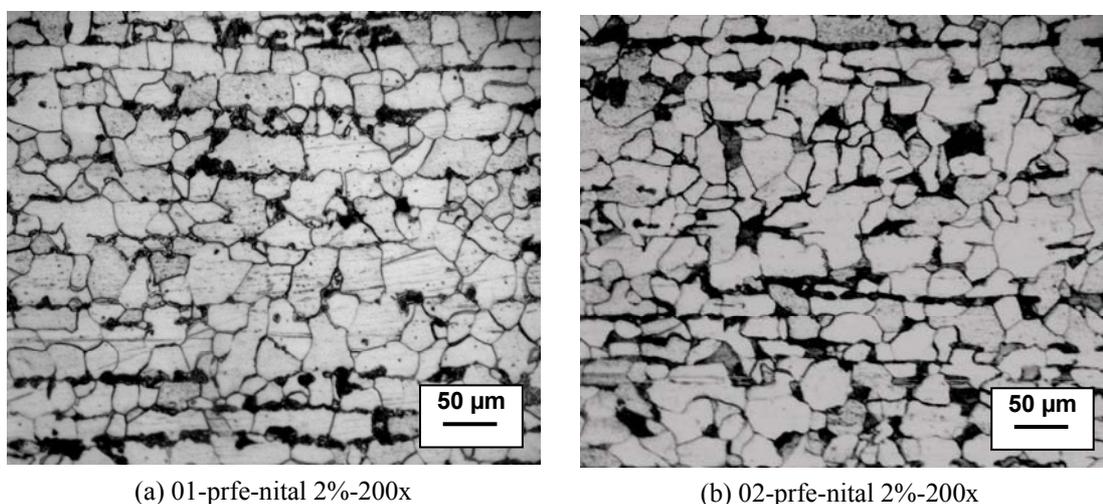


Figura 33 – (a) Amostra de referência (prfe); (b) Amostra recozida a 400°C

Ao comparar a amostra referência 01 (Figura 34 (a)) com a amostra 03 (Figura 34 (b)), evidencia-se um aumento no tamanho médio do precipitado (α), a presença de precipitados (α) no estado deformado, núcleos de recristalização e alguns precipitados (α) coalescendo.

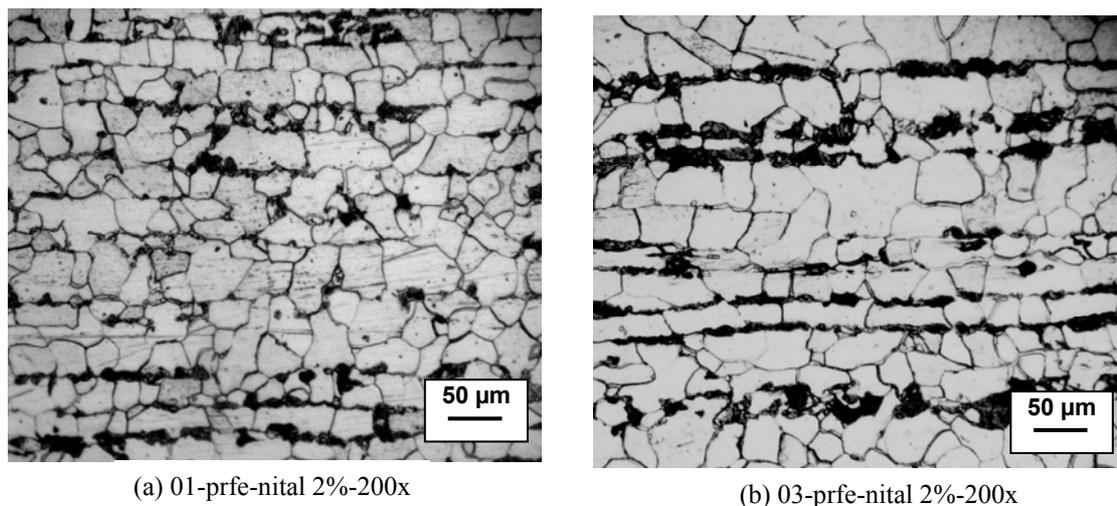


Figura 34 – (a) Amostra de referência (prfe); (b) Amostra recozida a 500°C

Para a próxima faixa de temperatura a 600°C, comparando a amostra de referência (Figura 35 (a)) com a amostra 04 (Figura 35 (b)) têm-se o aumento do tamanho médio do precipitado (α), alguns precipitados (α) coalescendo e núcleos de recristalização.

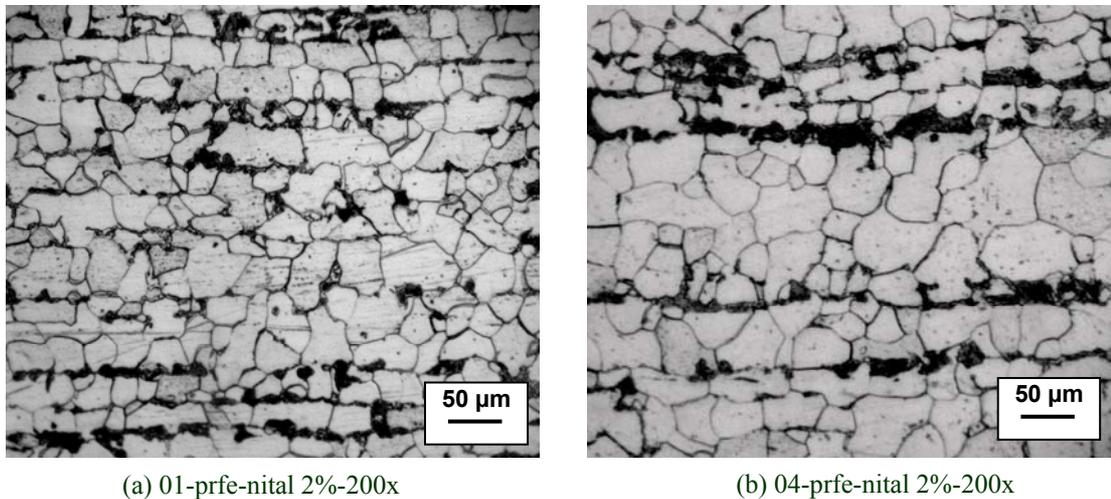


Figura 35 – (a) Amostra de referência (prfe); (b) Amostra recozida a 600°C

Na última faixa de temperatura a 700°C, a amostra 05 apresentou significativas mudanças na estrutura metalográfica, quando comparada com a amostra de referência (Figura 36 (a)). Destacou-se o aumento substancial do tamanho do precipitado (α) (Figura 36 (b)).

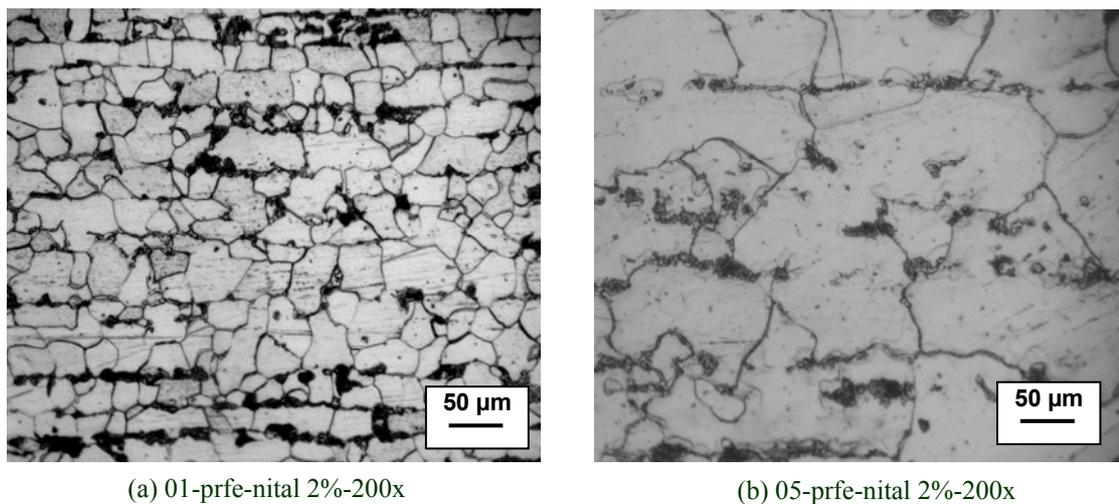


Figura 36 – (a) Amostra de referência (prfe); (b) Amostra recozida a 700°C

A Figura 37 apresenta a correlação tamanho do precipitado (α) em função da temperatura para a região de tração, com as respectivas imagens metalográficas.

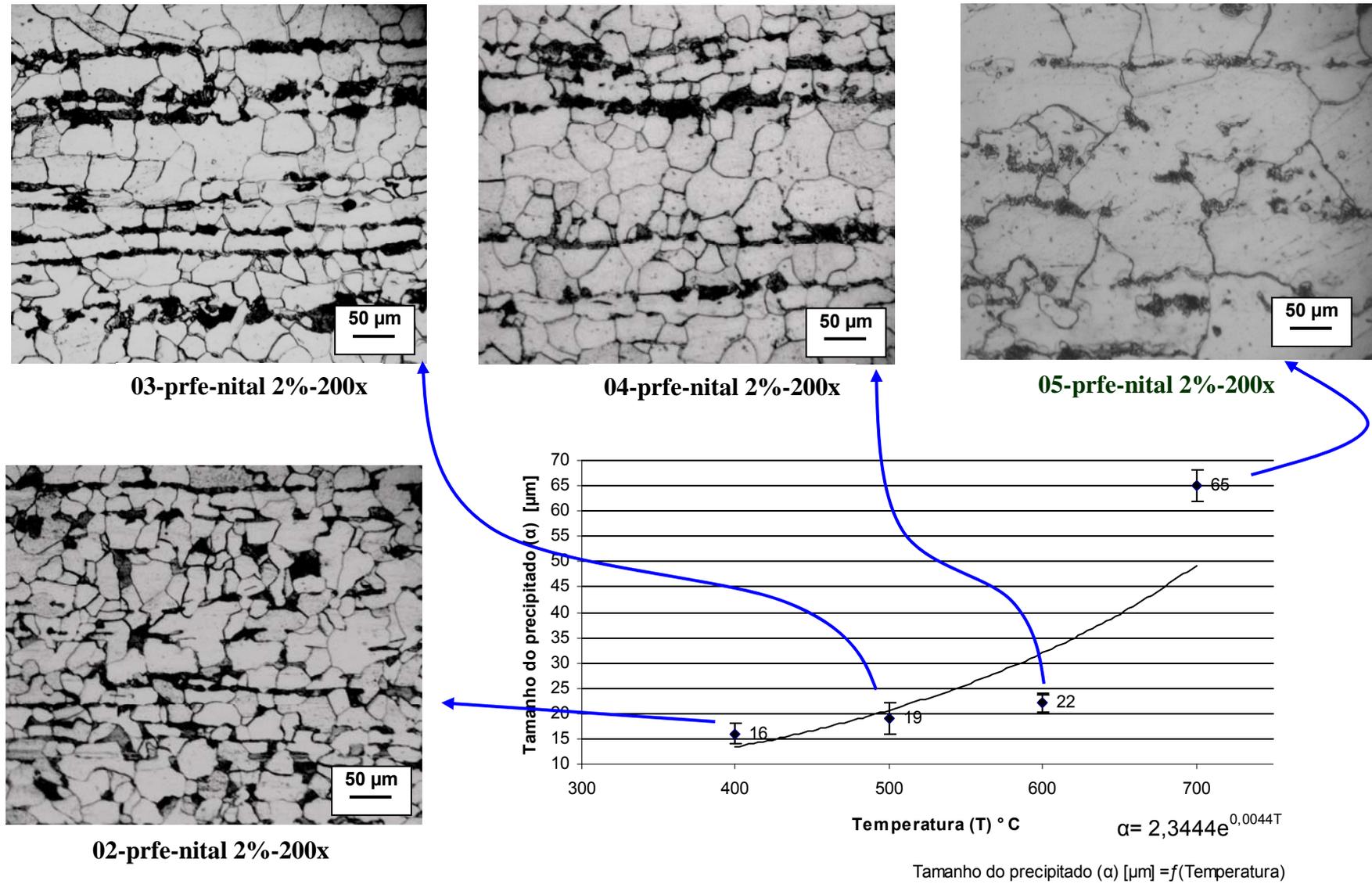


Figura 37 - Variações do tamanho médio do precipitado (α) das amostras na região de tração com as respectivas imagens metalográficas.

5.1.3 Resultados do ensaio de dureza

Para analisar o efeito causado na aplicação do recozimento em várias faixas de temperatura, foi usada como referência a amostra 01. A Tabela 4 apresenta os valores obtidos durante o ensaio de dureza realizado nas amostras 01, 02, 03, 04 e 05. Os valores registrados foram utilizados para plotar a curva de tendência apresentada no Gráfico 1.

À medida que a temperatura do tratamento térmico foi sendo aumentada, ocorreu a queda da dureza devido à redução do efeito do encruamento pela recristalização e o crescimento médio do precipitado (α).

Tabela 4 – Valores de dureza para as em várias faixas de temperatura

Amostra	Média em HRB	S
01	68,33	$\pm 1,527$
02	68,15	$\pm 0,760$
03	66,50	$\pm 0,500$
04	64,16	$\pm 0,763$
05	55,83	$\pm 0,853$

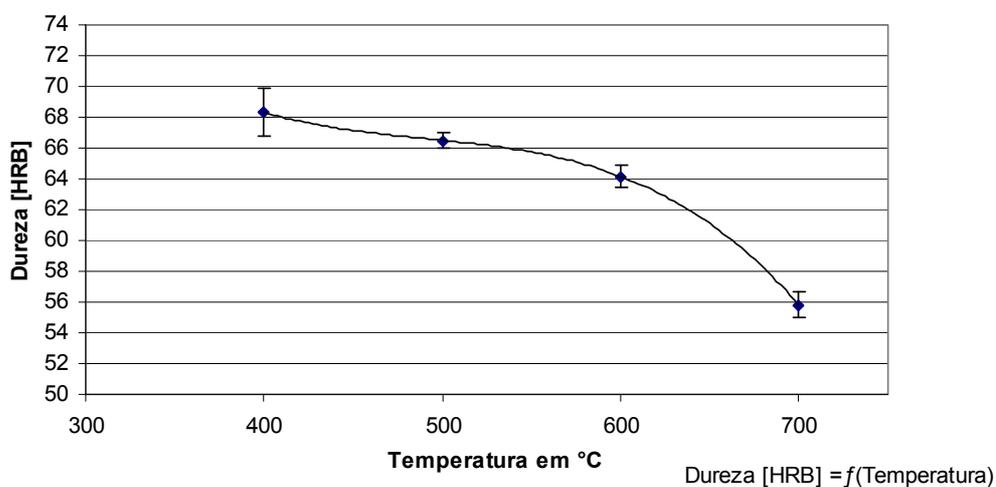


Gráfico 1 - Variação da dureza em função temperatura

5.2 Segunda etapa do experimento

A amostra 04 foi usada como referência nas comparações dos efeitos do tratamento térmico aplicado às demais amostras utilizadas nesta etapa (06, 07, e 08) conforme descrito no capítulo 4. A Figura 38 (a) mostra a microestrutura da amostra 04 na região de compressão com grãos claros de ferrita (precipitado (α)) e grãos escuros de perlita, sendo esta disposta em bandas.

5.2.1 Resultados da região de compressão (prfi)

A imagem metalográfica da região de compressão apresentada na Figura 38 (a) foi correlacionada com as amostras 06, 07 e 08 na região de compressão, tratadas à temperatura de 600°C com tempo à temperatura de 30min, 45min e 60min respectivamente.

Fazendo a comparação da amostra de referência (Figura 38 (a)) com a amostra 06 (Figura 38(b)) que foi aquecida pelo tempo de 30min, têm-se o aumento do tamanho médio do precipitado (α), alguns precipitados (α) coalescendo e núcleos de recristalização.

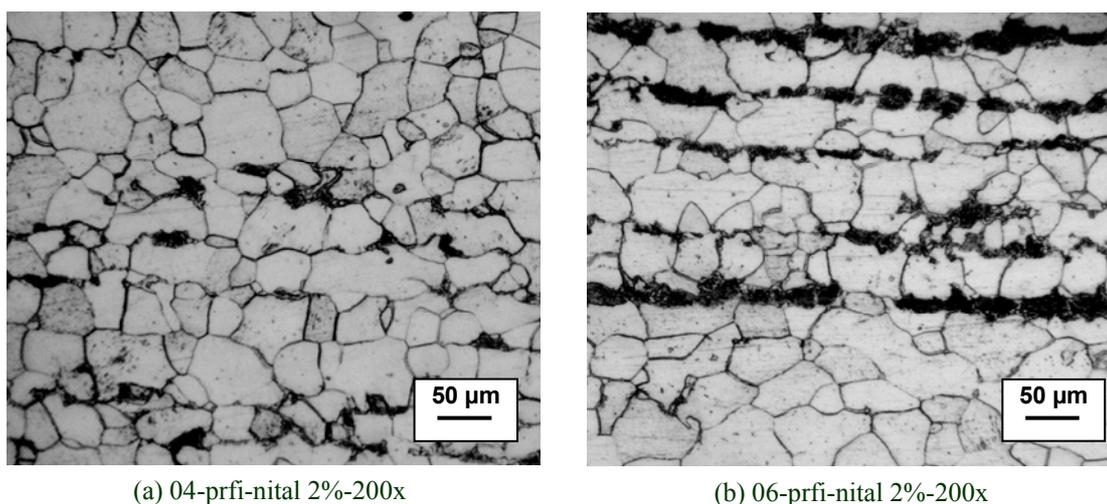


Figura 38 – (a) Amostra (prfi) de referência (15min); (b) tempo à temperatura de 30min

Fazendo a comparação da amostra de referência 04 (Figura 39 (a)) com a amostra 07 (Figura 39 (b)), têm-se, na faixa de tempo 45min, o aumento do tamanho médio do

precipitado (α) e alguns precipitados (α) coalescendo.

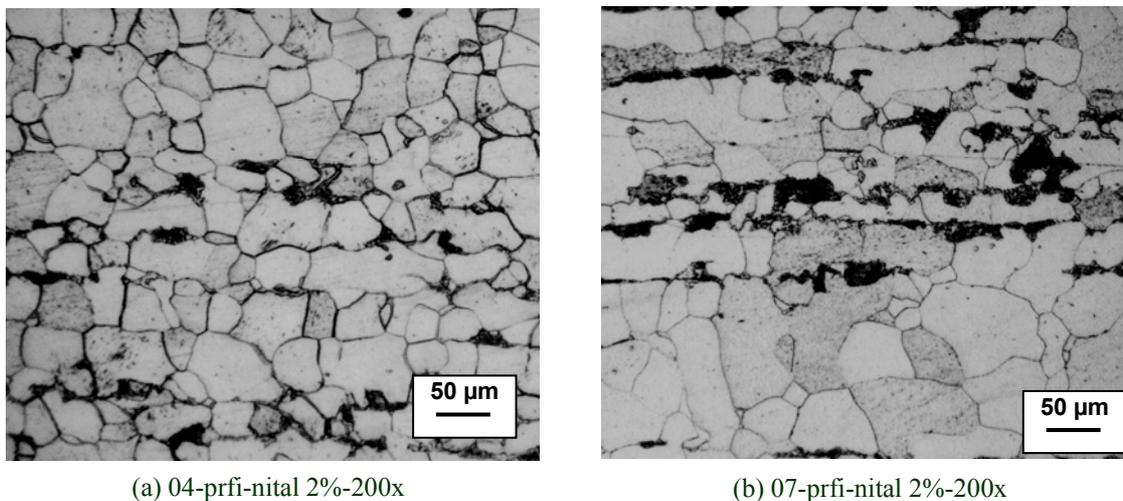


Figura 39 – (a) Amostra (prfi) de referência 04 (15 min); (b) tempo à temperatura de 45min

Para a última faixa de tempo, na comparação entre a amostra de referência 04 (Figura 40 (a)) e a amostra 08 (Figura 39 (b)), com tempo à temperatura de 60 minutos, têm-se a manutenção do tamanho médio do precipitado (α) em relação ao apresentado na amostra 07 (Figura 39 (b)) e alguns precipitados (α) coalescendo (Figura 40).

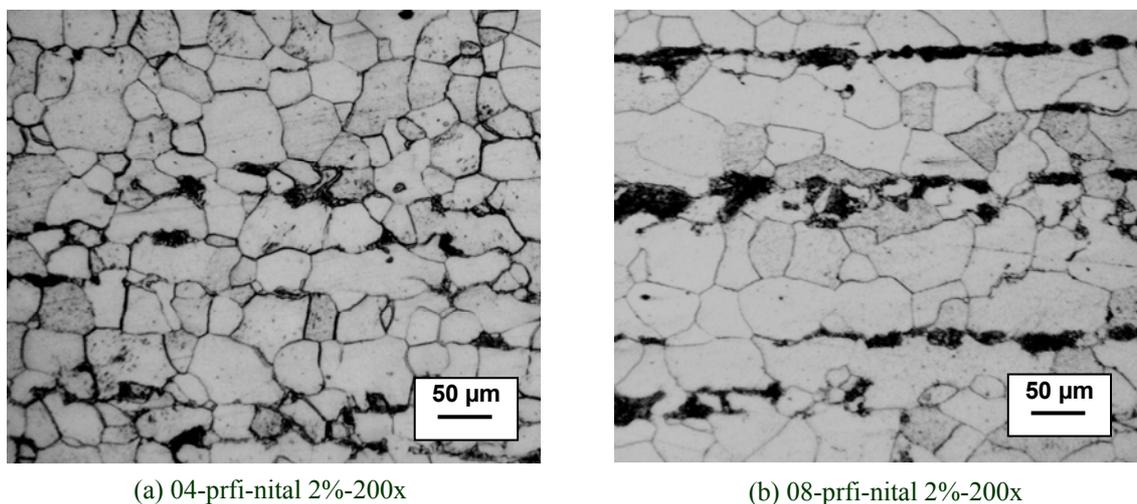


Figura 40 – (a) Amostra (prfi) de referência 04 (15 min); (b) tempo à temperatura de 60 min

A Figura 41 apresenta a correlação tamanho do precipitado (α) em função do tempo à temperatura na região de compressão com as respectivas imagens metalográficas.

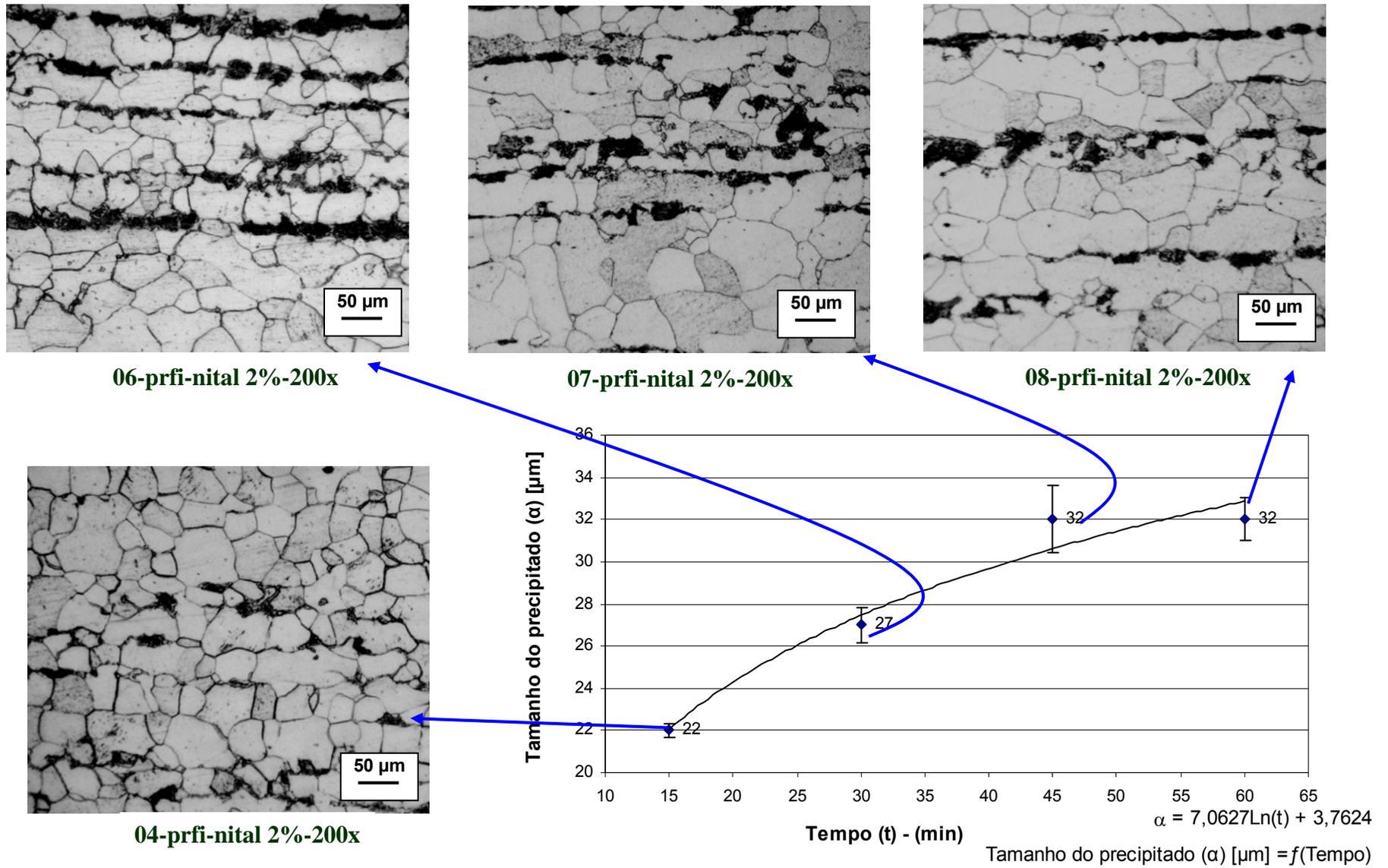


Figura 41 - Variações do tamanho médio do precipitado (α) nas amostras na região de compressão e as respectivas imagens metalográficas:

5.2.2 Resultados da região de tração (prfe)

A imagem metalográfica da região de tração apresentada na Figura 42 (a) foi correlacionada com as amostras 06, 07 e 08 na região de tração, tratadas à temperatura de 600°C com tempo à temperatura de 30min, 45min e 60min respectivamente.

Fazendo a comparação da amostra de referência (Figura 42 (a)), com a amostra 06 (Figura 42 (b)) que foi aquecida pelo tempo de 30min, têm-se o aumento do tamanho médio do precipitado (α), alguns precipitados (α) coalescendo e núcleos de recristalização.

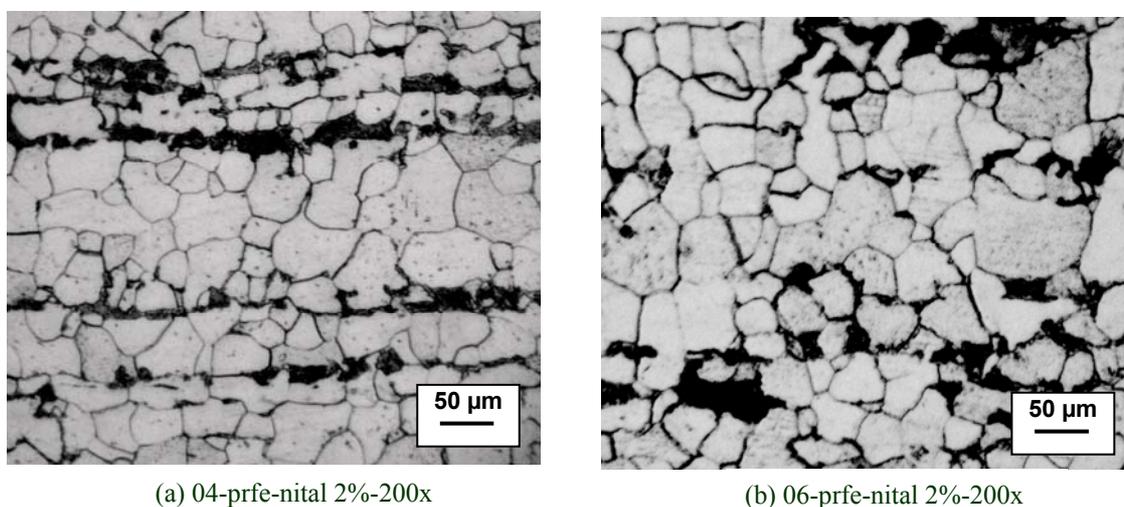


Figura 42 – (a) Amostra (prfe) de referência 04 (15min); (b) tempo à temperatura 30min

Fazendo a comparação da amostra de referência 04 (Figura 43 (a)) com a amostra 07 (Figura 43 (b)), têm-se, na faixa de tempo 45 min, o aumento do tamanho médio do precipitado (α), alguns precipitados (α) coalescendo e núcleos de recristalização.

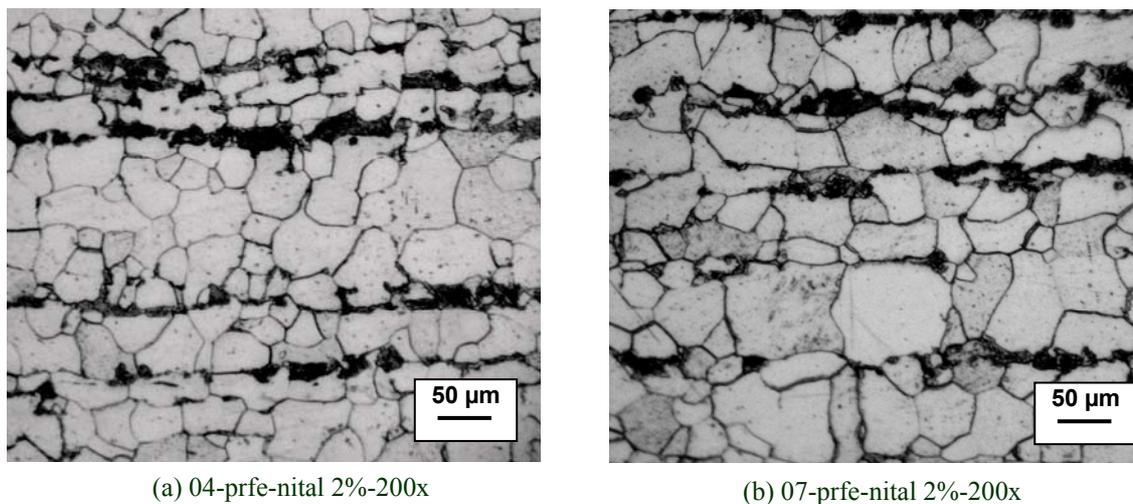


Figura 43 - Amostra (prfe) de referência 04 (15min); tempo à temperatura 45 min

Para a última faixa de tempo, na comparação entre a amostra de referência 04 (Figura 44 (a)) e a amostra 08 (Figura 44 (b)), com tempo à temperatura de 60min, têm-se a manutenção do tamanho médio do precipitado (α) em relação ao apresentado na amostra 07 (Figura 44 (b)) e precipitados (α) coalescendo.

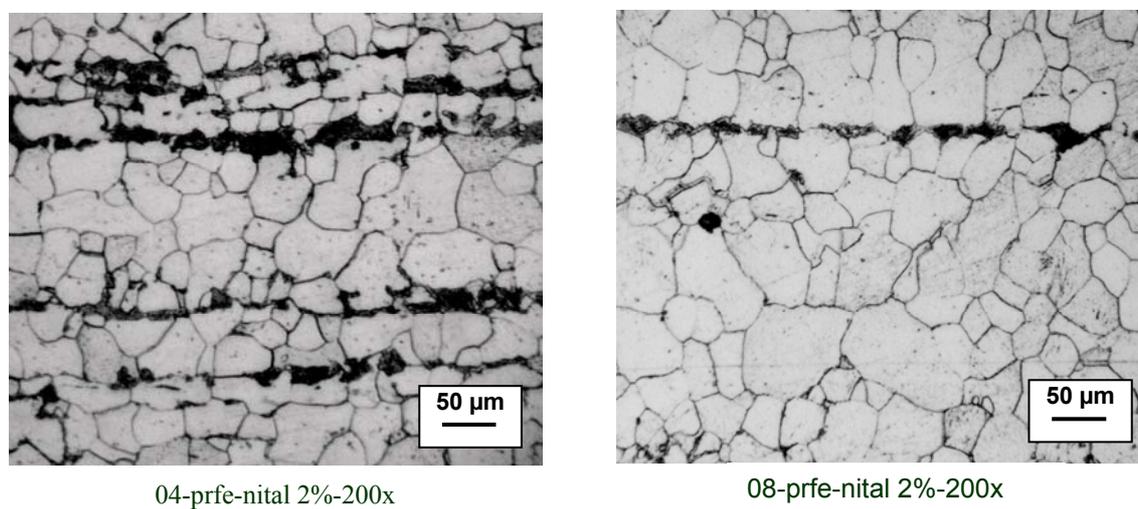


Figura 44 – (a) Amostra (prfe) de referência 04 (15min); (b) tempo à temperatura de 60min

A Figura 45 apresenta a correlação do tamanho do precipitado (α) em função do tempo à temperatura na região de tração com as respectivas imagens metalográficas.

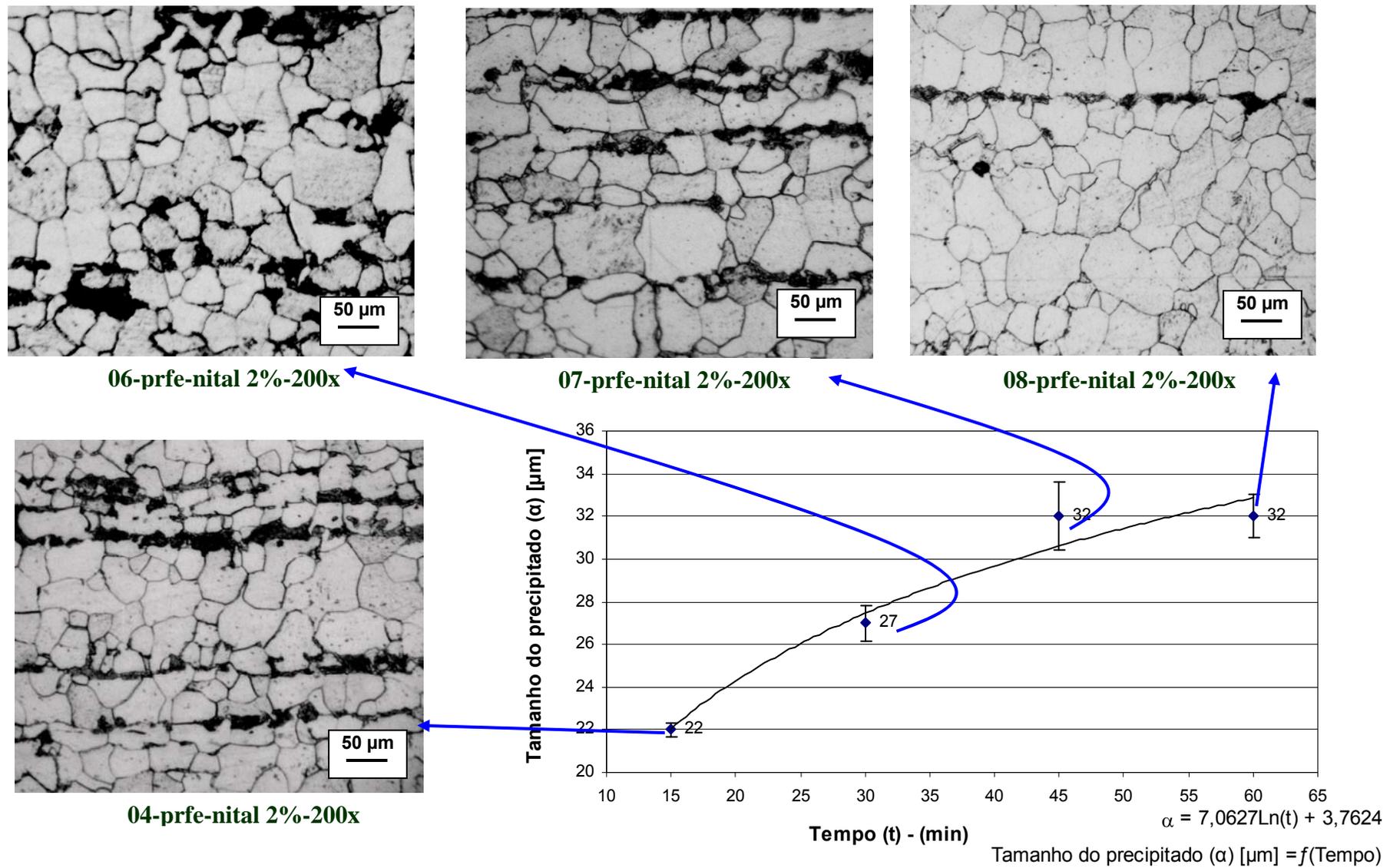


Figura 45 - Variações do tamanho médio do precipitado nas amostras na região de tração e as respectivas imagens metalográficas:

5.2.3 Resultados do ensaio de dureza.

Para analisar o efeito causado na aplicação do recozimento com a variação do tempo à temperatura, foi usada como referência a amostra 04. A Tabela 5 apresenta os valores obtidos durante o ensaio de dureza realizado nas amostras 04, 06, 07 e 08. Os valores registrados foram utilizados para plotar a curva de tendência apresentada no Gráfico 2.

Quanto maior o tempo à temperatura durante o tratamento térmico, maior a queda da dureza devido à redução do efeito do encruamento pela recristalização e o crescimento médio do precipitado (α).

Tabela 5 - Valores de dureza para os vários tempos à temperatura de 400 °C

Amostra	Média em HRB	S
04	64,16	$\pm 0,763$
06	63,66	$\pm 1,154$
07	63,00	$\pm 1,00$
08	61,17	$\pm 0,762$

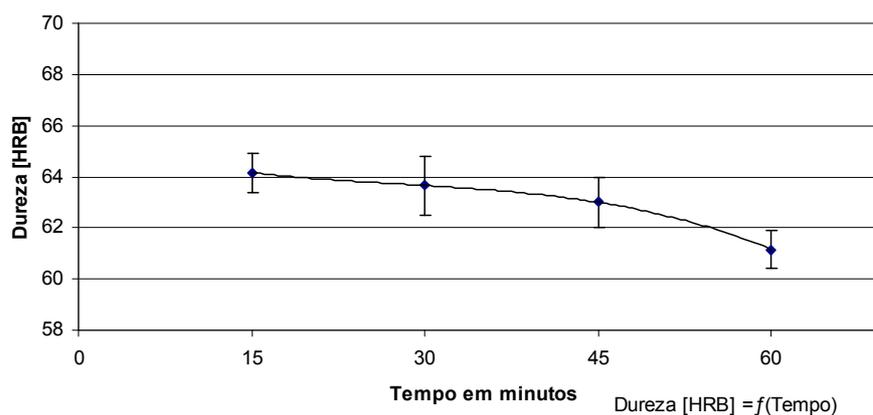


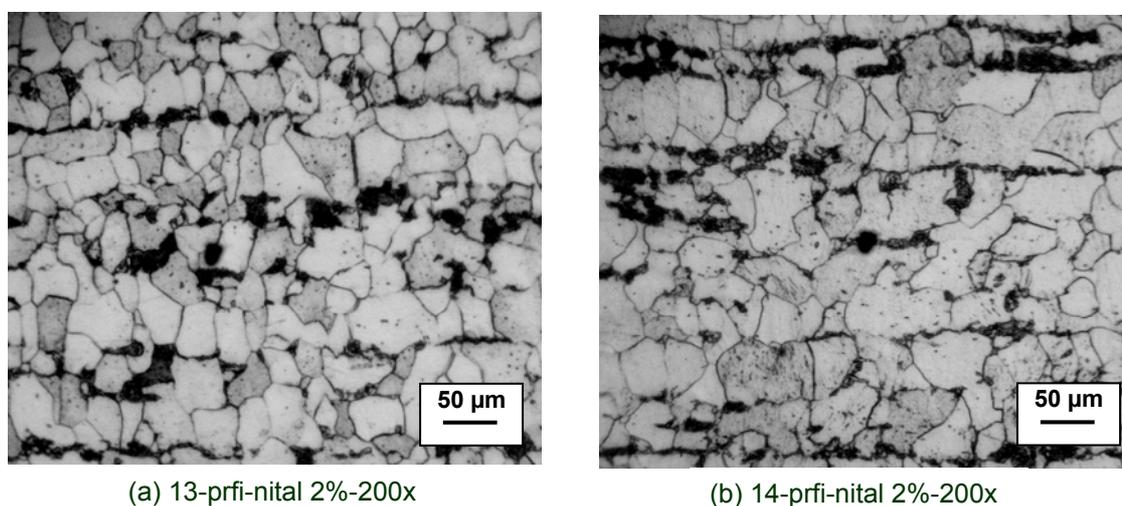
Gráfico 2 – Variação da dureza em função do tempo à temperatura

5.3 Terceira etapa do experimento:

As amostras 10, 12 e 14 com ângulo de dobramento de 90° (raio de 10mm), 60° e 30° respectivamente foram submetidas a tratamento térmico com temperatura de 600°C e o tempo à temperatura de 45min. As amostras tratadas foram comparadas às amostras sem tratamento (09, 11 e 13) que apresentam tamanho médio do precipitado (α) de 16 μ m. As imagens metalográficas das amostras apresentam grãos claros de ferrita (precipitado (α)) e grãos escuros de perlita, sendo esta disposta em bandas.

5.3.1 Resultados da região de compressão (prfi)

Fazendo a comparação entre as amostras 13 (Figura 46 (a)) deformada a 30° sem tratamento e a amostra 14 (Figura 46 (b)) deformada a 30° no estado recozido, têm-se o aumento do tamanho médio do precipitado (α) e alguns precipitados (α) coalescendo.

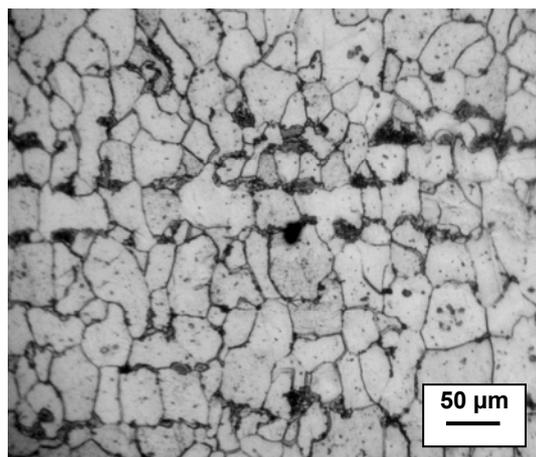


(a) 13-prfi-nital 2%-200x

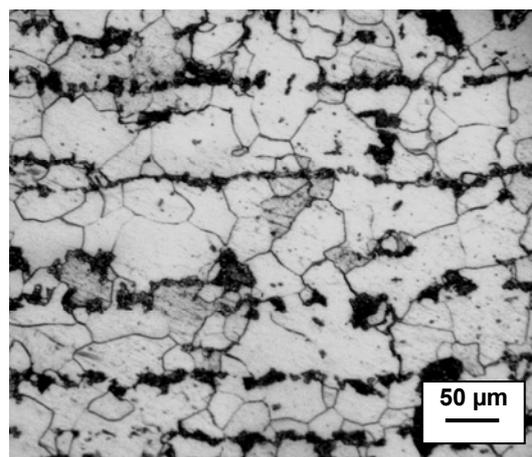
(b) 14-prfi-nital 2%-200x

Figura 46 – Amostra (prfi) deformada a 30° (a) sem recozimento (b) com recozimento

Fazendo a comparação entre a amostra 11 (Figura 47 (a)) deformada a 60° sem tratamento e a amostra 12 (Figura 47 (b)) deformada a 60° no estado recozido, têm-se o aumento do tamanho médio do precipitado (α) e alguns precipitados (α) coalescendo.



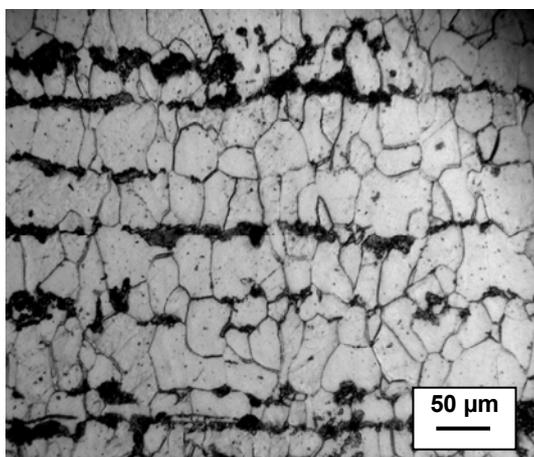
(a) 11-prfi-nital 2%-200x



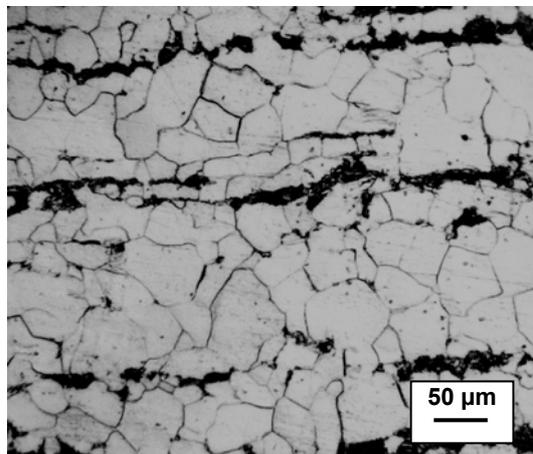
(b)12-prfi-nital 2%-200x

Figura 47 – Amostra (prfi) deformada a 60° (a) sem recozimento (b) com recozimento

Fazendo a comparação, entre a amostra 09 (Figura 48 (a)) deformada a 90° com raio de 10mm sem tratamento e a amostra 10 (Figura 48(b)) deformada a 90° com raio de 10mm no estado recozido, têm-se o aumento do tamanho médio do precipitado (α), alguns precipitados(α) coalescendo.

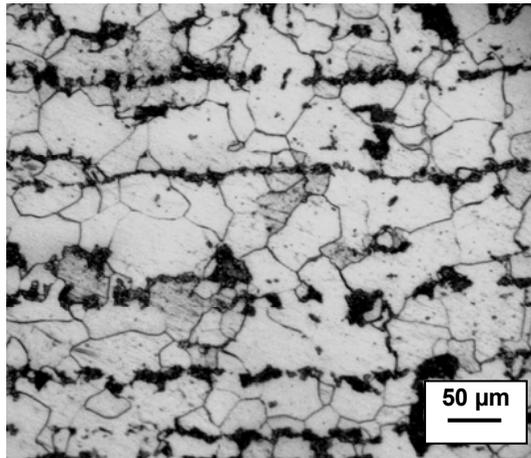


(a) 09-prfi-nital 2%-200x

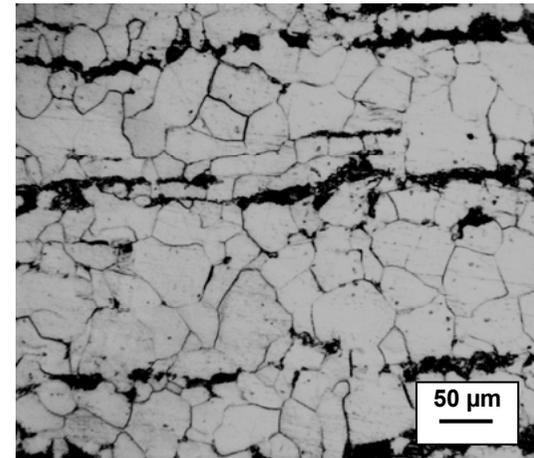


(b)10-prfi-nital 2%-200x

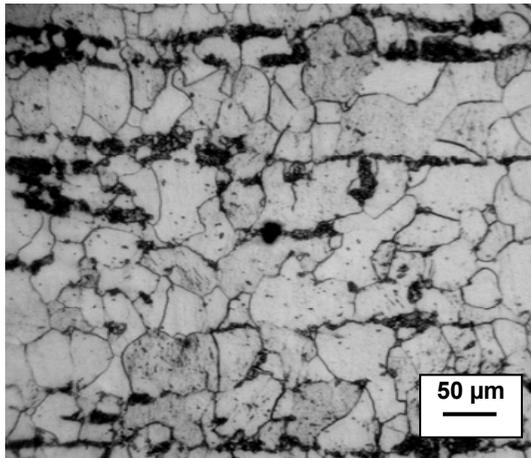
Figura 48 – Amostra (prfi) deformada a 90° com raio de 10 mm (a) sem recozimento (b) com recozimento



12-prfi-nital 2%-200x



10-prfi-nital 2%-200x



14-prfi-nital 2%-200x

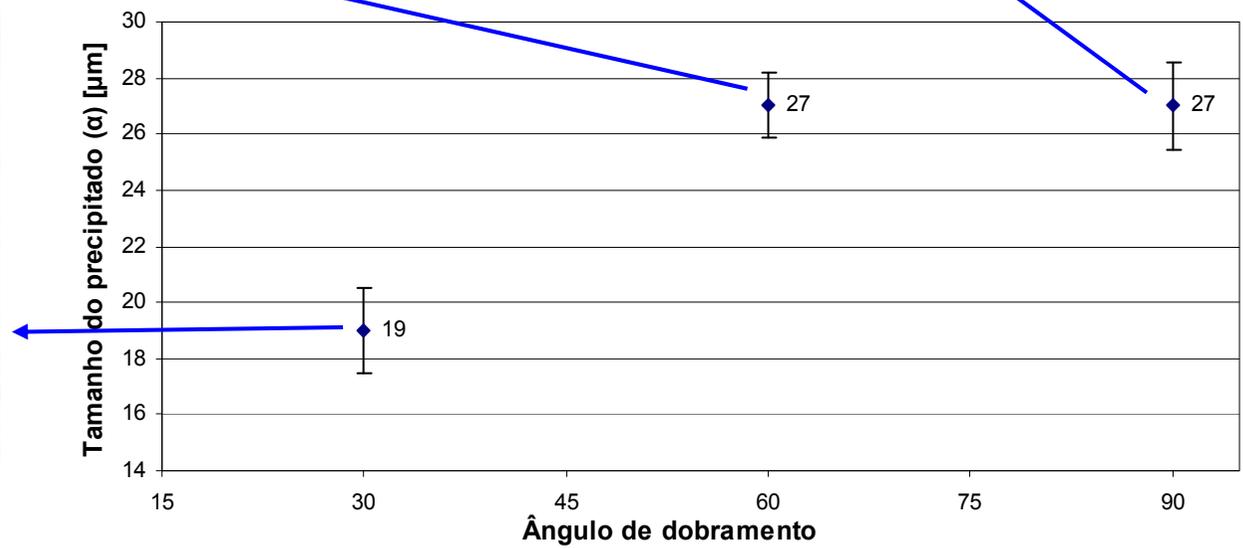
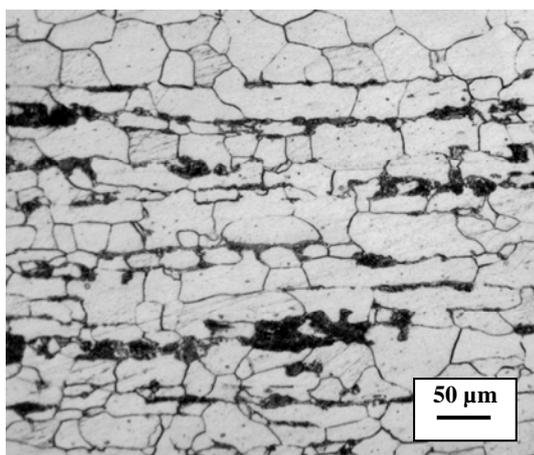


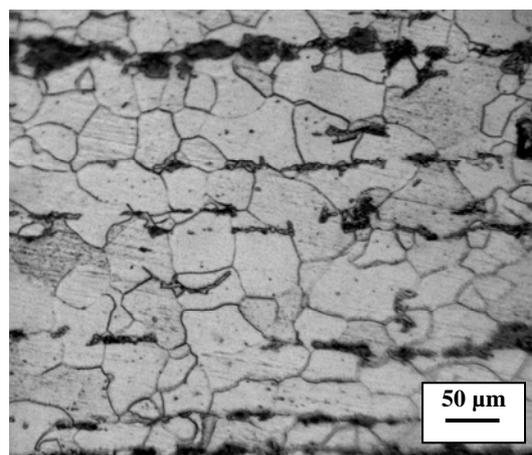
Figura 49 - Variações do tamanho médio do precipitado das amostras na região de compressão após o tratamento e suas respectivas imagens metalográficas

5.3.2 Resultados da região de tração (prfe)

Fazendo a comparação entre as amostras 13 (Figura 50 (a)) deformada a 30° sem tratamento e a amostra 14 (Figura 50 (b)) deformada a 30° no estado recozido, têm-se o aumento do tamanho médio do precipitado(α) e alguns precipitados (α) coalescendo.



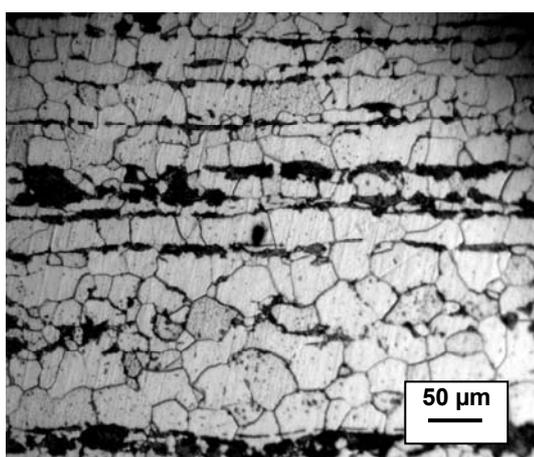
(a) 13-prfe-nital 2%-200x



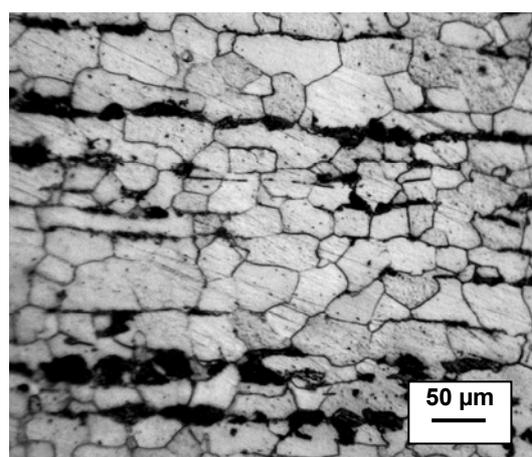
(b) 14-prfe-nital 2%-200x

Figura 50 – Amostra (prfe) deformada a 30° (a) sem recozimento (b) com recozimento

Fazendo a comparação entre a amostra 11 (Figura 51 (a)) deformada a 60° sem tratamento e a amostra 12 (Figura 51 (b)) deformada a 60° no estado recozido, têm-se o aumento do tamanho médio do precipitado (α), precipitados no estado deformado (α) e núcleos de recristalização.



(a) 11-prfe-nital 2%-200x



(b) 12-prfe-nital 2%-200x

Figura 51 – Amostras (prfe) deformadas a 60° (a) sem recozimento (b) com recozimento

Fazendo a comparação, entre a amostra 09 (Figura 52 (a)) deformada a 90° com raio de 10mm sem tratamento e a amostra 10 (Figura 52 (b)) deformada a 90° com raio de 10mm no estado recozido, têm-se o aumento do tamanho médio do precipitado (α), precipitados (α) no estado deformado, precipitados (α) coalescendo e núcleos de recristalização.

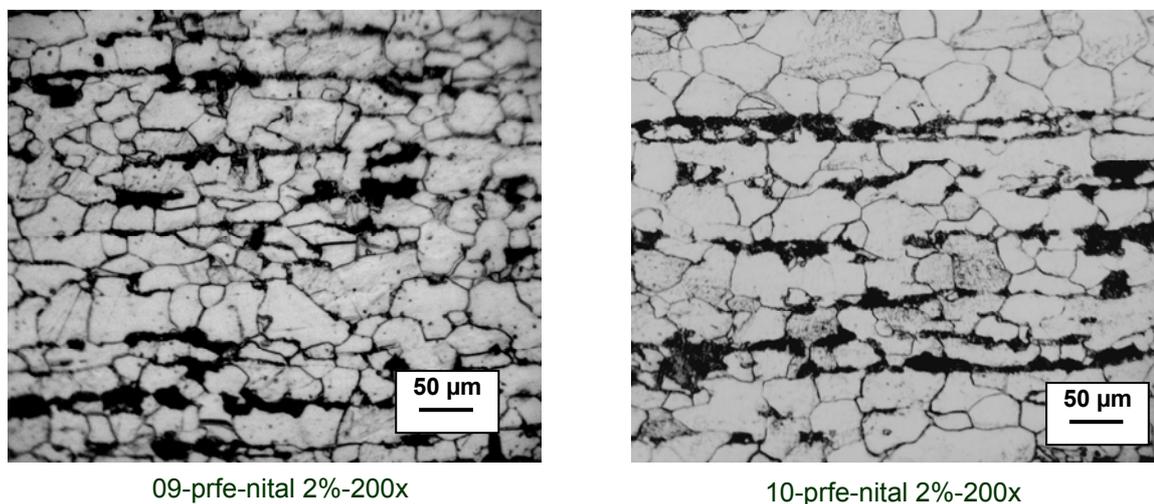
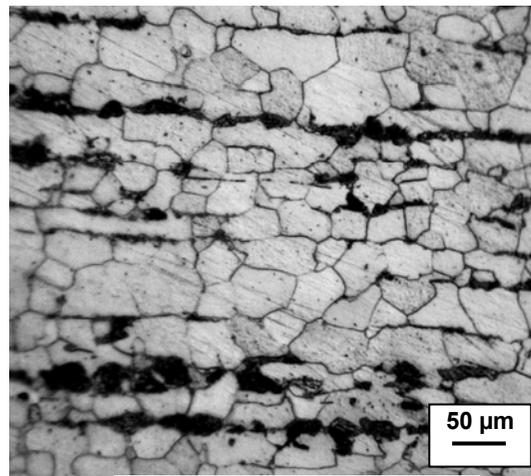
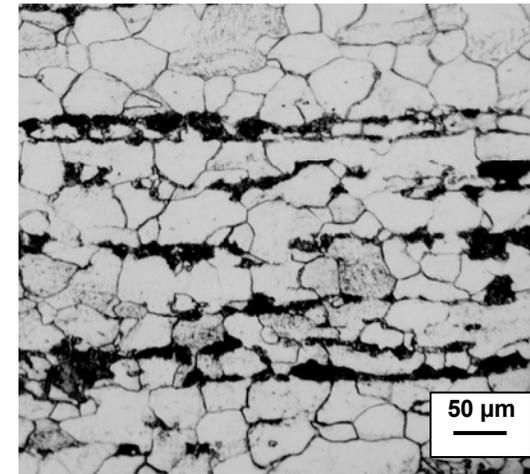


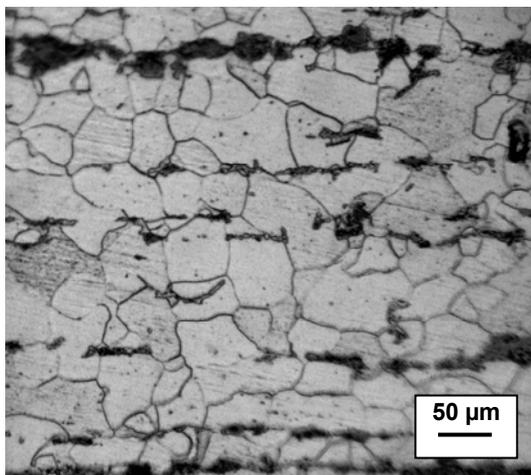
Figura 52 – Amostras (prfe) deformada as 90° com raio de 10mm (a) sem recozimento (b) com recozimento



12-prfe-nital 2%-200x



10-prfe-nital 2%-200x



14-prfe-nital 2%-200x

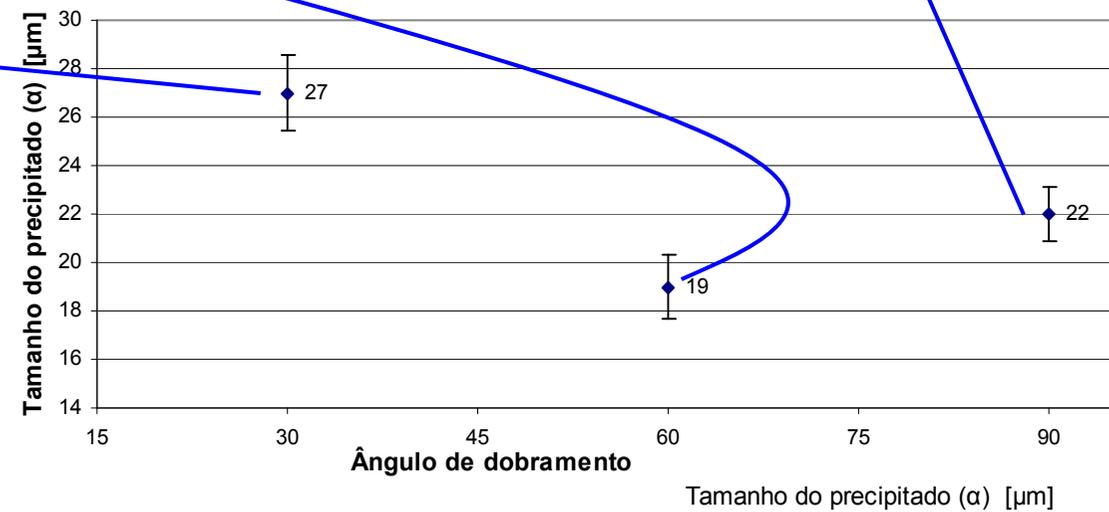


Figura 53 - Variações do tamanho médio do precipitado nas amostras na região de tração e as respectivas imagens metalográficas após o recozimento

5.3.3 Resultados do ensaio de dureza.

Para analisar o efeito causado na aplicação do recozimento com a variação do grau de deformação, foram usadas como referência as amostras deformadas sem tratamento térmico (09, 11 e 13). Estas foram comparadas com outras amostras deformadas no mesmo ângulo de deformação, mas submetidas ao recozimento (10, 12 e 14). A Tabela 6 apresenta os valores obtidos durante o ensaio de dureza realizado nas amostras 09 a 14. Os valores registrados foram utilizados para plotar as curvas de tendências apresentada nos Gráficos 3 e 4.

Para os diferentes níveis de deformação, o encruamento produziu diferentes aumentos do nível de dureza, com o tratamento térmico tem-se a queda da dureza, na proporção para um encruamento maior a queda foi maior.

Tabela 6 – Valores de dureza para os vários graus de deformação

Amostra	Média em HRB	S
09	71,50	$\pm 0,408$
10	67,17	$\pm 0,236$
11	73,33	$\pm 0,471$
12	67,80	$\pm 0,850$
13	74,81	$\pm 0,614$
14	65,83	$\pm 0,624$

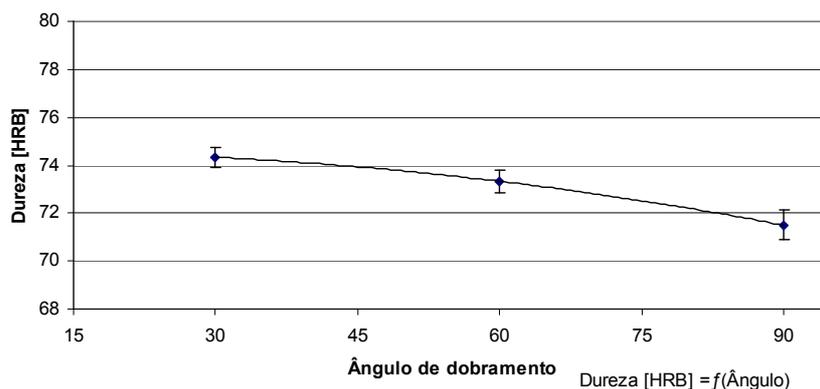


Gráfico 3 Variação da dureza em função do grau de deformação sem o recozimento

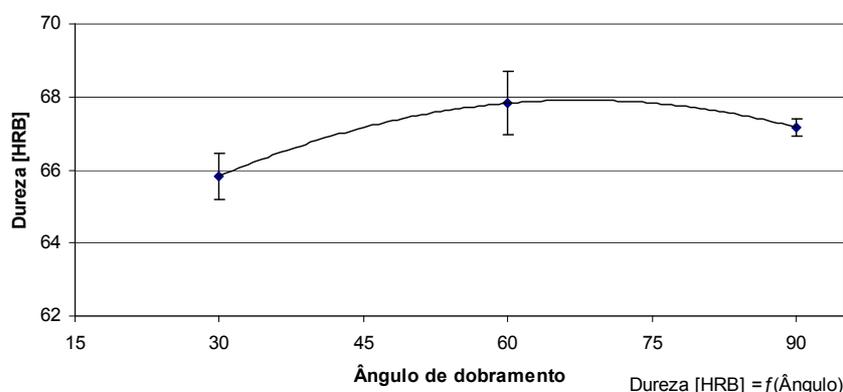


Gráfico 4 Variação da dureza em função do grau de deformação após recozimento

5.3.4 Resultados obtidos na correlação entre as condições de recozimento versus o nível de recuperação do encruamento.

Através da aplicação da regressão numérica, foram obtidas as correlações nas várias etapas do experimento (Tabela 7)

Tabela 7 – Correlação nos ensaios de dureza:

Condição das amostras	Regressão numérica
Dureza [HRB] = $f(\text{Temperatura})$	$\text{HRB} = -9 \cdot 10^{-7} T^3 + 0,0013T^2 - 0,6409T + 174,2$
Dureza [HRB] = $f(\text{Tempo})$	$\text{HRB} = -5 \cdot 10^{-5} t^3 + 0,0042t^2 - 0,142t + 65,52$

Condição das amostras	Regressão numérica
Dureza [HRB] = $f(\hat{\text{Ângulo}})$ (estado encruado)	$\text{HRB} = -0,0005\text{Ø}^2 + 0,0082 \text{Ø} + 74,5$
Dureza [HRB] = $f(\hat{\text{Ângulo}})$ (estado recozido)	$\text{HRB} = -0,0018 \text{Ø}^2 + 0,2413 \text{Ø} + 59,67$

Tabela 8 - Correlação na medição do precipitado

Condição das amostras	Regressão numérica
Tamanho do precipitado (α) [μm] = $f(\text{Temperatura})$	$\alpha = 2,3444 \times e^{0,0044T}$
Tamanho do precipitado (α) [μm] = $f(\text{Tempo})$	$\alpha = 7,0627 \text{Ln}(t) + 3,7624$

6 CONCLUSÃO

Na primeira etapa do experimento que deu ênfase à variação na temperatura, na comparação da estrutura metalográfica de referência com as demais, para cada faixa de temperatura, à medida que esta aumenta, a estrutura transforma-se, evidenciando o efeito da recuperação, recristalização e crescimento do precipitado (α).

Observou-se que com o aumento da temperatura tem-se o aumento do tamanho médio do precipitado (α), numa relação exponencial.

Quanto à dureza, sua queda já inicia com a primeira faixa de temperatura devido ao efeito da recuperação e da recristalização, intensificando-se de forma acentuada para a última faixa de temperatura.

A temperatura de 600° C mostrou-se mais adequada na busca da recristalização para esta etapa do experimento.

Na segunda etapa do experimento que enfatizou a variação no tempo à uma determinada temperatura, em relação às primeiras duas faixas de tempo, tem-se uma intensificação da transformação pela recristalização.

A permanência da amostra além do tempo necessário para a recristalização produz efeitos como o crescimento do tamanho médio do precipitado (α).

Em relação à dureza, na primeira faixa de tempo, em comparação com a amostra de referência no estado encruado, a queda da dureza é mais evidente. Para as próximas faixas de tempo os valores de dureza apresentam uma relativa estabilidade, efeito da recristalização.

Finalmente para a terceira etapa do experimento que considerou diferentes graus de deformação, verifica-se que ao aplicar o mesmo tratamento para diferentes os graus de deformação não se garante o mesmo comportamento dimensional do precipitado (α), muito menos as mesmas mudanças na estrutura metalográfica do material.

Quanto maior o encruamento maior a dureza. Com a aplicação do recozimento obtém-se a queda da dureza que apresentou uma variação na proporcionalidade da queda em função do grau de deformação. A amostra com maior grau de encruamento apresentou maior queda da dureza em percentual.

Através da regressão numérica aplicada nas diversas etapas do experimento, é possível realizar previsões do comportamento do material nas condições de sollicitação a que as amostras foram submetidas.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para futuras linhas de pesquisa pode-se citar:

- a) Realizar experimentos com diferentes tipos de aços;
- b) Aplicar deformações em velocidades variadas;
- c) Analisar a influência da atmosfera do forno;
- d) Variar as dimensões da amostra para um mesmo grau de deformação;
- e) Analisar o comportamento da região de compressão e tração na recristalização.

REFERÊNCIAS

ABNT NB 1323/1990 **Determinação do tamanho de grão em materiais metálicos**. Associação Brasileira de Normas Técnicas - 26 páginas

ABNT NBR NM 136/2000 **Tratamentos térmicos de aço – Terminologia e definições**. Associação Brasileira de Normas Técnicas - 36 páginas

ABNT NBR NM 146-1/1998. **Determinação da dureza Rockwell**. Associação Brasileira de Normas Técnicas - 13 páginas

ARAIZA, M. S. et al. Texture evolution during the recrystallization of a warm-rolled low-carbon steel. **Acta Materialia**. v. 54. p. 3085-3093, 2006.

BACZYNSKI, J. e JONAS, J.J. Torsion Textures Produced by Dynamic Recrystallization in α -Iron and Two Interstitial-Free Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 29, n. 2, p.447-462. fev 1998

BECK, P. A. The Formation of Recrystallization Nuclei. **J. Applied Physics**, v.20, p. 633-634, 1949.

BELADI, H. e HODGSON, P.D.. Effect of carbon content on the recrystallization kinetics of Nb-steels. **Scripta Materialia**. v. 56. n.12. p. 1059-1062, 2007.

BELYAKOV, A. et al. Incomplete recrystallization in cold worked steel containing TiC. **Materials Science and Engineering A** 471. p. 50–56, 2007

BOGUSLAVSKY, I e BUSH, P. Recrystallization Principles Applied to Whisker Growth in Tin. **Proceedings of IPC/SMEMA Council APEX**, March, pp. S12-4-10, 2003. Disponível em: <http://thor.inemi.org/webdownload/newsroom/Presentations/TW_recrystallization.pdf>. Acessado em: 26 set 2008.

BONTCHEVA, N, PETZOV, G.. Microstructure Evolution During Metal Forming Processes. **Computational Materials Science**. v. 28, p. 563-573, 2003.

BUNGE, H.J. e KOHLER, E.U. Modelling Primary Recrystallization in fcc e bcc Metals by Oriented Nucleation and a Growth with the Statistical Compromise Model?. **Textures e Microstructures**. v. 28. p.231-259, 1996.

BUSSO, E. P. A Continuum Theory for Dynamic Recrystallization with Microstructure – Related Length Scales. **International Journal of Plasticity**. v. 14, n. 5, p. 319-353, 1998.

CAHN,R.W. A New Theory of Recrystallization Nuclei. **Atomic Energy Establishment, Harwell, Bercks**. p. 323-336, 1950.

CALLISTER, William D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**. 5 ed. Rio de Janeiro: LTC Editora, 2002.

CAPDEVILA,C. e BHADSHIA,H.K.D.H. Deformation and Recrystallisation of a Yttria Dispersion-Strengthened, Mechanically Alloyed Iron (MA957). Disponível em: <<http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2000/Riso2.pdf>>. Acessado em 20 jun 2008.

CHEN,J.S. et al. A Double-Grid Method for Modeling Microstructure Evolution. **Fifth World Congress on Computational Mechanics** July 7-12, 2002, Vienna, Austria. Disponível em: < <http://www.ipd.anl.gov/anlpubs/2002/05/43212.pdf>>. Acessado em: 03 nov 2007.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 5 ed 1982.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. São Paulo: Edgar Blcher, 3 ed. 1974, 412p.

CRUISE,R.B e GARDNER,L.Residual stress analysis of structural stainless steel sections, **Journal of Constructional Steel Research**. (2007), doi:10.1016/j.jcsr.2007.08.001

EGHBALI,B. EBSD study on the formation of fine ferrite grains in plain carbon steel during warm deformation. **Materials Letters** v.61, n. 18, p. 4006-4010, jul 2007

FAZANO, C.A.T.V. **A Prática Metalográfica**. São Paulo: Hemus, 1980.

GANAPATHYSUBRAMANIAN, S. e ZABARAS,N..Deformation process design for control of microstructure in the presence of dynamic recrystallization and grain growth mechanisms. **International Journal of Solids and Structures** 41 p. 2011-2037, 2004
GULIÁEV, A.P. **Metalografia**. Traduzido por Antonio Molina Garcia. 2ed. Moscou: Editora Mir, vol.1, 1983.

HASLAM, A. J. et al. Mechanisms of Grain Growth in Nanocrystalline fcc Metals by Molecular-Dynamics Simulation. **Materials Science and Engineering**. v.318 p. 293–312, 2001

HUANG, Y.D. e FROYEN, L. Important factors to obtain homogeneous and ultrafine ferrite–pearlite microstructure in low carbon steel. **Journal of Materials Processing Technology** **124**. p.216–226, 2002.

KANG, J.Y. et al. Effect of deformation mode and grain orientation on misorientation development in a body-centered cubic steel. **Acta Materialia**. v. 55, p. 4935–4946, 2007.
KATSUKI, F. e YONEMURA, M. Short communication Subsurface characteristics of an abraded Fe-0.4 wt%C pearlitic steel: a nanoindentation study. **ScienceDirect**. *Wear* **263**, p.1575–1578, 2007.

KUC, D., NIEWIELSKI, G. e CWAJNA, J.. Influence of deformation parameters and initial grain size on the microstructure of austenitic steels after hot-working processes. **Materials Characterization** **56**, p.318–324, 2006.

LEE, D.N. The Evolution of Recrystallization Textures from Deformation Textures”. **Scripta Metallurgica et Materialia**. v. 32, n. 10, p.1689–1694, 1995.

LEE, W.S, LIU, C.Y. The effects of temperature and strain rate on the dynamic flow behaviour of different steels. **Materials Science and Engineering**. **426** p.101–113, 2006.

LI, A., et al. Fatigue and brittle fracture of carbon steel process pipeline, **Engineering Failure Analysis** v.12, p. 527–536, 2005

MAJTA, J. e ZUREKB, A. K. Modeling of ferrite structure after deformation in the two-phase region. *International Journal of Plasticity*. v. 19. p. 201-206, 2002

MANSHADI, A.D., BARNETT, M.R. e HODGSON, P.D., Recrystallization in AISI 304 Austenitic Stainless Steel during and after Hot Deformation. **Materials Science & Engineering A** (2007), doi:10.1016/j.msea.2007.08.026

METALS Handbook Atlas of Microstructures of Industrial Alloys. 8th Edition (ASM). V. 7, 1991

METALS Handbook Atlas of Microstructures of Industrial Alloys. 8th Edition (ASM). V. 4, 1991.

PADILHA, A.F. e SICILIANO Jr, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 2 ed. rev. e ampl. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996.

PADILHA, A.F. **Materiais de Engenharia: microestrutura e propriedades**. Ed Hemus, 2000, 343p.

PETRYK, H., STUPKIEWICZ, S., KUZIAK, R. Grain refinement and strain hardening in if steel during multi-axis compression: experiment and modeling. *J. Mater. Process. Tech.* (2007), doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.11.068

PIEKOS, K., et al. Generalized Vertex Model of Recrystallization – Application to Polycrystalline Copper. *Materials science forum*. v. 558-559 (2), pp. 1157-1162, 2007

QUADIR, M.Z. et al. Three-dimensional morphology of microbands in a cold-rolled steel. **Scripta Materialia**. V. 57(11), p. 977-980, 2007.

REIS, G.S. **Influência da Microestrutura e das condições de deformação nas Curvas de Escoamento Plástico de Aços Inoxidáveis Dúplex no Ensaio de Torção a Quente**. São Carlos, UFSCar, 1999

RIOS, P. R. et al. Nucleation and Growth During Recrystallization. **Materials Research**, v. 8, n. 3, p. 225-238, 2005

SCHAEFFER, L. **Conformação Mecânica**. Porto Alegre, Imprensa Livre Editora. 2 ed, 2004, 167p.

SONG, R. et al. Microstructure and crystallographic texture of an ultrafine grained C–Mn steel and their evolution during warm deformation and annealing. **Acta Materialia** v. 53, p. 845-858, 2005

SPIM, J.A., GARCIA, A. e SANTOS, C. A., **Ensaaios dos Materiais**. Editora LTC, 2000, 247 p.

STOROJEVA, L. et al. Development of microstructure and texture of medium carbon steel during heavy warm deformation. **Acta Materialia**. v. 52. p. 2209–2220, 2004.

SUN,Z.Q. et al. Deformation enhanced transformation and dynamic recrystallization of ferrite in a low carbon steel during multipass hot deformation. **Materials Science and Engineering A** v. 334 p. 201–206, 2002.

WANG,B. et al. Study on hot deformation behavior of 12%Cr ultra-super-critical rotor steel. **Materials Science & Engineering A** (2007), doi:10.1016/j.msea.2007.10.007

YAMANAKA, A., TAKAKI, T. e TOMITA, Y.. Coupled Simulation of Microstructural Formation and Deformation Behavior of Ferrite-Pearlite Steel by Phase-Field Method and Homogenization Method. **Materials Science & Engineering** (2007)
doi:10.1016/j.msea.2007.08.066