

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

TULIO TADEU XAVIER SANTOS

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA A FRIO SEQUENCIAL
TRAÇÃO/COMPRESSÃO NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO DE BAIXO TEOR
DE CARBONO SUBMETIDO AO RECOZIMENTO DE RECRISTALIZAÇÃO**

BELO HORIZONTE

2017

TÚLIO TADEU XAVIER SANTOS

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA A FRIO SEQUENCIAL
TRAÇÃO/COMPRESSÃO NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO DE BAIXO TEOR DE
CARBONO SUBMETIDO AO RECOZIMENTO DE RECRISTALIZAÇÃO

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientadora: Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Coorientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2017

AGRADECIMENTOS

Ao CEFET-MG pela oportunidade oferecida, pelos conhecimentos passados e por acreditar em minha capacidade

À minha orientadora Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa por tudo que me ensinou, pela paciência, pela franqueza, por todas as conversas, discussões e risadas ao longo e por acreditar em mim

Ao Departamento de Engenharia de Materiais pela infraestrutura e maquinário utilizado ao longo do trabalho.

Aos amigos do laboratório de metalografia, Pedro e Marcelo por todo apoio no laboratório e e pela paciência em me ensinar a utilizar os equipamentos.

Aos meus pais Milton Gonçalves dos Santos e Giselle Nazareth Sabarense Xavier Santos e minha irmã Iasmim Xavier Santos, por todo carinho, paciência e compreensão ao longo de todo o caminho, principalmente nos momentos de maior dificuldade quando sempre ficaram ao meu lado.

Aos meus avós e minhas tias Graciene e Gracielle por sempre terem tido fé em mim, por me ajudarem nas dificuldades e por me impulsionarem para seguir adiante.

À minha namorada Anna Barbara Lopes por sempre me incentivar, por crer em minhas capacidades, pela paciência quando estive ocupado com os estudos e principalmente pelo seu carinho.

A Deus por todas as bênçãos em minha vida e por me dar um novo dia para eu poder ser melhor do que fui no dia anterior.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Mecanismos de deformação plástica	14
Figura 2 – Imagem de micrografia eletrônica de discordância mista	15
Figura 3 – Representação esquemática de uma discordância em aresta	16
Figura 4 – Representação esquemática de uma discordância em hélice	17
Figura 5 – Representação esquemática da movimentação de discordâncias	18
Figura 6 – Desenho esquemático da ideia clássica de deslizamento	19
Figura 7 – Representação esquemática do mecanismo de maclação	20
Figura 8 – Curva tensão cisalhante x distorção para monocristais	21
Figura 9 – Estágios possíveis da recuperação em metais deformados plasticamente	24
Figura 10 – Aniquilação de discordâncias de sinais opostos	25
Figura 11 – Representação esquemática de um monocristal que sofreu poligonização	25
Figura 12 – Curvas de recristalização	27
Figura 13 – Microscopia demonstrando o efeito do crescimento de grão	28
Figura 14 – Esquema do crescimento de grãos devido à difusão atômica	29
Figura 15 – Esquema representando o crescimento de grãos maiores em detrimento dos menores	29
Figura 16 – Processo pelo qual o grão altera o seu número de lados	30
Figura 17 – Coalescência geométrica de grãos	31
Figura 18 – Micrografia de um exemplo de recristalização secundária	32
Figura 19 – Influência da temperatura de recozimento sobre o limite de resistência a tração e a ductilidade de uma liga de latão	35
Figura 20 – Máquinas utilizadas para o corte das amostras	37
Figura 21 – Preparação das amostras metalográficas	39
Figura 22 – Máquinas utilizadas na preparação metalográfica	39
Figura 23 – Microscópio e software de transmissão de imagens	40
Figura 24 – Máquina de ensaio universal	41
Figura 25 – Detalhes máquina de ensaios universal	42
Figura 26 – Microscópio e software de transmissão de imagens	43

Figura 27 – Esquema de uma impressão feita no ensaio de dureza Vickers	44
Figura 28 – Microdurômetro	45
Figura 29 – Microestrutura do material no estado inicial	47
Figura 30 – Microestrutura do material após tração de 15% e compressão de 30%	48
Figura 31 – Microestrutura do material após tração de 15% e compressão de 60%	48
Figura 32 – Evolução microestrutural – Amostras 30% de deformação por compressão a 600°C	50
Figura 33 – Evolução microestrutural – Amostras 60% de deformação por compressão a 600°C	51
Figura 34 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) a 600°C	53
Figura 35 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Deformação por compressão (%) a 600°C	53
Figura 36 – Evolução microestrutural – Amostras 30% de deformação por compressão a 700°C	55
Figura 37 – Evolução microestrutural – Amostras 60% de deformação por compressão a 700°C	56
Figura 38 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) a 700°C	58
Figura 39 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Deformação por compressão (%) a 700°C	58
Figura 40 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) – 700°C	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço SAE 1020 utilizado	36
Tabela 2 – Condições dos tratamentos térmicos	43
Tabela 3 – Valor médio de dureza Vickers para amostras em estado inicial	47
Tabela 4 – Dureza Vickers para amostras deformadas plasticamente a frio	48
Tabela 5 – Dureza Vickers para amostras com 30% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos a 600°C	52
Tabela 6 – Dureza Vickers para amostras com 60% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos a 600°C	52
Tabela 7 – Dureza Vickers para amostras com 30% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos a 700°C	57
Tabela 8 – Dureza Vickers para amostras com 60% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos a 700°C	57

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

C – Carbono

CCC – Arranjo cristalino cúbico de corpo centrado

CFC – Arranjo cristalino cúbico de faces centradas

HC – Arranjo hexagonal compacto

HV – Hardness Vickers

LE – Limite de Escoamento

LR – Limite de resistência

MO – Microscopia Óptica

TF – Temperatura de fusão

RESUMO

Aços de baixo carbono, comumente, são submetidos a processos de deformação plástica a frio, fazendo com que seja necessário um tratamento térmico posterior para a regeneração da microestrutura do material. Um tratamento térmico, normalmente, utilizado com intuito de regenerar a microestrutura, é o recozimento de recristalização, o qual possibilita as condições cinéticas e térmicas adequadas para a promoção de fenômenos termicamente ativados, como a recuperação, a recristalização e o crescimento de grão. No presente trabalho, os efeitos da deformação plástica a frio em sequência de tração e compressão, a temperatura e o tempo, na microestrutura de um aço de baixo teor de carbono, durante o tratamento térmico, foram investigados. Para tal propósito, o material foi submetido a variadas magnitudes de deformação plástica a frio, tanto na tração quanto na compressão, sendo posteriormente tratado termicamente em temperaturas de 600 e 700°C por tempos distintos, para então serem resfriados ao ar. Os resultados obtidos pelas operações realizadas foram analisados por meio de ensaios de microdureza Vickers e microscopia óptica. As análises indicam que a magnitude das deformações plásticas a frio, possuíram influência direta no processo de recristalização, responsável pela reconstituição dos valores de dureza e microestrutura apresentados pelo material no estado não deformado. Uma elevação da deformação plástica a frio, favoreceu uma maior queda de dureza durante os tratamentos térmicos, contribuindo assim com a recristalização.

PALAVRAS-CHAVE: Aço de baixo de carbono, Deformação plástica a frio, Tração, Compressão, Recozimento de recristalização, Recuperação, Recristalização, Crescimento de grãos.

ABSTRACT

Low carbon steels are commonly subjected to cold plastic deformation processes, requiring a subsequent heat treatment for the regeneration of the microstructure of the material. A thermal treatment, normally used to regenerate the microstructure, is the recrystallization annealing, which allows the appropriate kinetic and thermal conditions for the promotion of thermally activated phenomena, such as recovery, recrystallization and grain growth. In the present work, the effects of cold plastic deformation in the tensile and compression sequence, temperature and time, on the microstructure of a low carbon steel during the heat treatment were investigated. For this purpose, the material was subjected to various magnitudes of cold plastic deformation, both in the tension and in the compression, being later heat treated at temperatures of 600 °C and 700 °C for different times, to be cooled in the air. The results obtained by the performed operations were analyzed by Vickers microhardness tests and optical microscopy. The analysis indicated that the magnitude of the cold plastic deformations had a direct influence on the recrystallization process, responsible for the reconstitution of the hardness and microstructure values presented by the material in the non-deformed state. An increase in the cold plastic deformation favored a higher hardness decrease during the thermal treatments, thus contributing to the recrystallization.

KEYWORDS: Low carbon steel, Cold plastic deformation, Traction, Compression, Recrystallization annealing, Recovery, Recrystallization, Grain growth.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	11
2 OBJETIVOS	12
2.1 Objetivo geral	12
2.2 Objetivos específicos	12
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
3.1 Deformação plástica nos materiais metálicos	13
3.1.1 Conceitos de discordâncias	14
3.1.2 Mecanismos de deformação plástica	18
3.1.3 Deformação plástica a frio – Encruamento	20
3.2 Fenômenos estruturais relacionados ao aquecimento dos metais	22
3.2.1 Recuperação	23
3.2.2 Recristalização	26
3.2.3 Crescimento de grão	27
3.3 Tratamentos térmicos	33
3.3.1 Conceitos Gerais	33
3.3.2 Tratamento térmico de recozimento de recristalização	34
4 MATERIAIS E MÉTODOS	36
4.1 Material	36
4.2 Metodologia do trabalho	36
4.3 Caracterização microestrutural	38
4.3.1 Preparação metalográfica	38
4.3.2 Observação da microestrutura por microscopia óptica	39
4.4 Pré-tração uniaxial e compressão uniaxial dos corpos de prova	40
4.5 Tratamentos Térmicos	41
4.6 Ensaio de microdureza	44
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
5.1 Caracterização mecânica e microestrutural do material após tratamento térmico de Recozimento Pleno – Estado inicial	46

5.2 Caracterização mecânica e microestrutural do material após deformação plástica	47
5.3 Caracterização mecânica e microestrutural do material deformado plasticamente e tratado em diferentes tempos e temperaturas	49
5.4 Avaliação do efeito de pré-tração.....	59
6 CONCLUSÃO	61
REFERÊNCIAS	62

1 INTRODUÇÃO

O consumo de aço aparece como um dos maiores indicadores para se saber o desenvolvimento de um país, como também a sua capacidade de produção. Dentre os aços produzidos, as ligas de baixo carbono (entre 0,005 e 0,3% de C) representam mais da metade da produção devido à sua grande importância para uma diversidade de produtos dos mais distintos tamanhos, desde enormes componentes estruturais até pequenas partes e peças mecânicas (OLIVEIRA e SOLLERO, 2014; ASSIS et al., 2011).

Os aços de baixo carbono possuem alta trabalhabilidade e ductilidade, fazendo com que sua utilização como matéria prima seja facilitada, quando se faz necessário processos industriais, como: conformação, corte, solda entre outros, sendo o processo de estampagem o destaque na atuação de aços baixo carbono (BRESCIANI, 2011; CHIAVERINI, 1986).

O aço de baixo carbono é, normalmente, incapaz de adquirir resistência mecânica significativa por meio da têmpera devido ao seu baixo teor de carbono, fazendo com que sua microestrutura possua principalmente ferrita. Portanto, para se obter resistência mecânica, utiliza-se, normalmente, do processo de encruamento pela deformação mecânica. Logo, para se obter as propriedades mecânicas desejadas faz-se uso de tratamentos térmicos subcríticos e etapas de conformação para se obter o resultado esperado (DIETER, 1981; PADILHA e SICILIANO, 2005).

No entanto, juntamente com a deformação plástica a frio, há a elevação da quantidade de diversos tipos de defeitos na microestrutura do material, como as discordâncias, fazendo com que o material possua uma energia interna potencial, deixando instável a estrutura. Os tratamentos térmicos de recozimento subcrítico tem a função de regenerar a estrutura cristalina, por meio dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grãos, termicamente ativados (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981; PADILHA e SICILIANO, 2005).

Nesse contexto, no presente trabalho são avaliados os efeitos da deformação plástica conduzida por meio de tração e compressão sequenciais na microestrutura e na dureza de uma aço de baixo teor de carbono posterior a tratamentos térmicos envolvendo os fenômenos termicamente ativados mencionados anteriormente.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral do presente trabalho consiste em examinar o efeito da deformação plástica a frio por tração e compressão sequenciais e dos parâmetros de recozimento na microestrutura e na dureza de um aço de baixo teor de carbono após a realização de tratamento térmicos envolvendo os fenômenos termicamente ativados de recuperação, recristalização e crescimento de grão.

2.2 Objetivos Específicos

- Analisar o efeito da magnitude da deformação plástica na microestrutura e na dureza do material após o tratamento térmico;
- Avaliar a influência da temperatura e do tempo de encharque na microestrutura e na dureza do material após o tratamento térmico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

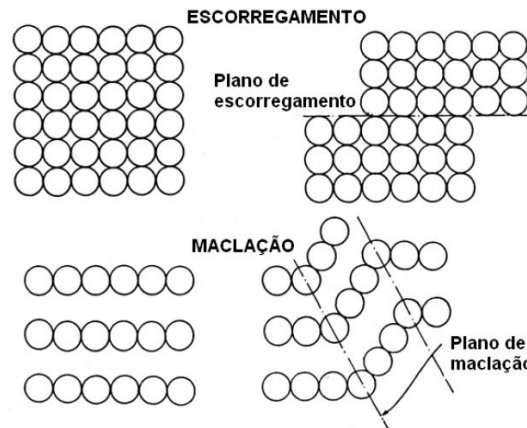
3.1 Deformação plástica nos materiais metálicos

Na maioria dos materiais metálicos o regime elástico ocorre até deformações de aproximadamente 0,005. A partir desse ponto, a deformação não mais obedece a lei de Hooke (tensão proporcional à deformação), passando a possuir uma deformação permanente, a deformação plástica. Do ponto de vista atômico, a deformação plástica pode ser considerada como a quebra das ligações com os átomos vizinhos, realizando em seguida novas ligações com os atuais vizinhos, adquirindo uma nova configuração de átomos permanentes (CALLISTER, 2007).

Em materiais metálicos policristalinos, essa deformação ocorre, principalmente, por escorregamento de planos cristalinos e maclação. No escorregamento, há a movimentação de parte do cristal em relação à outra, tendo os planos e direções de escorregamento como os “caminhos” mais propícios para tal movimentação. Os átomos se movem de maneira a manter a continuidade do retículo cristalino. O escorregamento é o principal mecanismo para que ocorra a deformação plástica, que por sua vez se deve a movimentação das discordâncias (BRESCIANI, 2011).

Na maclação, a partir de um plano limite de duas partes (plano de maclação), há a inclinação de uma região do cristal em relação à outra. Considerando esse plano como sendo um espelho, parte do cristal se torna uma imagem idêntica a outra a partir de uma força de cisalhamento. Apesar das distâncias percorridas serem não-múltiplas das interatômicas, como no escorregamento, a parte do cristal que é deformada possui o mesmo reticulado da região original. Muitos planos se movimentam seguindo uma regularidade, ao contrário do que ocorre no escorregamento (BRESCIANI, 2011; CALLISTER, 2007). Na figura 1 pode-se visualizar os mecanismos de escorregamento e maclação.

Figura 1 – Mecanismos de deformação plástica

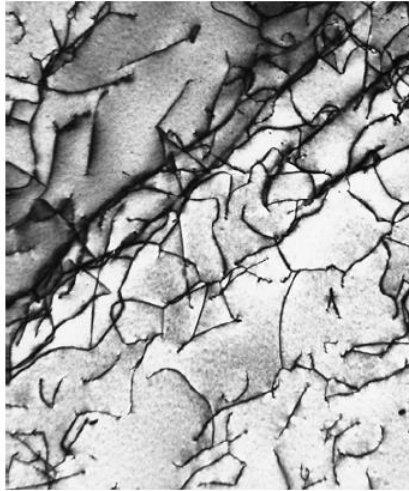


Mecanismos de deformação plástica; escorregamento e maclação - representação com esferas tangentes
 Fonte: BRESCIANI, 2011.

3.1.1 Conceito de discordâncias

As discordâncias possuem íntima relação com a deformação plástica sofrida pelos metais. Discordância é a mais importante imperfeição de linha, pois tal defeito é responsável pelo fenômeno do escorregamento e pode ser analisada em 2 tipos distintos: as discordâncias em aresta, também chamada de discordância em linha ou em cunha e a discordância em espiral ou de hélice que serão apresentadas mais adiante. Porém, deve-se ressaltar que o normalmente encontra-se em cristais metálicos é uma mescla de ambos os tipos, como pode-se ver na figura 2, denominadas de discordâncias mistas (BRESCIANI, 2011; CALLISTER, 2007; CHIAVERINI, 1986).

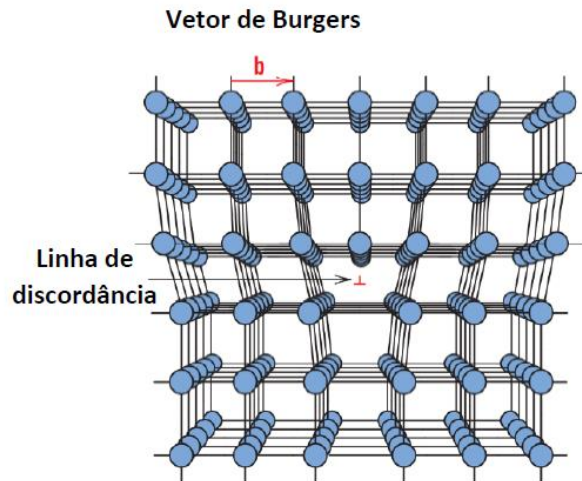
Figura 2 – Imagem de micrografia eletrônica de discordância mista



Micrografia eletrônica de transmissão em liga de Ti. As linhas escuras são discordâncias mistas.
Fonte: CALLISTER, 2007.

A discordância em aresta pode ser caracterizada pela implantação de uma fileira a mais de átomos, o que causa uma descontinuidade em certa região do cristal. Essa “anomalia” causa uma distorção no reticulado, que se intensifica na região de início da nova fileira de átomos. Tal defeito linear se concentra ao redor de uma linha que se encontra ao longo do limite do semiplano suplementar de átomos, essa linha é normalmente chamada de linha de discordância. A região adjacente a essa linha constitui o núcleo da discordância. Na região ao redor da discordância existe uma distorção localizada da rede cristalina, acima da linha os átomos são pressionados contra si enquanto os átomos localizados abaixo se afastam entre si. A discordância aresta pode ser representada pelo símbolo \perp , que também indica a posição da linha de discordância. Utiliza-se o símbolo \top para quando a discordância aresta é formada por um semiplano suplementar de átomos localizada na posição inferior do cristal. A magnitude e direção da distorção na rede cristalina relacionada a uma discordância é representada em termos de um *vetor de Burgers*, representado por um b na figura 3 (BRESCIANI, 2011; CALLISTER, 2007).

Figura 3 – Representação esquemática de uma discordância em aresta

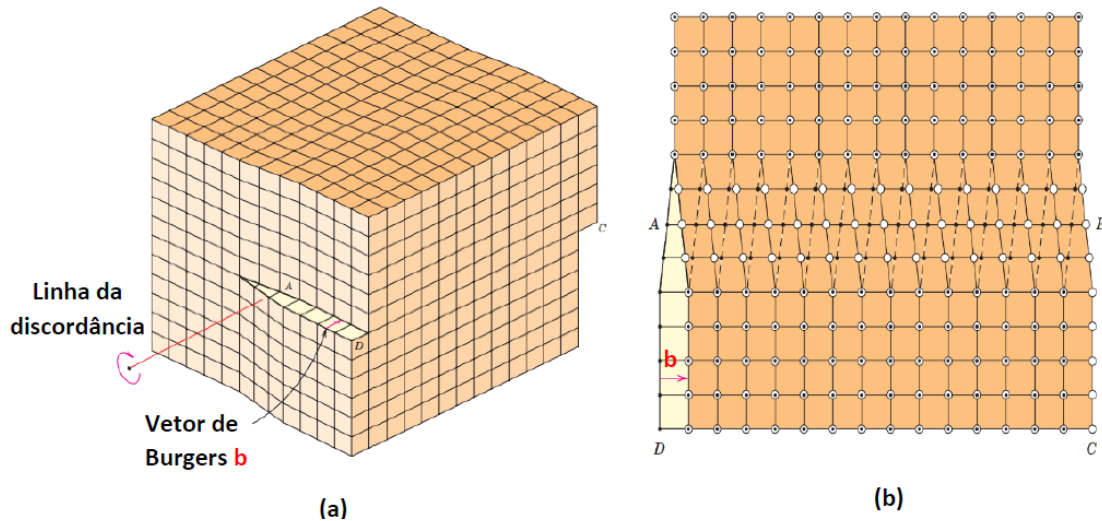


As posições atômicas características de uma discordância em aresta.

Fonte: CALLISTER, 2007.

A discordância em hélice é uma distorção do retículo cristalino em formato helicoidal. Os átomos presentes no defeito formam uma figura espacial, sendo necessário mais do que apenas um plano para representá-la esquematicamente. A distorção atômica gerada também é linear e se encontra, também, ao longo de uma linha de discordância. Ao redor da linha de discordância os planos atômicos traçam uma trajetória em espiral ou helicoidal, dando assim nome ao defeito (BRESCIANI, 2011; CALLISTER, 2007). O vetor de Burgers, é paralelo à linha de discordância de hélice, diferentemente à linha de discordância aresta, em que é perpendicular ao mesmo. Como dito anteriormente, as discordâncias são normalmente um misto de ambos os tipos de discordâncias, dando ao vetor de Burgers direções diversas (BRESCIANI, 2011). A figura 4 representa uma discordância em hélice.

Figura 4 – Representação esquemática de uma discordância em hélice

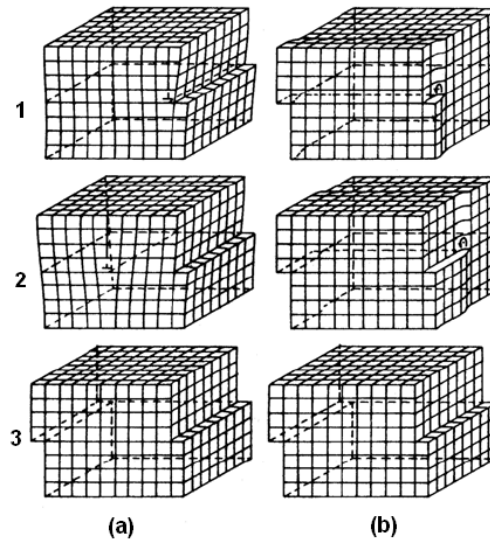


Uma discordância em espiral no interior do cristal (a) e, a mesma discordância vista de cima (b). A linha de discordância se estende ao longo de AB. Os círculos abertos correspondem aos átomos acima do plano de deslizamento e os círculos pretos indicam átomos abaixo do plano de deslizamento.

Fonte: CALLISTER, 2007.

A deformação plástica está ligada à existência e à movimentação de um grande número de discordâncias. A discordância se movimenta através do retículo cristalino, porém essa deformação é limitada pela imposição de manter a linha de discordância contínua. Dois tipos distintos de movimentação podem ser identificados: por deslizamento e por saltos. O salto da discordância representa a passagem das discordâncias de um plano referência, de deslizamento no qual a linha de discordância se desloca, para outro plano acima ou abaixo de átomos. Esse processo se adequa às discordâncias em aresta. Para as discordâncias em hélice o mecanismo se torna mais complexo por não possuir um plano único de deslizamento (BRESCIANI, 2011). Para a movimentação das discordâncias de hélice os planos de deslizamento que possibilitam a movimentação para qualquer direção contem a discordância e o vetor de Burgers, como pode ser visto na figura 5.

Figura 5 – Representação esquemática da movimentação de discordâncias



Deformação plástica do reticulado cristalino com o escorregamento pela movimentação de discordância de cunha (a) e de hélice (b)

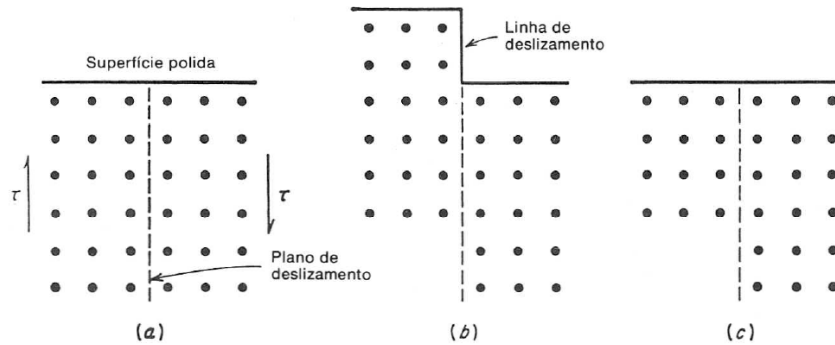
Fonte: BRESCIANI, 2011

3.1.2 Mecanismos de deformação plástica

A deformação plástica, normalmente, ocorre nos materiais metálicos pelo deslizamento de blocos cristalinos sobre outros blocos, ao longo de um plano chamado de plano de deslizamento. Esse plano preferencial, associado a orientação da movimentação do escorregamento, na chamada direção de deslizamento, caracterizam um sistema de deslizamento. Utilizando-se de uma analogia para melhor exemplificar o processo, pode-se comparar o deslizamento de planos atômicos, ou ainda escorregamento, com o espalhamento de um baralho sobre a mesa (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981). Na figura 6 pode-se observar uma esquematização clássica desse fenômeno.

Na imagem 6a um cubo metálico com a superfície superior polida, sofre uma tensão cisalhante, fazendo com que ocorra o fenômeno do escorregamento ao atingir uma tensão crítica. Os átomos possuem movimentação em valores inteiros de distâncias atômicas ao longo do plano de deslizamento, formando assim um degrau na superfície polida, como pode ser visto na imagem 6b. Com uso de um microscópio pode-se visualizar o degrau rebatido como uma linha, chamada de *linha de deslizamento*. Se o material sofrer posterior polimento ao processo mostrado, pode-se retirar a linha de deslizamento, como visto na imagem 6c.

Figura 6 – Desenho esquemático da ideia clássica de deslizamento



(a) antes do deslizamento, (b) após o deslizamento e (c) após polimento.

Fonte: DIETER, 1981.

Ambas as formas de discordâncias, em aresta e em espiral, possuem tipos de deslizamentos de planos atômicos preferenciais, o simples e o cruzado, respectivamente. Discordâncias em aresta realizam o deslizamento simples pois o vetor de Burgers é perpendicular à linha de discordância definindo assim o seu plano de deslizamento. Como o plano de deslizamento pode ser definido como aquele que possui o vetor de Burgers e a linha de discordância, pode-se afirmar que esse fenômeno seja executado pelo deslizamento simples por definição (DIETER, 1981; REED-HILL, 1982).

O deslizamento em espiral é mais complexo pois a orientação da linha de discordância é paralela ao vetor de Burgers, possibilitando o deslizamento cruzado pelas discordâncias, sendo que vários planos podem ser contemplados pela linha de discordância. Com isso pode-se explicar a maior facilidade de as discordâncias em espiral contornarem obstáculos devido a sua maior liberdade de movimentação (DIETER, 1981; REED-HILL, 1982).

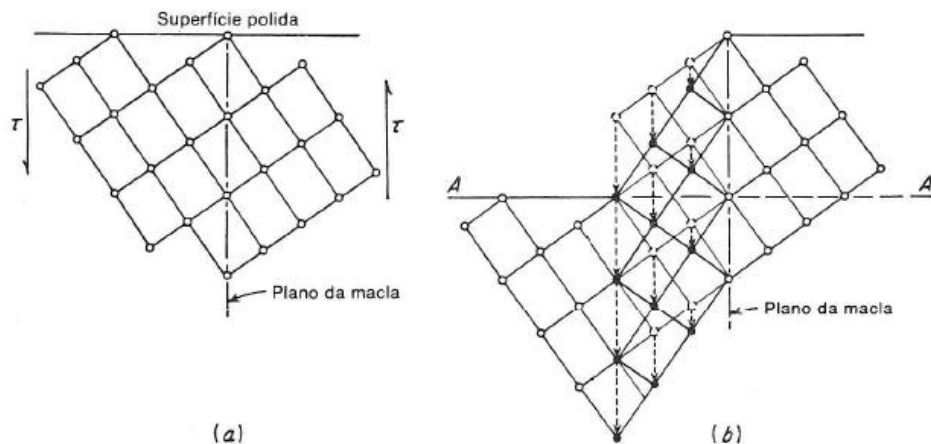
O segundo mecanismo pelo qual ocorre a deformação plástica nos metais é a maclação. Ele acontece quando a orientação de uma região do cristal é alterada, possuindo ainda relação com a orientação das outras regiões da rede cristalina de forma simétrica e delimitada. O plano onde parte do cristal se inclina em relação a outra que realiza a deformação conhecida como macla é chamado de plano de maclação. Sendo esse, ainda, o plano de simetria entre a matriz cristalina e a região maclada que representa a imagem espelhada da matriz (BRESCIANI, 2011; DIETER, 1981).

Diferentemente do escorregamento, na maclação os átomos se movem no cristal, mas não ocupam as posições originárias de outros átomos. Na maclação quando ocorre o cisalhamento de uma parte do cristal, ela é homogênea ao restante da rede cristalina e além disso o movimento de

maclação é limitada a distância percorrida por uma região do cristal com relação a outra (BRESCIANI, 2011; DIETER, 1981).

A maclação é mais usualmente vista em cristais do sistema hexagonal compacto HC, pois a capacidade de se utilizar do mecanismo de escorregamento é limitada (BRESCIANI, 2011). Na figura 7, pode-se observar uma representação esquemática do mecanismo de maclação

Figura 7 – Representação esquemática do mecanismo de maclação



Aplicação de esforços de cisalhamento na estrutura cristalina (a) e a movimentação atômica dependente da região adjacente (b).

Fonte: DIETER, 1981.

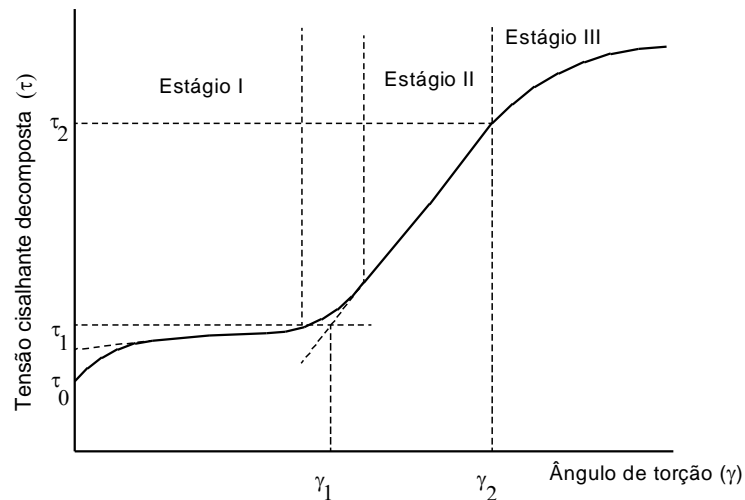
3.1.3 Deformação plástica a frio – Encruamento

Durante a deformação plástica ocorre um fenômeno responsável por tornar um metal dúctil mais duro e mais resistente, conhecido como encruamento. A capacidade de um metal se deformar plasticamente, depende diretamente da mobilidade de suas discordâncias. Porém, durante a movimentação dessas discordâncias presentes no retículo cristalino do metal, dois eventos podem ocorrer para atrapalhar esse movimento, à medida que a deformação plástica vai ocorrendo. O primeiro evento é a interseção dessas discordâncias com outros obstáculos, como: contornos de grão, precipitados e até mesmo outras discordâncias. E o segundo evento é o aumento na densidade do número de discordâncias durante o processo de deformação plástica (DIETER, 1981; CALLISTER, 2007).

Ambos os mecanismos dificultam a passagem das discordâncias, portanto logo se pode afirmar que a probabilidade de encontrar obstáculos aumenta e com isso há uma elevação na dureza do metal. O encruamento, de forma geral, se dá devido a uma severa deformação plástica do metal a “frio”. O aumento da densidade das discordâncias eleva a desordem no retículo cristalino, diminuindo a ductilidade e conseqüentemente, elevando a dureza (DIETER, 1981; CALLISTER, 2007; VAN VLACK, 1988).

É importante ressaltar que esse fenômeno e as suas conseqüentes mudanças de propriedade, dependem do regime de tensão/deformação efetiva ao qual o material é submetido. O encruamento ou trabalho a frio é um processo muito utilizado em metais que não são sensíveis ao tratamento térmico para o seu endurecimento (DIETER, 1981; VAN VLACK, 1988). O comportamento sob tração de monocristais de metais é mostrado na figura 8, na qual a tensão uniaxial é representada pela tensão de cisalhamento τ e a deformação linear, pela distorção γ , presente no plano preferencial de deslizamento.

Figura 8 – Curva tensão cisalhante x distorção para monocristais.



Fonte: DIETER, 1981

Abaixo da tensão τ_0 não há deformação plástica significativa, sendo denominada “*tensão cisalhante crítica decomposta*”. Ultrapassado τ_0 tem-se o escoamento, com uma baixa taxa de encruamento, o estágio I, também chamado de *região de escoamento fácil*. Esse estágio pode não ocorrer em materiais com pequenas quantidades de impurezas, pela deformação a altas

temperaturas ou, ainda, devido à orientação do cristal que favorece diversos sistemas de deslizamento sob o efeito da tração

Os materiais policristalinos não possuem esse estágio, por possuírem uma alta densidade de grãos aleatoriamente orientados, o que auxilia múltiplos deslizamentos desde o início do escoamento.

No estágio II, ou região de encruamento linear, a taxa de encruamento eleva-se rapidamente até estabilizar em um patamar, podendo-se afirmar que a tensão cisalhante é uma função linear da distorção.

No início do estágio III, ou região de encruamento parabólico, a taxa de encruamento diminui de forma contínua e a tensão cisalhante passa a ser uma função parabólica da distorção. A taxa de encruamento nesse estágio possui forte dependência com a temperatura e a taxa de deformação utilizadas. A grande maioria dos materiais policristalinos possui comportamento que se assemelha ao demonstrado no estágio III do ensaio de monocristais (DIETER, 1981).

3.2 Fenômenos estruturais relacionados ao aquecimento dos metais

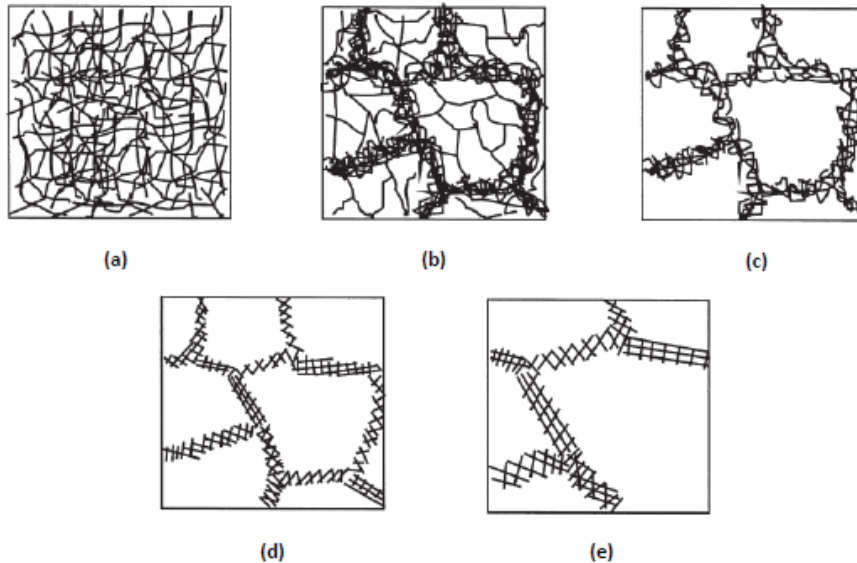
Um material metálico ao sofrer deformação plástica e encruar, possuirá uma alta energia armazenada com relação ao material antes de sofrer o processo. Tal condição irá aumentar a densidade de discordâncias e outros defeitos na rede cristalina. A situação alcançada não é estável termodinamicamente, portanto o material tende a voltar naturalmente a sua forma inicial com uma energia interna armazenada menor. Porém esse processo possui uma cinética desfavorável, fazendo com que a recuperação do estado mais estável do retículo cristalino, com menos defeitos, seja muito lenta. Portanto aumentando-se a temperatura do material, realizando um trabalho a quente, conhecido como tratamento térmico, haverá uma tendência do material, cineticamente favorável, de voltar ao seu estado de menor energia interna. O tratamento térmico para obter esse efeito é chamado de recozimento, e além de recuperar a estrutura cristalina do metal, possui a capacidade de diminuir a resistência mecânica do material e aumentar a sua ductilidade. Durante o recozimento há primeiramente o processo de recuperação, recristalização e crescimento de grão que serão melhor abordados ao decorrer do presente trabalho (BRESCIANI, 2011; MANKINS, 2004).

3.2.1 Recuperação

A recuperação é o primeiro estágio do processo de recozimento do material metálico, no qual as propriedades mecânicas que foram modificadas ao longo do processo de deformação plástica tendem a voltar aos seus valores iniciais, anteriores a deformação sofrida. Parte da energia interna armazenada é liberada devido ao movimento das discordâncias, possível devido ao aumento elevado de temperatura, possibilitando a difusão atômica. Propriedades físicas, elétricas, térmicas e afins são parcial ou totalmente recuperadas com relação ao seu estado anterior à deformação plástica (BRESCIANI, 2011; CALLISTER, 2017; PADILHA e SICILIANO, 2005). Durante esse processo a configuração alongada dos grãos obtidas durante o processo de deformação plástica não possui alteração significativa aparente, sendo visível mais adiante durante o processo de recristalização. Durante a recuperação, há a ocorrência paralela de fenômenos como, a eliminação parcial de discordâncias que se deve à movimentação dos defeitos lineares pelos mecanismos de escorregamento e de salto, podendo possibilitar o encontro de discordâncias de sinais opostos que se anulam. Além disso o fenômeno da poligonização pode estar presente. Nesse processo inicial do recozimento a energia interna é reduzida em parte, ainda pequena, e as tensões internas são aliviadas de forma substancial (BRESCIANI, 2011). Durante a recuperação vários estágios podem ser observados, como demonstrado na figura 9, porém dependendo de fatores como a deformação inicial, a temperatura de recozimento e o tipo de material em questão, alguns fatores podem ou não ocorrer, e até mesmo ocorrerem em uma ordem diferente a demonstrada na figura 9 (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005).

A deformação plástica a frio contribui para a formação e movimentação de discordâncias na estrutura cristalográfica do metal. Isso se deve ao fenômeno de deslizamento atômico, que irá gerar uma microestrutura com a presença de emaranhados de discordâncias. Dependendo da liga metálica e de sua energia de falha de empilhamento, haverá um maior movimento médio das discordâncias parciais, proporcionando uma maior organização ao cristal, caracterizando assim estruturas celulares, nas quais possuem contornos formados por emaranhados de discordâncias complexos (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Figura 9 – Estágios possíveis da recuperação em metais deformados plasticamente

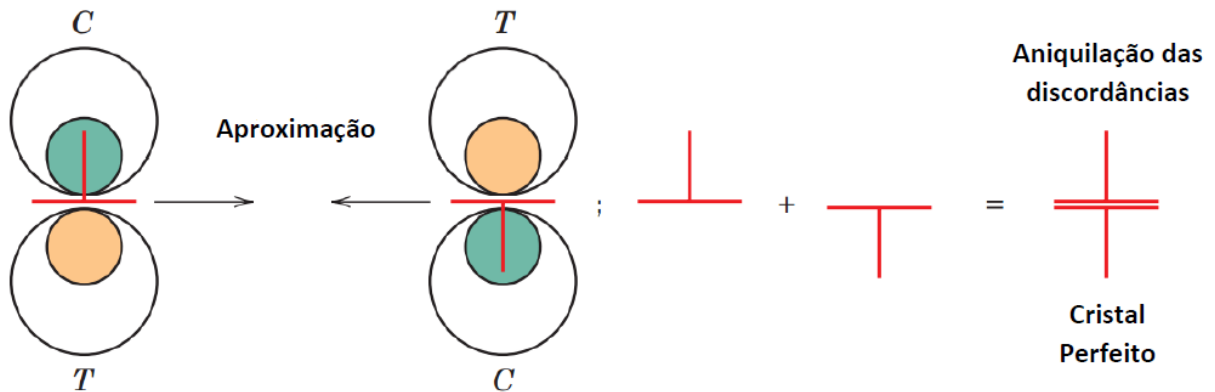


Diferentes estágios possíveis na recuperação de um metal deformado plasticamente a frio. (a) Emaranhado de discordâncias, (b) Formação de estruturas celulares, (c) Aniquilação de discordâncias no interior das células, (d) Formação de subgrãos e (e) Crescimento de subgrãos.

Fonte: HUMPHREYS e HATHERLY, 2004 (Adaptado).

As discordâncias passam a ter maior mobilidade a partir do aumento da temperatura, possibilitando assim o encontro de discordâncias de sinais opostos no mesmo plano de escorregamento, e portando a aniquilação das mesmas, quando se movimentam em direções opostas. Outra forma das discordâncias se aniquilarem, ocorre através da combinação de dois ou mais mecanismos de movimentação de discordâncias. Duas discordâncias com vetores de Burgers opostos e em diferentes planos de escorregamento, podem possibilitar a eliminação das discordâncias através de movimentações simultâneas de deslizamento e escalagem. Através da movimentação de deslizamento cruzado, um processo similar de aniquilação de discordâncias também é possível para discordâncias em espiral, com o propósito de se atingir um estado de menor energia interna (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; REED-HILL, 1982; CALLISTER, 2007). Uma esquematização do processo acima descrito pode ser visualizada na figura 10.

Figura 10 – Aniquilação de discordâncias de sinais opostos



Fonte: CALLISTER, 2007 (Adaptado).

Apesar do fenômeno de aniquilação de discordâncias, a deformação plástica a frio sempre ocasionará quantias diferentes de discordâncias de sinais opostos, fazendo com que uma quantia de defeitos lineares de mesmo sinal não possam ser aniquiladas pelo processo já descrito. Assim sendo, com o intuito de gerar um arranjo cristalino de menor energia interna, os átomos dessas discordâncias se reorganizam, estabelecendo contornos de grão de baixo ângulo, também conhecidos como subcontornos. Tal fenômeno possui o nome de poligonização. O processo descrito é representado na figura 11 de forma simplificada, demonstrando um monocristal submetido à deformação plástica a frio que gerou subcontornos de grão (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005).

Figura 11 – Representação esquemática de um monocristal que sofreu poligonização



Figuras 11 A e 11 B representam o movimento de escalagem e deslizamento durante a poligonização.

Fonte: REED-HILL, 1982 (Adaptado).

A poligonização necessita de maior energia de ativação em relação ao processo de aniquilação de discordâncias, devido a elevada necessidade da ocorrência de deslizamento cruzado e escalagem.

A região adjacente aos subcontornos de grão são normalmente chamadas de subgrãos, que é semelhante, em relação a sua morfologia a estruturas de células de deformação plástica. Porém essas células não possuem limites tão acentuados quanto os subgrãos, além de possuírem mais discordância dentro de si (REED-HILL, 1982; PADILHA e SICILIANO, 2005).

3.2.2 Recristalização

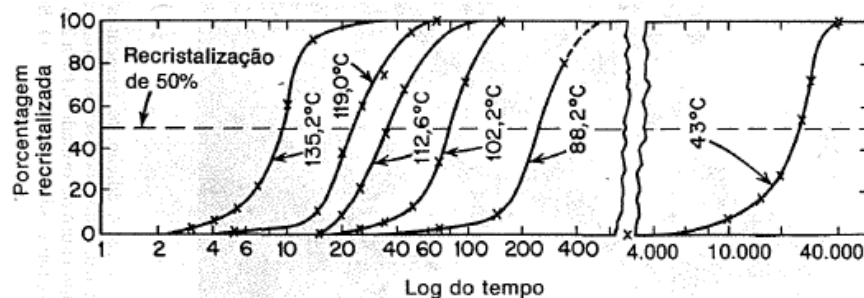
Apesar do processo de recuperação auxiliar na diminuição da energia interna do cristal, este fenômeno não é suficiente para eliminar totalmente essa energia acumulada. Portanto ao longo do tratamento térmico, com a elevação da temperatura outro evento termicamente ativado, chamado de recristalização ocorre auxiliando na diminuição da energia interna (CALLISTER, 2007). O processo de recristalização compreende a nucleação de uma região livre de deformação, podendo transformar a região deformada em uma área livre de deformação, ao longo da movimentação do contorno. Com o crescimento do contorno de grão a partir do núcleo, há a eliminação das discordâncias presentes na área de contato com o contorno do grão. Para que ocorra tal processo é necessária uma alta angulação no contorno, pois proporciona um grau de desorientação suficiente para que possa acomodar as discordâncias que passar a ter contato. A recristalização pode ocorrer através de dois processos conhecidos. Um dos processos é conhecido como migração do contorno induzida por deformação. O fenômeno ocorre quando um núcleo livre de deformação é formado a partir de um ou mais contornos de grão que já existiam anteriormente, indo em direção ao vizinho que possuir maior densidade de discordâncias localizadas, possibilitando atrás de si uma área de recristalização livre de deformação (GUY, 1980; REED-HILL, 1982).

O segundo mecanismo é denominado coalescência de subgrãos. Ele consiste na nucleação e formação de novos contornos de grão a partir do crescimento de subgrãos, em regiões propícias a esse crescimento devido à relativa alta energia interna. Aparentemente, esse mecanismo ocorre preferencialmente na presença de altas deformações, com núcleos se formando nos contornos de grão, de macla ou em inclusões e partículas de segunda fase presentes no retículo cristalino (REED-HILL, 1982).

De acordo com Dieter (1981), seis variáveis influenciam majoritariamente no comportamento de recristalização: quantidade de pré-deformação, temperatura, tempo, tamanho de grão inicial, composição e grau de recuperação ou poligonização interior ao início da recristalização. Todas as variáveis citadas acima interferem na temperatura de recristalização, podendo ser definida como a temperatura na qual uma determinada liga metálica, com um alto estado de trabalho a frio, recristaliza-se completamente em uma hora.

Uma maneira para se estudar a recristalização é formando-se curvas de recristalização isotérmica. As curvas são formadas mantendo uma temperatura constante, em diversas amostras igualmente encruadas, em diferentes tempos. Analisando-se a figura 12 fica claro que quanto maior a temperatura do tratamento térmico, menor será o tempo necessário para que se ocorra a recristalização. Pode-se observar, também, a presença de uma linha horizontal, traçada de forma arbitrária, que corta as curvas. A intercessão dessa linha com as curvas, corresponde ao momento em que houve a recristalização de 50% do material, fornecendo assim o tempo necessário para recristalizar metade da estrutura em uma certa temperatura (REED-HILL, 1982).

Figura 12 – Curvas de recristalização



Curvas de recristalização isotérmica para cobre puro (99,999% Cu) laminado a frio 98%

Fonte: REED-HILL, 1982.

3.2.3 Crescimento de grão

Ao final da recristalização, os grãos não deformados vão continuar crescendo enquanto houver a temperatura necessária oferecendo energia ao processo, conhecido como crescimento de grão. Ele não necessariamente precisa ser um processo que ocorre após a recuperação e recristalização. Com o crescimento do grão há uma diminuição da energia associada aos limites dos grãos, devido à redução da área limite total, sendo responsável por possibilitar o crescimento

dos mesmos (CALLISTER, 2007). Pode-se observar na figura 13 o efeito da temperatura para o crescimento dos grãos de uma liga de latão.

Figura 13 – Microscopia demonstrando o efeito do crescimento de grão

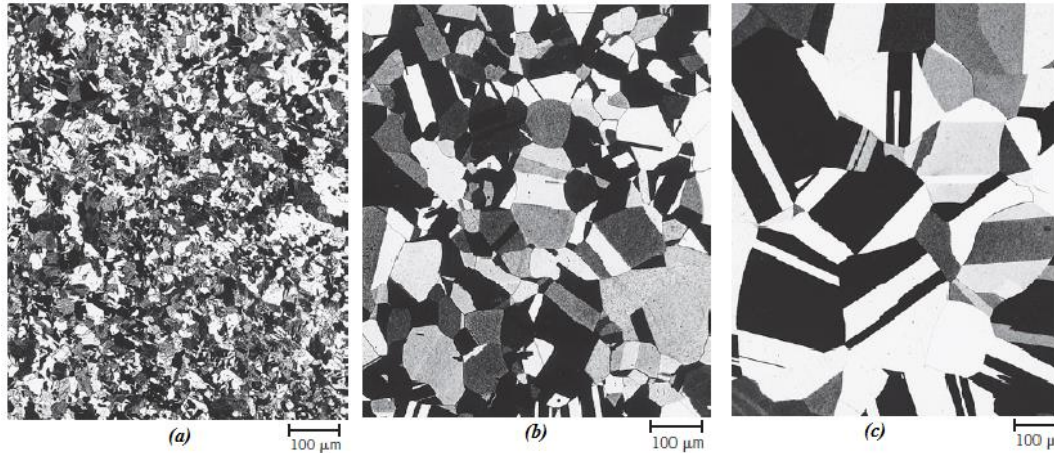


Figura 12(a) demonstra a recristalização completa (8 s a 580°C); 12(b) mostra o crescimento de grãos após 15 min a 580°C e 12(c) representa o crescimento do grão após 10 min a 700°C.

Fonte: CALLISTER, 2007 (Adaptado).

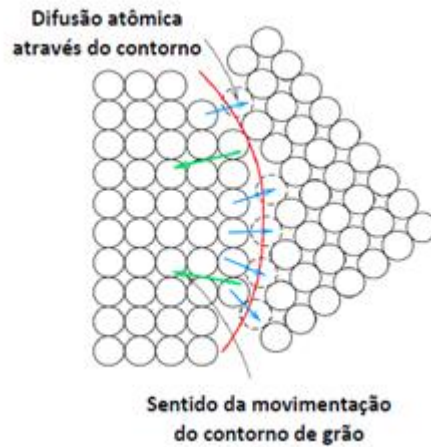
Nem todos os grãos podem aumentar de tamanho, os menores, comumente, encolhem podendo chegar a desaparecer para poder promover o crescimento de grãos maiores pela migração de seus limites. Portanto o tamanho médio dos grãos aumenta ao longo do tempo, porém com tamanhos diversificados ao longo de todo o processo. O movimento de limite é a difusão de curto alcance de átomos entre os lados do limite. O movimento de limite e o movimento atômico possuem direções opostas entre si (CALLISTER, 2007). Pode-se observar na figura 14 um esquema de como ocorre a difusão atômica no processo de crescimento de grão.

O diâmetro do grão d varia com o tempo t de acordo com a equação 1 descrita abaixo para a maioria dos materiais policristalinos:

$$d^n - d_0^n = Kt \quad (1)$$

Onde d_0 é o diâmetro inicial do grão no tempo $t = 0$ e K e n são constantes independentes do tempo. Normalmente n é igual ou maior do que dois.

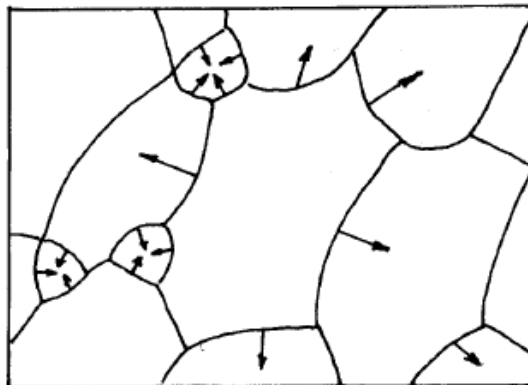
Figura 14 - Esquema do crescimento de grãos devido à difusão atômica



Fonte: CALLISTER, 2007 (Adaptado).

Essa movimentação dos átomos acontece em direção ao local de maior estabilidade, a superfície côncava. Logo, o contorno de grão tende a se movimentar na direção do centro da curvatura de grão, como também pode ser observado na figura 14. Um dos fatores que contribui para a alimentação dos grãos maiores pelos grãos menores até que desapareçam é o fato de os grãos pequenos possuírem uma superfície de curvatura côncava em relação ao centro, enquanto os grãos maiores apresentam uma curvatura convexa. Na figura 15 pode-se observar esse efeito com maior clareza.

Figura 15 - Esquema representando o crescimento de grãos maiores em detrimento dos menores

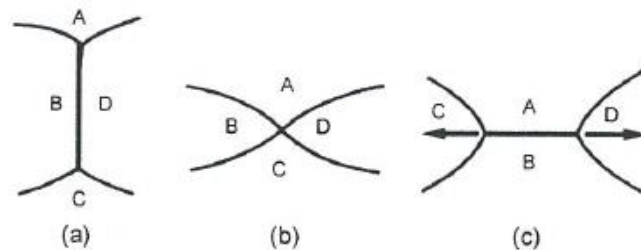


Fonte: CHIAVERINI, 1986.

A curvatura côncava dos grãos menores se deve ao fato de que, normalmente, por possuírem menos de seis lados, são instáveis e assumem essa configuração no contorno de grão para estabelecer contato com seus vizinhos. Nos grãos com mais de seis lados se nota o oposto, assumem uma conformação convexa para crescer às custas de outros. O processo ocorre em cascata, pois assim que um grão é totalmente consumido, o equilíbrio na vizinhança é afetado e o fenômeno não tem fim até que não haja mais energia fornecida ou que o tamanho final dos grãos seja aproximadamente o mesmo (CAHN e HAASEN, 1996; BURKE e TURNBULL, 1952; CALLISTER, 2007).

Durante o crescimento de grão, também, pode ocorrer a variação do número de lados de um grão. Na figura 16 pode-se observar através de um esquema como esse processo ocorre.

Figura 16 – Processo pelo qual o grão altera o seu número de lados

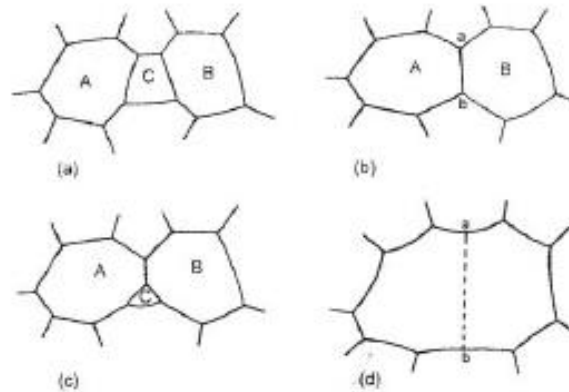


Fonte: BURKE e TURNBULL, 1952.

Existe, ainda, um processo conhecido como coalescimento geométrico de grãos, proposto por Nielsen (1966). Tal processo não ocorre normalmente em materiais com distribuição aleatória da orientação dos grãos, sem “textura” aparente. Porém para materiais com forte textura o modelo proposto pode possuir significativa importância. Durante a recristalização, pode haver uma orientação cristalográfica preferencial, diferente da orientação promovida pela deformação. A recristalização pode promover tanto a grãos sem textura, quanto componentes com textura acentuada, ou até mesmo não modificar a textura promovida durante a deformação anterior. A orientação cristalográfica que será formada pela recristalização é conhecida como textura de recristalização. Com a elevação da temperatura pode ocorrer no recozimento e depois da recristalização dois processos: O crescimento de grãos conhecido como contínuo ou normal ou pode ocorrer um processo conhecido como *recristalização secundária*, onde ocorre o crescimento exagerado dos grãos (PADILHA e SICILIANO, 2005; BURKE e TURNBULL, 1952;

FALLEIROS, 1972). Na figura 17 pode-se observar um esquema do processo de coalescência de grãos.

Figura 17 – Coalescência geométrica de grãos



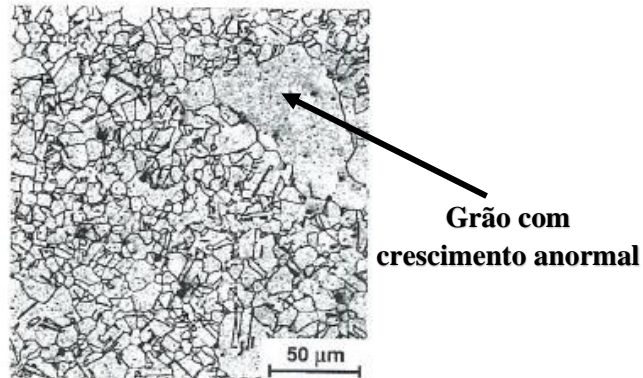
Os grãos A e B possuem quase a mesma orientação e se encontram devido ao desaparecimento do grão C. O contorno ab pode ser considerado um contorno de baixo ângulo ou subcontorno.

Fonte: NIELSEN, 1966.

O avanço exagerado pode perturbar o crescimento normal de grãos, englobando aqueles que possuem tamanho constante. Esse fenômeno é conhecido como *recristalização secundária* e está ligada ao impedimento do crescimento normal dos grãos, ou seja, um ocorre em detrimento do outro, inibindo ou impedindo um crescimento padrão dos grãos. A cinética desse fenômeno possui similaridade com a da recristalização primária, obtendo desse fator sua denominação. Na figura 18 pode-se observar a microscopia de um aço inoxidável austenítico estabilizado com titânio que possui crescimento anormal de grão (PADILHA e SICILIANO, 2005).

Beck e seus colaboradores (1949) em estudos realizados mostram a associação constante de partículas finas com a recristalização secundária. Segundo Zener (1948) a dispersão de partículas na estrutura cristalina pode ser um limitador de crescimento normal dos grãos. O contato do contorno de grão com uma partícula presente na matriz, resulta em uma redução da área do contorno, diminuindo assim sua energia livre. Somente em temperaturas ainda maiores, onde essas partículas se dissolvem, haverá um crescimento significativos desses grãos (DETERT, 1971; PADILHA e SICILIANO, 2005).

Figura 18 – Micrografia de um exemplo de recristalização secundária



Fonte: PADILHA, 1999.

Dentre alguns dos fatores que auxiliam a restringir um crescimento normal de grãos, pode-se citar impurezas em solução sólida, presença de partículas, presença de textura forte e limitações devido à espessura da amostra. As impurezas em soluções sólidas possuem efeito retardador no crescimento de grão, porém não é o necessário para estabilizar a estrutura de grãos da matriz, permitindo assim a recristalização secundária (PADILHA e SICILIANO, 2005).

Outros fatores podem ter o efeito de auxiliar na recristalização secundária, como a heterogeneidade de tamanho de grão. O fenômeno não se restringe às estruturas que possuem partículas finas, mas também a metais puros. Quando há a presença de “colônias” de grãos maiores que a média, há a tendência que as mesmas cresçam sobre grãos de tamanho considerado normal na matriz (PADILHA e SICILIANO, 2005).

Os tamanhos de grãos e sua dispersão possuem grande relevância em seu crescimento. Por motivos termodinâmicos e cinéticos, os grãos maiores normalmente crescem em detrimento dos menores, possibilitando um crescimento exacerbado do grão. Textura muito pronunciada, também, devido a orientação preferencial cristalográfica pode dificultar a movimentação dos contornos e impedirem com que os grãos cresçam de forma uniforme. Durante o crescimento de grão, a espessura da amostra é um fator limitante de tamanho quando alcançam um diâmetro limite. O tamanho limite é função da espessura da amostra e das energias superficiais nos contornos de grão e na interface amostra/atmosfera. Estudos feitos por Assmus e colaboradores (1957) mostram que o limite imposto por essa espessura ao crescimento de grão promovia a recristalização secundária em Fe-3%Si (CAHN e HAASEN, 1996; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005; REED-HILL, 1982).

3.3 Tratamentos térmicos

3.3.1 Conceitos Gerais

Pode-se definir como tratamento térmico, operações que submetem metais a condições de aquecimento e resfriamento, em situações com as temperaturas, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento controlado, cujo objetivo é de alterar as propriedades ou conferir características pré-determinadas, possibilitando assim o uso do metal para diversas aplicações específicas em engenharia (CHIAVERINI, 1986).

Os tratamentos térmicos podem ser representados através de um ciclo tempo-temperatura, onde as principais variáveis que irão influenciar as propriedades obtidas são:

Aquecimento: A velocidade e a temperatura máxima devem ser levadas em consideração durante o aquecimento do metal. A velocidade de aquecimento é um importante fator a ser considerado, pois se o metal a ser submetido ao processo, possuir elevada tensão interna e a velocidade de aquecimento for muito elevada, pode possibilitar a ocorrência de empenamento ou até mesmo o aparecimento de fissuras. Porém, caso o aquecimento for considerado muito lento para certo metal, isso pode acarretar um crescimento de grão exagerado, o que não costuma ser desejável. A temperatura de aquecimento depende das propriedades e estruturas finais que se desejam obter, além da própria composição química da liga metálica.

Tempo de permanência: Após alcançada determinada temperatura de aquecimento do material metálico, o tempo que o mesmo é mantido nessa temperatura também é um importante fator a ser levado em consideração e depende das propriedades e estruturas finais desejadas para o metal. A temperatura de encharque do material é comumente determinada durante o período de permanência na temperatura desejada, possibilitando assim que todo o material possa atingir a temperatura correta.

Resfriamento: O resfriamento é muitas vezes considerado como o fator mais importante, pois é o responsável por determinar de forma efetiva a estrutura obtida e, portanto, as propriedades finais adquiridas pelo material. Um exemplo comum é o aço, que para uma mesma composição química e mesma temperatura de aquecimento, porém com velocidades de resfriamento distintas, pode obter como estruturas resultantes, desde perlita até martensita. Para que se obtenha a estrutura final desejada, deve-se, principalmente, levar em consideração qual será o meio de resfriamento

escolhido, pois cada meio possui uma velocidade de resfriamento distinta, e, portanto, podem promover diferentes tipos de estruturas cristalinas ao final do processo. Os meios de resfriamento mais utilizados usualmente são: ambiente do forno, ao ar e meios líquidos como água e óleo. Sendo que o ambiente mais brando é o interior do forno, ao ar um pouco mais severo e os meios líquidos sendo os mais rigorosos (NOVIKOV, 1994; CHIAVERINI, 1986; REED-HILL, 1982).

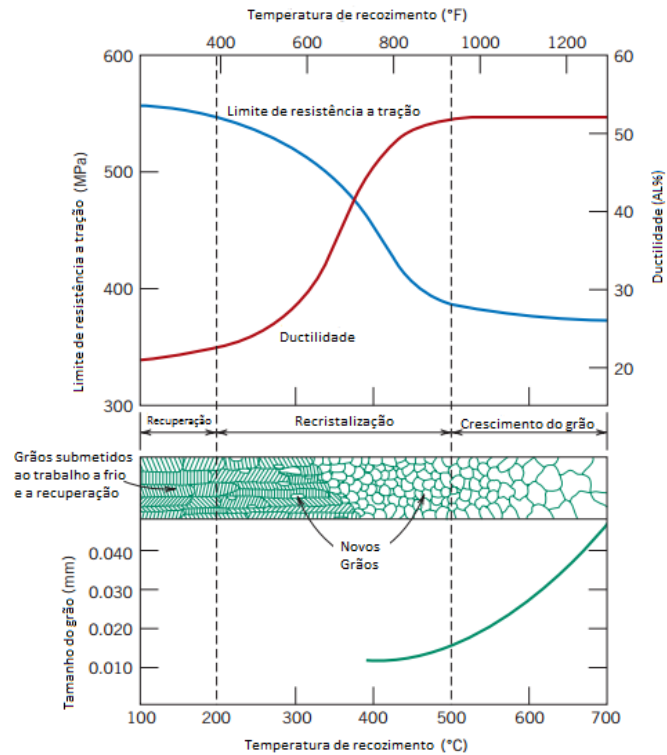
3.3.2 Tratamento térmico de recozimento de recristalização

O recozimento se refere ao tratamento térmico no qual o material é exposto a uma elevada temperatura por certo período de tempo e resfriado lentamente. Normalmente o processo de recozimento está associado à remoção de tensões residuais, diminuição da resistência mecânica, elevação da ductilidade e tenacidade além de poder produzir uma microestrutura determinada (CALLISTER, 2007).

O recozimento de recristalização visa regenerar a microestrutura dos materiais metálicos anterior a deformação plástica a frio, restaurando assim as suas propriedades mecânicas. Os efeitos obtidos por esse processo são, principalmente, os fenômenos termicamente ativados de recuperação e de recristalização. Na recuperação não ocorre alteração considerável na microestrutura, porém a mobilidade atômica favorece a redução de defeitos e a movimentação das discordâncias para posições de menor energia. Fazendo com que haja uma discreta redução da dureza e um aumento considerável da condutividade elétrica. Na recristalização a temperatura permite uma mobilidade que altera significativamente as propriedades mecânicas. Essa temperatura gira em volta de $1/3$ e $1/2$ da temperatura de fusão. O metal obtém uma redução de dureza no processo de recristalização significativa. A temperatura na qual o material é exposto se relaciona a vários fatores, como o percentual de trabalho a frio sofrido. Altas taxas de trabalho a frio, propiciam elevado encruamento e necessitam de temperaturas mais baixas para a recristalização, ou seja, menor de energia térmica é necessária para iniciar o processo de modificação da microestrutura. Além disso, apesar, da maior parte da energia utilizada durante o processamento mecânico ser perdida em forma de calor e ruído, cerca de 10% é armazenada no material em forma de defeitos cristalinos. Essa energia armazenada contribui com a cinética dos fenômenos termicamente ativados durante o tratamento térmico. (CALLISTER, 2007; CHIAVERINI, 1986; COLPAERT, 2008, PADILHA e SICILIANO, 2005).

Na figura 19 pode-se observar a variação nas propriedades físicas que normalmente ocorre em materiais deformados plasticamente a frio e que são submetidos aos fenômenos termicamente ativados de recuperação, recristalização e crescimento de grão.

Figura 19 - Influência da temperatura de recozimento sobre o limite de resistência a tração e a ductilidade de uma liga de latão.



O tamanho de grão está indicado em função da temperatura de recozimento.

Fonte: CALLISTER, 2007.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Durante este capítulo serão apresentados os materiais, tratamentos térmicos, ensaios e equipamentos utilizados para a execução do presente trabalho.

4.1 Material

O material base para o estudo foi uma barra de aço SAE 1020, trefilada, com diâmetro de 6,35 mm. Na tabela 1 abaixo pode-se identificar a composição química, conforme certificado pela Gerdau Aços Longos S/A – São José dos Campos, fabricante do produto.

Tabela 1 – Composição Química do aço SAE 1020 utilizado.

Elemento	C	Mn	Si	S	P
% (Em massa)	0,20	0,41	0,07	0,004	0,0023

Fonte: Gerdau Aços Longos S/A, 2015

4.2 Metodologia do trabalho

Para se estudar os efeitos dos fenômenos termicamente ativados, nesse estudo, foram avaliadas como diversas variáveis afetavam na microestrutura e dureza do material. Durante o estudo variou-se a temperatura do tratamento térmico, o tempo de tratamento e o percentual de compressão prévia ao tratamento térmico. Além disso, efetuou-se uma tração prévia à deformação plástica à frio por compressão, possibilitando-se uma visão do efeito dessa variável pela comparação com trabalho anterior, desenvolvido por Silva (2016).

Para a melhor execução do trabalho preparou-se 54 corpos de prova, no qual para cada variável de tempo, temperatura de tratamento térmico e magnitude da deformação plástica à frio de compressão, destinou-se 2 corpos de prova.

Primeiramente efetuou-se um tratamento térmico de recozimento pleno a temperatura de 900°C, por um tempo de 2h e resfriamento dentro do forno. Tal tratamento térmico foi necessário para proporcionar um estado inicial ao material para servir de referência ao longo do trabalho, além de possibilitar um alívio completo de tensões residuais, homogeneizando assim a microestrutura.

Ao final do tratamento, utilizou-se dois corpos de prova para a caracterização da microestrutura do material, pela microscopia óptica (MO) e da realização de microdureza Vickers.

Ao final do recozimento pleno, as barras foram levadas para sofrerem uma pré-tração de 15%. Tal valor foi obtido realizando-se um tração prévia, em outro corpo de prova, onde observou-se que 15% seria a porcentagem adequada sem ultrapassar o limite de resistência. Posteriormente essas amostras foram encaminhadas para a máquina cortadora metalográfica modelo COR 80/2, como visto na figura 20 para a retirada das extremidades, com marcas visíveis das garras utilizadas na máquina anterior e foram, também, partidas em fragmentos menores de aproximadamente 60 mm de comprimento. Tal corte foi realizado para que as amostras fossem inseridas na máquina de corte de precisão, marca Struers, modelo SECOTOM 15/50, representada pela figura 20, e seccionadas em pequenos corpos de prova de 10 mm de comprimento. O desvio padrão (σ) calculado, associado às medições dos corpos de prova, foi de apenas 0,06 mm devido à precisão da máquina.

Figura 20 – Máquinas utilizadas para o corte das amostras



(a)



(b)

Máquina cortadora metalográfica modelo COR 80/2 (a); e (b) máquina de corte de precisão, marca Struers, modelo SECOTOM 15/50.

Fonte: Autor

Com a confecção dos corpos de prova nas dimensões desejadas, a próxima etapa consistiu em deformar o material plasticamente à frio por meio do ensaio de compressão uniaxial. A compressão foi realizada com duas porcentagens distintas: 30% e 60% de deformação

convencional. Ao final dessa etapa, novamente 4 amostras, duas em cada condição de compressão, foram separadas para a caracterização por meio de MO e microdureza Vickers.

Por último, os corpos de prova deformados plasticamente foram submetidos a novos tratamentos térmicos em duas temperaturas de 600°C e 700°C. Agora, utilizando-se tempos distintos de 1, 2, 5, 10, 30 e 60 minutos seguidos por resfriamento ao ar. Tais valores de tempo e o emprego do resfriamento ao ar, tiveram o intuito de possibilitar um estudo qualitativo dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grãos no material. Novamente os resultados foram medidos utilizando-se de MO para se observar a microestrutura e a dureza Vickers para a caracterização mecânica.

4.3 Caracterização microestrutural

4.3.1 Preparação metalográfica

Os corpos de prova foram embutidos a frio em resina acrílica, devido as pequenas dimensões que dificultam o seu manuseio durante a sua preparação. Com cada um dos estados obtidos foi feito em duplicata, embutiu-se 4 corpos de prova por amostra metalográfica, de modo que em cada houvesse 2 condições a serem analisadas, normalmente, ambas as condições possuíam a mesma temperatura e tempo de tratamento térmico, variando-se apenas a porcentagem de compressão. Como as diferenças de dimensão de um corpo de prova comprimido a 30% e 60% são visíveis, não houve problemas para se fazer a distinção dos mesmos. A figura 21 representa a preparação das amostras metalográficas.

Após o embutimento, foi realizado o lixamento mecânico na lixadeira Arotec modelo Aropol Dupla 2V, utilizando-se lixas d'água de granulometrias diversas de forma crescente, de acordo com a ordem: 240#, 320#, 400# e 600#. Para se assegurar a qualidade do lixamento e garantir que não houvessem riscos da lixa anterior, a cada passada de lixa d'água a amostra foi girada em torno de 90°. Após o lixamento e a devida limpeza das amostras, passou-se a utilizar a politriz Struers by Panambra modelo DP-10, para o polimento das amostras. Utilizou-se pasta de diamante como abrasivo e álcool etílico como lubrificante nas duas etapas de 9 µm e 3 µm, com limpeza em água corrente entre os panos de polimento. Ao final limpou-se com água corrente e

álcool para posterior secagem das amostras. A figura 22 demonstra as máquinas utilizadas citadas anteriormente.

Figura 21 – Preparação das amostras metalográficas



Resina acrílica de polimerização a frio e moldes para embutimento (a); e detalhe das amostras metalográficas – duas condições em duplicata por embutimento (b).

Fonte: Autor

Figura 22 – Máquinas utilizadas na preparação metalográfica



Lixadeira Arotec Aropol dupla 2V (a); e Politriz Struers by Panambra modelo DP-10 (b).

Fonte: Autor

4.3.2 Observação da microestrutura por microscopia óptica

Ao final do polimento, as amostras sofreram ataque químico por imersão em Nital 3% (3 ml de HNO_3 e 97 ml de álcool etílico) por volta de 6 segundos. Após ataque foram levadas para

observação em microscópio óptico Fortel modelo Kontrol IM 713, onde a captura das imagens foi realizada pelo software Scope Photo em modo TC, com resolução de 640x480 pixels e ampliação de 400x. As escalas das imagens foram adicionadas manualmente. Na figura 23 pode-se observar os equipamentos utilizados durante a microscopia.

Figura 23 – Microscópio e software de transmissão de imagens



(a)

(b)

Microscópio Kontrol com câmera tipo Fortel acoplado com software Scope Photo de transmissão de imagens (a); e detalhe do microscópio (b).

Fonte: Autor

4.4 Pré-tração uniaxial e compressão uniaxial dos corpos de prova

Para se obter os efeitos de uma deformação plástica a frio na microestrutura de um aço SAE 1020 realizou-se deformação sequencial tração, compressão uniaxial nos corpos de prova já no estado inicial. Utilizou-se o mesmo equipamento para ambos os processos, a máquina de ensaios universal INSTRON modelo 5982, com célula de carga de 100 kN e software de aquisição de dados Bluehill 3. Na tração utilizou-se de uma garra mecânica e durante a compressão matrizes planas. Na figura 24, pode-se observar a máquina de ensaio universal sendo utilizada durante ambos os processos de deformação uniaxial.

Considerou-se o desvio padrão dos corpos de prova ($\sigma = 0,06$) desprezível, com todos os corpos de prova sendo considerados como tendo 10,00 mm de altura para a realização do ensaio de compressão.

Figura 24 – Máquina de ensaio universal



(a)

(b)

Máquina de ensaios universal INSTRON modelo 5960 com garra durante ensaio de tração (a); e com célula de carga durante o ensaio de compressão (b).

Fonte: Autor

Como os corpos de prova possuíam dimensões consideravelmente pequenas, configurou-se um limite de deslocamento do travessão móvel do equipamento, fazendo com que o ensaio fosse paralisado caso a distância entre os batentes fosse menor do que 3 mm.

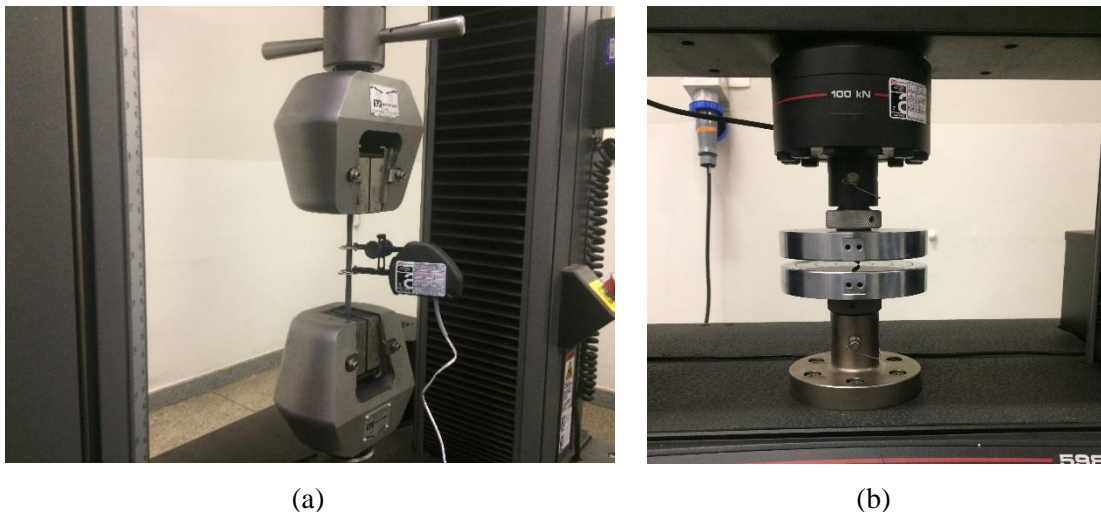
Durante o ensaio de tração utilizou-se do extensômetro para se acompanhar a deformação do aço, parando-o assim que o material alcançasse uma deformação igual a 15%. Já no ensaio de compressão não se utilizou extensômetro nem fluido de lubrificação, terminando-se o processo assim que alcançada a compressão convencional programada no software Bluehill 3, seja de 30% ou 60%. O controle da deformação foi realizado a partir de medições de altura dos corpos de prova ao final do ensaio. Pode-se observar com detalhe a máquina sendo utilizada em ambos os ensaios, de tração e compressão, pela figura 25.

4.5 Tratamentos Térmicos

Durante toda a execução do trabalho realizou-se dois tipos distintos de tratamento térmico. O primeiro com o intuito de homogeneizar o material e proporcionar um estado inicial para comparação, um recozimento pleno a 900°C por 2h e resfriamento do material no interior do forno.

O segundo, um tratamento subcrítico à temperatura de 600°C e 700°C com tempos distintos de duração de 1, 2, 5, 10, 30 e 60 min e com resfriamento ao ar. Esses tratamentos térmicos tiveram por objetivo possibilitar a observação dos fenômenos termicamente ativados no aço por meio das diversas variáveis controladas. Durante o segundo tratamento, devido às dimensões dos corpos de prova que dificultavam o manuseio ágil necessário, foram utilizadas espécies “gaiolas” confeccionadas de arame para colocá-los e retirá-los do forno. Além de evitar que o contato direto do material estudado com a tenaz ocasionasse um resfriamento brusco no corpo de prova, alterando seus resultados.

Figura 25 – Detalhes máquina de ensaios universal

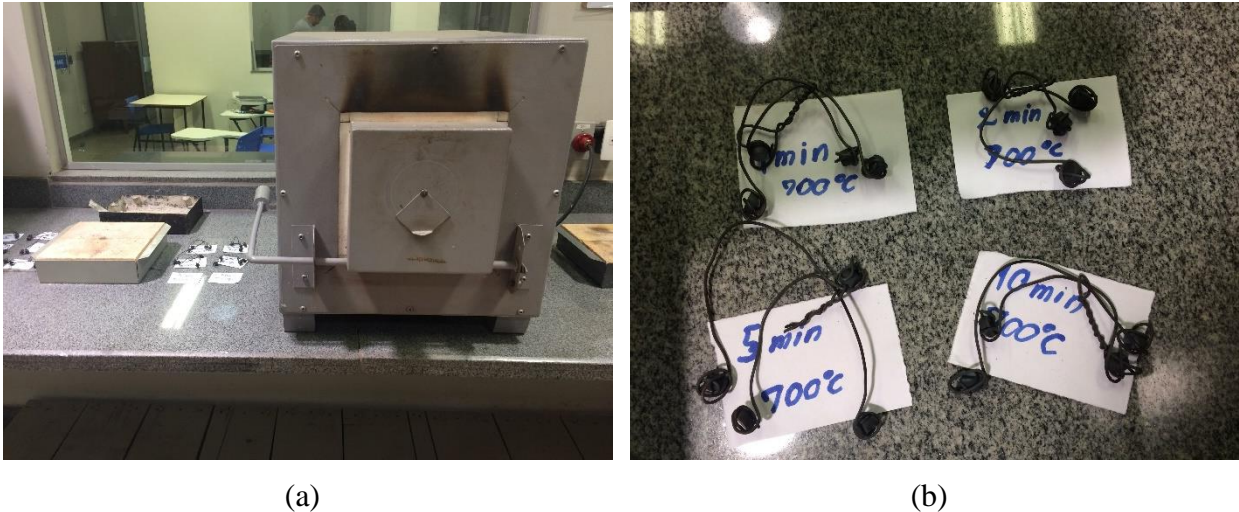


Detalhe da garra, com a amostra do material, usada pela máquina de ensaios universal INSTRON modelo 5960 (a); e detalhe da célula de carga utilizada com corpo de prova (b).

Fonte: Autor

Todos os tratamentos térmicos foram realizados no forno elétrico de bancada Magnus com controle digital de temperatura, como pode-se ver na figura 26 (a). Pela figura 26 (b) observa-se os corpos de prova dentro das “gaiolas” após saírem do forno. Na tabela 2 a seguir, há a representação de forma sucinta de todos os tratamentos térmicos.

Figura 26 – Forno de tratamentos térmicos



Forno Magnus utilizado nos tratamentos térmicos (a); e Gaiolas de arame feitas para colocar e retirar os corpos de prova, feitos em duplicata, do forno sobre suas respectivas condições (b).

Fonte: Autor.

Tabela 2 – Condições dos tratamentos térmicos.

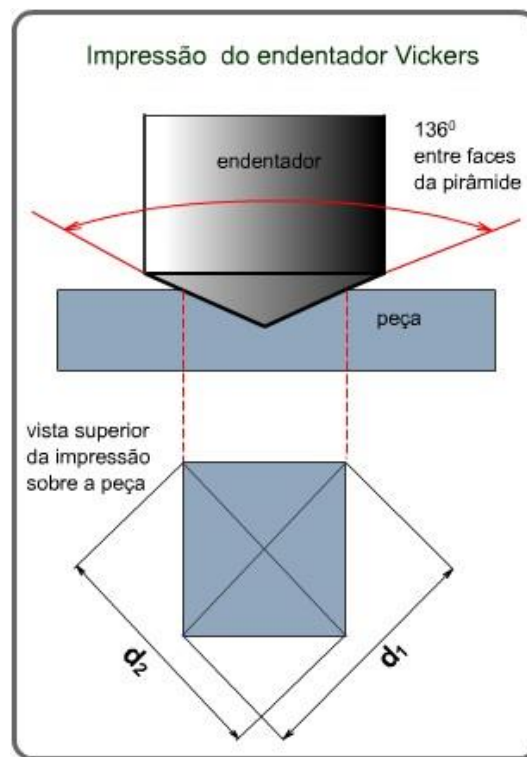
Tratamento Térmico	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Resfriamento	Entrada	Objetivo
Recozimento Pleno	900°C	120	No interior do forno	Material recebido	Homogeneizar a microestrutura e criar uma condição parâmetro inicial
Subcrítico	600°C/700°C	1, 2, 5, 10, 30 e 60	Ao ar	Material no estado inicial, deformado por uma tração prévia de 15% e comprimido em 30% e 60%.	Estudos dos fenômenos termicamente ativados

Fonte: Autor

4.6 Ensaio de microdureza

Utilizou-se a escala de dureza Vickers (HV) em um microdurômetro Shimadzu modelo HVM-2 com endentador piramidal de diamante de base quadrada e ângulo de 136° entre as faces opostas do diedro. Para se calcular a dureza Vickers, divide-se a carga aplicada à superfície do material, pela área da impressão deixada pelo penetrador, através da medição de suas diagonais (d_1 e d_2), no mesmo. Na figura 27 pode-se observar um esquema exemplificando a impressão obtida pelo ensaio de dureza Vickers

Figura 27 – Esquema de uma impressão feita no ensaio de dureza Vickers



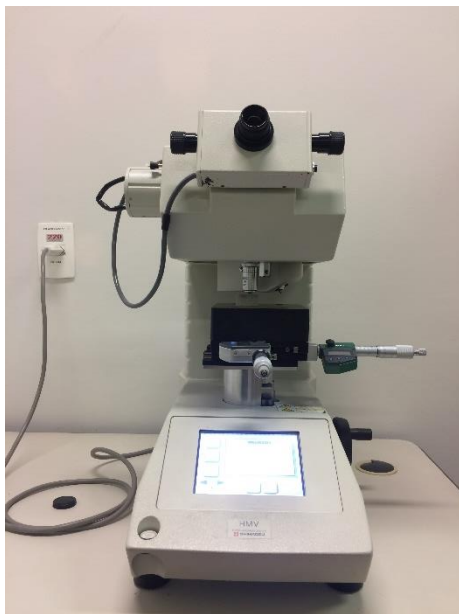
Fonte: CIMM - CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA

A equação 2 representa a fórmula matemática analisada anteriormente.

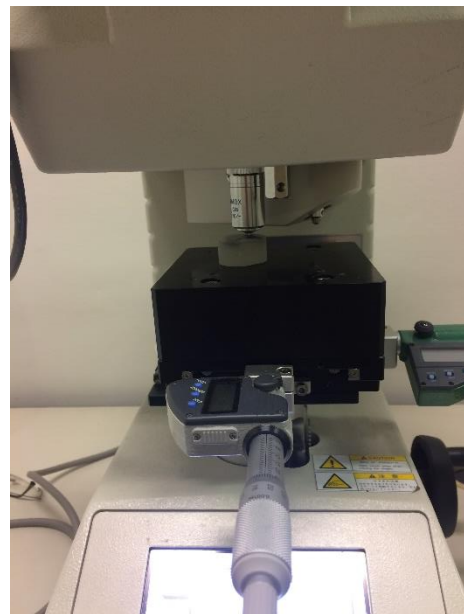
$$HV = \frac{Carga(kgf)}{\hat{A}rea\ impressa(mm^2)} \quad (2)$$

Para cada corpo de prova foram feitas 10 medições com carga de 0,5 kgf e 15 segundos de duração cada uma. Deve-se lembrar que o valor da carga foi escolhido, visando que a impressão formada no material englobasse diversos grãos. Além de as medições serem realizadas de forma aleatória ao longo de toda a superfície da amostra, possibilitando assim um resultado de valor médio da dureza Vickers, que fosse representativo para cada condição. Mediu-se, também, o desvio padrão (σ). Na figura 28 pode-se observa o equipamento utilizado.

Figura 28 – Microdurômetro



(a)



(b)

Microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2 com penetrador piramidal de diamante com base quadrada para medição de dureza em escala Vickers (a); e detalhe do equipamento sendo utilizado durante o ensaio (b)

Fonte: Autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos no trabalho serão apresentados por meio de tabelas, gráficos e imagens de micrografia, possibilitando uma melhor visualização e entendimento dos fenômenos obtidos e observados dentro das condições de contorno estipuladas para cada amostra. Primeiramente analisar-se-á o material em seu estado inicial, após o recozimento pleno. Depois será discutido os resultados após o material sofrer deformação plástica e finalmente a análise do aço SAE 1020 após ser tratado termicamente nas diferentes temperaturas e tempos.

Vale ainda ressaltar que este trabalho possui, também, como intuito comparar os resultados obtidos no trabalho de conclusão de curso de Silva (2016), onde tentou-se manter todas as condições de contorno e o material estudado os mesmos aos utilizados nesse trabalho prévio. A única diferença durante a preparação das amostras para análise, do presente trabalho, é existência do ensaio de tração antecedendo o ensaio de compressão para fins de comparação de resultados.

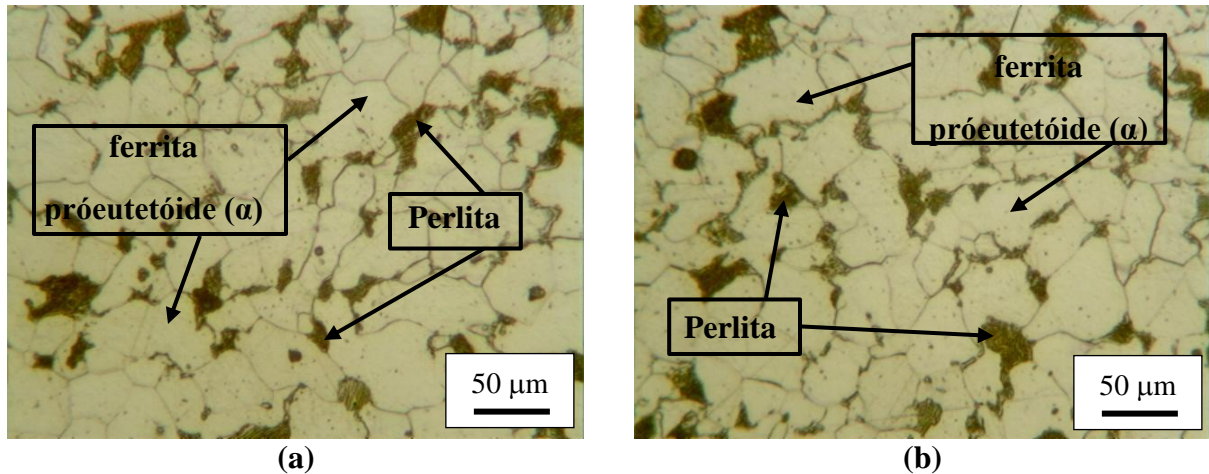
5.1 Caracterização mecânica e microestrutural do material após tratamento térmico de Recozimento Pleno – Estado inicial

As imagens obtidas da morfologia do aço SAE 1020 após o recozimento pleno à 900°C por 2h demonstram que o material possui grãos, axiais como pode ser visto na figura 29. É visível a presença de dois constituintes em sua microestrutura, a ferrita próeutetóide (α) e a perlita (P), que é uma mistura das fases ferrita (α) com lamelas de cementita (Fe_3C), sendo clara a predominância da ferrita devido ao baixo teor de carbono presente no aço examinado.

A dureza Vickers média medida pode ser observada na tabela 3, assim como o desvio padrão (σ) associado às medições. Nota-se que o valor médio de dureza encontrado nessa condição, após recozimento pleno, pode-se inferir uma baixa densidade de discordâncias se relacionada a um estado de encruamento, além de grãos com geometria mais equiaxial e relativamente maiores.

Tais afirmações se confirmam por estarem alinhadas com dados e informações encontradas em (CHIAVERINI, 1986), além de estarem em conformidade com as informações do catálogo de produtos da Gerdau, produtora do aço estudado.

Figura 29 – Microestrutura do material no estado inicial



Microestrutura do material após tratamentotérmico de Recozimento Pleno à 900°C por 2h – Estado inicial. Ambas as imagens (a) e (b) representam essa condição

Fonte: Autor

Tabela 3 – Valor médio de dureza *Vickers* para amostras em estado inicial.

Condição	Valor Médio (HV)	Desvio Padrão (σ) - N = 10
Estado Inicial	114	4,7

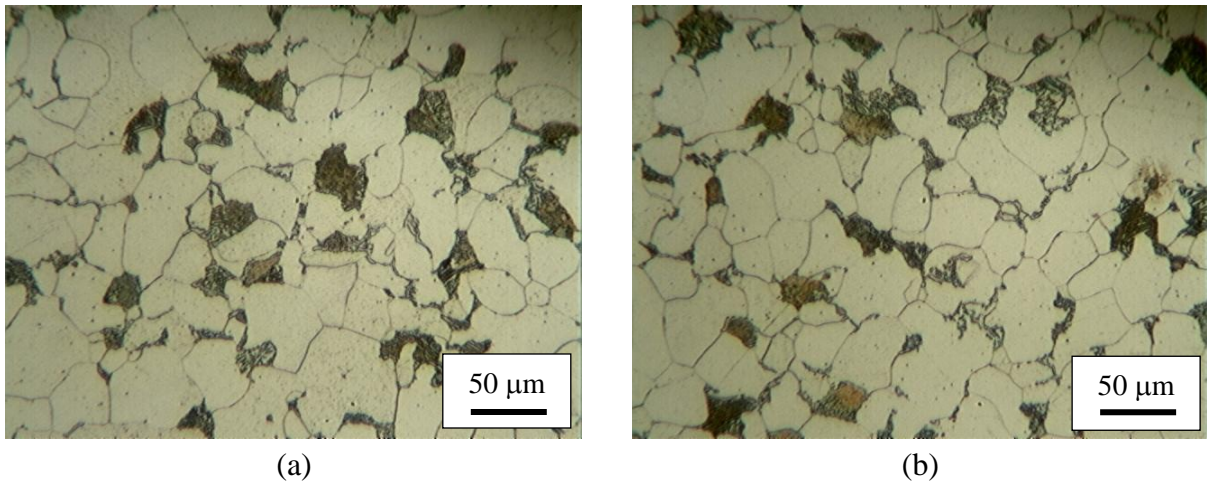
Fonte: Autor

5.2 Caracterização mecânica e microestrutural do material após deformação plástica

As figuras 30 e 31 desmontaram as microestruturas observadas por MO de corpos de prova previamente tracionados de forma uniaxial em 15% e posteriormente comprimidos, também de forma uniaxial, em 30% e 60% respectivamente.

Pode-se inferir certa diferença na morfologia ao comparar com o estado inicial. Os grãos possuem um aspecto menor, além de uma geometria irregular, devido ao fenômeno de encruamento. Tal fenômeno eleva a dureza do material devido ao acúmulo de defeitos cristalinos gerados ao longo dos dois processos de deformação plástica a frio. Diversos autores presentes na revisão bibliográfica reiteram que a deformação plástica a frio produz um efeito de endurecer o material, além de ser, também, ratificada pelos valores médios de dureza Vickers para as amostras, presentes na tabela 4, que são superiores ao visto para a amostra no estado inicial.

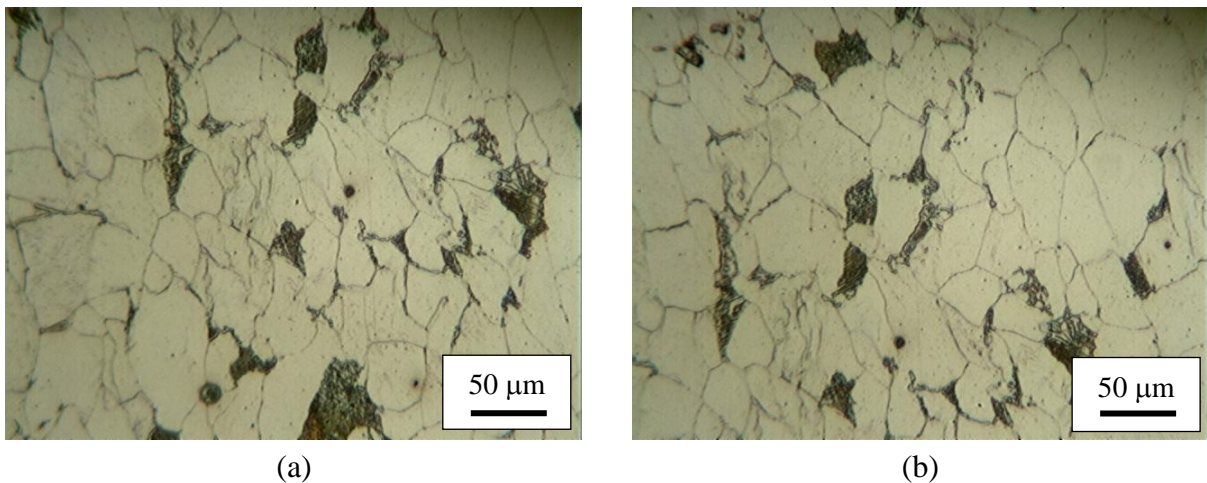
Figura 30 – Microestrutura do material após tração de 15% e compressão de 30%



Microestrutura do material após 30% de deformação por compressão. (a) e (b) são imagens de amostras duplicadas

Fonte: Autor

Figura 31 – Microestrutura do material após tração de 15% e compressão de 60%



Microestrutura do material após 60% de deformação por compressão. (a) e (b) são imagens de amostras duplicadas

Fonte: Autor

Tabela 4 – Dureza Vickers para amostras deformadas plasticamente a frio.

Condição	Valor Médio (HV)	Desvio Padrão (σ) - N = 10
30% compressão	176	4,9
60% compressão	211	7,8

Fonte: Autor

5.3 Caracterização mecânica e microestrutural do material deformado plasticamente e tratado em diferentes tempos e temperaturas

Nas figuras 32 e 33 pode-se visualizar a evolução da microestrutura das amostras comprimidas de forma uniaxial em 30% e 60%, respectivamente, e tratadas termicamente à 600°C, nos diversos tempos de encharque analisados.

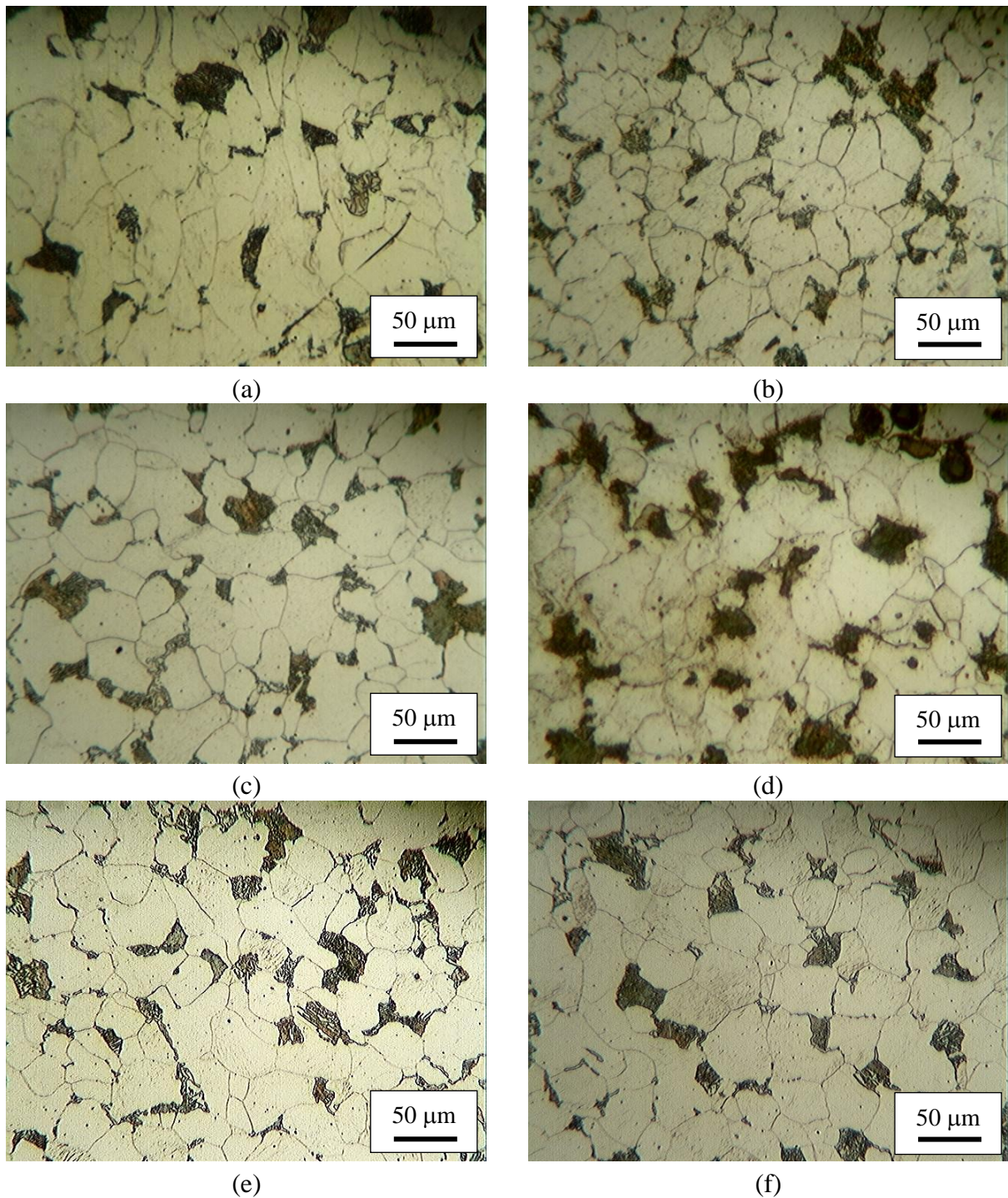
A caracterização mecânica por microdureza Vickers para as amostras tratadas termicamente à 600°C está representada nas tabelas 5 e 6 por meio de seu valor médio de HV, juntamente ao seu desvio padrão, relacionado as 10 medições realizadas por condição de estudo. Logo após, para melhor análise dos resultados, tem-se representada por meio dos gráficos, nas figuras 34 e 35, a relação dureza Vickers x tempo de tratamento e a relação dureza Vickers x percentual de deformação plástica.

A partir das figuras 32 e 33 nota-se que ambas as amostras, comprimidas nos percentuais 30% e 60%, demonstram evolução em suas microestruturas. No início, após 1 minuto, ambas possuem elevada quantidade de grãos com formatos irregulares, muito similares a microestrutura observada pelo material antes de sofrer o segundo tratamento térmico. Ao final, após 60 min de encharque, já há a presença de grãos maiores com uma geometria relativamente equiaxial, caracterizando um estado recristalizado.

Nos tratamentos térmicos realizados em até 10 minutos, é visível uma grande quantidade de grãos pequenos cercados por maiores. Pode-se concluir que esses grãos menores haveriam nucleado em regiões de alto conteúdo energético, devido a deformação plástica a frio sofrida anteriormente, causadora de defeitos na estrutura cristalina. Com o aumento do tempo de tratamento térmico, essa disparidade entre os tamanhos de grãos diminui significativamente. Essa afirmação está de acordo com o esperado, sendo que a nucleação e crescimento de grão são fenômenos que durante a recristalização primária normalmente ocorrem para tempos de tratamento mais curtos. Com o crescimento desses núcleos, há uma diminuição da energia potencial, originária da deformação plástica a frio sofrida.

Os valores de dureza Vickers encontrados para as amostras fortalecem a observação da ocorrência de recristalização. Pelo gráfico, na Figura 34, é visível a queda de dureza com o aumento do tempo de tratamento, como o esperado ao se analisar a revisão bibliográfica.

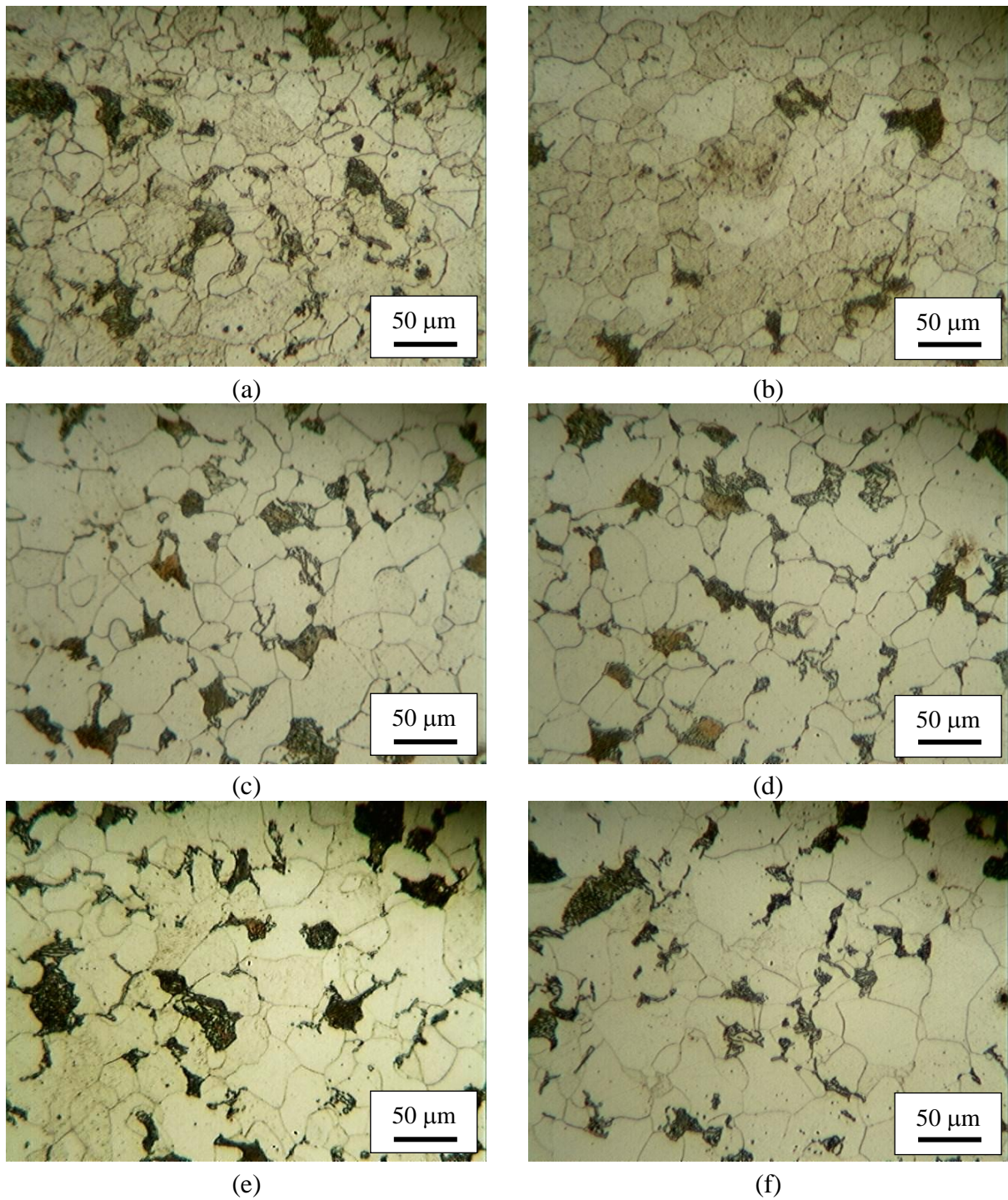
Figura 32 – Evolução microestrutural – Amostras 30% de deformação por compressão a 600°C



Microestrutura do material com 30% de deformação plástica, submetido a tratamentos térmicos a 600°C e diversos tempos de encharque. (a) 1 minuto, (b) 2 minutos, (c) 5 minutos, (d) 10 minutos, (e) 30 minutos e (f) 60 minutos.

Fonte: Autor

Figura 33 – Evolução microestrutural – Amostras 60% de deformação por compressão a 600°C



Microestrutura do material com 60% de deformação plástica, submetido a tratamentos térmicos a 600°C e diversos tempos de encharque. (a) 1 minuto, (b) 2 minutos, (c) 5 minutos, (d) 10 minutos, (e) 30 minutos e (f) 60 minutos.

Fonte: Autor

A análise do gráfico da figura 35 suporta a afirmação que nos primeiros momentos do tratamento térmico haja recristalização, visto que a queda de dureza mais acentuada ocorre em tempos inferiores a 30 minutos. Outra afirmação possível é a de que as amostras comprimidas em 60% de deformação plástica possuem uma queda na dureza mais abrupta do que as amostras com 30%, já que as amostras com 60% de compressão possuem valor inicial de dureza maior e valor final de dureza inferior ao das amostras de 30% de compressão.

Tabela 5 – Valor médio de dureza Vickers para amostras com 30% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos a 600°C.

Condição		30% Deformação Plástica	
Temperatura (°C)		600	
Tempo de Tratamento (minutos)	Valor Médio (HV)	Desvio Padrão (σ) - N = 10	
1	166	9	
2	160	4	
5	156	5	
10	151	6	
30	140	4	
60	132	3	

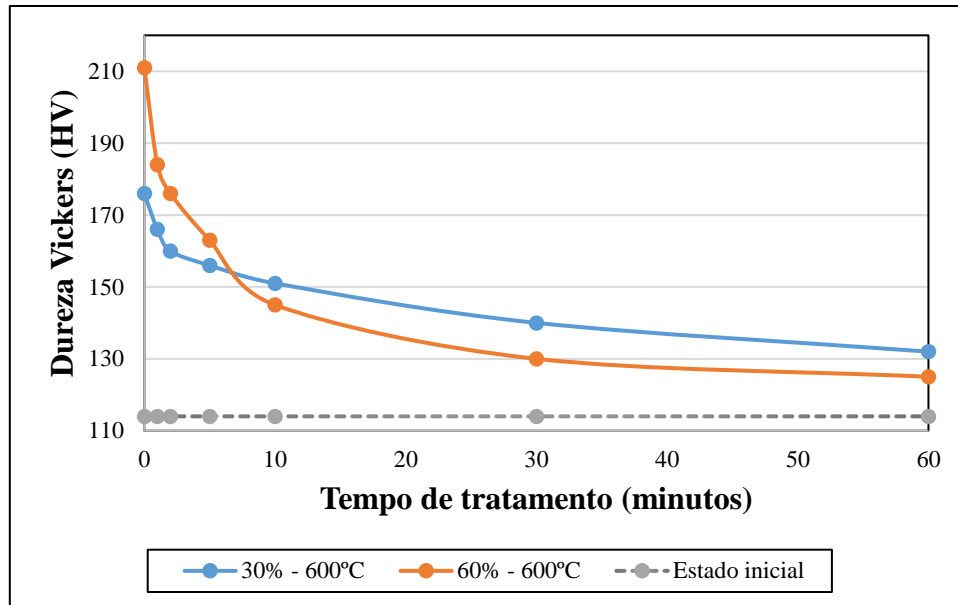
Fonte: Autor

Tabela 6 – Valor médio de dureza Vickers para amostras com 60% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos a 600°C.

Condição		60% Deformação Plástica	
Temperatura (°C)		600	
Tempo de Tratamento (minutos)	Valor Médio (HV)	Desvio Padrão (σ) - N = 10	
1	184	7	
2	176	8	
5	163	5	
10	145	5	
30	130	5	
60	125	4	

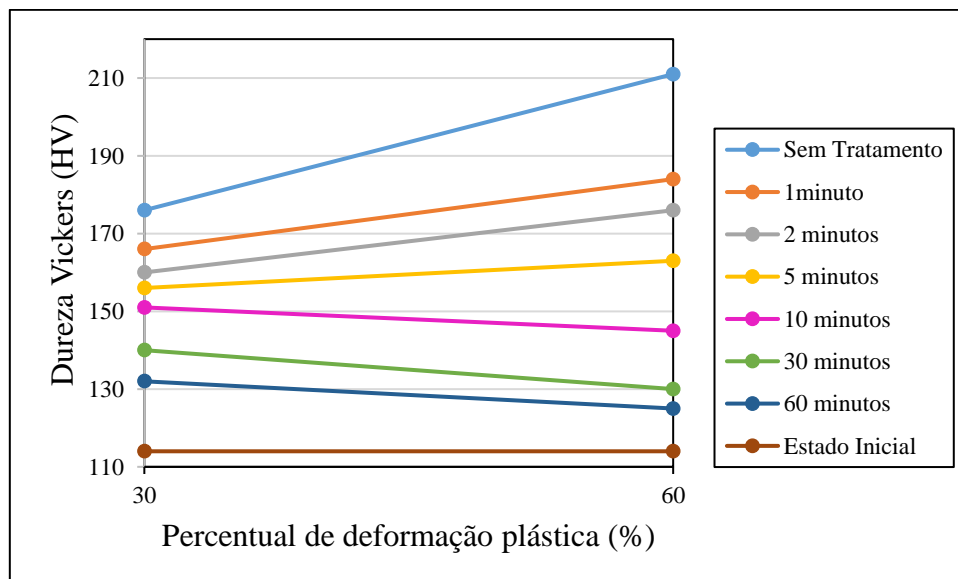
Fonte: Autor

Figura 34 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) a 600°C.



Fonte: Autor

Figura 35 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Deformação plástica a frio por compressão (%) a 600°C.



Fonte: Autor

Esse resultado reafirma o que foi visto na revisão bibliográfica sendo que, quanto maior o percentual de deformação plástica inicial, maior será a força motriz para a ocorrência de fenômenos

termicamente ativados, potencializando os efeitos cinéticos do tratamento térmico (REED-HILL, 1982; DIETER, 1981; CALLISTER, 2007).

É necessário observar como ao longo dos períodos de tempo a angulação da reta na figura 35 vai decrescendo até ficar negativa para tempos maiores. Isso se deve à dureza das amostras deformadas à 60%, inicialmente maior comparativamente, ficar menor em relação as amostras deformadas a 30%, devido ao efeito já explanado acima relacionado à força motriz envolvida.

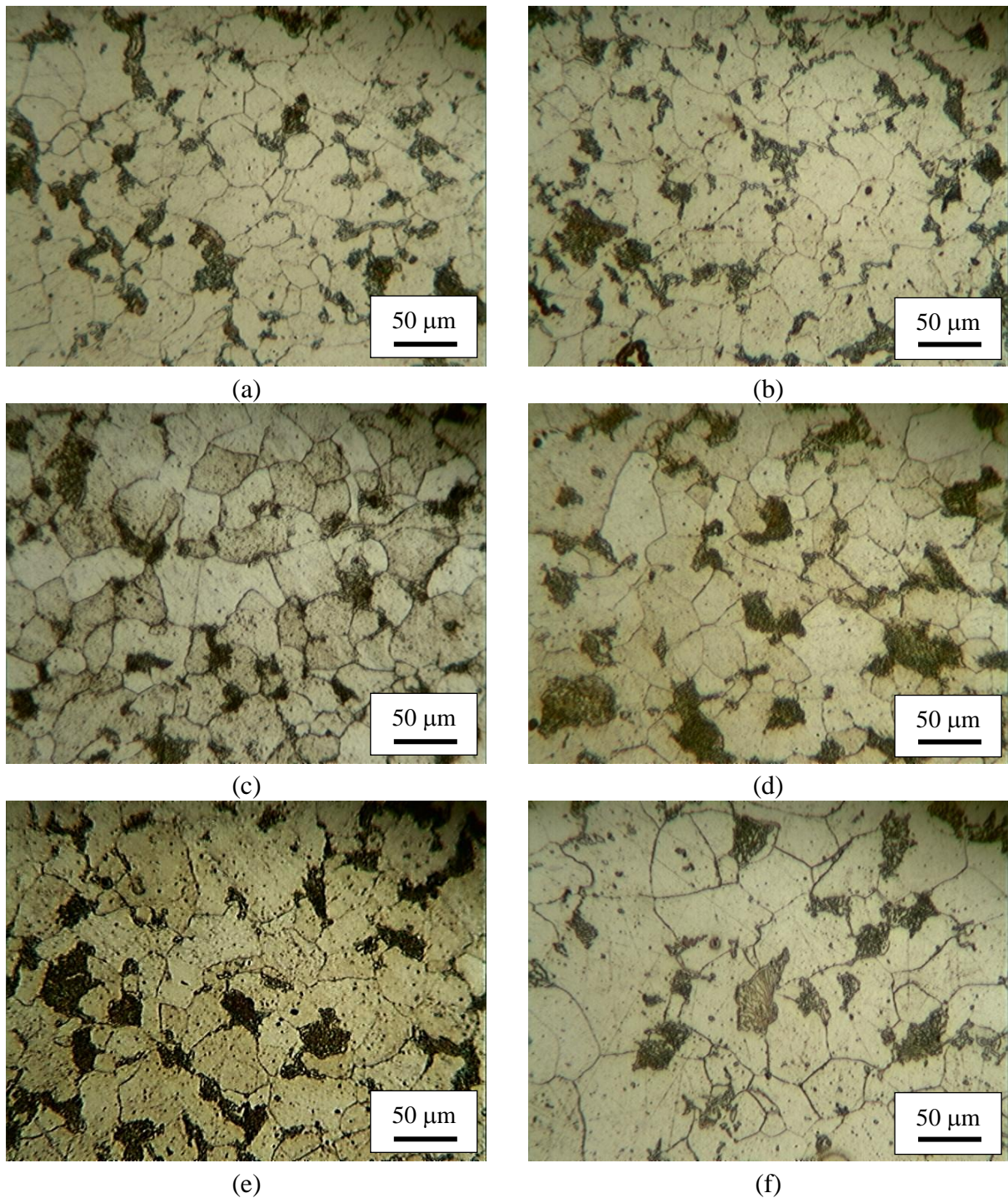
As figuras 36 e 37, demonstram as fotomicrografias do material com 30% e 60% de compressão, submetido a tratamento térmico a 700°C, em diversos tempos.

Os dados da caracterização mecânica por microdureza Vickers para as amostras tratadas à 700°C são apresentados nas Tabelas 7 e 8, juntamente com o desvio padrão referente às 10 medições por condição.

Os dados da caracterização mecânica para as condições à 700°C foram tratados de forma gráfica para melhor visualização dos resultados e facilitar a comparação entre os resultados. Na Figura 38 tem-se a dureza Vickers x tempo de tratamento, enquanto que na Figura 39 mostra-se o comportamento da dureza Vickers versus percentual de deformação plástica.

Como notado anteriormente nas amostras tratadas em 600°C, a evolução microestrutural do material ao longo do tempo de tratamento a 700°C, fica visível por meio das figuras 36 e 37. Também pode-se verificar que novos grãos se desenvolveram e cresceram em detrimento da matriz previamente deformada. Devido a maior energia térmica envolvida no tratamento a 700°C, pode-se concluir que os processos de recuperação e nucleação de grãos foram favorecidos, diminuindo o tempo necessário para recristalização. Em adição a esse fato, o crescimento de grão é mais intenso, uma vez que uma temperatura mais elevada implica em maior energia vibracional dos átomos e, portanto, maior mobilidade por difusão. Também, pode-se concluir que as amostras tratadas a 700°C assumem uma geometria relativamente equiaxial com menores tempos de tratamento térmicos, se comparadas com as amostras tratadas a 600°C, principalmente para aquelas com deformação de compressão igual a 60%.

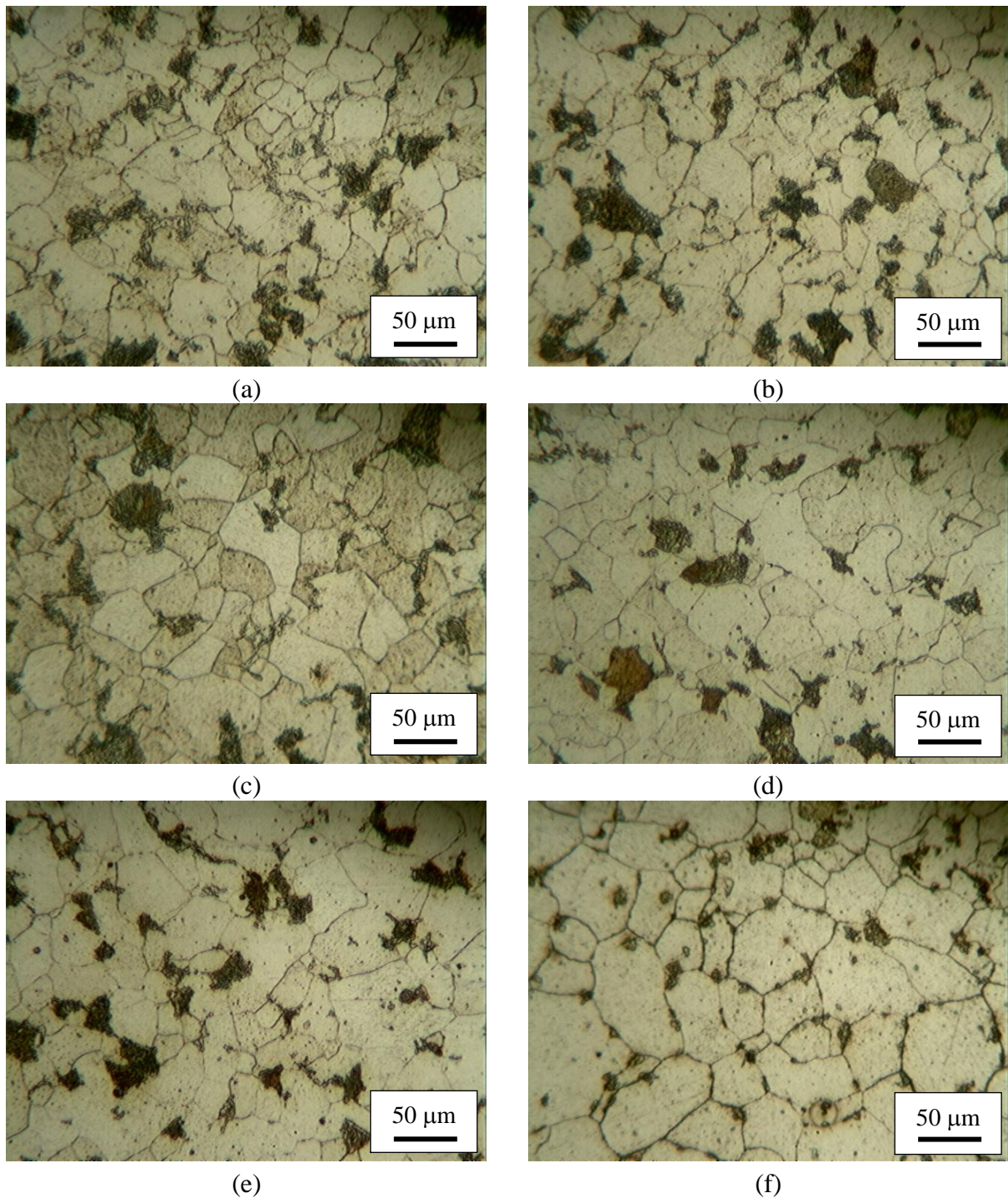
Figura 36 – Evolução microestrutural – Amostras 30% de deformação por compressão a 700°C



Microestrutura do material com 30% de deformação plástica, submetido a tratamentos térmicos a 700°C e diversos tempos de encharque. (a) 1 minuto, (b) 2 minutos, (c) 5 minutos, (d) 10 minutos, (e) 30 minutos e (f) 60 minutos.

Fonte: Autor

Figura 37 – Evolução microestrutural – Amostras 60% de deformação por compressão a 700°C



Microestrutura do material com 60% de deformação plástica, submetido a tratamentos térmicos a 700°C e diversos tempos de encharque. (a) 1 minuto, (b) 2 minutos, (c) 5 minutos, (d) 10 minutos, (e) 30 minutos e (f) 60 minutos.

Fonte: Autor

Tabela 7 – Valor médio de dureza Vickers para amostras com 30% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos a 700°C.

Condição		30% Deformação Plástica	
Temperatura (°C)		700	
Tempo de Tratamento (minutos)	Valor Médio (HV)	Desvio Padrão (σ) - N = 10	
1	163	9	
2	157	4	
5	141	4	
10	132	7	
30	125	3	
60	120	5	

Fonte: Autor

Tabela 8 – Valor médio de dureza Vickers para amostras com 60% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos a 700°C.

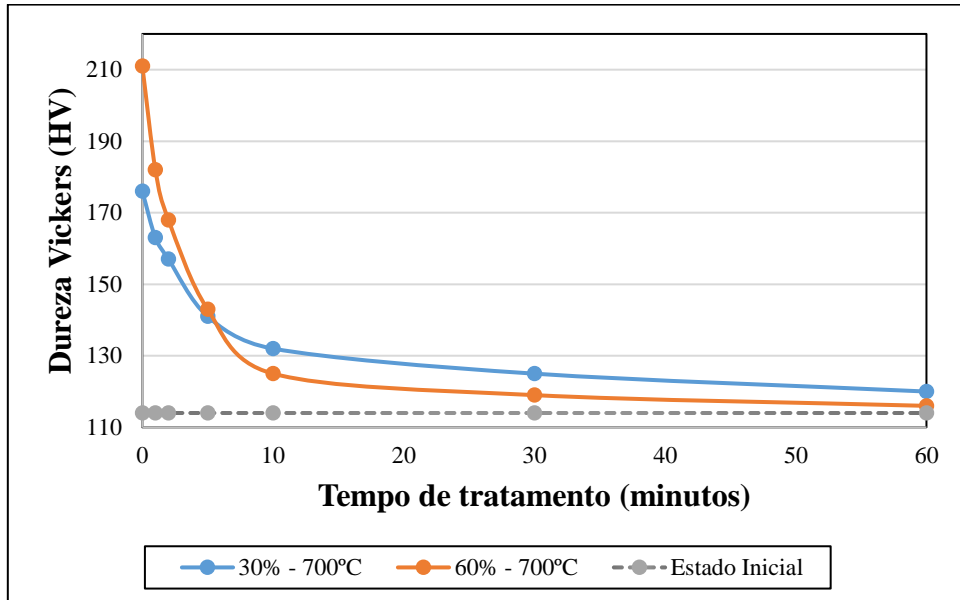
Condição		60% Deformação Plástica	
Temperatura (°C)		700	
Tempo de Tratamento (minutos)	Valor Médio (HV)	Desvio Padrão (σ) - N = 10	
1	182	7	
2	157	8	
5	143	6	
10	125	4	
30	119	8	
60	116	5	

Fonte: Autor

O gráfico de dureza Vickers x tempo de tratamento, a 700°C se assemelha muito ao apresentado anteriormente para amostras tratadas a 600°C. Nota-se, novamente, uma queda de dureza mais acentuada nos períodos iniciais do tratamento térmico, ficando ainda mais visível nas amostras com deformação de compressão igual a 60%. Além disso, também, apresentou valores de dureza média Vickers, após 60 minutos, muito semelhantes ao estado inicial sem tratamento térmico, ainda mais próximo do que o visto no tratamento a 600°C. Essa observação corrobora para ratificar os conceitos que regem a cinética de ocorrência de fenômenos termicamente ativados, que

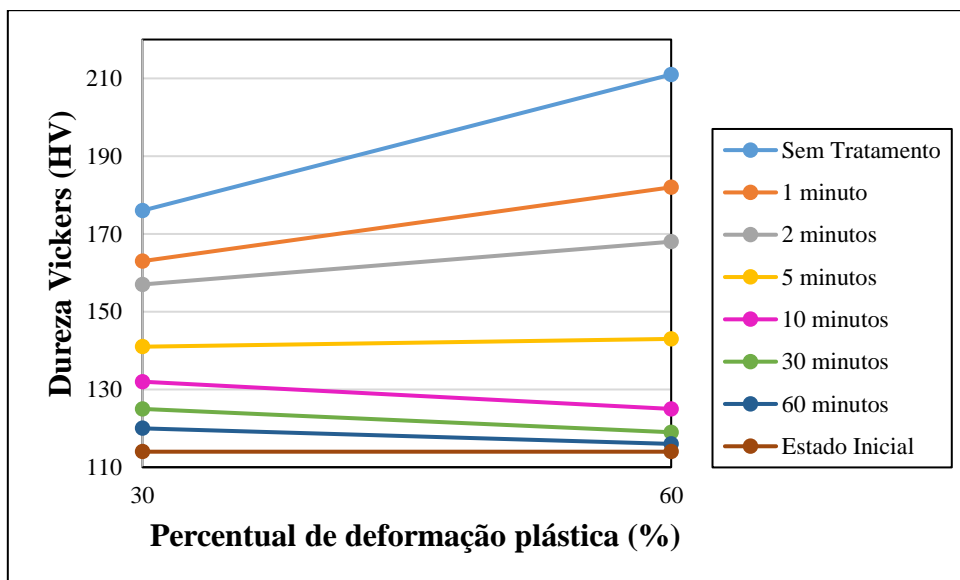
a temperatura mais elevada no tratamento térmico e o maior grau de deformação plástica à frio contribuem para a diminuição da dureza média, como visto na bibliografia consultada.

Figura 38 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) a 700°C.



Fonte: Autor

Figura 39 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Deformação plástica a frio por compressão (%) a 700°C.



Fonte: Autor

Um maior grau de deformação plástica a frio, representa uma maior quantidade de energia armazenada disponível para a ocorrência de fenômenos como a recuperação, a recristalização e o crescimento de grão. Além disso, o maior aporte térmico, proveniente do tratamento térmico realizado a 700°C, age em sinergia para criar condições cinéticas e termodinâmicas mais favoráveis para o desenvolvimento de mecanismos difusionais, que colaboram para a reconstituição da estrutura cristalina do material.

O gráfico de dureza Vickers x percentual de deformação plástica para 700°C apresenta o mesmo comportamento observado para 600°C. Porém, observa-se que as amostras tratadas termicamente à 700°C apresentam durezas menores, se comparadas com o material tratado à 600°. Tal fenômeno se deve ao maior aporte térmico, devido à elevação na temperatura de tratamento térmico, contribuindo para o progresso dos mecanismos difusionais.

5.4 Avaliação do Efeito da Pré-Tração

O presente trabalho seguiu as condições de contorno utilizadas anteriormente no trabalho de conclusão de curso de Silva (2016) com o intuito de se observar o efeito de uma tração uniaxial, prévia a deformação por compressão, na microestrutura do aço SAE 1020.

Através da análise da fotomicrografia da estrutura pode-se notar que as amostras apresentaram comportamento bem semelhante. A microscopia óptica revelou acentuada quantidade de grãos pequenos para as amostras apenas deformadas plasticamente e para tempos iniciais de tratamento térmico (até 5 minutos aproximadamente). Tal comportamento se repete para as amostras comprimidas em 30% e 60%, contudo nota-se que para o material nessas condições se encontram com a morfologia relativamente mais irregular e com, possível, maior acúmulo de defeitos na estrutura cristalina, diante do fenômeno de encruamento.

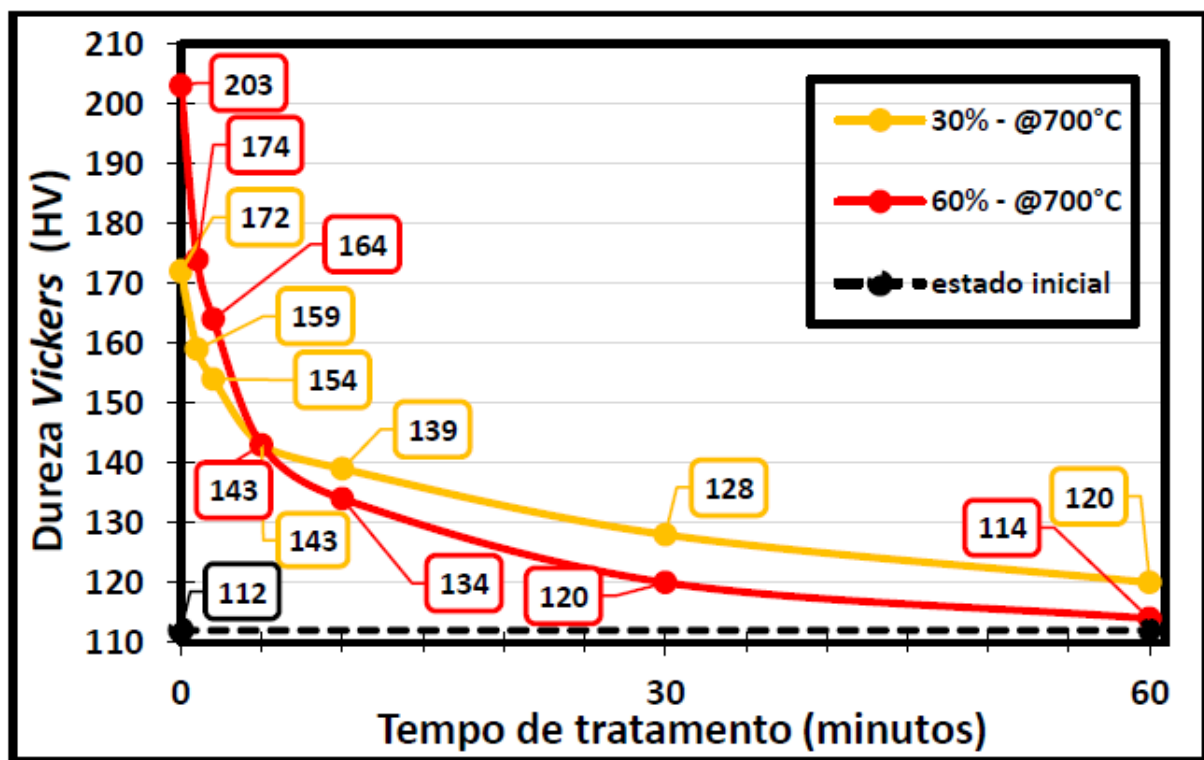
Com o decorrer do tempo de tratamento térmico, observa-se a mesma evolução nos grãos presentes no material, devido a ocorrência dos fenômenos termicamente ativados, como recuperação, crescimento de grão e recristalização. Ao final, após 60 minutos de tratamento térmico, para ambas as temperaturas de 600°C e 700°C e ambas condições de compressão de 30% e 60%, observa-se grãos maiores, se comparados ao início do processo, e mais equiaxiais como já explanado anteriormente durante o capítulo de resultados.

Primeiramente o material apresenta valores de dureza média maiores. Tal afirmação condiz com o fato de a elevação da deformação plástica inicial contribuir para o aumento do encruamento do material e, portanto, da ampliação da dureza.

Ao decorrer do tratamento térmico, pode-se inferir que o material, comparando-se as mesmas condições de contorno, apresenta uma queda de dureza maior quando comparada com as amostras nas mesmas condições, do trabalho anterior sem a presença de uma tração prévia.

Na figura 40, tem-se os resultados obtidos por Silva (2016) para os tratamentos térmicos a 700°C em um gráfico Dureza Vickers x Tempo de tratamento, para se exemplificar a comparação de resultados com o trabalho de Silva (2016).

Figura 40 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) – 700°C



Fonte: SILVA(2016)

6 CONCLUSÃO

Ao longo do trabalho pôde-se analisar as modificações na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço SAE 1020 ao ser deformado plasticamente a frio e sofrer tratamento térmico. Ao se variar três parâmetros: temperatura do tratamento térmico, tempo do tratamento térmico e percentual de deformação plástica a frio inicial, observou-se as suas influências sobre tais alterações. Fazendo-se assim uma relação direta entre a ocorrência de fenômenos termicamente ativados e os parâmetros observados.

A microscopia óptica possibilita uma comprovação visível de que, não apenas, parâmetros já esperados como tempo e temperatura de tratamento sejam fundamentais na cinética de modificação da microestrutura, mas que a deformação plástica a frio inicial possui, também, grande influência. O ensaio de caracterização mecânica de microdureza Vickers contribui para a consolidação dos resultados obtidos via MO. O mesmo apresenta valores médios de dureza que correspondem com o esperado no material. Sua dureza média eleva ao ser deformada plasticamente devido ao encruamento e diminui ao longo do tratamento térmico devido à ação dos fenômenos termicamente ativados.

Em todos os quatro cenários, que sofreram pré-tração, divididos pelas temperaturas de 600°C e 700°C, e pelos percentuais de compressão de 30% e 60%, o material inicia encruado, inferindo-se que haja grande porcentagem de discordâncias e elevada dureza até um estado com grãos relativamente equiaxiais, distribuição de tamanho de grão mais estreita e menor valor de dureza média.

Ao se introduzir uma tração prévia a compressão e comparando-se com os resultados passados obtidos no trabalho de Silva (2016), valida-se a afirmação que a porcentagem de deformação plástica a frio inicial possui grande influência na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço baixo carbono. Ao se analisar as curvas de dureza e comparando-se com os resultados do trabalho anterior, onde uma maior porcentagem de deformação a frio inicial, possibilita condições termodinâmicas mais favoráveis a ocorrência da recristalização. Isso se justifica pela redução de dureza mais acentuada no presente trabalho, principalmente nas amostras que sofreram 60% de compressão.

Portanto, os resultados obtidos reiteram o que é dito nas literaturas consultadas para a realização do presente trabalho e em importantes conteúdos da área de Engenharia de materiais.

REFERÊNCIAS

- ASSIS, C. L. F. et al. Refino de grão em aços baixo carbono: uma revisão crítica. In: **6° Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, 2011.
- ASSMUS, F.; DETERT, K.; IBE, G. **Über Eisen-Silizium mit Würfeltextrur**. Zeitschrift für Metallkunde, vol. 48, pp. 344-349, 1957.
- BECK, P. A.; HOLZWORTH, M. L.; SPERRY, P. R. Effect of a dispersed second phase on grain growth in Al-Mn alloys. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 180, p. 163-192, 1949.
- BRESCIANI filho, E.; et al. **Conformação Plástica dos Metais**, sexta edição, Campinas, Editora da Unicamp, 2011. 383 p.
- BURKE, J. E.; TURNBULL, D. Recrystallization and grain growth. **Progress in Metal Physics**. Londres: Pergamon Press, v. 3, p. 220-292, 1952.
- BUTTON, S.T (Rev. Ed. Dig.). **Conformação plástica dos metais**. 1.ed. dig. São Paulo: EPUSP, 2011. 254p.
- CAHN, R. W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**. 4 ed. Amsterdã: North Holland, 1996. 2740p.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2007. 590p.
- CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica: estrutura e propriedades das ligas metálicas**. 2 ed. São Paulo: McGraw-Hill Ltda., 1986. 1 v. 266p.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. São Paulo, SP: Editora Edgard Blucher, 2008.
- DETERT, K. Secondary recrystallization. In: HAESSNER, F. et al. **Recrystallization of metallic materials**. Stuttgart: Riederer Verlag. p. 109-133, 1971.
- DIETER, G.E. **Metallurgia mecânica**. Rio de Janeiro, RJ: Guanabara Koogan, 1981.
- GUY, A.G. **Ciências dos materiais**. São Paulo, SP: Campos, 1980.
- FALLEIROS, G. S. **Qualitative evidence of solue redistribution during grain boundary migration**. *Metallography*, vol. 5, pp. 125-137, 1972.
- HUMPHREYS, F.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 2ed. 2004. 658p.

- MANKINS, W. L. Recovery, recrystallization and grain growth structures. In: VANDER VOORT, G. F. et al. **ASM Handbook: metallography and microstructures**. USA: ASM International. p. 536-556, 2004.
- NIELSEN, P. **The grain coalescence theory**. In: MARGOLIN, H. (ed.) *Recrystallization, grain growth and texture*. ASM, pp. 141-164, 1966.
- NOVIKOV, I. **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**. Rio de Janeiro. Editora UFRJ, 1994.
- OLIVEIRA, F. N.; SOLLERO, L. P. V. **Consumo de aço no Brasil: um modelo baseado na técnica da intensidade do uso**. Brasília: Banco Central do Brasil, 2014. 67p.
- PADILHA, A.F.; DUTRA, J.C.; RANDLE, V. **Interaction between precipitation, normal grain growth, and secondary recrystallisation in austenitic stainless steel containing particles**. *Materials Science Technology*, London, v.15, n.9, p. 1009-1014, 1999.
- PADILHA, A. F.; SICILIANO, Jr. F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3 ed. São Paulo, ABM, 2005. 232p.
- REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. 776p.
- SILVA, I. **Efeito da deformação plástica a frio na microestrutura e dureza de um aço de baixo teor de carbono submetido a um tratamento térmico subcrítico**, 2016. 78p.
- VAN VLACK, L. H. **Princípio de ciências e tecnologia dos materiais**. São Paulo, SP: Campos, 1988.
- TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. 2 ed. Portland: CRC Press Taylor & Francis Group. 2006. 832p.
- ZENER, C. citado por SMITH, C.S. **Grains, phases and interfaces: an interpretation of microstructure**. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, v. 175, p. 11-51, 1948.