

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

IGOR HECTOR RODRIGUES SILVA

**EFEITO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA A FRIO NA MICROESTRUTURA E  
DUREZA DE UM AÇO DE BAIXO TEOR DE CARBONO SUBMETIDO A UM  
TRATAMENTO TÉRMICO SUBCRÍTICO**

Belo Horizonte

2016

IGOR HECTOR RODRIGUES SILVA

EFEITO DA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA A FRIO NA MICROESTRUTURA E DUREZA  
DE UM AÇO DE BAIXO TEOR DE CARBONO SUBMETIDO A UM TRATAMENTO  
TÉRMICO SUBCRÍTICO

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

2016

## DEDICATÓRIA

*Aos meus pais e meu irmão, à  
minha namorada Ana Gabriella e à  
minha querida avó Eni.*

## AGRADECIMENTOS

Ao CEFET-MG pela oportunidade, pelas lições, por todo conhecimento adquirido ao longo do curso de Engenharia de Materiais e pela imensa contribuição à minha formação profissional e pessoal.

À minha querida orientadora Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa por todos os ensinamentos, atenção e paciência. Pela cumplicidade, pelas discussões e comentários tão importantes, pelo encorajamento e por acreditar em meu potencial.

Ao Prof. Dr. Wellington Lopes e Profa. Dra. Ivete Peixoto pela compreensão e auxílio em todos os momentos em que necessitei e pelo incentivo aos estudos.

Ao Prof. Dr. Augusto César da Silva Bezerra pela imensa solicitude e suporte quando da execução dos ensaios de compressão uniaxial.

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

Ao colegas do laboratório de metalografia Nayara, Daiane, Bruna Anna Paula e Pedro pelos momentos compartilhados e por todo apoio quando necessário. Aos colegas do laboratório de Engenharia de Transportes Magno, Luiz e Júlio pela prestatividade, suporte e compreensão.

Aos meus pais Jose Mauro da Silva e Adriani de Fátima Rodrigues Silva, e ao meu irmão Gustavo Augusto Rodrigues Silva, pela construção do meu caráter, da minha formação pessoal, pelo carinho, compreensão e suporte incomensurável durante os diversos momentos difíceis que vivi durante o curso de Engenharia de Materiais.

À minha namorada Ana Gabriella Stoffella Dutra pelo amor incondicional, pelo carinho, pela paciência e compreensão, por estar sempre ao meu lado, pelo encorajamento e apoio em todas as horas.

Aos meus grandes e verdadeiros amigos, que durante todos esses anos entenderam a minha ausência e continuaram presentes em minha vida, compartilhando momentos de alegria.

A Deus por permitir a minha existência, por me conceder forças para lutar e vencer todos os meus desafios, por todas as bênçãos em minha vida, por iluminar o meu caminho e permitir que alguns dos meus sonhos se tornassem realidade.

## **EPIGRAFE**

*“A verdadeira medida de um homem não é como ele se comporta em momentos de conforto e conveniência, mas como ele se mantém em tempos de controvérsia e desafio.” – Martin Luther King*

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1 – Alteração estrutural dos grãos quando deformados plasticamente .....</b>	<b>16</b>
<b>Figura 2 – Representação esquemática de uma discordância em aresta .....</b>	<b>18</b>
<b>Figura 3 – Representação esquemática de uma discordância em espiral .....</b>	<b>19</b>
<b>Figura 4 – Movimento das discordâncias X Movimento de uma lagarta.....</b>	<b>20</b>
<b>Figura 5 – Representação esquemática do mecanismo de maclação .....</b>	<b>22</b>
<b>Figura 6 – O fenômeno de escalagem de discordâncias em aresta.....</b>	<b>23</b>
<b>Figura 7 – Influência do trabalho a frio em diferentes propriedades de três materiais ..</b>	<b>25</b>
<b>Figura 8 – Energia armazenada pela deformação plástica a frio .....</b>	<b>26</b>
<b>Figura 9 – Estágios da recuperação em metais plasticamente deformados .....</b>	<b>28</b>
<b>Figura 10 – Aniquilação de discordâncias de sinais opostos .....</b>	<b>30</b>
<b>Figura 11 – Representação esquemática do processo de Poligonização .....</b>	<b>30</b>
<b>Figura 12 – Comparativo entre estrutura celular e subgrão.....</b>	<b>31</b>
<b>Figura 13 – Recristalização por migração de contornos de subgrão .....</b>	<b>34</b>
<b>Figura 14 – Nucleação por migração de contornos induzida por deformação .....</b>	<b>35</b>
<b>Figura 15 – Evidência da migração de contornos induzida por deformação.....</b>	<b>37</b>
<b>Figura 16 – Rotação e coalescimento de subgrãos.....</b>	<b>38</b>
<b>Figura 17 – Nucleação por coalescimento de subgrãos .....</b>	<b>39</b>
<b>Figura 18 – Evolução microestrutural durante o processo de recristalização.....</b>	<b>41</b>
<b>Figura 19 – Esquema do crescimento de grãos devido à difusão atômica.....</b>	<b>42</b>
<b>Figura 20 – Representação esquemática do crescimento de grãos .....</b>	<b>43</b>
<b>Figura 21 – Crescimento de grãos no latão recristalizado.....</b>	<b>43</b>
<b>Figura 22 – Grau de deformação plástica a frio X Crescimento acentuado de grãos.....</b>	<b>45</b>
<b>Figura 23 – Representação esquemática do recozimento de recristalização .....</b>	<b>47</b>
<b>Figura 24 – Efeitos do recozimento de recristalização em metais trabalhados a frio .....</b>	<b>48</b>
<b>Figura 25 – Cortadeira cut off utilizada no trabalho experimental.....</b>	<b>50</b>
<b>Figura 26 – Fluxograma da Etapa 1 .....</b>	<b>50</b>
<b>Figura 27 – Fluxograma da Etapa 2 .....</b>	<b>51</b>
<b>Figura 28 – Fluxograma da Etapa 3 .....</b>	<b>51</b>
<b>Figura 29 – Preparação das amostras metalográficas .....</b>	<b>52</b>
<b>Figura 30 – Máquinas utilizadas na preparação metalográfica.....</b>	<b>53</b>
<b>Figura 31– Microscópio e software de transmissão de imagens.....</b>	<b>53</b>
<b>Figura 32 – Sequência de passos nos ensaios de compressão .....</b>	<b>55</b>

<b>Figura 33 – Máquina utilizada para deformar plasticamente os corpos de prova.....</b>	<b>55</b>
<b>Figura 34 – Forno elétrico utilizado nos tratamentos térmicos .....</b>	<b>56</b>
<b>Figura 35 – Microdurômetro utilizado no trabalho .....</b>	<b>58</b>
<b>Figura 36– Detalhe da medição de dureza Vickers .....</b>	<b>58</b>
<b>Figura 37 – Microestrutura do material no estado inicial .....</b>	<b>59</b>
<b>Figura 38 – Microestrutura do material após deformação plástica a frio de 30% .....</b>	<b>60</b>
<b>Figura 39 – Microestrutura do material após deformação plástica a frio de 60% .....</b>	<b>61</b>
<b>Figura 40 – Evolução microestrutural – Amostras 30% de deformação plástica @ 600°C .....</b>	<b>62</b>
<b>Figura 41 – Evolução microestrutural – Amostras 60% de deformação plástica @ 600°C .....</b>	<b>63</b>
<b>Figura 42 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) – @600°C .....</b>	<b>65</b>
<b>Figura 43 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Deformação plástica a frio (%) – @600°C .....</b>	<b>65</b>
<b>Figura 44 – Evolução microestrutural – Amostras 30% de deformação plástica @700°C .....</b>	<b>67</b>
<b>Figura 45 – Evolução microestrutural – Amostras 60% de deformação plástica @700°C .....</b>	<b>68</b>
<b>Figura 46 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) – @700°C .....</b>	<b>70</b>
<b>Figura 47 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Deformação plástica a frio (%) – @700°C .....</b>	<b>70</b>
<b>Figura 48 – Queda de dureza relativa (%) x Tempo de tratamento (min) – @600°C .....</b>	<b>72</b>
<b>Figura 49 – Queda de dureza relativa (%) x Tempo de tratamento (min) – @700°C .....</b>	<b>73</b>

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1 – Resumo e particularidades dos mecanismos de nucleação .....</b>	<b>40</b>
<b>Tabela 2 – Composição química do aço SAE 1020 utilizado no trabalho experimental..</b>	<b>49</b>
<b>Tabela 3 – Condições de tratamento térmico utilizadas no trabalho experimental.....</b>	<b>57</b>
<b>Tabela 4 – Valor médio de dureza Vickers para amostras em estado inicial .....</b>	<b>60</b>
<b>Tabela 5 – Dureza Vickers para amostras deformadas plasticamente a frio .....</b>	<b>61</b>
<b>Tabela 6 – Dureza Vickers para amostras com 30% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos à 600°C .....</b>	<b>64</b>
<b>Tabela 7 – Dureza Vickers para amostras com 60% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos à 600°C .....</b>	<b>64</b>
<b>Tabela 8 – Dureza Vickers para amostras com 30% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos à 700°C .....</b>	<b>69</b>
<b>Tabela 9 – Dureza Vickers para amostras com 60% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos à 700°C .....</b>	<b>69</b>

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AL – Alongamento

CCC- Arranjo cristalino cúbico de corpo centrado

CFC – Arranjo cristalino cúbico de faces centradas

EFE – Energia de falha de empilhamento

HC – Arranjo hexagonal compacto

HV – *Hardness Vickers*

LE – Limite de Escoamento

LR – Limite de resistência

MO – Microscopia Óptica

SIBM – *Strain induced boundary migration*

TF – Temperatura de fusão

## RESUMO

Uma das etapas mais importantes do processamento de aços baixo carbono consiste em um tratamento térmico que permita uma completa reconstituição da microestrutura após sucessivas deformações plásticas a frio. Tratamentos dessa natureza são denominados genericamente por recozimentos subcríticos, os quais garantem condições cinéticas e termodinâmicas para a ocorrência de fenômenos termicamente ativados, como recuperação, recristalização e crescimento de grãos. No presente trabalho, foram investigados os efeitos que a deformação plástica a frio, a temperatura e o tempo de tratamento térmico acarretam na microestrutura e na dureza de um aço baixo carbono quando submetido a um tratamento térmico subcrítico. Para tanto, o material sofreu deformações plásticas a frio de, aproximadamente, 30 e 60%. Em seguida, foi tratado termicamente nas temperaturas de 600 e 700°C por tempos de 1, 2, 5, 10, 30 e 60 minutos, acompanhado de resfriamento ao ar. As alterações foram constatadas por meio de microscopia óptica e ensaios de microdureza Vickers. Os resultados apontam que o percentual de deformação plástica a frio teve influência direta na cinética de recristalização, contribuindo para uma completa reconstituição da microestrutura e dos valores de dureza, os quais se assemelham àqueles observados para o material em estado não deformado. O aumento da magnitude de deformação plástica a frio inicial provocou uma queda mais acentuada da dureza durante os tratamentos térmicos, favorecendo a ocorrência do fenômeno de recristalização.

**PALAVRAS-CHAVE:** Aços baixo carbono, Deformação plástica a frio, Recozimento subcrítico, Recuperação, Recristalização, Crescimento de grãos.

## ABSTRACT

One of the most important steps related to low carbon steels processing is concerned to heat treatments in order to provide complete reestablishment of the microstructure after successive cold working. Heat treatments of this kind are generically known as subcritical annealing, which intend to guarantee kinetic and thermodynamic conditions for the occurrence of thermally activated phenomena, such as recovery, recrystallization and grain growth. In this study, the effect of cold working, temperature and heat treatment time in the microstructure and hardness of a low carbon steel, when submitted to a subcritical heat treatment, was carried out. Therefore, the material has undergone cold working by 30 and 60%, approximately. Then, it was heat treated by subcritical annealing at 600 and 700°C for periods of 1, 2, 5, 10, 30 and 60 minutes, followed by cooling in air. Changes were observed by optical microscopy and Vickers hardness tests. The results show that the cold working percentage had direct influence in recrystallization kinetics, contributing for a complete reestablishment of the microstructure and the hardness values, which in turn are similar to those observed for the material in a non-deformed state. The increase in cold working magnitude caused a more pronounced drop in hardness values during the heat treatments, supporting the occurrence of recrystallization phenomenon.

**KEYWORDS:** Low carbon steels, Cold working, Subcritical annealing, Recovery, Recrystallization, Grain growth.

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	14
<b>2 OBJETIVOS</b> .....	15
<b>2.1 Objetivo geral</b> .....	15
<b>2.2 Objetivos específicos</b> .....	15
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	16
<b>3.1 Deformação plástica</b> .....	16
3.1.1 Discordâncias - Conceitos Fundamentais.....	17
<b>3.1.1.1 Discordância em aresta</b> .....	18
<b>3.1.1.2 Discordância em espiral</b> .....	19
3.1.2 A Movimentação das discordâncias .....	19
3.1.3 Mecanismos de deformação plástica .....	20
<b>3.1.3.1 Deslizamento de planos atômicos</b> .....	20
<b>3.1.3.2 Maclação mecânica</b> .....	22
<b>3.1.3.3 A influência do fenômeno difusional de escalagem</b> .....	23
3.1.4 Deformação plástica a frio – O estado encruado.....	24
<b>3.2 Fenômenos termicamente ativados no aquecimento de metais</b> .....	27
3.2.1 Considerações importantes .....	27
3.2.2 Recuperação.....	28
<b>3.2.2.1 Aniquilação de discordâncias</b> .....	29
<b>3.2.2.2 Rearranjo de discordâncias</b> .....	30
3.2.3 Recristalização.....	32
<b>3.2.3.1 Nucleação</b> .....	32
3.2.3.1.1 Nucleação por crescimento de subgrãos - modelo Cahn-Cottrell .....	33
3.2.3.1.2 Nucleação por migração de contornos induzida por deformação .....	35
3.2.3.1.3 Nucleação por coalescimento de subgrãos .....	37
<b>3.2.3.2 Crescimento das regiões recristalizadas</b> .....	40
3.2.4 Crescimento de grãos e recristalização secundária.....	41
<b>3.3 Tratamentos térmicos de recozimento - fatores de influência</b> .....	46
<b>3.4 Recozimento de recristalização</b> .....	47
<b>4 MATERIAL E MÉTODOS</b> .....	49
<b>4.1 Material</b> .....	49
<b>4.2 Metodologia do trabalho</b> .....	49

<b>4.3 Caracterização microestrutural</b> .....	52
4.3.1 Preparação metalográfica .....	52
4.3.2 Observação da microestrutura em microscópio óptico.....	53
<b>4.4 Compressão uniaxial dos corpos de prova</b> .....	54
<b>4.5 Tratamentos térmicos</b> .....	56
<b>4.6 Ensaio de microdureza</b> .....	57
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	59
<b>5.1 Caracterização mecânica e microestrutural do material após tratamento de Recozimento Pleno – Estado inicial (Etapa 1)</b> .....	59
<b>5.2 Caracterização mecânica e microestrutural do material após deformação plástica (Etapa 2)</b> .....	60
<b>5.3 Caracterização mecânica e microestrutural do material deformado plasticamente e tratado em diferentes tempos e temperaturas (Etapa 3)</b> .....	61
<b>5.4 Avaliação da queda de dureza relativa</b> .....	72
<b>6 CONCLUSÕES</b> .....	74
<b>REFERÊNCIAS</b> .....	75

## 1 INTRODUÇÃO

Ao longo da história, diversos tipos de materiais marcaram uma determinada época em virtude das potenciais aplicações e do desenvolvimento tecnológico embarcado em sua utilização. De acordo com Weng (2009), o século atual pode ser considerado como o século do aço. De fato, hoje, um dos indicadores mais utilizados para a avaliação do grau de industrialização de um país é o seu consumo de aço per capita. Estudos indicam que sete das dez maiores economias globais também estão entre os dez maiores produtores de aço do mundo (OLIVEIRA e SOLLERO, 2014).

Do total de aço e demais ligas ferrosas que são produzidas, estima-se que 70% correspondem aos aços baixo carbono (teor de C entre 0,05 e 0,3%). Estes, por sua vez abastecem inúmeros mercados, com aplicações que vão desde imensos componentes estruturais até pequenas peças e dispositivos mecânicos (ASSIS *et al.*, 2011). Para Abdalla et al. (2006), isso se justifica pela alta trabalhabilidade e ductilidade desses aços, o que garante maior facilidade nas operações de conformação, dobramento, corte, solda entre outras.

O segmento de atuação mais importante dos aços baixo carbono, sob o ponto de vista econômico, é voltado para a estampagem, particularmente estampagem profunda ou conformação mecânica a frio. Entre as principais aplicações desse tipo de aço, pode-se destacar a fabricação de chapas estampadas que compõem a carroceria dos carros no ramo automobilístico, e a produção de formas estruturais tais como vigas, canaletas e ferros angulados para a construção civil (CORASSINI, 2012).

Como a microestrutura do aço com baixo teor de carbono tem composição predominantemente ferrítica, o que impossibilita a formação de martensita por meio de têmpera, o ganho em resistência mecânica normalmente é alcançado por deformações plásticas a frio (ANDRESEN et al., 1997). Neste âmbito, o ajuste fino de propriedades é obtido por meio de sucessivas deformações plásticas e tratamentos térmicos subcríticos de recozimento, os quais muitas vezes são intercalados durante as etapas de conformação, caracterizando tratamentos termomecânicos (DIETER, 1981; TOTTEN, 2006)

A deformação plástica a frio introduz diversos defeitos na microestrutura do material, o que produz um estado termodinamicamente instável. Os tratamentos térmicos subcríticos de recozimento visam, sem que ocorram transformações de fases, regenerar propriedades mecânicas e características microestruturais por meio de fenômenos termicamente ativados, como recuperação, recristalização e crescimento de grãos (ARAI *et al.*, 1991; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 Objetivo geral**

O objetivo geral deste trabalho consiste na avaliação dos efeitos da realização de tratamento térmico subcrítico em diferentes condições em amostras de aço de baixo teor de carbono previamente deformadas.

### **2.2 Objetivos específicos**

Os objetivos específicos são:

- Verificar os efeitos da magnitude de deformação plástica, da temperatura e do tempo de tratamento térmico subcrítico na microestrutura de um aço baixo carbono;
  
- Analisar a influência da magnitude de deformação plástica, da temperatura e do tempo de tratamento térmico subcrítico na dureza de um aço baixo carbono.

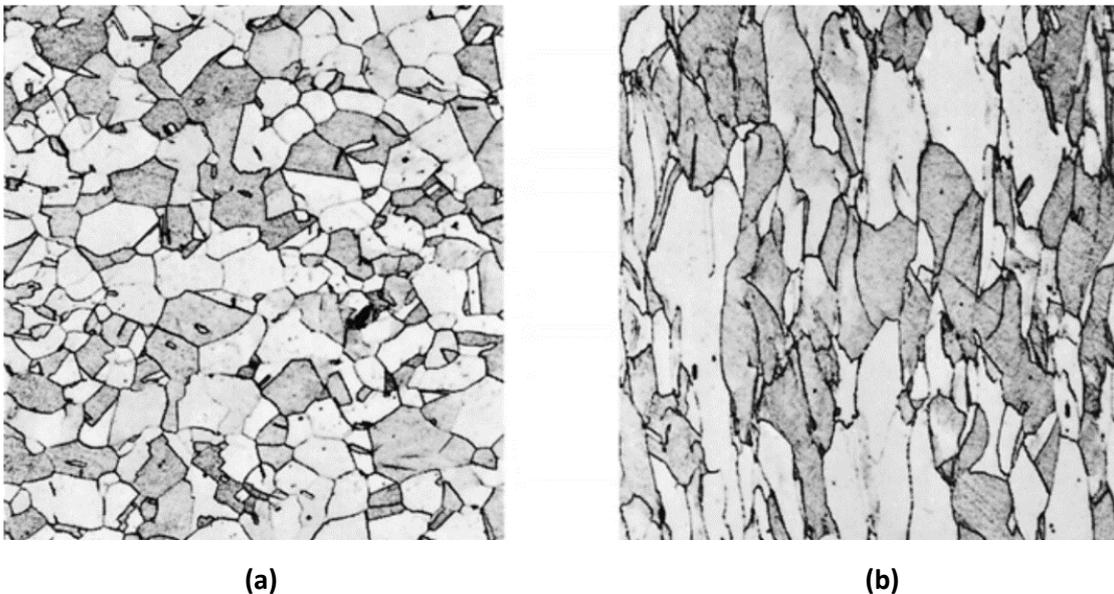
### 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Deformação plástica

A deformação plástica dos materiais, obtida especialmente por solicitações mecânicas, comuns de processos de fabricação, consiste em uma distorção permanente da estrutura cristalina do material. Em uma abordagem que envolve os conceitos da ciência dos materiais, tal distorção se dá em termos de uma movimentação conjunta de átomos em resposta aos esforços mecânicos (CALLISTER, 2007).

Durante a deformação plástica, diversas mudanças microestruturais são observadas em materiais metálicos policristalinos, sejam elas físicas ou morfológicas. Algumas destas modificações, citadas por diversos trabalhos na literatura incluem (1) alterações no formato dos grãos; (2) a orientação preferencial dos grãos, que caracteriza uma determinada *textura de deformação*; (3) um significativo aumento de defeitos cristalinos, principalmente discordâncias e (4) um relativo aumento da área dos contornos de grão por unidade de volume (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005). A Figura 1 indica, de modo geral, a maneira como os grãos modificam seu formato e orientação, mediante processos de deformação plástica.

**Figura 1 – Alteração estrutural dos grãos quando deformados plasticamente**



Em (a) os grãos são aproximadamente equiaxiais. Após a deformação plástica, os grãos modificaram seu formato e orientação (b), gerando uma textura de deformação no sentido do esforço.  
Fonte: CALLISTER, 2007.

### 3.1.1 Discordâncias - Conceitos Fundamentais

Os mecanismos de deformação plástica que serão apresentados mais adiante têm estreita relação com a existência de imperfeições na estrutura cristalina. Nesse âmbito, as discordâncias são os principais defeitos lineares que estão envolvidos nas modificações estruturais. Esse tipo de defeito e suas respectivas interações na rede cristalina são utilizados não só para explicar alguns fenômenos mecânicos como, por exemplo, o encruamento, fadiga e fluência mas também para justificar o deslizamento de planos atômicos, mecanismo responsável pela deformação plástica da grande maioria dos metais. Portanto, é de fundamental importância conhecê-los e entender suas particularidades (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981; HUGHES e HANSEN, 2004).

Logo após a descoberta de que os metais eram materiais cristalinos, houve significativo interesse em se avaliar a resistência mecânica de cristais perfeitos. Frenkel (1926 apud HIRTH e LOTHE, 1982) foi quem propôs, em um dos trabalhos clássicos mais importantes da época, que a resistência ao cisalhamento teórica podia ser estimada, em razão de os átomos em um metal sob tensão de cisalhamento se organizarem em posições energéticas com certa periodicidade. O fato é que os valores de resistência obtidos experimentalmente apresentavam uma acentuada discrepância em relação aos valores previamente calculados. Pouco mais tarde, Orowan, Polanyi e Taylor (1934 apud HIRTH e LOTHE, 1982), em trabalhos isolados, sugeriram que a grande disparidade entre os resultados teóricos e práticos poderia estar relacionada à existência de um defeito linear, nomeado *discordância em aresta*. Em seguida, Burgers (1939) expandiu o conceito das discordâncias para o que chamou de *discordância em espiral* (REED-HILL, 2002; CALLISTER, 2007).

A ideia era de que todos os metais e ligas, de modo geral, sempre apresentavam em sua estrutura algumas discordâncias, seja em razão de tensões residuais provenientes de processos de solidificação, de tratamentos térmicos ou, até mesmo, introduzidas no material quando de sua deformação plástica (CALLISTER, 2007).

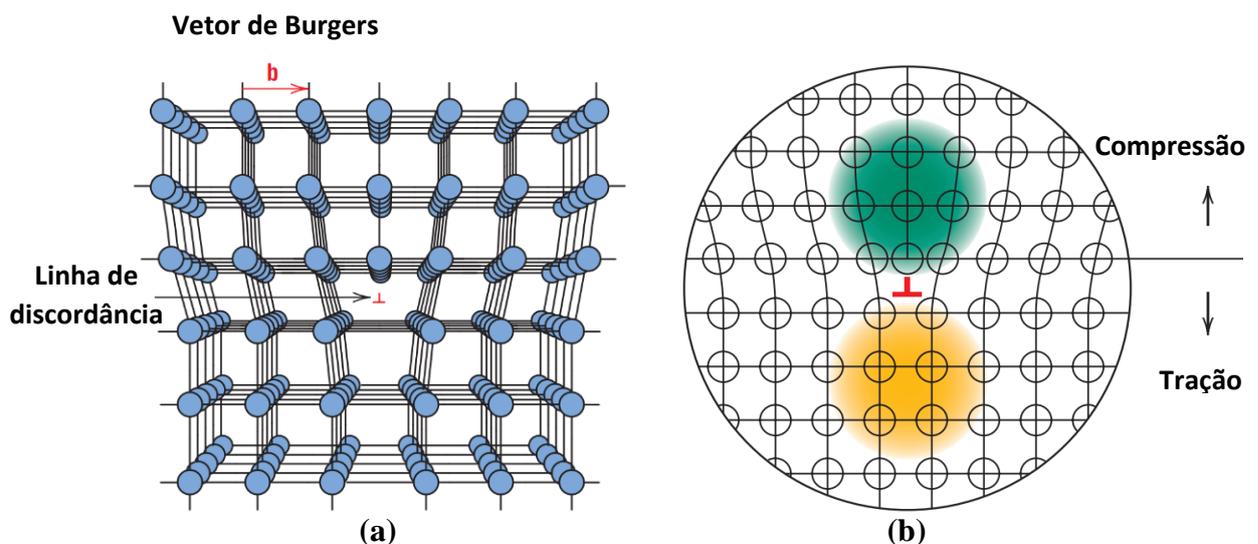
Uma discordância é, portanto, um defeito linear que induz um desalinhamento atômico em suas proximidades (CALLISTER, 2007). Outros autores, como Reed-Hill (2002) e Dieter (1981) sugerem outro conceito para o termo “discordância”, a de que constitui uma *linha limite* entre uma região do plano de deslizamento que deslizou-se efetivamente e outra região não deslizada.

### 3.1.1.1 Discordância em aresta

Em uma discordância em aresta, a distorção da rede cristalina se dá em razão da existência de um semiplano extra de átomos, de maneira que as regiões adjacentes à chamada a essa descontinuidade ficam desalinhadas. A chamada *linha de discordância* corresponde à direção ao longo da extremidade inferior do semiplano extra e, conforme indicado na Figura 2a, é perpendicular ao plano do papel. O *vetor de Burgers*  $b$ , também indicado, define a direção e a magnitude da deformação cristalina. A ocorrência do semiplano extra faz com que os átomos que se encontram acima da linha de discordância sejam forçados uns contra os outros, o que caracteriza uma região de esforços compressivos. Em contrapartida, os átomos localizados nas imediações inferiores à linha de discordância são mantidos a uma distância ligeiramente maior, resultando em esforços trativos, Figura 2b. Esses esforços contribuem para um aumento de energia ao longo da discordância (CALLISTER, 2007; CHIAVERINI, 1986; REED-HILL, 2002).

De maneira geral, uma discordância em aresta é representada pelo símbolo  $\perp$ , que indica uma discordância em aresta positiva. Entretanto, o semiplano atômico extra pode se localizar logo abaixo do plano de deslizamento, neste caso, trata-se de uma discordância em aresta negativa, representada por  $\nabla$  (DIETER, 1981).

**Figura 2 – Representação esquemática de uma discordância em aresta**



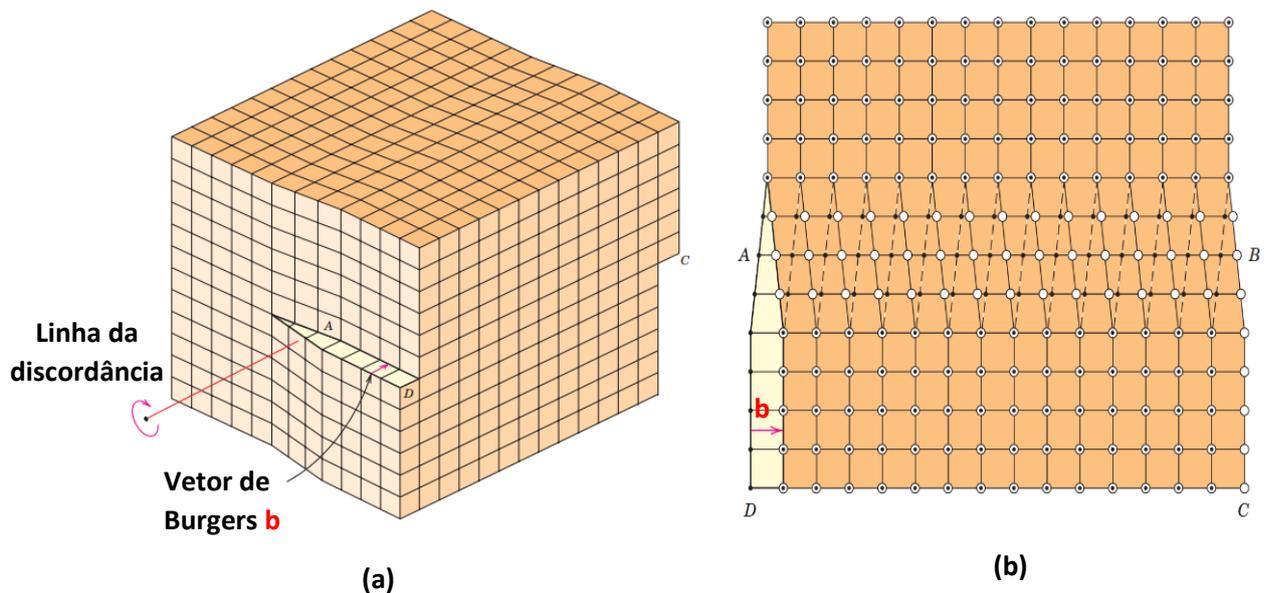
As posições atômicas características de uma discordância em aresta (a); e as regiões vizinhas à discordância em aresta sob tração e compressão (b).

Fonte: CALLISTER, 2007.

### 3.1.1.2 Discordância em espiral

A discordância em espiral pode ser entendida como uma distorção na qual os átomos do reticulado cristalino são rearranjados, mediante deformação plástica, de modo que os planos de deslizamento formam o contorno de uma espiral em torno da linha de discordância. O mecanismo de formação esboçado na Figura 3, sugere, por exemplo, que a distorção acontece quando uma região superior ao plano de deslizamento, situada à direita, é deslocada para frente em relação à metade inferior e à porção esquerda da rede, gerando uma espécie de “rampa” em espiral em torno da linha de discordância (CALLISTER, 2007; REED-HILL, 2002).

**Figura 3 – Representação esquemática de uma discordância em espiral**



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.

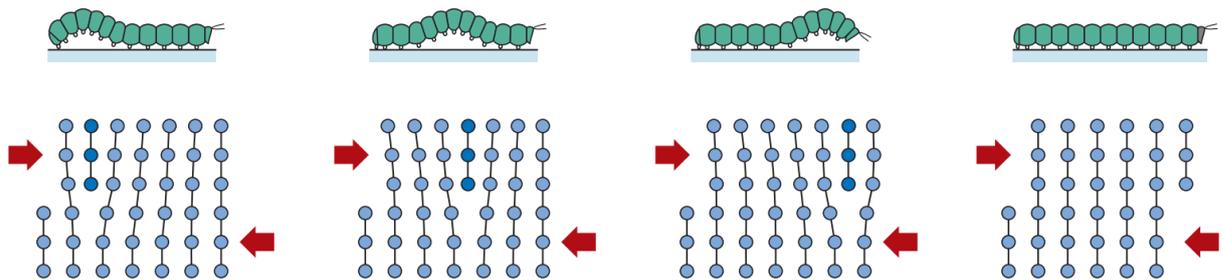
Fonte: CALLISTER, 2007.

### 3.1.2 A Movimentação das discordâncias

Já se sabia que os metais policristalinos, sob a ação de uma tensão de cisalhamento, eram capazes de se deformar plasticamente por meio do deslizamento de planos atômicos no interior de um cristal. Contudo, foi depois que o conceito das discordâncias se desenvolveu, que tal mecanismo ficou mais esclarecido (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981; REED-HILL, 2002).

Nesse contexto, tornou-se mais prudente admitir que o deslizamento dos planos ocorria, na verdade, em sucessivas etapas, as quais envolviam o movimento conjunto de pequenos segmentos de planos atômicos impulsionados por discordâncias. Esse movimento é semelhante ao método de locomoção utilizado por uma lagarta (CHIAVERINI, 1986; CALLISTER, 2007). A Figura 4 mostra esta analogia.

**Figura 4 – Movimento das discordâncias X Movimento de uma lagarta**



Fonte: CALLISTER, 2007 (Adaptado).

A explicação para esse fato é fundamentada no princípio de que, quando há uma discordância no cristal, os átomos mais distantes estão praticamente sob um estado energia mínimo, enquanto que aqueles dispostos simetricamente próximos à descontinuidade estão sob a ação de forças de mesma magnitude orientadas em sentidos opostos. Essas forças contribuem, ao mesmo tempo, para induzir ou comprometer o movimento. Tal situação implica em uma força resultante nula nos átomos que compõe o semiplano extra e, quando da ação de uma tensão de cisalhamento no material, os planos atômicos deslizariam sob pequenos valores de tensão (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981). É importante destacar que a movimentação das discordâncias em espiral ocorre de maneira distinta daquela observada nas discordâncias em aresta. Enquanto as discordâncias em aresta se movimentam sempre paralelamente à direção do esforço cisalhante, as discordâncias em espiral movem-se perpendicularmente à esse esforço.

### 3.1.3 Mecanismos de deformação plástica

#### 3.1.3.1 Deslizamento de planos atômicos

A deformação plástica dos cristais pode ocorrer por meio do deslizamento de planos atômicos. Este mecanismo, válido para a grande maioria dos metais, envolve o escorregamento de átomos situados em um plano cristalográfico específico e sob uma orientação específica,

quando da aplicação de uma tensão de cisalhamento. O plano pelo qual esse processo ocorre é denominado *plano de deslizamento* enquanto que a orientação envolve uma *direção de deslizamento*. A combinação de um plano de deslizamento com uma direção de deslizamento caracteriza um determinado *sistema de deslizamento* (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981)

Ao longo dos anos, foi constatado experimentalmente que os planos de deslizamento são aqueles que possuem maior densidade atômica e, as direções preferenciais são aquelas mais compactas, como se os átomos pudessem tocar-se entre si. (CHIAVERINI, 1986; REED-HILL, 2002).

Segundo Reed-Hill (2002), o fato de que as direções de deslizamento correspondem, em grande parte, às aquelas mais compactas pode ser explicada em termos de discordâncias. Quando uma discordância se movimenta pelo cristal, o cisalha com uma tensão de magnitude igual ao seu vetor de Burgers. O menor valor para o vetor de Burgers será aquele que corresponde à distância interatômica na direção compacta, de modo que qualquer outra orientação resultaria em um maior espaçamento entre os átomos e, conseqüentemente, uma maior tensão cisalhante para que o deslizamento aconteça. Nesse sentido, a menor energia de deformação associada às direções compactas garante uma maior probabilidade de que o deslizamento ocorra sob estas orientações (REED-HILL, 2002).

Basicamente, existem dois tipos de deslizamento: o simples e o cruzado (deslizamento com desvio ou ainda, *cross slip* – do inglês). É importante salientar que, a ocorrência de cada um desses mecanismos está condicionada às características das discordâncias envolvidas, isto é, se são discordâncias em aresta ou em espiral.

Por definição, o plano de deslizamento é aquele que contém o Vetor de Burgers e a linha de discordância. Em uma discordância em aresta, o vetor de Burgers é sempre perpendicular à linha de discordância, o que define completamente seu plano de deslizamento. Por esta razão, discordâncias em aresta são limitadas ao deslizamento simples. Por outro lado, em uma discordância em espiral, a linha de discordância é orientada paralelamente ao seu vetor de Burgers. Tal situação implica a possibilidade de essas discordâncias realizarem deslizamento cruzado, visto que o plano de escorregamento pode ser qualquer um que contenha a linha de discordância. Desta maneira, as discordâncias em espiral têm maior liberdade para contornar obstáculos durante sua movimentação e assegurar a deformação plástica (DIETER, 1981; REED-HILL, 2002).

Para uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) típica como a da ferrita, existem 48 sistemas de deslizamento de modo que os principais planos de deslizamento são o {110}, {112} e {123} enquanto que a direção dominante é a  $\langle 111 \rangle$ . Entretanto, os planos existentes nessa

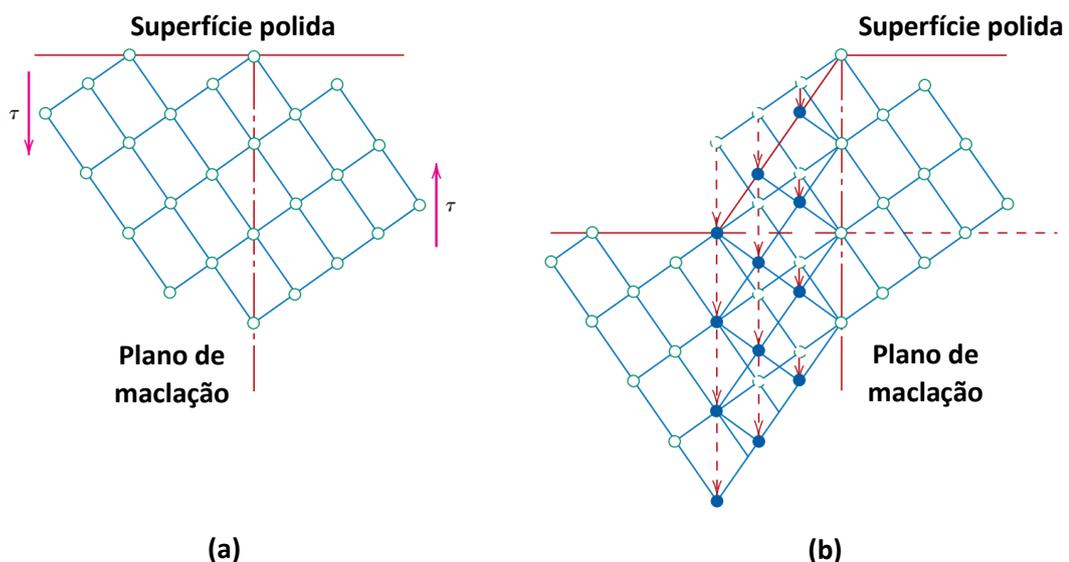
configuração não densidade atômica acentuada, o que compromete o mecanismo de deformação e requer maior sollicitação mecânica para ocorrer (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981).

### 3.1.3.2 *Maclação mecânica*

Um segundo modo pelo qual os materiais metálicos são capazes de se deformar plasticamente é denominado maclação mecânica. Esse mecanismo pode ser interpretado como uma reorientação dos átomos na rede cristalina, quando de esforços mecânicos de cisalhamento, a qual é dependente da orientação do restante da matriz. Na realidade, a região maclada é uma imagem especular das regiões adjacentes não macladas, separada por um plano de simetria denominado *plano de maclação* (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981).

Diferentemente da deformação plástica por deslizamento, a maclação mecânica ocorre sob um cisalhamento homogêneo da estrutura cristalina e envolve movimentação atômica de curta distância. Um aspecto interessante deste modelo é que o movimento dos átomos é proporcional à distância do plano de maclação (CHRISTIAN e MAHAJAN, 1995; DIETER, 1981; PADILHA e SICILIANO, 2005). A Figura 5 demonstra, de maneira esquemática, a reorientação característica dos átomos pela maclação mecânica quando a microestrutura é cisalhada.

**Figura 5 – Representação esquemática do mecanismo de maclação**



Aplicação de esforços de cisalhamento na estrutura cristalina (a) e a movimentação atômica dependente da região adjacente (b). É importante notar que o deslocamento é maior para átomos mais distantes do plano de maclação.

Fonte: CALLISTER, 2007 (Adaptado).

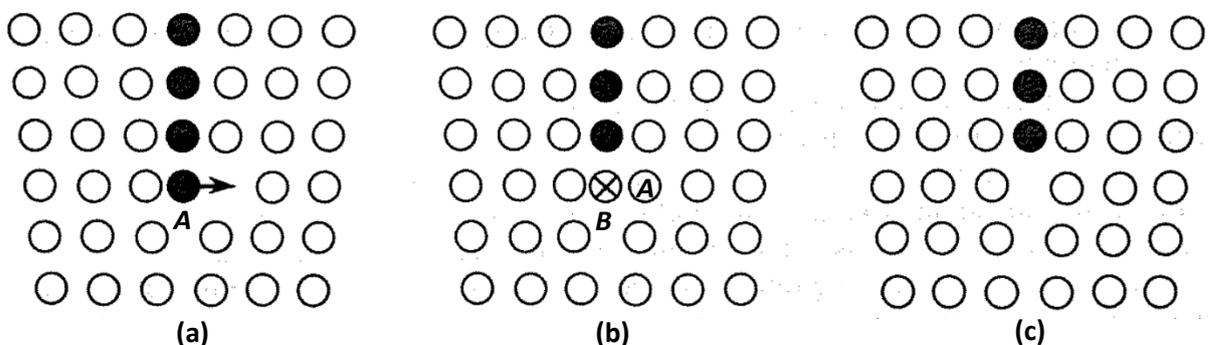
### 3.1.3.3 A influência do fenômeno difusional de escalagem

Como explicado anteriormente, uma discordância em aresta só é capaz de deslizar em um único plano de escorregamento, o qual já está definido pelas orientações do seu vetor de Burgers e da linha de discordância. Contudo, existe uma forma alternativa pela qual discordâncias em aresta podem se movimentar. Essa alternativa é possível graças ao fenômeno de escalagem, que possibilita um terceiro mecanismo de deformação plástica, o qual se diferencia dos demais (DIETER, 1981; REED-HILL, 2002).

Este mecanismo envolve a movimentação atômica na direção perpendicular ao plano de deslizamento da discordância. A escalagem é um fenômeno difusional e, portanto, à medida que a temperatura aumenta, tem uma contribuição mais significativa para o processo de deformação plástica, sobretudo quando há fluência (DIETER, 1981; REED-HILL, 2002).

Conforme ilustra a Figura 6, em uma temperatura suficientemente alta, que assegure uma alta energia vibracional dos átomos, uma lacuna que faz parte do cristal se move para uma posição próxima a um átomo que faz parte do semiplano extra da discordância. Em seguida, este átomo *A* se desloca para a região da lacuna, deixando o semiplano com um átomo a menos no seu limite inferior. O átomo *B*, identificado com uma “cruz”, representa o átomo imediatamente abaixo do plano de deslizamento que ficou à mostra. A Figura 6c ilustra um estágio final idealizado do processo de escalagem, quando uma fileira completa do semiplano extra se deslocou, em virtude de sucessivos movimentos atômicos. Trata-se, então, da escalagem positiva. Na escalagem negativa, uma fileira de átomos é adicionada ao semiplano extra aumenta, que desce uma unidade atômica (REED-HILL, 2002).

**Figura 6 – O fenômeno de escalagem de discordâncias em aresta**



Etapas do fenômeno de escalagem. (a) Uma lacuna do cristal se movimentava para uma posição próxima da região inferior do semiplano extra (em preto). O átomo *A* desloca-se simultaneamente para a lacuna existente. O átomo *B*, situado imediatamente abaixo do plano de deslizamento fica a mostra (b) e (c) estágio final do processo de escalagem, após sucessivas movimentações atômicas. A discordância em aresta subiu uma distância atômica.

Fonte: REED-HILL, 2002 (Adaptado).

É importante esclarecer que, caso ocorresse um movimento conjunto de uma fileira completa de átomos tal mecanismo não caracterizaria uma escalagem e sim um deslizamento simples. Assim, na realidade, a escalagem contempla o movimento de pequenos grupos de lacunas e de átomos, de maneira que é comum a formação de pequenos degraus na microestrutura (DIETER, 1981; REED-HILL, 2002).

Quando se trata de uma escalagem positiva, é comum associar à ocorrência desse processo tensões compressivas, já que material está sendo removido pela ascensão do semiplano extra. Em contrapartida, associa-se à escalagem negativa, esforços de tração, uma vez que a movimentação atômica contribui para a expansão do plano de deslizamento. Neste sentido, existe uma diferença fundamental entre as tensões associadas aos mecanismos de deslizamento (cisalhamento) e escalagem (tensões normais) (REED-HILL, 2002).

#### 3.1.4 Deformação plástica a frio – O estado encruado

Quando um metal é deformado plasticamente em temperaturas muito inferiores à sua temperatura de fusão, geralmente menores que  $0,35T_F$ , é comum a denominação *deformação plástica a frio* (ANAND, GURTIN e REDDY, 2014; REED-HILL, 2002; CALLISTER, 2007).

Uma característica marcante de processos de deformação a frio é a ocorrência do fenômeno de encruamento (*strain hardening*) dos metais. O referido fenômeno consiste em um endurecimento do material, de tal maneira que a manutenção dos esforços mecânicos implica em uma tensão de cisalhamento cada vez maior para que a deformação plástica tenha continuidade. Esse comportamento, típico de metais, envolve um ganho de resistência mecânica, em termos de propriedades como *limite de escoamento* (LE) e *limite de resistência* (LR), enquanto que a ductilidade e a condutividade elétrica decrescem simultaneamente (CHIAVERINI, 1986; SOUZA, 1982).

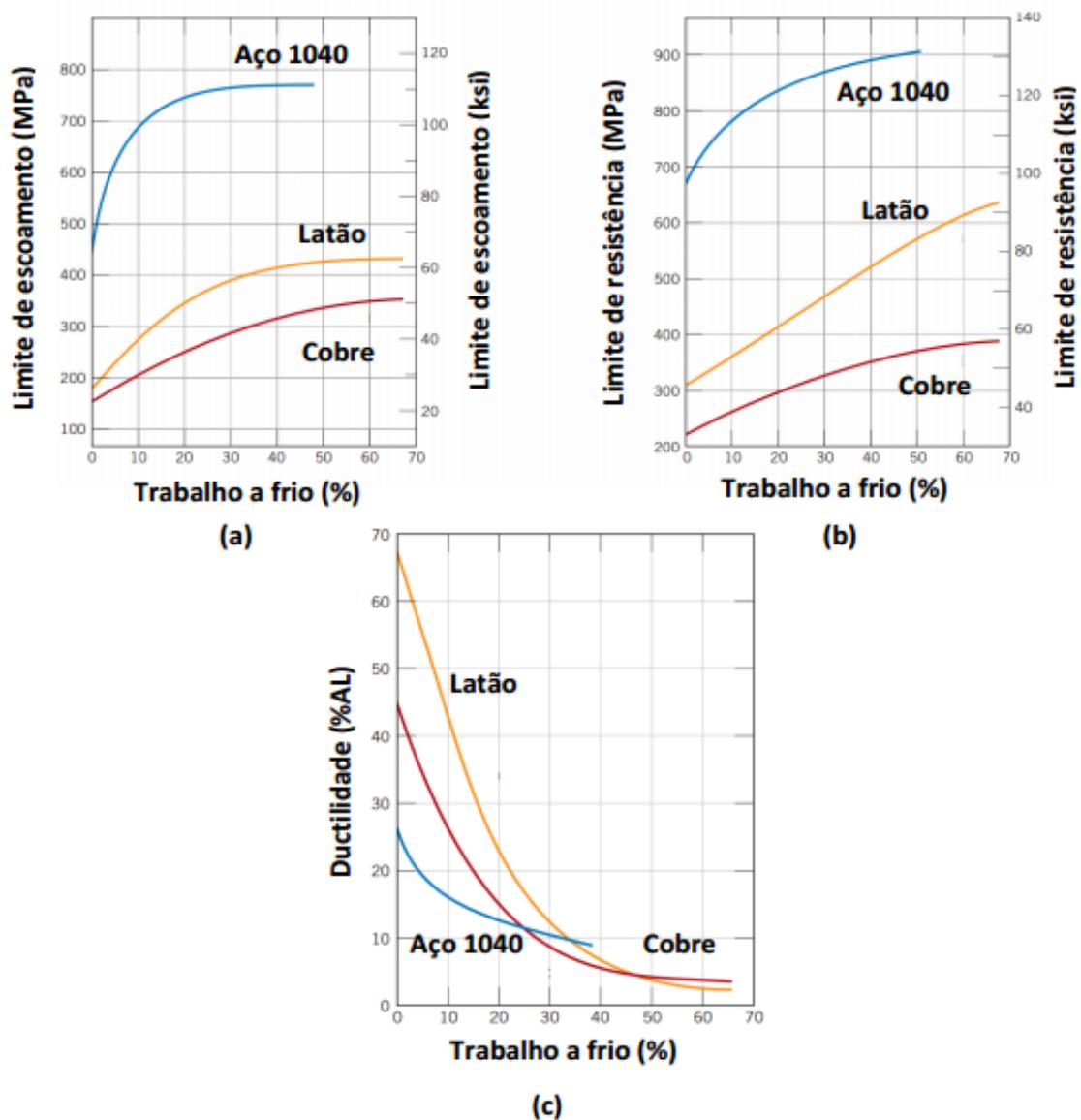
Quando os materiais metálicos são deformados plasticamente, grande parte da energia de deformação é dissipada sob a forma de ruídos e calor. Entretanto, uma pequena parcela desta energia, na faixa de 2 a 15%, fica armazenada na microestrutura sob a forma de defeitos, sejam estes pontuais, falhas de empilhamento, contornos e subcontornos de grãos, maclas de deformação e, principalmente, discordâncias. (MANKINS, 2004; BEVER, HOLT e TITCHENER, 1973; BENZERGA *et al.*, 2005; DIETER, 1981).

Segundo Dieter (1981), Chiaverini (1986), assim como Reed-Hill (2002), a densidade média de discordâncias em um metal tipicamente recozido está em torno de  $10^6$  a  $10^8$ , enquanto

que em um metal trabalhado a frio são encontrados valores de  $10^{12}$ , uma variação de até 6 ordens de grandeza.

Em temperaturas típicas de trabalho a frio, nas quais o deslizamento de planos atômicos é o principal mecanismo de deformação plástica, o estado encruado se consolida porque a mobilidade média das discordâncias diminui em razão da geração de novas discordâncias e outros defeitos que atuam como barreiras à movimentação (ANAND, GURTIN e REDDY, 2014; CHIAVERINI, 1986; SOUZA, 1982). A influência do trabalho a frio em algumas propriedades mecânicas de três materiais distintos é exemplificada a seguir na Figura 7.

**Figura 7 – Influência do trabalho a frio em diferentes propriedades de três materiais**



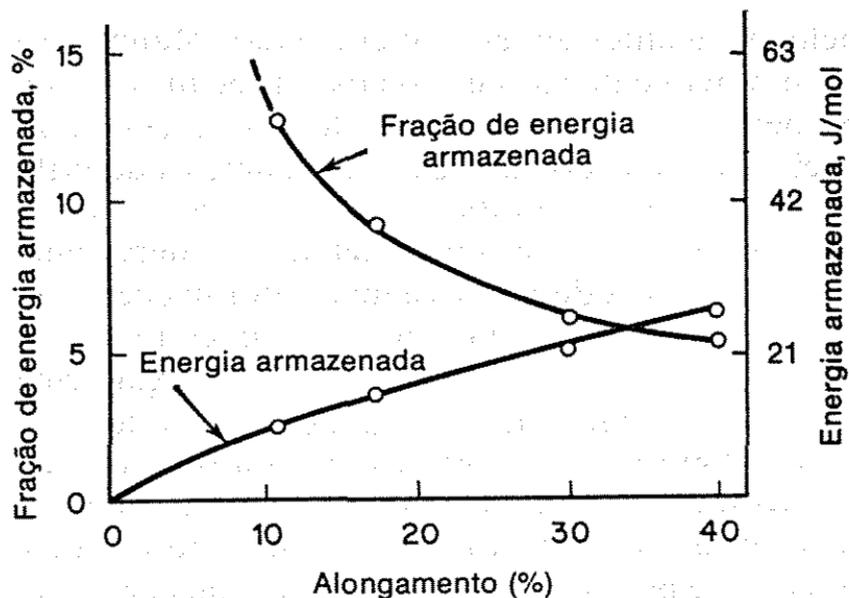
Para o aço 1040, o latão e o cobre, (a) O aumento no limite de escoamento, (b) O aumento no limite de resistência e (c) a redução da ductilidade (em termos do alongamento %) em função do percentual de trabalho a frio.

Fonte: CALLISTER 2007 (Adaptado).

A quantidade de energia armazenada e, indiretamente, a proporção de defeitos gerados na matriz dependem de diversos fatores, entre eles, o estado inicial, o modo de deformação, o percentual de deformação, a taxa de deformação aplicada e a composição química do metal (BEVER, HOLT e TITCHENER, 1973; REED-HILL, 2002). Neste sentido, para se avaliar o percentual de energia retido na microestrutura, é fundamental conhecer as principais variáveis do processo e estimar, de acordo com o material, quais os possíveis mecanismos de deformação atuarão, contribuindo assim para a evolução dos defeitos estruturais (BENZERGA *et al.*, 2005).

Gordon (1955) mostrou que, para o cobre de alta pureza, o percentual de energia armazenado na microestrutura aumentou proporcionalmente com o grau de deformação, entretanto, a taxas decrescentes (REED-HILL, 2002). Os dados são apresentados na Figura 8.

**Figura 8 – Energia armazenada pela deformação plástica a frio**



Energia armazenada pelo encruamento do cobre de alta pureza (99,999%) e a fração da energia total de deformação em função do alongamento em tração.  
Fonte: REED-HILL, 2002.

Neste contexto, o estado encruado representa uma condição termodinâmica instável. É justamente a energia armazenada na microestrutura pela deformação plástica a frio o principal potencial termodinâmico para que, sob condições apropriadas de tempo e temperatura, seja possível a ocorrência dos fenômenos de recuperação e recristalização, pelos quais esta energia é dissipada (MANKINS, 2004; BEVER, HOLT e TITCHENER, 1973; BENZERGA *et al.*, 2005).

### 3.2 Fenômenos termicamente ativados no aquecimento de metais

Nas condições de trabalho a frio, grande parte da energia aplicada para deformar o material é transformada em calor. Entretanto, uma parcela dessa energia é armazenada na microestrutura do material na forma de defeitos cristalinos pontuais, tais como lacunas e auto intersticiais, bem como de defeitos lineares, que incluem diferentes tipos de discordâncias (MANKINS, 2004; BEVER, HOLT e TITCHENER, 1973). Tal condição gerada pela deformação plástica nos cristais é termodinamicamente instável. Desta forma, existe uma força motriz que induz o material a sofrer modificações em sua microestrutura de maneira a retornar à sua condição inicial de menor energia. Embora exista esta tendência natural, a cinética de transformação e aniquilação desses defeitos é muito lenta. Os tratamentos térmicos de recozimento visam, por meio de fenômenos termicamente ativados, acelerar e fornecer condições cinéticas e termodinâmicas para que essa reconstituição aconteça. (BROOKS, 1991; BEVER, HOLT e TITCHENER, 1973; BENZERGA *et al.*, 2005).

A quantidade de energia retida depende, entre outras variáveis, do processo e da taxa de deformação, da composição química do material e da temperatura na qual a deformação ocorreu. O pré-requisito fundamental para que o tratamento térmico de recozimento de recristalização seja efetivo é de que o grau de deformação inicial seja alto o suficiente para gerar um arranjo metaestável de átomos e defeitos cristalinos, os quais por sua vez, favorecerão a ocorrência dos processos de recuperação, recristalização e crescimento de grãos (TOTTEN, 2006). A importância, as particularidades e os eventos relacionados a cada um desses processos serão discutidos a seguir.

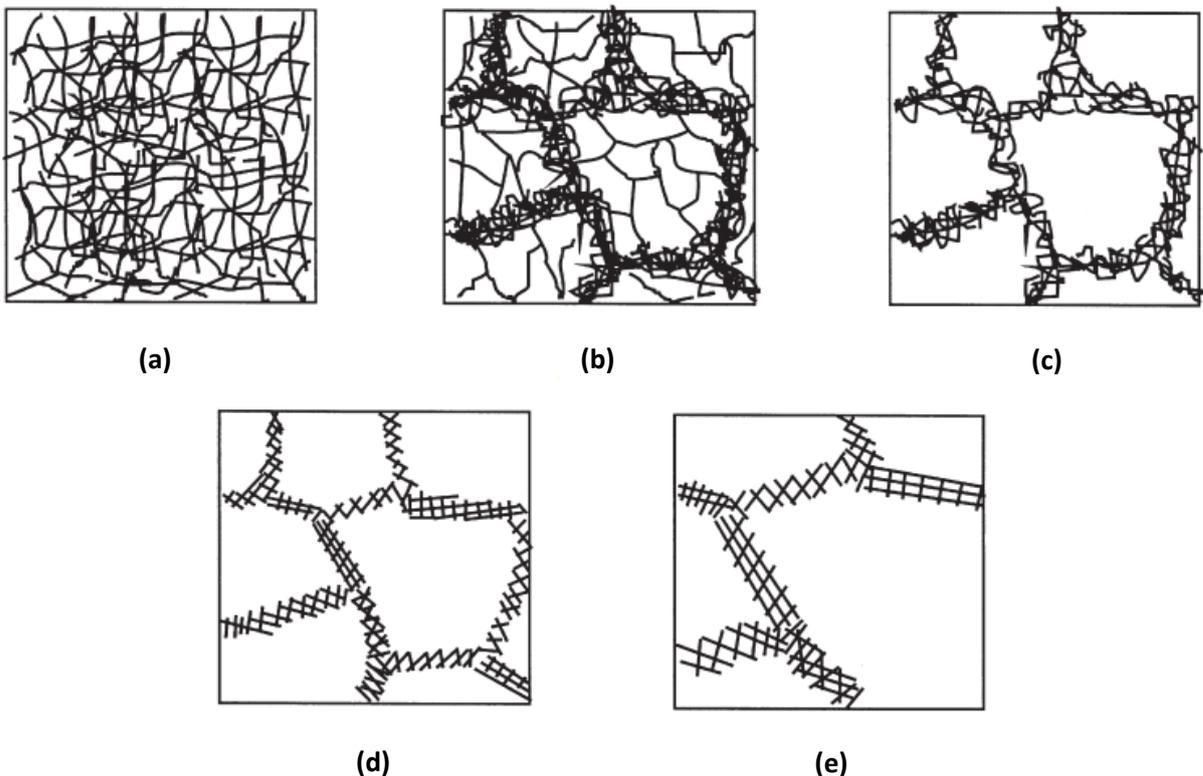
#### 3.2.1 Considerações importantes

Os processos de recuperação e recristalização são concorrentes entre si e os eventos relacionados a cada um deles podem ocorrer simultaneamente. Tal situação se justifica porque a força motriz para a ocorrência de ambos é, principalmente, a energia armazenada na estrutura cristalina, proveniente de deformações plásticas. Neste sentido, à medida que a recristalização acontece e reduz efeitos do trabalho a frio na microestrutura, a recuperação fica comprometida. Essa competição é mais pronunciada em metais e ligas que possuem alta energia de falha de empilhamento (EFE), uma vez que a mobilidade média de discordâncias é maior, o que facilita incidência de mecanismos de escalagem e escorregamento cruzado (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; RIOS *et al.*, 2005; GERÔNIMO E BALANCIN, 2013).

### 3.2.2 Recuperação

A recuperação compreende uma série de eventos que proporcionam a restauração parcial de propriedades aos valores prévios à deformação plástica. Isso se justifica pela dissipação da energia armazenada na microestrutura do material que, por sua vez, acontece pela movimentação de discordâncias. Esta etapa é caracterizada por mudanças sutis e em pequena escala na microestrutura do material, as quais dificilmente são verificadas por microscopia óptica. É comum que essas modificações sejam verificadas por meio de ensaios físicos ou mecânicos. Destaca-se que variações na magnitude de propriedades mecânicas, tais como a dureza e a tensão de escoamento também são comumente baixas (PADILHA e SICILIANO, 2005; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; CALLISTER, 2007). Alguns dos estágios da recuperação podem ser vistos na Figura 9.

**Figura 9 – Estágios da recuperação em metais plasticamente deformados**



Diferentes estágios envolvidos 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).

Cabe a observação de que os estágios aqui apresentados têm ocorrência condicionada a uma série de variáveis, como o grau de deformação inicial, a temperatura do recozimento e a

pureza do material (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005). Além disso, a microestrutura dos cristais possui grande heterogeneidade de defeitos, o que pode implicar em uma diferente sequência dos eventos, a depender de uma região específica do material (RIOS *et al.*, 2005).

De modo geral, existem dois principais mecanismos responsáveis pelo restabelecimento de uma configuração microestrutural de menor energia, notadamente, a aniquilação de discordâncias e o rearranjo de discordâncias. Ambos os processos podem ocorrer por deslizamentos de planos atômicos simples, deslizamentos de planos atômicos cruzados e por escalagem (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

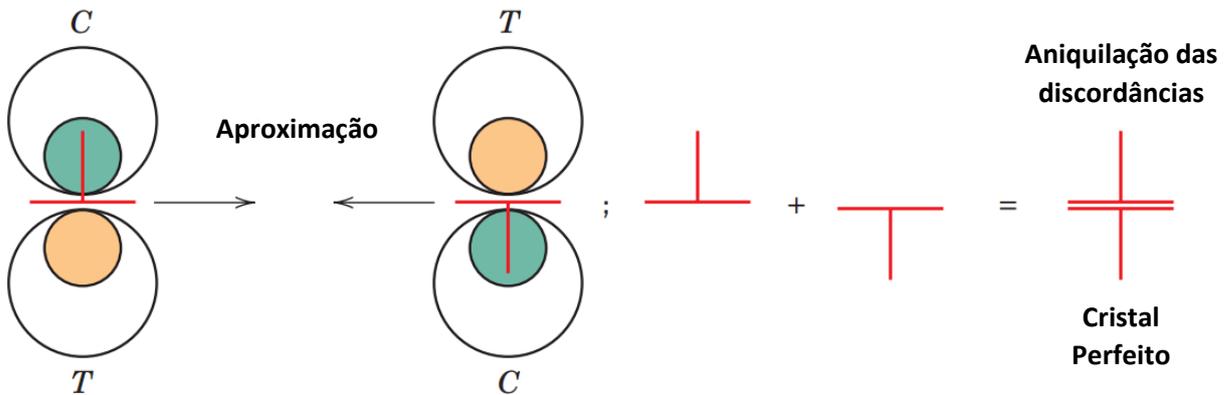
### ***3.2.2.1 Aniquilação de discordâncias***

A deformação plástica a frio induz a movimentação de discordâncias bem como a geração de novas descontinuidades na estrutura cristalográfica. De acordo com Humphreys e Hatherly (2004), isso acontece por meio de sistemas de deslizamentos atômicos, que culminam na obtenção de uma microestrutura tipicamente dotada de emaranhados de discordâncias, conforme representado na Figura 9a. Em ligas e metais de alta EFE, devido à maior mobilidade média das discordâncias parciais, é provável que essas descontinuidades se arranjam de uma maneira pouco mais organizada, caracterizando estruturas celulares, cujos contornos são formados por complexos emaranhados de discordâncias (Figura 9b).

O aumento da temperatura proporciona maior mobilidade média às discordâncias. Assim, discordâncias de sinais opostos que se encontram no mesmo plano de escorregamento podem se aniquilar, movimentando-se uma em direção a outra. Este processo acontece quando os átomos que compunham os semiplanos extras de cada discordância se alinham para formar um único plano, o que elimina os campos de tensão de tração e compressão antes existentes na rede cristalina (REED-HILL, 2002; TOTTEN, 2006; CALLISTER, 2007). Uma representação esquemática deste fenômeno é demonstrada na Figura 10.

Outra possibilidade consiste na combinação de dois ou mais mecanismos de movimentação de discordâncias. Duas discordâncias que possuam vetores de *Burgers* contrários e estão em diferentes planos de escorregamento são capazes de se aniquilarem mediante a ocorrência simultânea de deslizamento e escalagem. Um processo similar também é possível para discordâncias em espiral, a fim de se atingir um estado de menor energia. Neste caso é comum que a aniquilação se dê via deslizamento cruzado de planos (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

**Figura 10 – Aniquilação de discordâncias de sinais opostos**

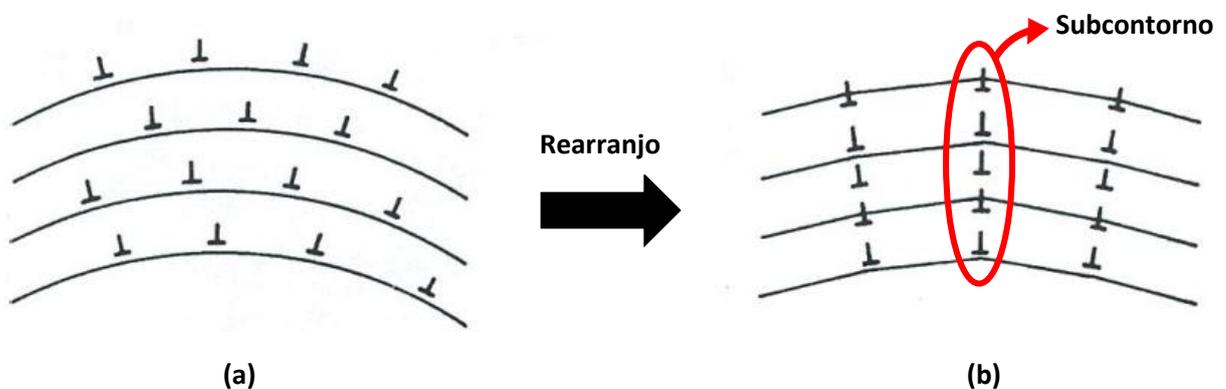


Fonte: CALLISTER, 2007 (Adaptado).

### 3.2.2.2 Rearranjo de discordâncias

Como resultado da deformação plástica, sempre existirá um número diferente entre discordâncias de sinais opostos, de modo que uma parcela em excesso dessas discontinuidades de mesmo sinal não poderão ser aniquiladas. Portanto, os átomos que constituem essas discordâncias se reorganizam para estabelecer um arranjo regular de menor energia livre, gerando contornos de grãos de baixo ângulo, comumente chamados de subcontornos. Este processo, proposto por Cahn (1949), ficou conhecido como poligonização. A Figura 11 apresenta de modo simplificado como o rearranjo das discordâncias poderia ocorrer em um monocristal que foi deformado por dobramento, originando subcontornos de grãos (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005).

**Figura 11 – Representação esquemática do processo de Poligonização**

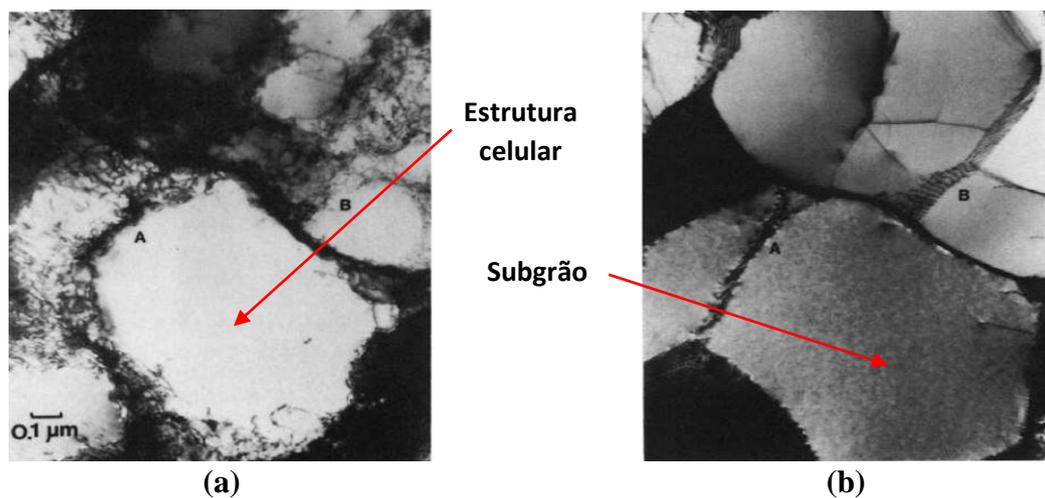


Fonte: PADILHA e SICILIANO, 2005 (Adaptado).

Quando as discordâncias se reagrupam em um alinhamento vertical, como mostrado na Figura 11b, os campos de tensão das discordâncias adjacentes são parcialmente cancelados. Isso acontece porque a região tracionada logo abaixo do semiplano extra de uma discordância se sobrepõe ao campo de tensão de compressão da discordância que está logo abaixo. É importante destacar que o fenômeno de poligonização requer maior energia de ativação do que a aniquilação de discordâncias porque necessita, em grande escala, da ocorrência de fenômenos de deslizamento cruzado e escalagem (REED-HILL, 2002; PADILHA e SICILIANO, 2005).

É comum chamar-se de subgrãos, as regiões adjacentes aos limites de um subcontorno de grão formado. Padilha e Siciliano (2005) pontuam que a morfologia dos subgrãos é muito semelhante àquela característica de estruturas celulares, provenientes da deformação plástica, as quais são mais comumente observadas em metais de alta EFE. Todavia, enquanto os subgrãos demandam maior energia de ativação para se formarem e apresentam paredes mais definidas, as células de deformação possuem limites menos pronunciados e maior quantidade de discordâncias em seu interior. A Figura 12 apresenta um comparativo entre a estrutura celular e os subgrãos, em uma amostra de alumínio deformado em 10% e subsequente recozimento a 250°C em 2 minutos. As fotomicrografias foram obtidas por Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET).

**Figura 12 – Comparativo entre estrutura celular e subgrão**



Fotomicrografias (MET) de uma amostra de alumínio deformado em 10%. (a) Estado deformado, notam-se estruturas celulares; (b) Estado recozido a 250°C em 2 minutos. Observa-se que os contornos A e B são mais bem definidos e que existem menos discordâncias no interior delimitado. Fonte: HUMPHREYS e HATHERLY, 2004.

Humphreys e Hatherly (2004) apontam alguns fatores pelos quais a formação de subgrãos é privilegiada em detrimento da estrutura celular, tais como: alta energia de falha de

empilhamento, baixa quantidade de partículas de segunda fase, alta deformação e altas temperaturas de deformação.

### 3.2.3 Recristalização

Mesmo após a recuperação, a microestrutura do material deformado ainda possui uma energia livre relativamente alta. Deste modo, à medida que o tratamento térmico continua, fornecendo calor ao material, um outro conjunto de eventos ativados termicamente dão sequência, a fim de reduzir ainda mais esses níveis energéticos. A recristalização compreende a formação de novos grãos, livres de deformação e que possuem uma densidade de discordâncias similar àquela característica do estado pré-deformado (CALLISTER, 2007).

Diferentemente da recuperação, os fenômenos associados à recristalização são decorrentes da migração de contornos de alto ângulo. Esses contornos possuem maior mobilidade, o que proporciona um rearranjo mais eficiente das discordâncias no material, assegurando a restauração das propriedades mecânicas aos níveis anteriores ao trabalho a frio. As modificações microestruturais são acompanhadas da redução da dureza e da resistência mecânica, enquanto que a ductilidade aumenta (HAESSNER, 1971; BROOKS, 1991; PADILHA e SICILIANO, 2005; TOTTEN, 2006). A ocorrência do fenômeno de recristalização é explicada à luz de mecanismos termodinâmicos que envolvem a nucleação e crescimento de grãos. As particularidades desses eventos serão abordadas adiante.

#### 3.2.3.1 Nucleação

De acordo Cahn (1971), o termo nucleação alude ao desenvolvimento de uma pequena região cristalográfica, praticamente livre de defeitos, a qual é capaz de crescer em pelos menos uma direção no material deformado.

Os avanços em microscopia eletrônica propiciaram evidências metalográficas de que o mecanismo de nucleação está principalmente condicionado a regiões de grande heterogeneidade, caracterizadas por diferentes orientações cristalográficas e altas densidades de discordâncias (CAHN, 1971; CAHN e HAASEN, 1996).

Ao longo dos anos, vários modelos foram criados com a intenção de explicar como o surgimento e crescimento de um grão isento de deformação é possível, em meio a uma microestrutura previamente deformada a frio. Entre os mais aceitos pela comunidade científica estão o modelo *Cahn-Cottrell*, o mecanismo de migração de contornos de grãos induzidos por

deformação de Bailey e Hirsch (1962) e o modelo de nucleação por coalescimento de subgrãos (REED-HILL, 2002; CAHN e HAASEN, 1996; DOHERTY e CAHN, 1972).

### 3.2.3.1.1 Nucleação por crescimento de subgrãos - modelo Cahn-Cottrell

Este modelo, proposto independentemente por Cahn (1950) e Beck (1949) e, mais tarde, amplificado por Cottrell (1953) fundamenta-se no fenômeno de poligonização, pelo qual são formados subcontornos de grãos que delimitam regiões de baixa densidade de discordâncias (RIOS *et al.*, 2005). Segundo Doherty e Cahn (1972) este modelo é consequência direta das constatações de Burgers e Louwse (1931) quando estudaram a recristalização de cristais deformados de alumínio.

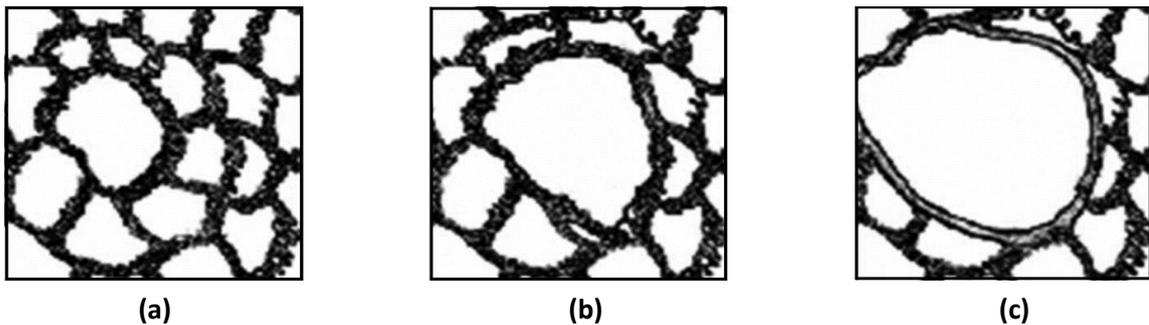
A sugestão era de que um novo grão na verdade não se desenvolvia a partir da nucleação de um cristal totalmente novo, mas de uma região recuperada já existente na microestrutura, as células ou subgrãos (CAHN e HAASEN, 1996; DOHERTY, 1997; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004). Estudos divulgados na revisão de Haessner *et al.* (1971) sobre recristalização de materiais metálicos suportam o argumento de que a orientação cristalográfica de novos grãos formados pode ser “rastreada” por orientações pré-existentes na microestrutura deformada (DOHERTY, 1997).

Uma vez formado o subgrão, seu crescimento é favorecido pelo aquecimento em faixas de temperatura relativamente altas, fornecendo condições cinéticas para a migração dos subcontornos, que implica na redução da energia livre do sistema por meio da eliminação e rearranjo de discordâncias. De acordo com Ray, Hutchinson e Duggan (1974) que analisaram diferentes processos de nucleação por microscopia eletrônica de alta tensão, é provável que este tipo de mecanismo esteja associado a altas taxas de deformação (PADILHA e SICILIANO, 2005). Para Doherty e Cahn (1972) o núcleo viável para o processo de recristalização seria aquele que possui maior grau de desorientação em relação aos seus vizinhos. Assim, apenas uma pequena parcela de subgrãos é capaz de crescer e se transformar em “novos” grãos.

Cottrell (1953) notou que, sob as mesmas condições de contorno, os subcontornos de maior desorientação apresentavam maior mobilidade em detrimento daqueles de menor ângulo. Neste sentido, subgrãos com ângulos em torno de 15° em relação aos seus adjacentes eram capazes de crescer e se tornarem grãos recristalizados (DOHERTY, 1997). Segundo Doherty *et al.* (1997), esse ponto de vista tem sido bastante reforçado por evidências experimentais, como aquelas divulgadas por Haessner *et al.* (1971) e por trabalhos posteriores como em Humphreys e Hatherly (1995). Para McQueen e Jonas (1975) este mecanismo de nucleação é

mais comum para metais de baixa EFE. O subcontorno em migração absorve discordâncias, de maneira que seu grau de desorientação aumenta, assim como sua energia e mobilidade. Esse processo ocorre até que um contorno de alto ângulo é formado, o que caracteriza a nucleação (RIOS *et al.*, 2005). A Figura 13 ilustra de modo esquemático o processo de recristalização pela migração de subcontornos de grão.

**Figura 13 – Recristalização por migração de contornos de subgrão**



Nucleação de um grão recristalizado pela migração de subcontornos. (a) estrutura inicial, (b) subgrão central cresce em detrimento dos demais e (c) formação de um contorno de alto ângulo, grão recristalizado.  
Fonte: RIOS *et al.* (2005).

Doherty (1997) atenta para o fato de que a alta desorientação dos subgrãos nem sempre é uma condição suficiente à recristalização, mas necessária, visto que grande quantidade de subgrãos que possuem contornos de alto ângulo não se tornam grãos recristalizados. É amplamente aceito que, além da alta mobilidade requerida para o crescimento de um subgrão, é fundamental que este apresente uma “vantagem energética”, relacionada a um tamanho de subgrão relativamente maior em relação aos demais (LI, 1962; DOHERTY e CAHN, 1972; JONES, RALPH e HANSEN, 1979).

Ferry e Humphreys (1996), na tentativa de explicar o processo de recristalização por migração de contornos de subgrãos fizeram uma analogia ao crescimento anormal de grãos, algumas vezes referido na literatura como recristalização secundária (PADILHA e SICILIANO, 2005).

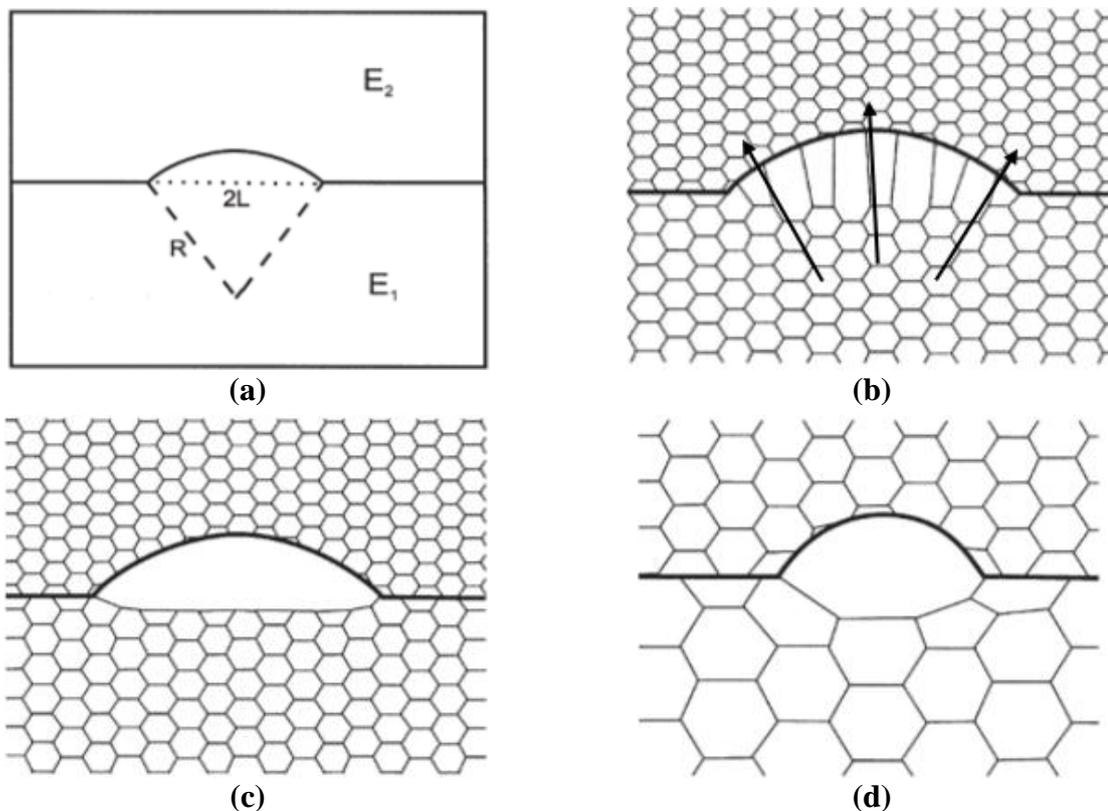
Como esse modelo antecede progressos em microscopia eletrônica, tem sido paulatinamente substituído por novas e mais precisas teorias de nucleação sustentadas via fotomicrografias eletrônicas. Acredita-se que as regiões com alta densidade de discordâncias são arestas de bandas de deformação. Deste modo, núcleos em potencial não se formariam necessariamente de um processo de poligonização, bastaria possuir um contorno de alto ângulo com a matriz adjacente (CAHN e HAASEN, 1996).

### 3.2.3.1.2 Nucleação por migração de contornos induzida por deformação

Esse modelo foi proposto inicialmente por Beck e Sperry (1950) a partir imagens de microscopia óptica e, mais tarde, por Bailey (1960), que observou o mecanismo em uma grande variedade de metais por meio da técnica de microscopia eletrônica de transmissão (CAHN e HAASEN, 1996; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005).

A nucleação via SIBM (do inglês *strain-induced boundary migration*, como é mais conhecida), envolve o abaulamento (frequentemente *bulging*) de uma região de um contorno de grão pré-existente de modo a atuar como um sítio para o processo de recristalização. Essa protuberância se dá em razão da migração do próprio contorno de grão em direção à região adjacente, caracterizada por uma maior energia de deformação armazenada, o que elimina as discordâncias em sua trajetória e gera um volume cristalino, imediatamente atrás do contorno migrante, relativamente pequeno e isento de deformação (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; REED-HILL, 2002). A Figura 14 é uma representação esquemática do processo relatado.

**Figura 14 – Nucleação por migração de contornos induzida por deformação**



Mecanismo de nucleação via SIBM. (a) Contorno separando grãos de baixa energia armazenada ( $E_1$ ) de grãos de maior energia armazenada ( $E_2$ ), (b) Migração dos contornos em direção aos grãos de maior energia (eliminação de discordâncias), (c) Formação de uma região livre de defeitos e (d) Formação de um grão recristalizado pela migração de contornos induzida por deformação.

Fonte: HUMPHREYS e HATHERLY, 2004 (Adaptado).

A cinética desse mecanismo foi estudada primeiramente por Bailey e Hirsch (1962). Segundos esses autores, a força motriz para ocorrência da migração dos contornos é a própria diferença de energia de deformação armazenada entre duas regiões vizinhas. De acordo com a Figura 14, se dois grãos deformados distintos possuem energias armazenadas  $E_1$  e  $E_2$ , de maneira que  $E_2 > E_1$ , a força motriz é baseada na variação  $\Delta E$  de energia e haverá migração do contorno em direção ao grão de maior energia. Conforme discutido por Padilha e Siciliano (2005) a diferença energética entre os grãos está diretamente relacionada à magnitude de deformação experimentada por eles. De maneira geral, tais diferenças são mais frequentemente observadas quando o material está pouco deformado e existem poucas heterogeneidades na microestrutura, como bandas de deformação, que seriam sítios preferencias à nucleação.

Contudo, a condição primordial para a ocorrência do fenômeno é o balanço energético favorável entre a dissipação da energia de deformação armazenada, que constitui a aniquilação dos defeitos pela movimentação do contorno de grão, e o aumento da energia de superfície do contorno associado ao abaulamento (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; RIOS *et al.*, 2005). Tal condição pode ser interpretada pela Equação 1:

$$R > \frac{2\gamma}{\Delta E} \quad (1)$$

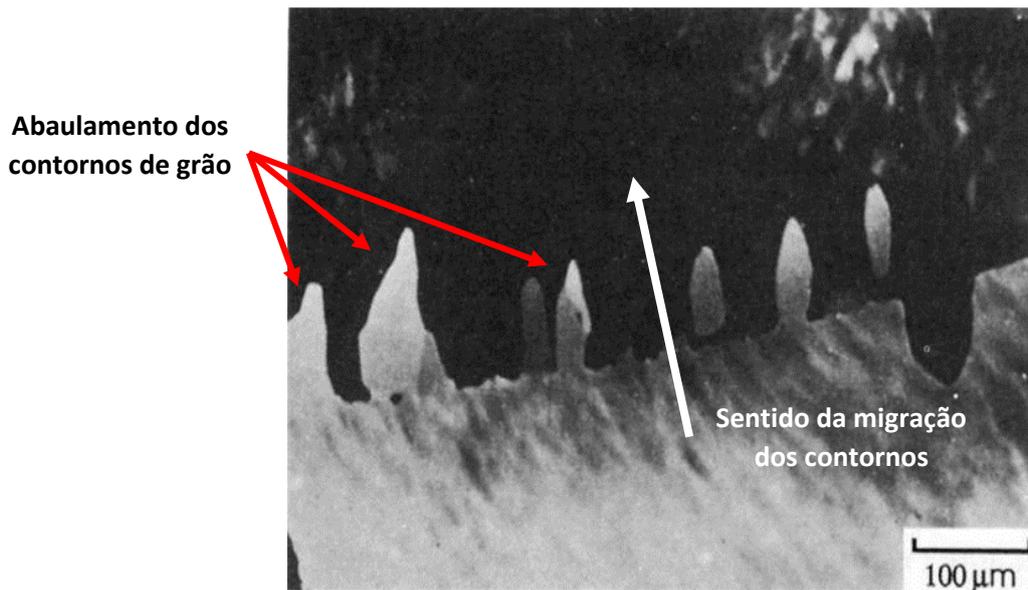
Em que:

- $R$  é o valor do raio crítico para a formação de um núcleo estável;
- $\gamma$  é a energia de superfície do contorno de grão por unidade de área;
- $\Delta E$  corresponde à energia liberada pela redução de defeitos cristalinos.

Uma particularidade desse mecanismo está relacionada ao fato de que os novos grãos formados têm orientação similar àquela dos grãos precursores (CAHN e HAASEN, 1996; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Segundo Humphreys e Hatherly (2004) esse mecanismo tem muita importância na recristalização de metais submetidos a pequenas deformações. Bellier e Doherty (1977) constataram que, para o alumínio laminado a frio com 20% de redução praticamente todos os novos grãos formados foram provenientes de processos que envolvem SIBM (DOHERTY e CAHN, 1972). A Figura 15 apresenta uma fotomicrografia do trabalho de Bellier e Doherty na qual é possível visualizar o efeito provocado na microestrutura do alumínio devido ao mecanismo de SIBM.

**Figura 15 – Evidência da migração de contornos induzida por deformação**



Contornos sofrem abaulamento e migram no sentido dos grãos com maior energia de deformação armazenada.

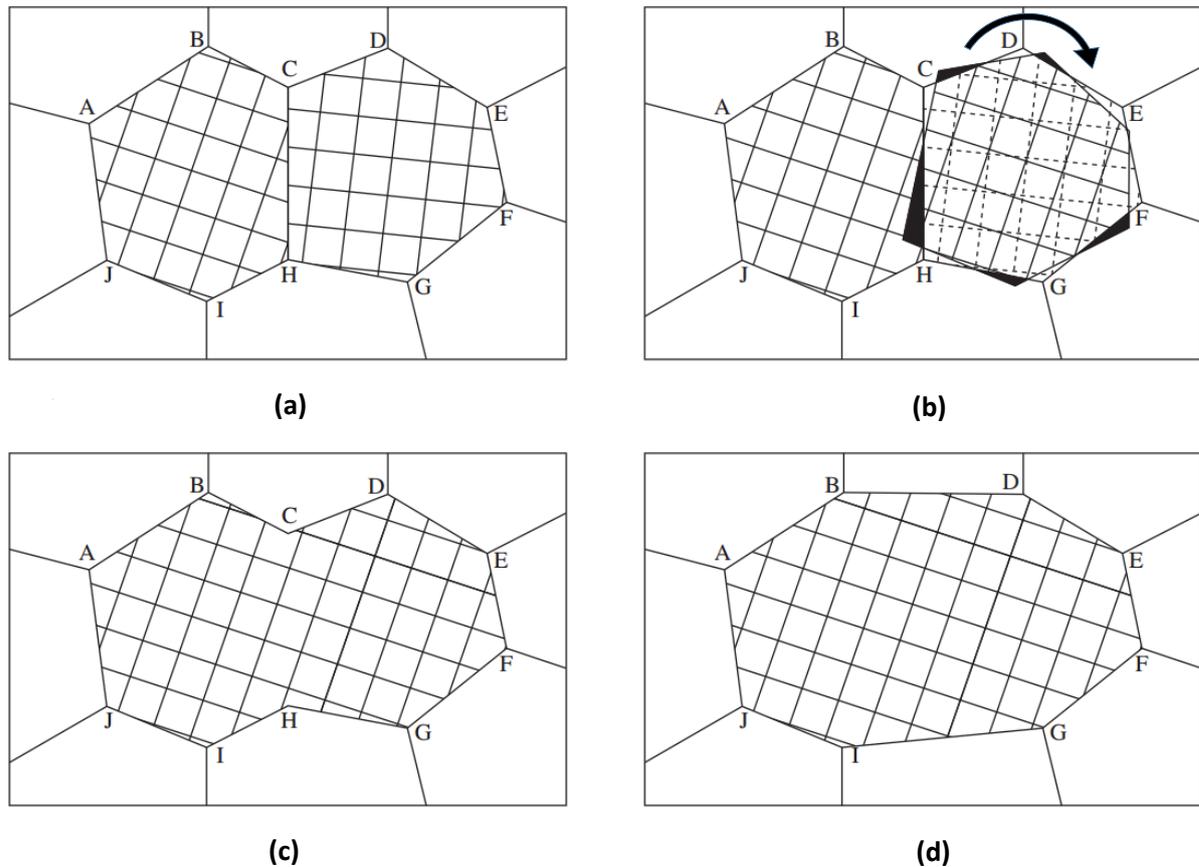
Fonte: BELLIER e DOHERTY, 1977 (Adaptado).

Em contrapartida, para deformações da ordem de 40%, embora alguns grãos mostraram-se originários de SIBM, a grande maioria se desenvolveu segundo um mecanismo supostamente diferente, que permitiu orientação distinta dos grãos em relação à matriz (DOHERTY e CAHN, 1972). Doherty *et al.* (1997) acreditam que tal mecanismo seja também termicamente ativado e subsequente à deformação e apontam relatos de que, para o caso do alumínio moderadamente deformado, esse segundo processo seria a nucleação por coalescimento de subgrãos.

### 3.2.3.1.3 Nucleação por coalescimento de subgrãos

Hu (1963) foi quem primeiro identificou e descreveu claramente o mecanismo de nucleação por coalescimento de subgrãos. A partir de cautelosas explicações quando estudou cristais Fe-Si, ele deduziu que um subgrão poderia se “fundir” com seus vizinhos não apenas por migração, mas por uma rotação, de modo que sua rede cristalina se posicione paralelamente àquela do subgrão adjacente (CAHN, 1971; DOHERTY e CAHN, 1972). Talvez a ocorrência desse fenômeno seja precedente à própria movimentação de subgrãos proposta por Cahn (1950) e Cottrell (1953), conforme também observado por Doherty *et al.* (1997). A Figura 16 exemplifica o processo de rotação e coalescimento de subgrãos.

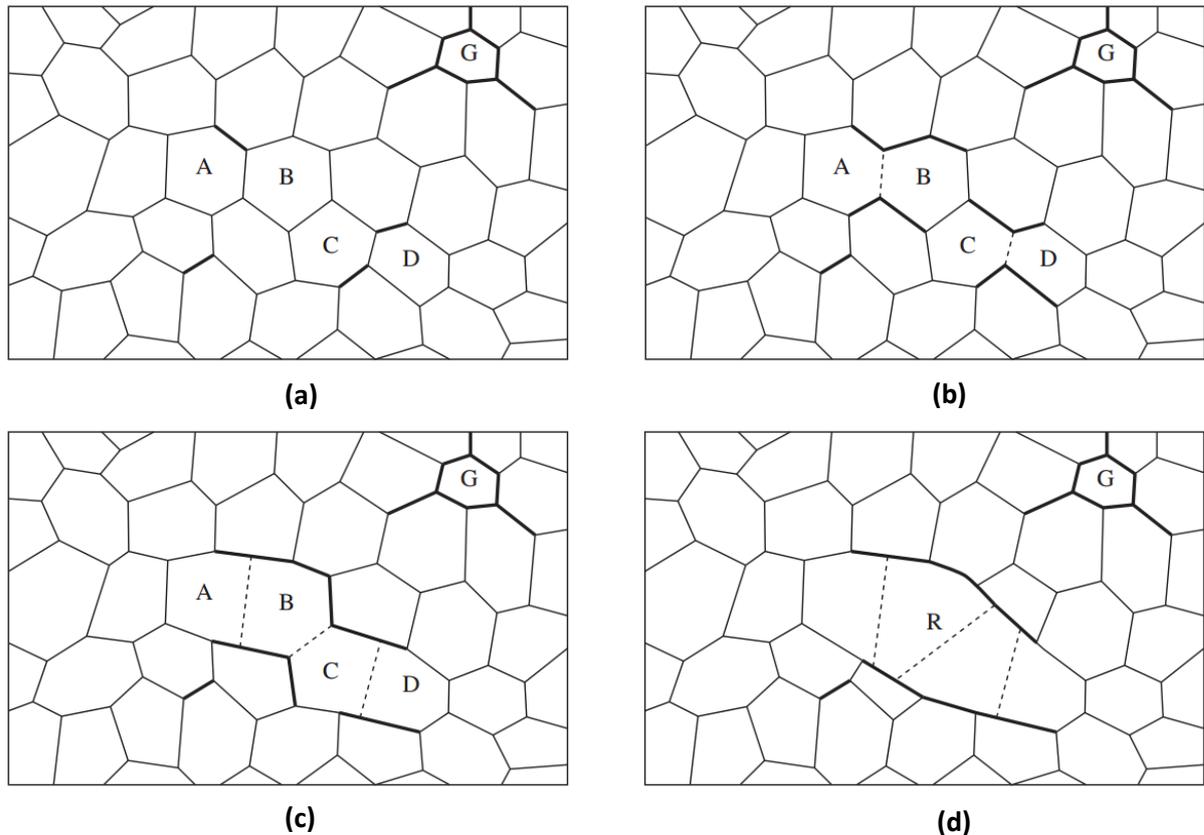
**Figura 16 – Rotação e coalescimento de subgrãos**



Coalescência de dois subgrãos pela rotação de um deles. (a) Estrutura original, (b) Rotação do subgrão CDEFGH, (c) Estrutura subsequente à coalescência e (d) Estrutura final após alguma migração de subcontornos.  
 Fonte: RIOS *et al.* (2005). Adaptado.

Na mesma época, Li (1962) analisou e discutiu, paralelamente, aspectos termodinâmicos e cinéticos envolvidos no processo de rotação de subgrãos. Li mostrou, por meio de cálculos de balanço energético que, para várias configurações, contornos de baixo ângulo tendem a reduzir seus respectivos ângulos de desorientação e, ocasionalmente, desaparecer. Tal rotação implica, simultaneamente, em um aumento no grau de desorientação e na mobilidade de contornos de alto ângulo adjacentes, os quais, por sua vez, podem agir como núcleos em potencial para o processo de recristalização (CAHN, 1971; DOHERTY e SZPUNAR, 1984). A Figura 17 demonstra esquematicamente a formação de um núcleo por coalescimento de subgrãos. O “desaparecimento” do contorno de baixo ângulo ocorrerá quando todas as discordâncias que o constituem migram e, por exemplo, são incorporadas aos subgrãos vizinhos.

**Figura 17 – Nucleação por coalescimento de subgrãos**



Representação esquemática da formação de um grão recristalizado. A diferença de orientação dos subgrãos é representada pela espessura das linhas. (a) Estrutura original, (b) Coalescência dos pares AB e CD por eliminação dos contornos comuns, (c) Coalescimento dos grupos AB e CD e (d) Formação do grão recristalizado R, que consiste em um grupo de subgrãos coalescidos. As linhas espessas indicam contornos de alto ângulo.

Fonte: RIOS *et al.* (2005). Adaptado.

Apesar da importante descrição, puramente teórica, de Li (1962) sobre os mecanismos de coalescimento de subgrãos, existem evidências na literatura de que esse fenômeno seja improvável de acontecer. Dillamore, Smith e Watson (1967) mostraram que para determinadas orientações do ferro policristalino deformado, a teoria de rotação de subgrãos tem cinética muito lenta para que possa ser totalmente responsável pelo crescimento dos subgrãos (DOHERTY e CAHN, 1972).

Estudos detalhados sobre nucleação por coalescência de subgrãos no alumínio foram divulgados por Doherty (1974), entretanto é importante salientar que os sítios formados foram de grande especificidade. A coalescência foi notada estritamente em junções desorientadas características de bandas de transição e contornos de grão, enquanto que, para um mesmo tempo de encharque, não foi observado tal fenômeno nas demais regiões da microestrutura. Os estudos de McQueen e Jonas (1975) indicam que os eventos decorrentes da nucleação por coalescência de subgrãos aconteçam com maior propensão em metais que possuem altas EFE. Para

temperaturas inferiores a  $0,65T_F$  (em que  $T_F$  é a temperatura de fusão), tal mecanismo se mostra cineticamente viável para o alumínio (DOHERTY e SZPUNAR, 1984).

Sandström *et al.* (1978) também relataram a ocorrência de coalescência de subgrãos para o alumínio na faixa de  $0,4 - 0,5T_F$ . Desta perspectiva, é provável que esse fenômeno esteja associado a temperaturas mais baixas de recozimento (PADILHA e SICILIANO, 2005).

De acordo com as informações encontradas na literatura, Rios *et al.* (2005) tentam resumir as particularidades de cada um dos mecanismos de nucleação envolvidos no processo de Recristalização Primária (Tabela 1).

**Tabela 1 – Resumo e particularidades dos mecanismos de nucleação**

Migração de contornos induzida por deformação	Migração de subcontornos	Coalescimento de subgrãos
Deformação a quente	Altas deformações	Deformações moderadas
	Altas temperaturas	Temperaturas relativamente baixas
Baixas deformações (até cerca de 40%)	Distribuição heterogênea de tamanhos de subgrãos	Grandes diferenças de orientação cristalográfica
	Metais de baixa EFE	Bandas de transição Metais de alta EFE

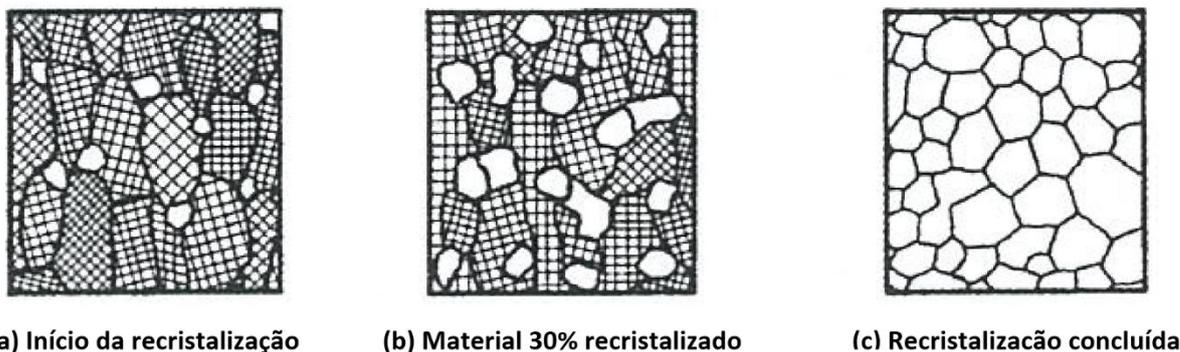
Fonte: RIOS *et al.* (2005). Adaptado.

### 3.2.3.2 Crescimento das regiões recristalizadas

Após a nucleação dos novos grãos recristalizados e livres de defeitos, o processo de recristalização terá sequência por meio do crescimento desses grãos às custas da matriz deformada, até que toda microestrutura prévia seja consumida. O mecanismo fundamental que assegura o crescimento de grão é a migração dos contornos de alto ângulo (CAHN e HAASEN, 1996; PADILHA e SICILIANO, 2005).

Padilha e Siciliano (2005) explicam que o crescimento das regiões recristalizadas deve permanecer até que os grãos recristalizados se tocam mutuamente (referido *impingment*) e o processo de recristalização primária termina assim que as frentes de reação se encontram. A Figura 18, mostra esquematicamente a evolução microestrutural para um determinado material em três diferentes etapas do processo de recristalização.

**Figura 18 – Evolução microestrutural durante o processo de recristalização**



Fonte: PADILHA e SICILIANO, 2005

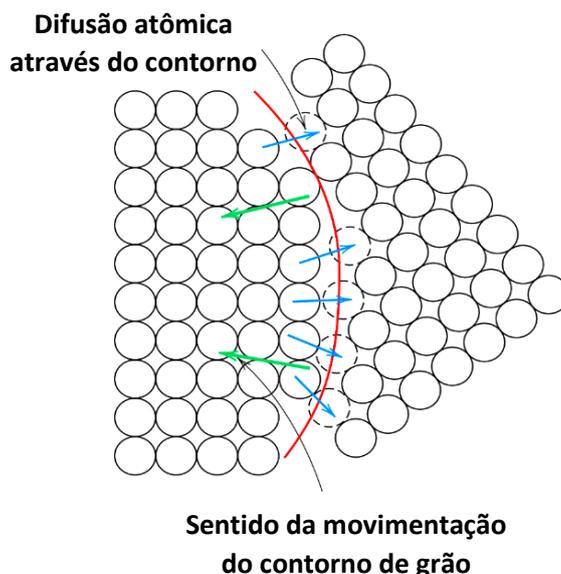
Os referidos autores ainda esclarecem que, apesar da distribuição ligeiramente homogênea das regiões recristalizadas na Figura 18, é comum que o encontro mútuo das frentes de reação aconteça ainda quando as frações recristalizadas são baixas.

#### 3.2.4 Crescimento de grãos e recristalização secundária

Terminado o processo de recristalização, a estrutura final obtida ainda não é totalmente estável. Isso se explica pelo estado metaestável associado à energia superficial dos contornos de grão, que constitui a força motriz para a continuidade do crescimento dos grãos recristalizados. Portanto, em temperaturas comumente superiores às de recristalização, tal crescimento se dá em razão da difusão de curto alcance dos átomos de um lado para outro do contorno. (BROOKS, 1991; CAHN e HAASEN, 1996; REED-HILL, 2002; CALLISTER, 2007).

Quando os grãos crescem, ocorre diminuição da área relativa aos contornos, que contribui para uma redução da energia total do sistema. Deste modo, os contornos continuam migrando, com taxas menores, que decrescem à medida que os grãos aumentam de tamanho. Contudo, desta vez, um grão recristalizado cresce em detrimento de outro. A este estágio é conferido o nome “crescimento de grãos”. (BROOKS, 1991; CAHN e HAASEN, 1996; REED-HILL, 2002; CALLISTER, 2007). A Figura 19 retrata de maneira esquemática como se dão as movimentações atômicas e o movimento resultante dos contornos, quando do crescimento dos grãos.

**Figura 19 – Esquema do crescimento de grãos devido à difusão atômica**

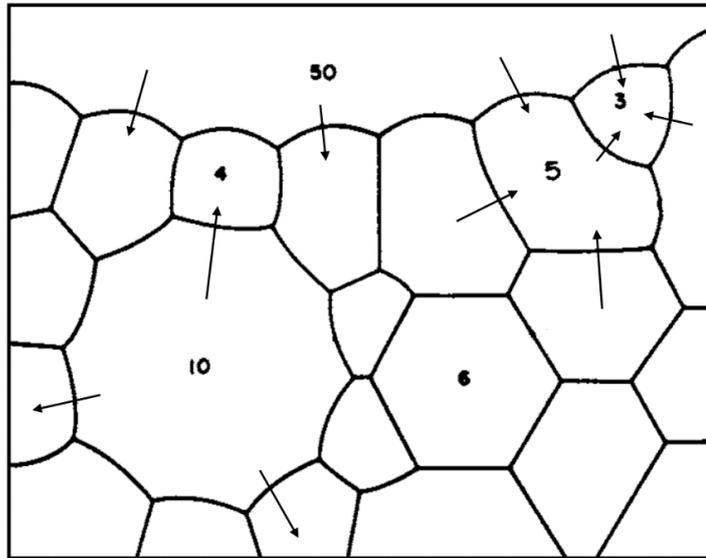


Fonte: CALLISTER, 2007 (Adaptado).

Conforme propôs Smith (1952), o fenômeno de crescimento de grãos nos metais é análogo àquele observado nas espumas de bolhas de sabão, as quais se interpenetram gradualmente, até que uma única bolha seja formada no final. Seja no caso das bolhas ou dos grãos nos metais, em um plano bidimensional, o contato mútuo entre as superfícies acontece em pontos triplos. Para que o equilíbrio seja atingido, é necessário os grãos formem um ângulo de  $120^\circ$  entre si. Em uma situação ideal, todos os grãos assumiriam o formato de um hexágono e nenhum crescimento de grão seria observado. Entretanto, o tamanho e formato dos grãos possuem acentuada heterogeneidade e são verificados grãos com mais e outros com menos de seis lados. Tal realidade sugere grande improbabilidade de uma configuração estável para um material policristalino, uma vez que o formato dos grãos é função direta do equilíbrio de tensões superficiais e da geometria, de maneira que todo o espaço seja preenchido (CAHN e HAASEN, 1996; REED-HILL, 2002; PADILHA e SICILIANO, 2005).

Burke e Turnbull (1952), verificaram que, em geral, grãos que possuem menos de seis lados são instáveis e tenderão a ser consumidos, pois os seus contornos são forçados a assumir uma curvatura côncava em relação ao centro para estabelecer contato com seus vizinhos. Já para grãos com mais de seis lados, nota-se o contrário, isto é, os contornos assumem uma curvatura convexa em relação ao centro e deverão crescer às custas dos demais (CAHN e HAASEN, 1996; REED-HILL, 2002; CALLISTER, 2007). A Figura 20 ilustra esquematicamente o sentido de crescimento dos grãos em detrimento de outros, a depender do formato e número de lados.

**Figura 20 – Representação esquemática do crescimento de grãos**

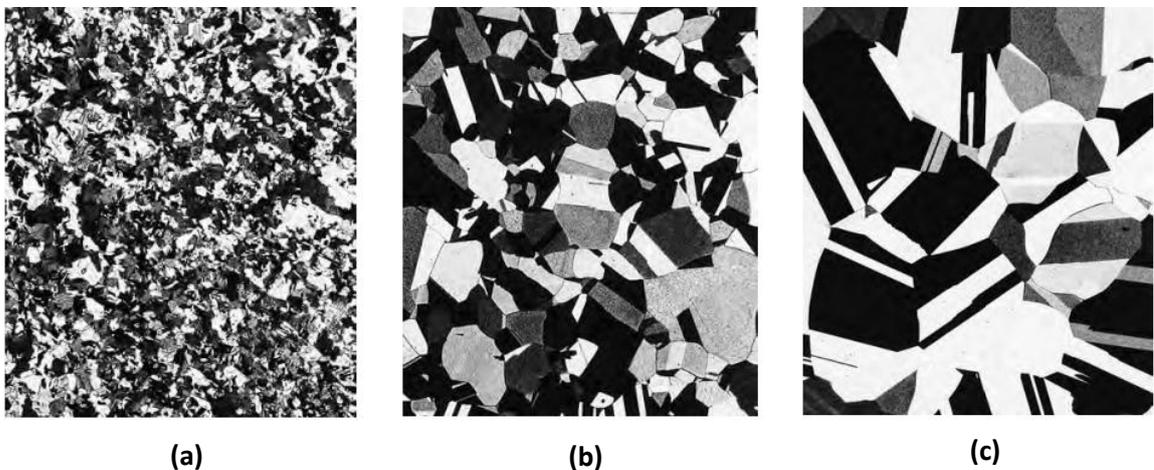


Grãos maiores crescem às custas dos menores. Quanto menor o número de lados, maior é a curvatura dos contornos e mais rápido é o consumo do grão.

Fonte: CAHN e HAASEN, 1996 (Adaptado).

Cahn e Haasen (1996) complementam, dizendo que o crescimento de grãos é um fenômeno em cascata. Uma vez que um grão é totalmente consumido, seus vizinhos terão o equilíbrio comprometido e o processo tem continuidade até que o fornecimento de energia é interrompido ou o tamanho final dos grãos crescidos seja relativamente igual. A Figura 21 apresenta fotomicrografias nas quais são observados três estágios do crescimento de grãos pós recristalização do latão.

**Figura 21 – Crescimento de grãos no latão recristalizado**



Fotomicrografias do latão evidenciando a etapa de crescimento de grãos após recristalização. (a) Estado recristalizado, 8s a 580°C; (b) Crescimento de grãos após 15 minutos a 580°C e (c) Acentuado crescimento de grãos após 10 minutos a 700°C.

Fonte: CALLISTER, 2007 (Adaptado).

De maneira geral a taxa de crescimento nesta etapa é relativamente uniforme, sendo, neste caso, referenciada na literatura como crescimento normal, contínuo, ou ainda, *in situ*, de grãos. Caso contrário, se existe um crescimento anormal de alguns grãos em relação aos demais, o processo é dito descontínuo ou nomeado recristalização secundária, porque apresenta cinética muito similar à da recristalização. A princípio, a condição necessária para que a recristalização secundária aconteça é que o crescimento normal e homogêneo dos grãos seja inibido (CAHN e HAASEN, 1996; DIETER, 1981; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005; DETERT, 1971).

Neste sentido, alguns aspectos relacionados à microestrutura do material e ao seu histórico de processamento são de importante relevância para culminar em um crescimento normal ou anormal de grãos. Entre os fatores de influência mais discutidos na literatura estão: a heterogeneidade do tamanho de grão, a presença de partículas de segunda fase, a textura e o grau de deformação inicial (CAHN e HAASEN, 1996; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005; REED-HILL, 2002).

No caso de uma microestrutura com textura muito pronunciada, a orientação cristalográfica principal pode dificultar a movimentação dos contornos e impedir os grãos de crescerem de maneira uniforme. Assim, somente alguns grãos, orientados sob diferentes planos cristalográficos crescerão. Efeito semelhante é notado quando a distribuição dos tamanhos de grãos iniciais é bastante heterogênea. Naturalmente, por razões termodinâmicas e cinéticas já discutidas, os grãos maiores tenderão a crescer às custas dos menores. Nestas circunstâncias uma pequena espessura da amostra potencializaria ainda mais a recristalização secundária (CAHN e HAASEN, 1996; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; PADILHA e SICILIANO, 2005; REED-HILL, 2002).

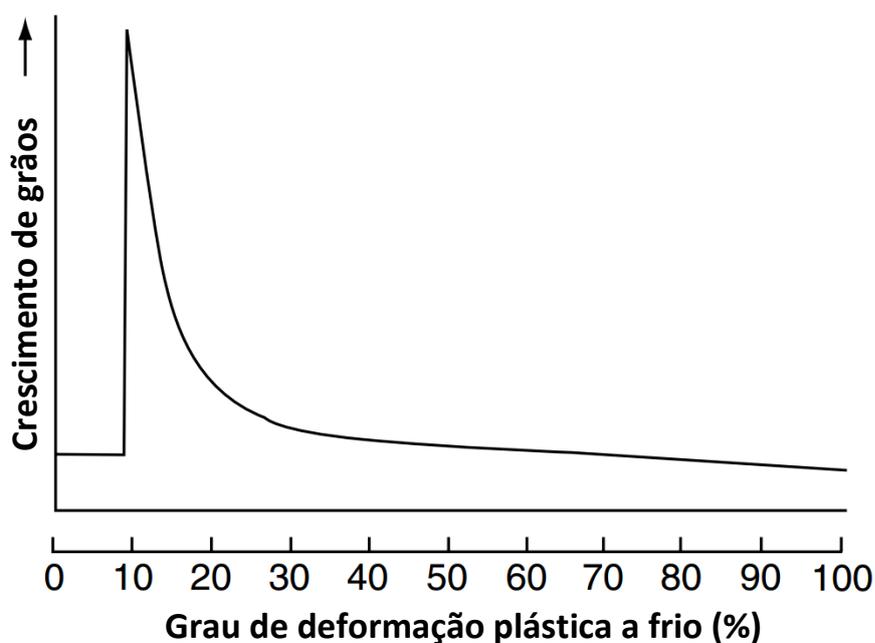
Os estudos de Zener (1948) sugerem que a dispersão de partículas na microestrutura atua como um limitador do tamanho de grão. Segundo Zener, o choque do contorno de grão com a partícula implica em uma redução da área total do contorno, o que diminui a energia livre do sistema. Beck, Holzworth e Sperry (1949) mostraram que partículas de  $MnAl_6$  retardavam o crescimento dos grãos. Em temperaturas nas quais o crescimento contínuo seria favorecido as partículas impedem a movimentação de alguns contornos. Somente em temperaturas superiores, quando essas partículas se dissolvem, os grãos têm um significativo crescimento (DETERT, 1971; PADILHA e SICILIANO, 2005).

O grau de deformação inicial também tem grande relevância quanto ao tamanho final dos grãos, obtido por tratamentos térmicos de recozimento. Quando o material experimenta pequenos valores de deformação, poucos núcleos são formados e os processos de recristalização

ficam comprometidos, já que pouca energia será armazenada em sua estrutura. Deste modo, as regiões que apresentam menor densidade de discordâncias em relação às suas adjacências são capazes de crescer rapidamente às custas da estrutura deformada e um significativo alívio de tensões é obtido por meio da movimentação dos contornos (BROOKS, 1991; TOTTEN, 2006).

Nesse contexto, acredita-se que existe uma pequena quantidade de deformação prévia crítica que, em subsequente tratamento térmico de recozimento pode ocasionar um súbito crescimento de grãos, caracterizando a recristalização secundária. Valores típicos encontrados na literatura são de 5 a 20% de deformação. Para um aço com 0,06% de carbono (Figura 22) é notório o acentuado crescimento de grãos para uma deformação próxima de 10% (BROOKS, 1991; TOTTEN, 2006).

**Figura 22 – Grau de deformação plástica a frio X Crescimento acentuado de grãos**



O aumento do teor de carbono desloca o pico de crescimento para aproximadamente 20% de deformação plástica.  
Fonte: TOTTEN, 2006 (Adaptado).

O crescimento anormal de grãos ocasiona, frequentemente, significativas perdas de resistência mecânica e dureza, acompanhadas de relativo ganho de ductilidade. Rupturas durante operações de soldagem podem indicar fragilidade, decorrente da recristalização secundária. Grande parte de produtos planos de aços ao carbono são submetidos a tratamentos térmicos de recozimento que asseguram completa recristalização. Entretanto, atenção especial deve ser conferida ao tempo e à temperatura de encharque para evitar o fenômeno “casca de

laranja” responsável pelo aumento da rugosidade superficial, comumente associado ao crescimento excessivo de grãos. Em operações de laminação a quente, usualmente abaixa-se a temperatura do passe de acabamento para que, durante o resfriamento, o crescimento de grãos seja desprezível, proporcionando a obtenção de uma microestrutura mais refinada (BROOKS, 1991; DIETER, 1981).

### **3.3 Tratamentos térmicos de recozimento - fatores de influência**

De maneira geral, os tratamentos térmicos de recozimento podem ser conduzidos visando-se diferentes objetivos. Entre estes podem ser enumerados: o alívio de tensões provenientes de deformações plásticas e processos de conformação mecânica, aumento da ductilidade (normalmente acompanhada de um decréscimo na resistência mecânica), e a obtenção de uma microestrutura específica (CALLISTER, 2007; CHIAVERINI, 1986).

Para que os objetivos que culminaram a operação de tratamento térmico tenham sucesso, é importante que alguns parâmetros chave, tais como (1) a temperatura de aquecimento; (2) o tempo de encharque e (3) as condições de resfriamento, sejam cuidadosamente analisados (CHIAVERINI, 1986; COLPAERT, 2008).

No que diz respeito ao aquecimento, deve-se assegurar que a elevação da temperatura das amostras no forno aconteça de maneira uniforme. Caso contrário, a heterogeneidade de aquecimento na peça pode implicar tensões residuais e subsequente empenamento, circunstâncias estas indesejáveis (COLPAERT, 2008).

A influência do tempo de encharque e da temperatura de aquecimento são bastante semelhantes. De maneira geral, quanto maior a temperatura de aquecimento em relação às respectivas temperaturas críticas de transformação das ligas, maior segurança de que as modificações estruturais estão de fato ocorrendo. Em contrapartida, temperaturas demasiadamente altas, assim como grandes tempos de permanência no forno não são muito indicados, uma vez que poderão favorecer um excessivo crescimento de grãos, condição frequentemente evitada, principalmente quando no recozimento de recristalização (CHIAVERINI, 1986; COLPAERT, 2008)

Dentre os três fatores citados, talvez as condições de resfriamento constituem-se o parâmetro mais importante. Isso se justifica porque a velocidade com a qual o metal tratado termicamente resfria tem influência direta no grau de modificação microestrutural alcançado com o tratamento térmico. Enquanto que um resfriamento lento, inerente a processos de recozimento, proporciona gradativa diminuição dos mecanismos difusionais e grãos

relativamente maiores, um resfriamento brusco atua como um limitador do tamanho de grão, de maneira que implica em maiores valores de resistência mecânica, ao mesmo tempo que induz a formação de tensões residuais e consequente fragilização do material (CHIAVERINI, 1986).

### 3.4 Recozimento de recristalização

O recozimento de recristalização consiste em um tratamento térmico que visa, sem a ocorrência de transformações de fases, regenerar propriedades mecânicas e características microestruturais de materiais previamente submetidos a deformação plástica a frio. Os efeitos do tratamento são resultado de fenômenos termicamente ativados, em especial a recuperação e a recristalização. Como uma microestrutura fina é geralmente preferencial, é comum que o tratamento seja interrompido antes que os grãos atinjam um tamanho significativo. O ciclo térmico é caracterizado pelo aquecimento a temperaturas inferiores à temperatura crítica  $A_1$  do diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C, pelo tempo de encharque e posterior resfriamento lento no forno. Temperaturas típicas para esse tratamento térmico estão na faixa de 650 – 720°C, dependendo da composição química e do grau de deformação a frio prévio (ARAI, T. *et al.*, 1991; CALLISTER, 2007; TOTTEN, 2006). Um esquema do processo de recozimento de recristalização é apresentado na Figura 23.

**Figura 23 – Representação esquemática do recozimento de recristalização**



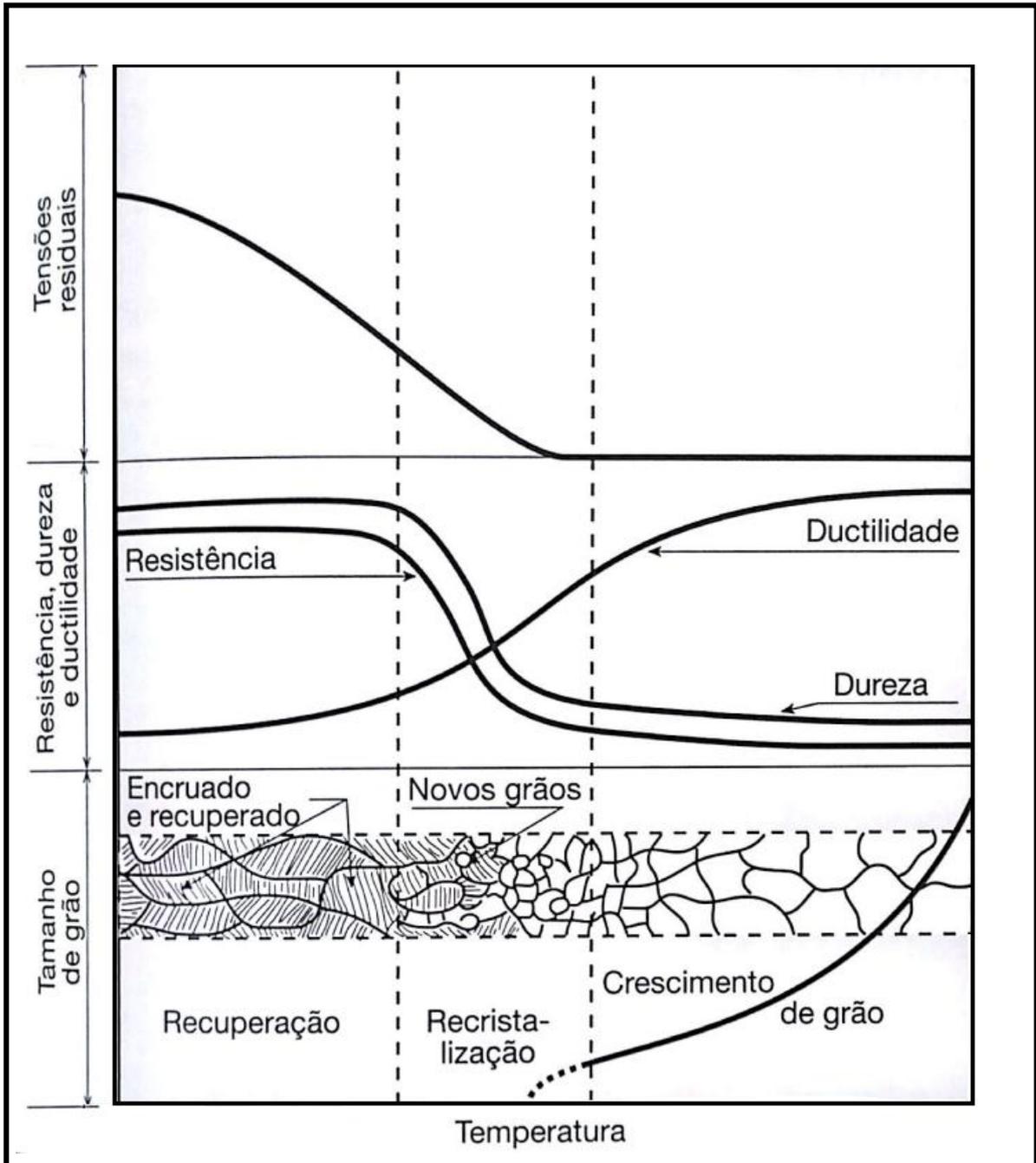
O tempo de encharque é função direta do grau de deformação. Em geral, quanto menor a deformação plástica inicial, maiores intervalos de tempo de encharque são requeridos para que ocorra recristalização completa e eficiente. O resfriamento acontece no interior do forno.

Fonte: Autor.

Este tipo de tratamento térmico é um dos principais utilizados no processamento de aços com baixo teor de carbono, usualmente indicado para aços e ligas que serão submetidos a operações de estampagem ou que requerem acentuada deformação plástica a frio. Muitas vezes esse tratamento é intercalado entre as etapas de processamento para possibilitar grandes valores de deformação e reduzir o consumo excessivo de energia. Para que seja atingido um resultado satisfatório, é muito importante que o material esteja encruado o suficiente para possibilitar a recuperação e recristalização dos grãos deformados (CALLISTER, 2007;

DIETER, 1981; TOTTEN, 2006). A Figura 24 resume esquematicamente a variação típica de propriedades mecânicas em materiais deformados plasticamente a frio quando experimentam os três processos: recuperação, recristalização e crescimento de grãos.

**Figura 24 – Efeitos do recozimento de recristalização em metais trabalhados a frio**



Variações típicas nas propriedades mecânicas e na estrutura de um aço trabalhado a frio. Os grãos recuperados ainda se encontram deformados, enquanto que os novos grãos recristalizados são isentos de deformação.

Fonte: COLPAERT, 2008 (Adaptado).

## 4 MATERIAL E MÉTODOS

Neste capítulo são descritos os materiais, os equipamentos e a metodologia de execução utilizada nos ensaios e tratamentos térmicos realizados neste presente trabalho.

### 4.1 Material

O material de estudo consistiu em seções transversais de barras redondas trefiladas de aço SAE 1020. A composição química é indicada na Tabela 2, conforme certificação do fabricante. A barra é produzida comercialmente pela Gerdau Aços longos S/A - São José do Campos (SP).

**Tabela 2 – Composição química do aço SAE 1020 utilizado no trabalho experimental**

Elemento	C	Mn	Si	S	P
% (em massa)	0,20	0,41	0,07	0,004	0,023

Fonte: Gerdau Aços Longos S/A, 2015.

### 4.2 Metodologia do trabalho

Neste trabalho, o estudo dos fenômenos termicamente ativados foi conduzido por meio da avaliação da influência de diferentes variáveis de processo na microestrutura e dureza do material, a saber: a temperatura de tratamento térmico; o tempo de tratamento térmico; e o percentual de deformação plástica inicial.

O trabalho experimental envolveu a preparação de 54 corpos de prova, sendo que, para cada condição específica de tempo de tratamento, temperatura e magnitude de deformação plástica a frio, foram destinados 2 corpos de prova. Dentro deste contexto, a metodologia do trabalho pode ser dividida em três etapas.

Na primeira etapa, as barras redondas trefiladas com diâmetro de 6,35 mm e comprimento de 1000 mm foram seccionadas em pequenos corpos de prova com dimensões de aproximadamente 10 mm de comprimento. O desvio padrão ( $\sigma$ ), associado às medições do comprimento dos corpos de prova com paquímetro digital, foi de 1,8. Na Figura 25 são apresentadas fotos da cortadeira cut off utilizada.

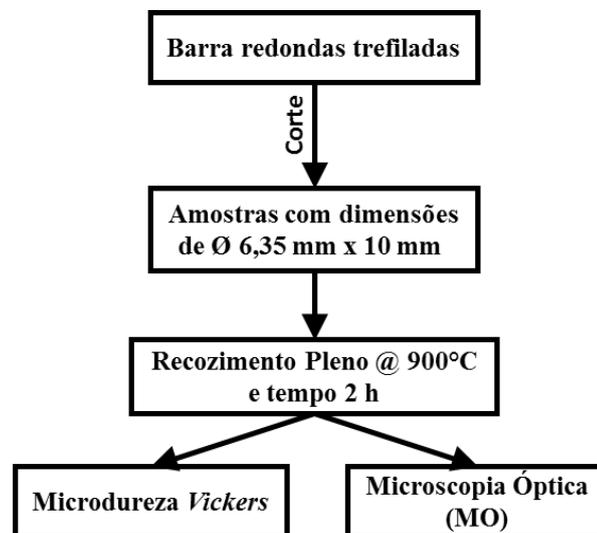
**Figura 25 – Cortadeira cut off utilizada no trabalho experimental**



Cut off utilizado para cortar corpos de prova (a); e (b) detalhe da barra presa nos batentes da máquina.  
Fonte: Autor.

Em seguida, os corpos de prova foram submetidos a um tratamento de recozimento de pleno, utilizando-se a temperatura de 900°C, tempo de tratamento de 2h e resfriamento no interior do forno. O objetivo deste tratamento térmico foi não somente criar uma referência de estado inicial para comparações posteriores, mas também proporcionar um alívio completo de tensões e a obtenção de uma microestrutura homogênea e com grãos ligeiramente maiores, o que tornaria mais fácil a identificação de possíveis grãos recristalizados após os ensaios de compressão e tratamentos térmicos subsequentes. Após o tratamento térmico, foram separados 2 corpos de prova para caracterização microestrutural via microscopia óptica (MO) e medição da microdureza *Vickers*. A Figura 26 resume o que foi realizado nessa etapa.

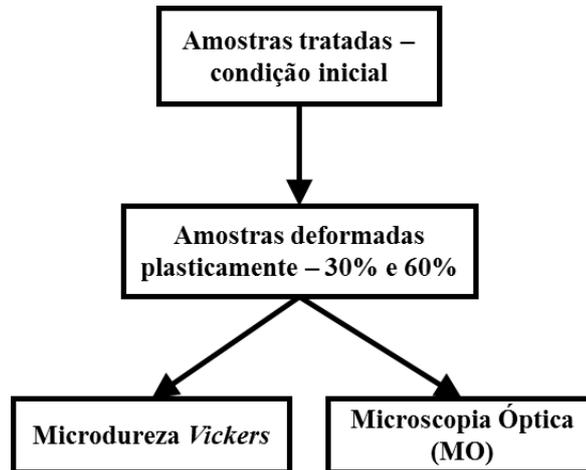
**Figura 26 – Fluxograma da Etapa 1**



Fonte: Autor

A segunda etapa consistiu na deformação plástica a frio dos corpos de prova em estado inicial, por meio do ensaio mecânico de compressão uniaxial. Para tanto, foram realizadas compressões em dois percentuais distintos: 30% e 60% de deformação. Detalhes desta etapa são descritos no item 4.4. Uma síntese da etapa 2 é apresentada na Figura 27.

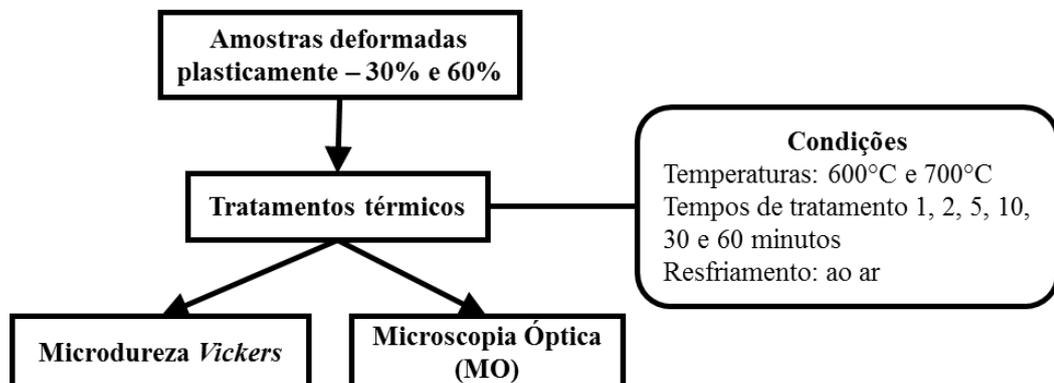
**Figura 27 – Fluxograma da Etapa 2**



Fonte: Autor

Na terceira etapa, os corpos de prova deformados plasticamente a frio foram submetidos a novos tratamentos térmicos nas temperaturas de 600°C e 700°C. Desta vez, os tempos de tratamento utilizados foram de 1, 2, 5, 10, 30 e 60 minutos seguidos de resfriamento ao ar. As condições de tratamento para esta etapa, que incluem o resfriamento ao ar e os curtos tempos de exposição, foram estimadas com o intuito de se fazer um estudo qualitativo dos fenômenos de recuperação, recristalização e crescimento de grãos. A interpretação dos resultados se deu com base em imagens de MO e caracterização mecânica por meio de medições de dureza *Vickers*. A Figura 28 ilustra a metodologia da etapa 3.

**Figura 28 – Fluxograma da Etapa 3**



Fonte: Autor

### 4.3 Caracterização microestrutural

#### 4.3.1 Preparação metalográfica

Antes de analisar a microestrutura do aço em questão por microscopia óptica, os corpos de prova foram embutidos a frio em resina acrílica. Como todas as etapas estudadas foram conduzidas em duplicata, os corpos de prova foram embutidos em grupos de quatro por amostra metalográfica, de modo que cada embutimento conteve 2 condições analisadas. Os corpos de prova foram embutidos juntamente com granalha para facilitar a identificação das condições de estudo durante a caracterização mecânica e microestrutural. A Figura 29 demonstra a preparação das amostras para metalografia.

**Figura 29 – 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.

Em seguida foi efetuado lixamento mecânico em lixadeira Arotec modelo Aropol Dupla 2V utilizando lixas d'água de granulometria crescente conforme a sequência: 240#, 320#, 400# e 600#. Para eliminar a orientação dos riscos gerados pelas lixas e assegurar bom acabamento superficial, foi adotado o procedimento de girar 90° as amostras em relação às impressões da lixa anterior. Na sequência, foi realizado o polimento em politriz *Struers* by Panambra modelo DP-10, utilizando-se pasta de diamante como abrasivo e álcool etílico como lubrificante em dois estágios: 9 µm e 3 µm, alternados com limpeza em água corrente e secagem das amostras. A Figura 30 exhibe as máquinas utilizadas na preparação metalográfica.

**Figura 30 – Máquinas utilizadas na preparação metalográfica**



**(a)**



**(b)**

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

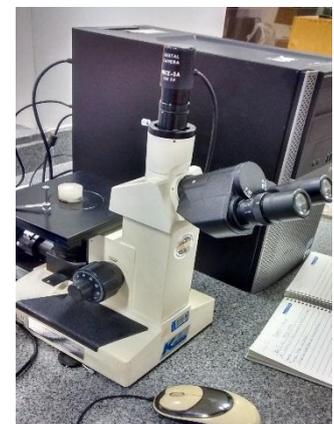
#### 4.3.2 Observação da microestrutura em microscópio óptico

Após realização do polimento, as amostras foram encaminhadas para observação em microscópio óptico Fortrel modelo Kontrol IM 713. A microestrutura foi revelada por meio de ataque químico imersivo em reagente Nital 3% (3 ml de  $\text{HNO}_3$  e 97 ml de álcool etílico) por cerca de 6 segundos. A captura de imagens foi realizada por meio do software Scope Photo em modo TC e resolução de 640 x 480 pixels. As escalas foram adicionadas manualmente por meio do software Image-J. Todas as imagens tiveram ampliação de 400x. Na Figura 31 são observadas fotos do equipamento utilizado.

**Figura 31– Microscópio e software de transmissão de imagens**



**(a)**



**(b)**

Microscópio Fortrel modelo IM 713 acoplado com software Scope Photo de transmissão de imagens (a); e detalhe do microscópio com amostra metalográfica (b).

Fonte: Autor.

#### 4.4 Compressão uniaxial dos corpos de prova

Para simular os efeitos da deformação plástica a frio na microestrutura do aço SAE 1020, quando dos tratamentos subsequentes, foram realizadas compressões uniaxiais nos corpos de prova tratados em estado inicial. O equipamento utilizado para este fim foi a máquina de ensaios universal EMIC modelo DL30000, com célula de carga máxima de 300 kN e software de aquisição de dados Tesc. Estimando-se eventuais desvios quanto ao comprimento das amostras devido ao corte manual em máquina com suporte para disco de corte abrasivo, considerou-se prudente que os ensaios de compressão uniaxial fossem adaptados para assegurar que a deformação resultante pela célula de carga fosse, de fato, 30 ou 60%. Neste contexto, para cada corpo de prova, o curso de avanço do *crosshead* foi calculado mediante às equações 2 e 3, utilizando-se as respectivas dimensões de cada corpo de prova aferidas em paquímetro digital.

$$\Delta l = l_0 - l_f \quad (2)$$

$$l_f = \frac{l_0}{1 + \varepsilon} \quad (3)$$

Em que:

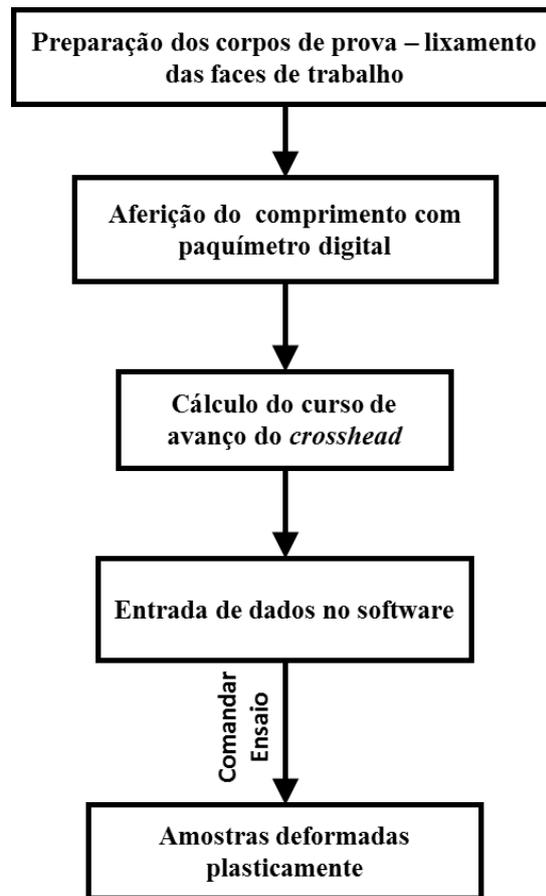
- $\Delta l$  é o curso de avanço do *crosshead*;
- $l_0$  é a altura inicial do corpo de prova;
- $l_f$  é a altura final do corpo de prova;
- $\varepsilon$  é a deformação convencional.

Todas as rebarbas foram eliminadas e as superfícies dos corpos de prova que fazem contato com os suportes da máquina foram lixadas com lixa d'água de gramatura #240 para assegurar a correta fixação.

Como as dimensões dos corpos de prova são significativamente pequenas, foi configurado um limite de deslocamento do *crosshead*, de modo que o ensaio seria interrompido por segurança caso a distância entre os batentes fosse menor do que 3 mm.

Os ensaios foram conduzidos em três etapas: 1 – Posicionamento e ajuste dos corpos de prova nos batentes da máquina; 2 – Entrada do limite de deformação  $\Delta l$  no software Tesc, calculado a partir da equação (2), e 3 – inicialização do ensaio. Não foi feito uso de extensômetro para monitorar o ensaio nem de fluidos lubrificantes. A Figura 32 exhibe a sequência de passos desta metodologia.

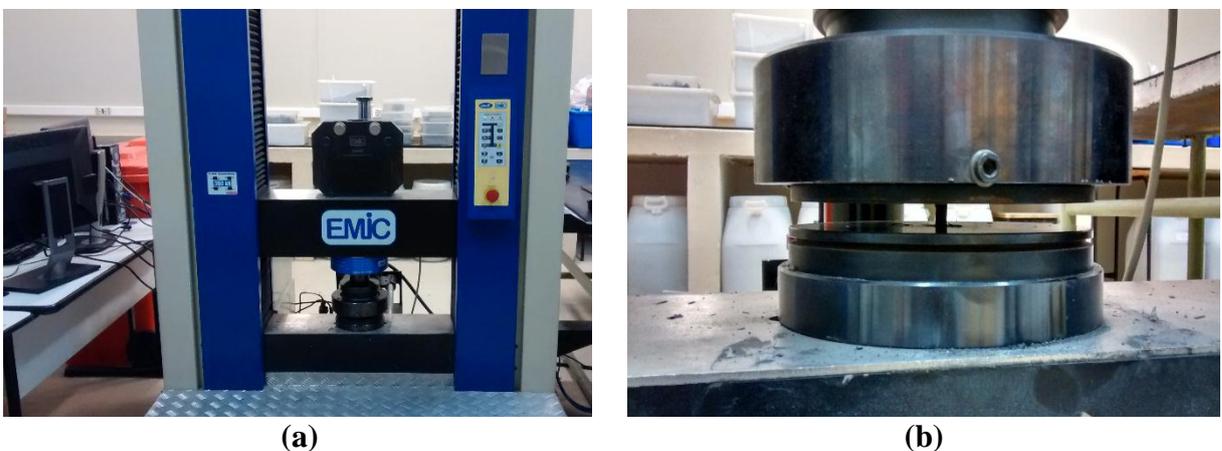
**Figura 32 – Sequência de passos nos ensaios de compressão**



Fonte: Autor.

Na Figura 33 pode ser visto a máquina utilizada nos ensaios de compressão uniaxial dos corpos de prova.

**Figura 33 – Máquina utilizada para deformar plasticamente os corpos de prova**



Máquina de ensaios universal EMIC com célula de carga de 300kN (a); e detalhe do corpo de prova preso nos batentes da máquina (b)

Fonte: Autor.

#### 4.5 Tratamentos térmicos

Ao longo das três etapas do trabalho, foram realizados dois tipos de tratamentos térmicos: 1 – Recozimento Pleno à 900°C por 2h e resfriamento no interior do forno e; 2 – Tratamentos térmicos subcríticos à 600°C e 700°C com tempos de tratamento de 1, 2, 5, 10, 30 e 60 minutos, com resfriamento ao ar. Para o segundo tipo de tratamento térmico, devido às dimensões significativamente pequenas dos corpos de prova, foram utilizadas “gaiolas” para coloca-los e retirá-los do forno, de modo a se evitar o contato direto da tenaz com os corpos de prova, o que poderia ocasionar resfriamento brusco no material de estudo e alterar os resultados. Todos os tratamentos térmicos foram realizados em forno elétrico de bancada Magnus com controle digital de temperatura, como observado na Figura 34.

**Figura 34 – Forno elétrico utilizado nos tratamentos térmicos**



**(a)**



**(b)**

Forno Magnus utilizado nos tratamentos térmicos (a); e Gaiola de arame feita para colocar e retirar os corpos de prova do forno – cada condição foi testada em duplicata (b).

Fonte: Autor.

A seguir são apresentados, de maneira sucinta, todos os tratamentos térmicos que foram realizados ao longo do trabalho, juntamente com os parâmetros utilizados, a condição de entrada do material no forno e a finalidade de cada tratamento (Tabela 3).

Tabela 3 – Condições de tratamento térmico utilizadas no trabalho experimental

Tratamento térmico	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Entradas	Finalidade
Recozimento Pleno	900°C	120	Material como recebido	Homogeneizar a microestrutura e criar uma condição inicial de referência
Subcrítico	700°C / 600°C	1, 2, 5, 10, 30 e 60	Material tratado (Estado inicial) e deformado plasticamente (30% / 60%)	Estudo da recristalização

Para o recozimento pleno, o resfriamento dos corpos de prova foi no interior do forno, enquanto que para os tratamentos subcríticos, o resfriamento foi ao ar.

Fonte: Autor

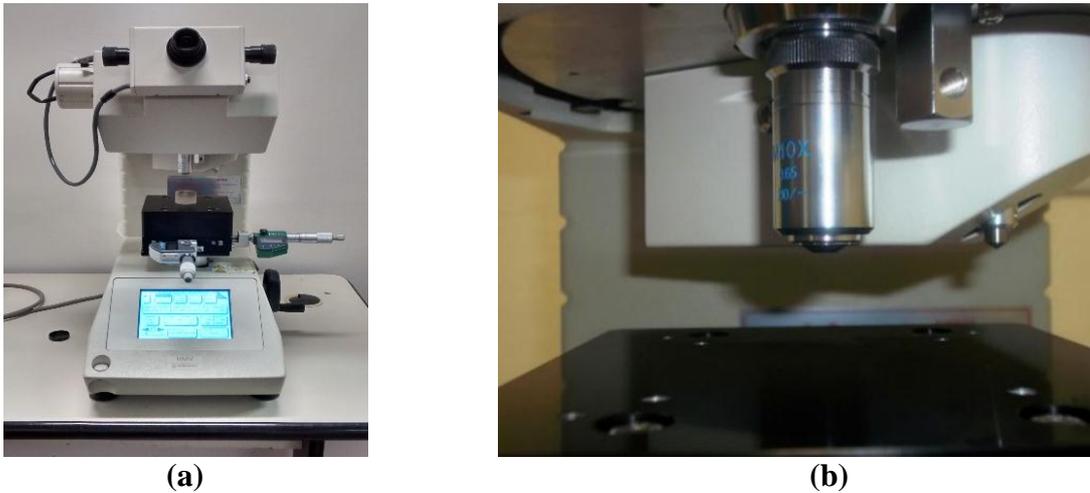
#### 4.6 Ensaios de microdureza

Os ensaios foram realizados em escala *Vickers* de dureza, em um microdurômetro *Shimadzu* modelo HMV-2 com penetrador piramidal de diamante com base quadrada e ângulo de 136° entre as faces opostas do diedro. A dureza *Vickers* (HV) é calculada por meio da equação (4), a qual relaciona a carga aplicada à superfície da amostra com a respectiva área da impressão deixada pelo penetrador, a qual, por sua vez é determinada a partir da medição de suas diagonais.

$$HV = \frac{\text{Carga}(kgf)}{\text{Área impressa}(mm^2)} \quad (4)$$

Foram feitas 10 medições para cada condição de estudo, com aplicação de uma carga de 0,5 kgf e tempo de 15 segundos por medição. O desvio padrão ( $\sigma$ ) também foi levado em consideração. Os dados apurados foram exibidos em tabelas e também tiveram tratamento gráfico para facilitar a interpretação. Na Figura 35 são exibidas fotos do equipamento utilizado.

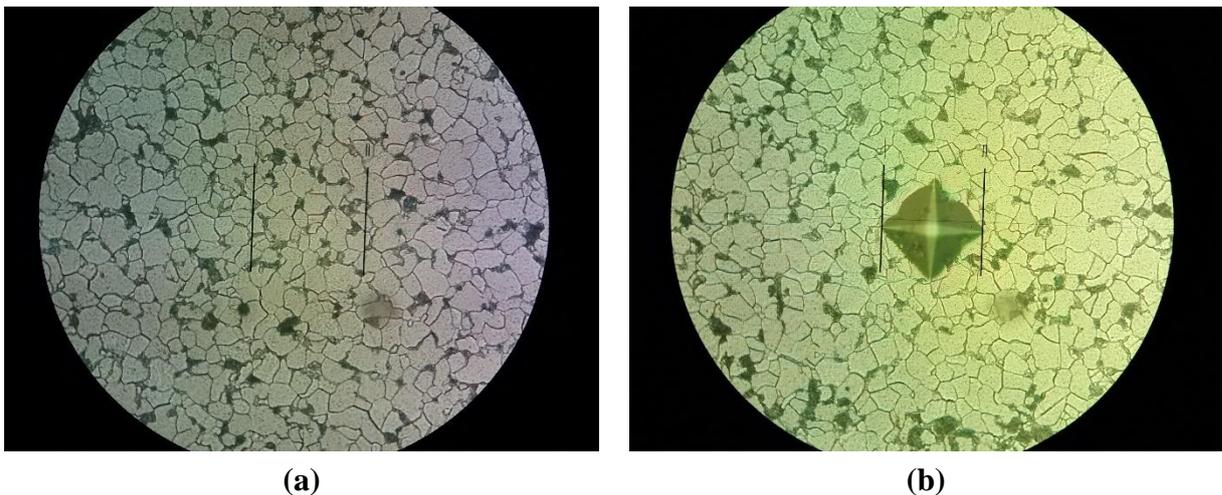
**Figura 35 – Microdurômetro utilizado no trabalho**



Microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2 com penetrador piramidal de diamante com base quadrada para medição de dureza em escala *Vickers* (a); e detalhe da objetiva de ampliação (400x) e penetrador (b).  
Fonte: Autor.

É válido ressaltar que o valor de carga foi escolhido levando-se em consideração o tamanho da impressão deixada pelo penetrador, de modo que a região mensurada engloba diversos grãos, conforme demonstra a Figura 36.

**Figura 36– Detalhe da medição de dureza Vickers**



Noção do tamanho da impressão deixada pelo penetrador. (a) Antes da impressão e (b) após impressão.  
Fonte: Autor

Além disso, as medições foram realizadas em regiões aleatórias das amostras, com a intenção de varrer toda a superfície de estudo e, em seguida, obter-se um valor médio de dureza *Vickers* que fosse representativo para cada condição.

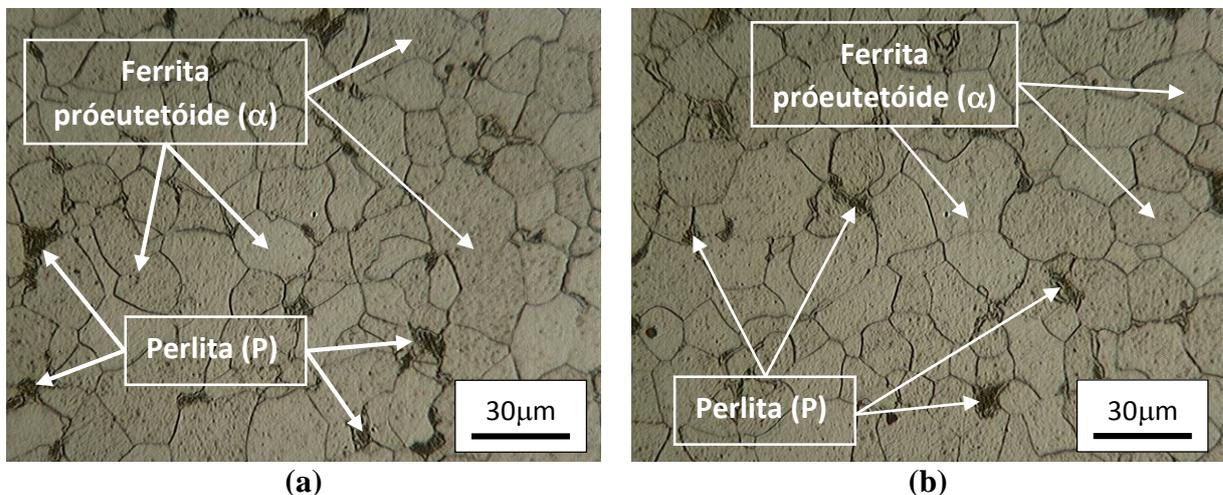
## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos serão apresentados por meio de tabelas, gráficos e fotomicrografias, e representarão a interpretação dos fatos observados e fenômenos que provavelmente ocorreram dentro das condições de contorno propostas na metodologia do trabalho experimental. É válido destacar que, para facilitar a interpretação, os resultados serão apresentados e discutidos seguindo-se a mesma metodologia organizacional apresentada na seção 4 “Material e Métodos”, que consiste em etapa 1, etapa 2 e etapa 3.

### 5.1 Caracterização mecânica e microestrutural do material após tratamento de Recozimento Pleno – Estado inicial (Etapa 1)

A microestrutura do aço SAE 1020 estudado após realização de tratamento térmico de Recozimento Pleno à 900°C por 2h é ilustrada pela Figura 37 a seguir.

**Figura 37 – Microestrutura do material no estado inicial**



Microestrutura do material após tratamento térmico de Recozimento Pleno à 900°C por 2h – condição definida como “estado inicial”. Ambas as imagens, (a) e (b), são representativas para esta condição de estudo.

Fonte: Autor

Nota-se que a morfologia dos grãos é aproximadamente equiaxial. É possível identificar também os dois constituintes presentes na microestrutura do material, notadamente, a ferrita próeutetóide (α) e a perlita (P), composta de ferrita (α) e lamelas de cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Como indicado na Figura 37, a composição de ferrita (α) próeutetóide é maior do que a de perlita (P) já que o teor de carbono (%C) neste aço é muito baixo.

A Tabela 3 identifica o valor médio de dureza *Vickers* obtido para as amostras nesta condição, juntamente com o desvio padrão ( $\sigma$ ) associado às medições.

**Tabela 4 – Valor médio de dureza *Vickers* para amostras em estado inicial**

Condição	Valor médio (HV)	Desvio padrão ( $\sigma$ )
Estado inicial	112	2,8

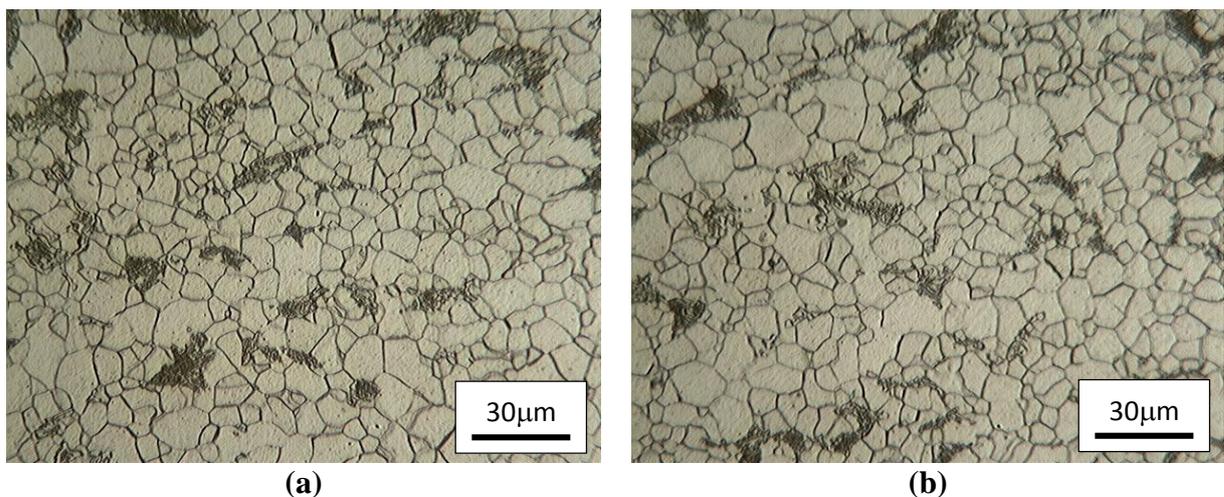
Fonte: Autor

O valor médio de dureza *Vickers* encontrado para essa condição sugere que a microestrutura do material seja caracterizada por uma menor densidade de discordâncias do que em condição encruada, com grãos significativamente maiores e de geometria equiaxial. Tal constatação está em conformidade com dados encontrados em (ARAI, T *et al.*, 1991) e no Catálogo de produtos da Gerdau, fabricante do material em estudo.

## 5.2 Caracterização mecânica e microestrutural do material após deformação plástica (Etapa 2)

As Figuras 38 e 39 a seguir, representam as respectivas microestruturas obtidas via MO das amostras deformadas plasticamente a frio em 30% e 60% por compressão uniaxial

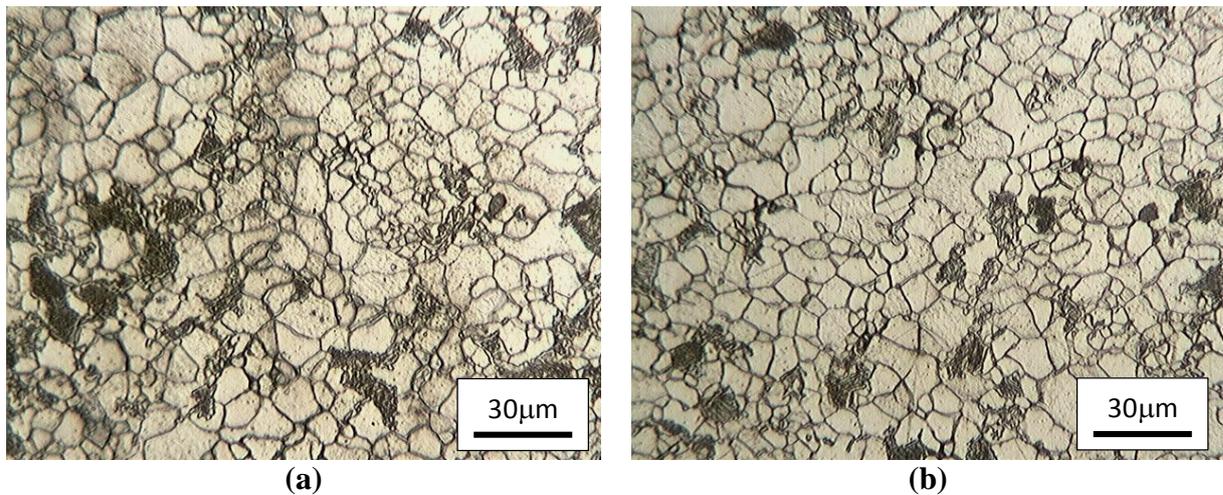
**Figura 38 – Microestrutura do material após deformação plástica a frio de 30%**



Microestrutura do material após 30% de deformação plástica a frio. (a) e (b) são imagens obtidas de amostras em duplicata.

Fonte: Autor

**Figura 39 – Microestrutura do material após deformação plástica a frio de 60%**



Microestrutura do material após 60% de deformação plástica a frio. (a) e (b) são imagens obtidas de amostras em duplicata.

Fonte: Autor

Em ambas as condições, são observadas alterações na morfologia dos grãos em relação ao estado inicial, sobretudo na microestrutura com 60% de deformação a frio, que sugere um esboroamento da perlita. O aspecto de grãos menores e de geometria irregular é consequência direta do fenômeno de encruamento, que consiste em um ganho de resistência mecânica em razão do acúmulo de defeitos cristalinos gerados pela deformação plástica a frio. Tal evidência pode ser sustentada pelos valores médios de dureza *Vickers* (Tabela 5) para as amostras em questão, que são bem superiores àqueles encontrados para o estado inicial recozido.

**Tabela 5 – Dureza Vickers para amostras deformadas plasticamente a frio**

Condição	Valor médio (HV)	Desvio padrão ( $\sigma$ )
30% Deformação plástica	172	6,4
60% Deformação plástica	203	8,2

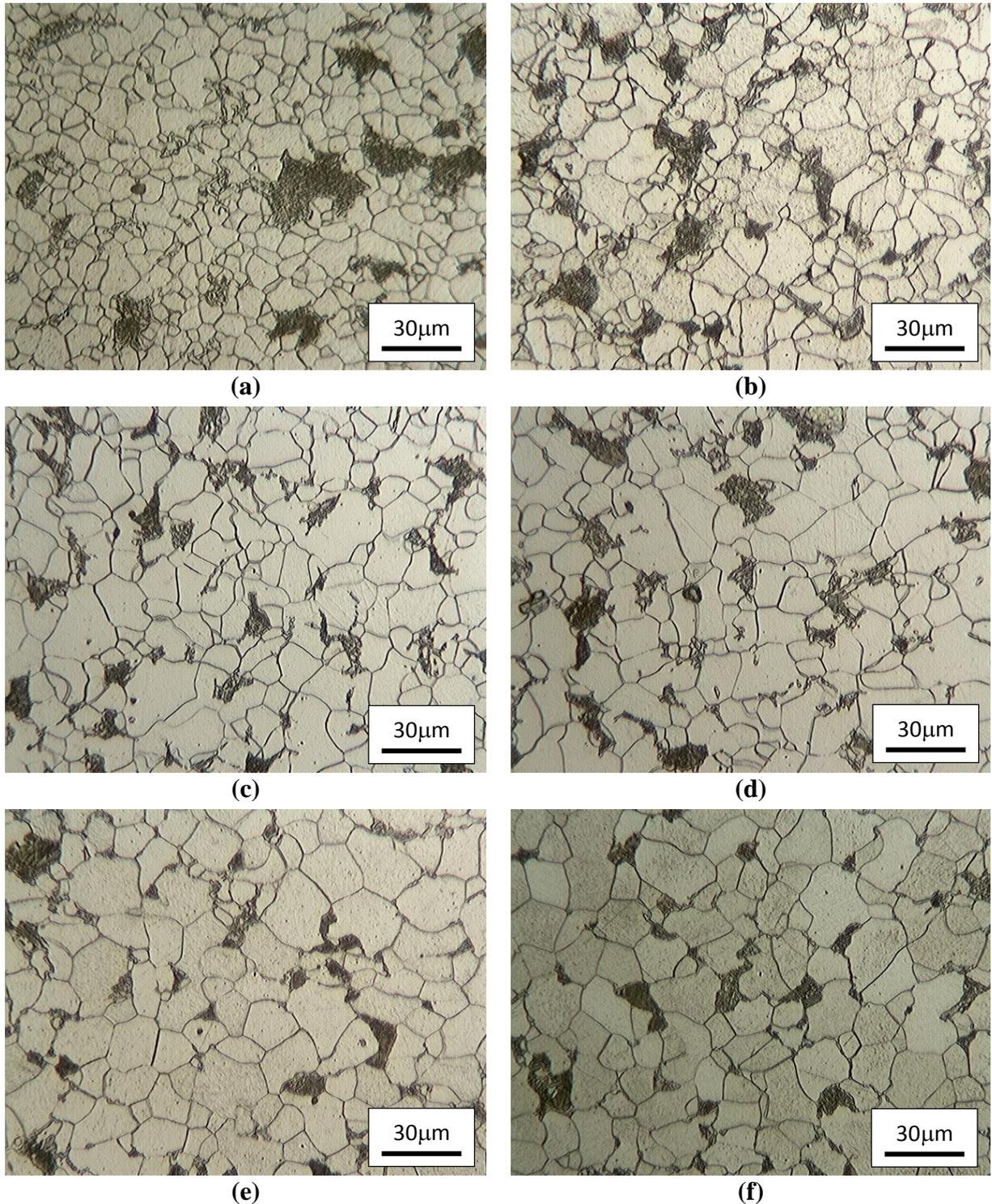
Fonte: Autor

Os dados expostos nesta seção sugerem reforçar o argumento de diversos autores consultados na revisão bibliográfica, de que a deformação plástica a frio produz um endurecimento do material.

### 5.3 Caracterização mecânica e microestrutural do material deformado plasticamente e tratado em diferentes tempos e temperaturas (Etapa 3)

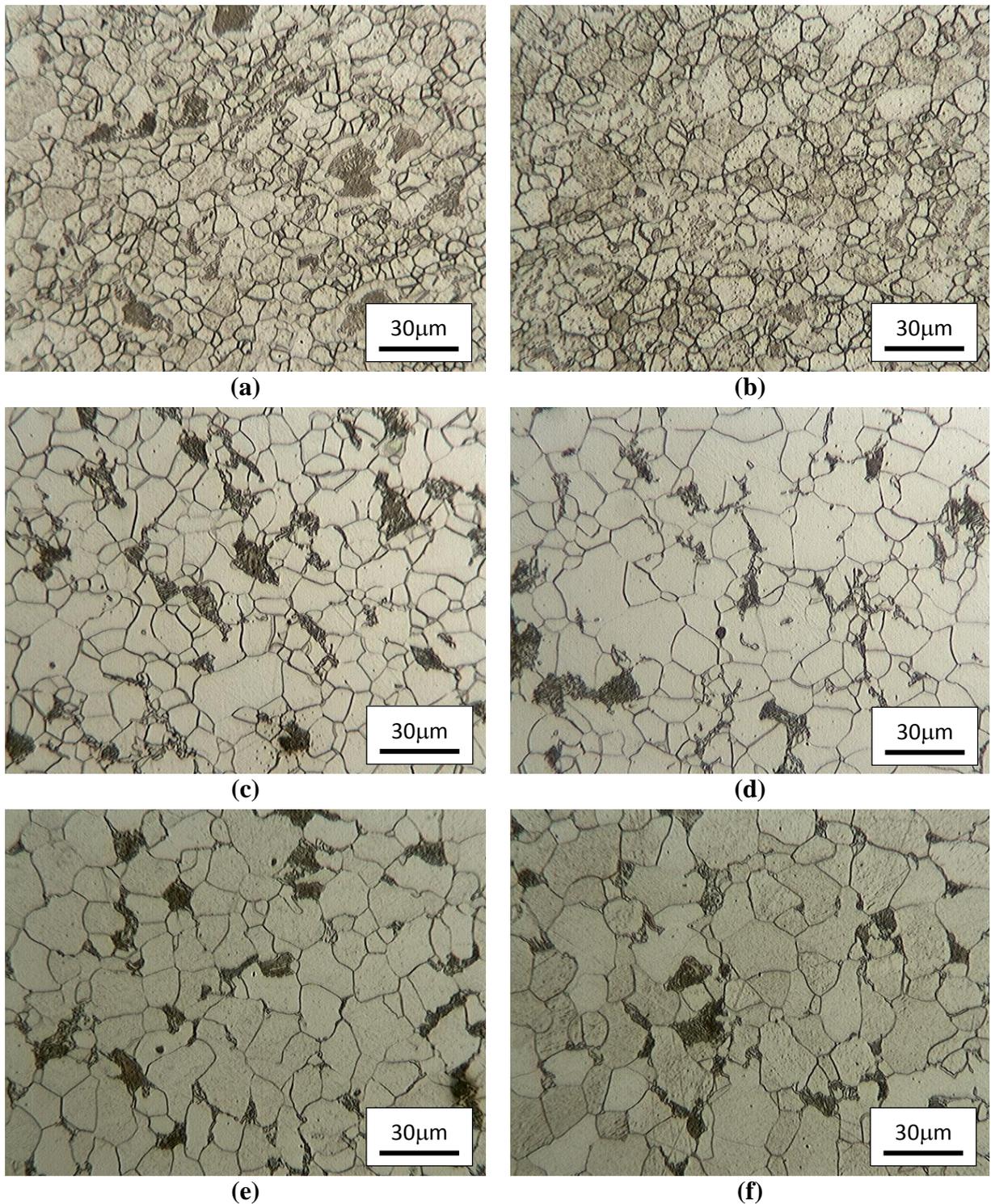
As Figuras 40 e 41, ilustram com fotomicrografias de MO a evolução da microestrutura do material deformado plasticamente a frio com 30% e 60% de redução, em subsequentes tratamentos térmicos à 600°C, em diversos tempos de encharque.

**Figura 40 – Evolução microestrutural – Amostras 30% de deformação plástica @ 600°C**



Microestrutura do material com 30% de deformação plástica, submetido a tratamentos térmicos à 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 41 – Evolução microestrutural – Amostras 60% de deformação plástica @ 600°C**



Microestrutura do material com 60% de deformação plástica, submetido a tratamentos térmicos à 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

Os dados da caracterização mecânica via microdureza Vickers para as amostras tratadas à 600°C são apresentados nas Tabelas 6 e 7, juntamente com o desvio padrão ( $\sigma$ ) associado às 10 medições por condição. Gráficos de Dureza Vickers *versus* Tempo de tratamento (Figura 42) e Dureza Vickers *versus* Percentual de deformação plástica (Figura 43) também são exibidos.

**Tabela 6 – Dureza Vickers para amostras com 30% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos à 600°C**

Condição		30% Deformação plástica	
Temperatura (°C)		600	
Tempo de tratamento (minutos)	Valor médio (HV)	Desvio padrão ( $\sigma$ )	
1	164	7	
2	160	10	
5	153	7	
10	150	7	
30	142	5	
60	135	6	

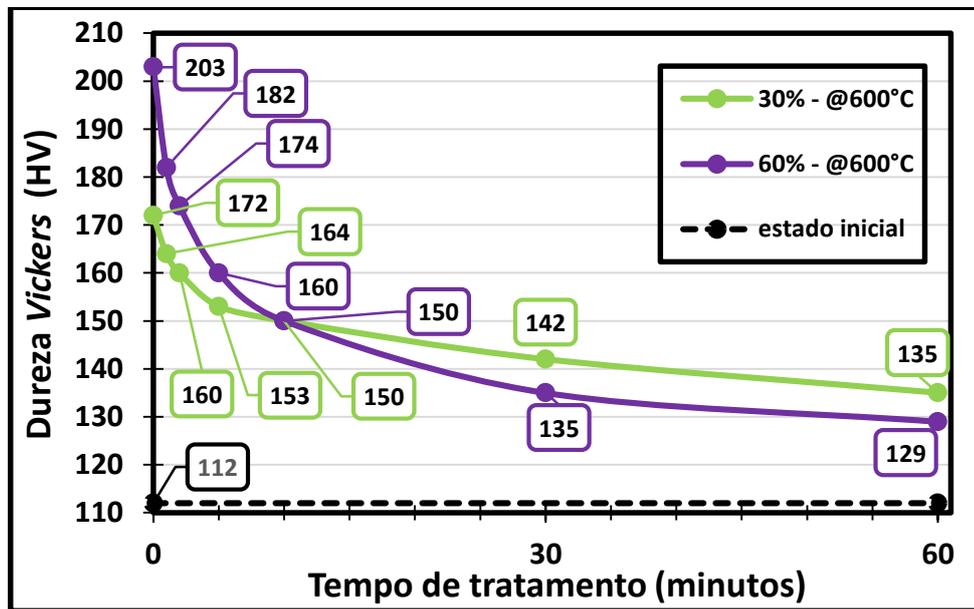
Fonte: Autor

**Tabela 7 – Dureza Vickers para amostras com 60% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos à 600°C**

Condição		60% Deformação plástica	
Temperatura (°C)		600	
Tempo de tratamento (minutos)	Valor médio (HV)	Desvio padrão ( $\sigma$ )	
1	182	8	
2	174	7	
5	160	9	
10	150	7	
30	135	5	
60	129	5	

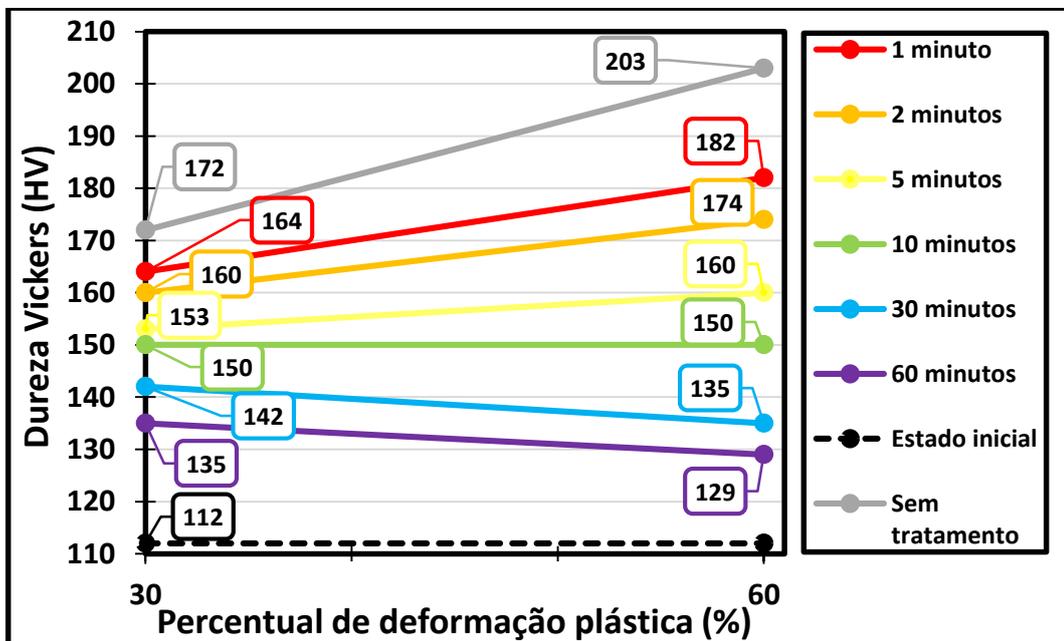
Fonte: Autor

Figura 42 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) – @600°C



Fonte: Autor

Figura 43 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Deformação plástica a frio (%) – @600°C



Fonte: Autor

Analisando-se as evoluções microestruturais das Figuras 40 e 41 é possível perceber que, para ambos os percentuais de deformação plástica a frio, 30% e 60%, a microestrutura do material parte de uma condição na qual contém uma acentuada quantidade de grãos pequenos

e contornos que sugerem ser de baixo ângulo (1 minuto), para uma condição na qual os grãos apresentam uma geometria relativamente equiaxial, dimensões maiores e uma distribuição mais homogênea (60 minutos), as quais caracterizam um estado recristalizado.

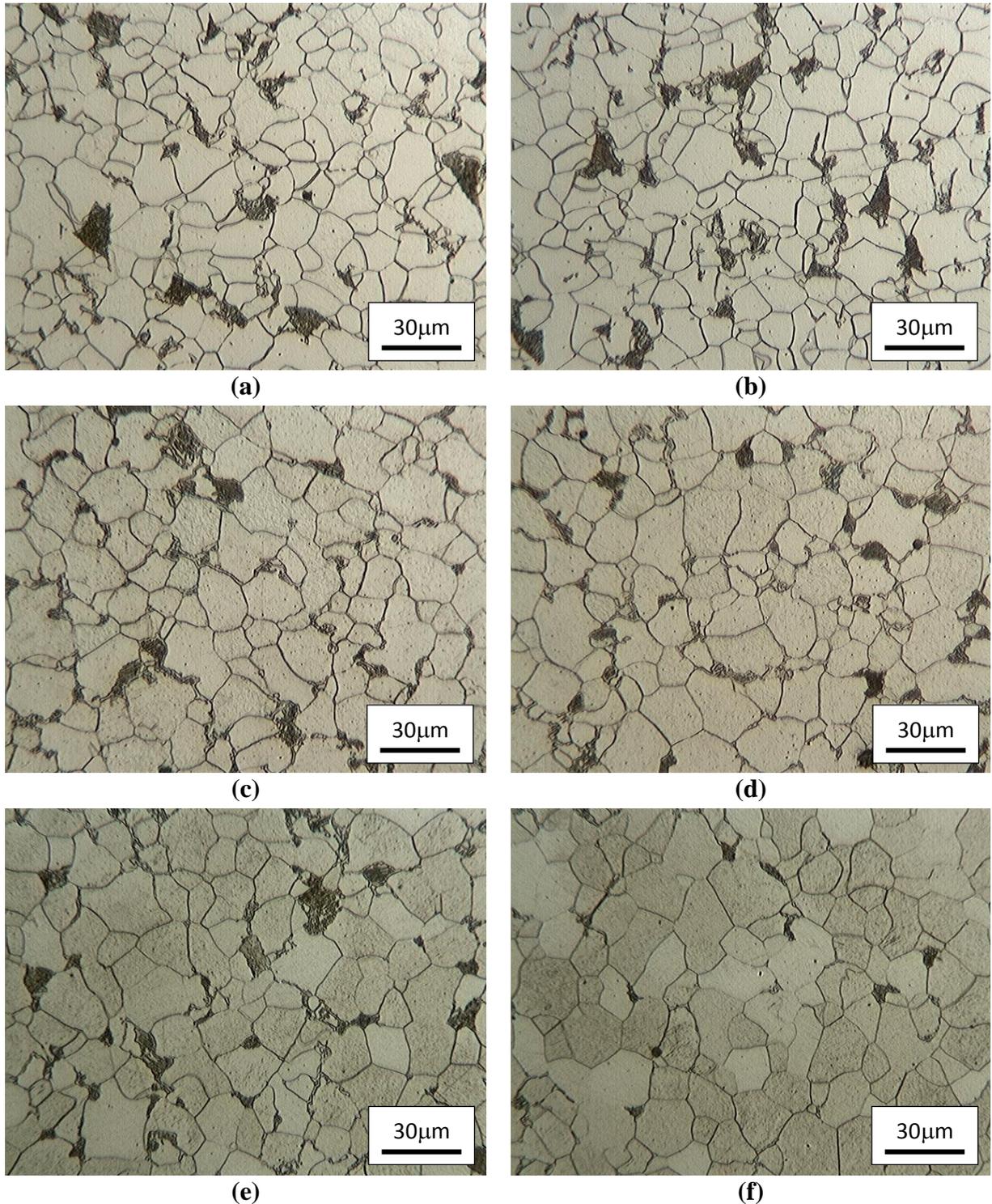
Outro fato notável consiste na existência, principalmente nos tempos de tratamento até 10 minutos, de uma alta quantidade de grãos muito pequenos circundados por grãos de tamanho significativamente maiores. Tal constatação indica que estes pequenos grãos teriam nucleado nestas áreas, as quais são caracterizadas por um alto conteúdo energético, armazenado durante a deformação plástica a frio por meio da geração de defeitos na estrutura cristalina (CAHN, 1971; CAHN e HAASEN, 1996). É válido dizer que a distribuição de tamanhos de grãos fica mais estreita com o aumento do tempo de tratamento. Este raciocínio é razoável, uma vez que os estágios de nucleação e crescimento de grãos durante a recristalização primária deveriam acontecer para tempos de tratamentos mais curtos, porque à medida que esses núcleos se desenvolvem e crescem em detrimento das regiões defeituosas, a energia potencial, provinda da deformação plástica a frio, é consumida.

Os valores de dureza Vickers para as respectivas amostras, tratadas à 600°C, contribuem para reforçar a ocorrência de recristalização. No gráfico Dureza Vickers x Tempo de tratamento (Figura 42) é notável a queda de dureza com o aumento do tempo de tratamento, conforme discutido por diversos trabalhos (HAESSNER, 1971; BROOKS, 1991; PADILHA e SICILIANO, 2005; TOTTEN, 2006). O comportamento das curvas sustenta o argumento de que nos períodos de tratamento iniciais pode ter ocorrido recristalização, já que a grande parte de queda de dureza acontece em tempos inferiores a 30 minutos. Outra observação importante é a de que as amostras com 60% de deformação plástica a frio tiveram uma queda de dureza muito mais acentuada em relação às amostras com 30%, já que partiram de um valor inicial de dureza maior (203 HV) e obtiveram um valor final inferior ao das amostras de 30% (129 HV). Esse resultado está em consonância com a revisão bibliográfica no sentido de que, quanto maior o percentual de deformação plástica inicial maior será a força motriz para a ocorrência desses fenômenos, potencializando os efeitos cinéticos do tratamento térmico (TOTTEN, 2006; DIETER, 1981; CALLISTER, 2007).

No gráfico da Figura 43 é possível notar a influência da deformação plástica a frio nos valores de dureza obtidos para cada tempo de tratamento. É interessante observar que, para tempos inferiores a 10 minutos, o valor da inclinação das retas é positiva e tende a zero quando o tempo de 10 minutos é alcançado. A partir de 10 minutos a inclinação das retas é negativa. Isso acontece porque nesse exato momento a dureza das amostras deformadas à 60% passam a ter valores menores do que aquelas deformadas à 30%, para um mesmo tempo de tratamento.

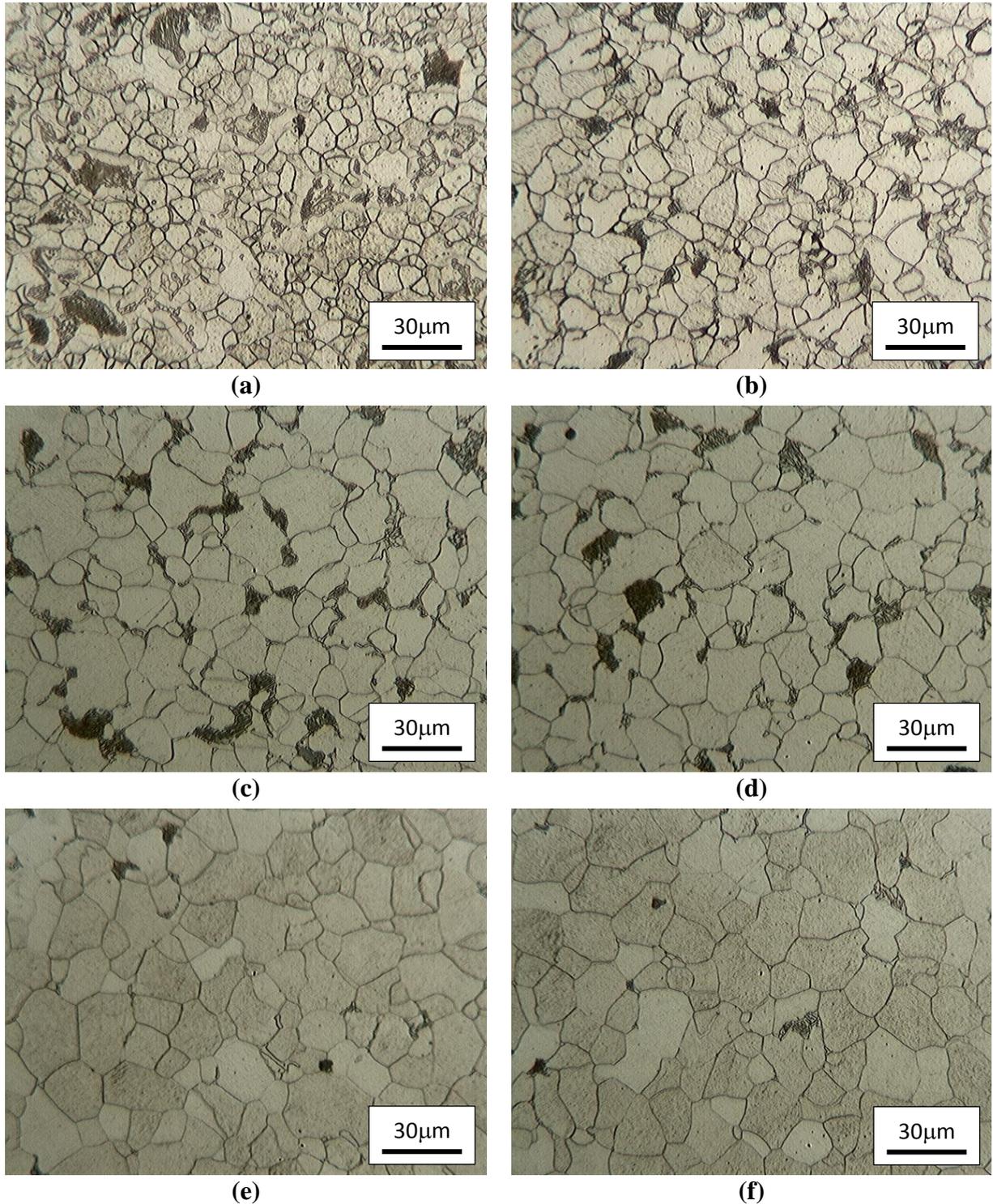
As Figuras 44 e 45, ilustram com fotomicrografias de MO a evolução da microestrutura do material deformado plasticamente a frio com 30% e 60% de redução, em subsequentes tratamentos térmicos à 700°C, em diversos tempos de tratamento.

**Figura 44 – Evolução microestrutural – Amostras 30% de deformação plástica @700°C**



Microestrutura do material com 30% de deformação plástica, submetido a tratamentos térmicos à 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 45 – Evolução microestrutural – Amostras 60% de deformação plástica @700°C**



Microestrutura do material com 60% de deformação plástica, submetido a tratamentos térmicos à 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

Os dados da caracterização mecânica via microdureza Vickers para as amostras tratadas à 700°C são apresentados nas Tabelas 8 e 9, juntamente com o desvio padrão ( $\sigma$ ) associado às 10 medições por condição.

**Tabela 8 – Dureza Vickers para amostras com 30% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos à 700°C**

Condição		30% Deformação plástica	
Temperatura (°C)		700	
Tempo de tratamento (minutos)	Valor médio (HV)	Desvio padrão ( $\sigma$ )	
1	159	7	
2	154	8	
5	143	6	
10	139	7	
30	128	5	
60	120	7	

Fonte: Autor

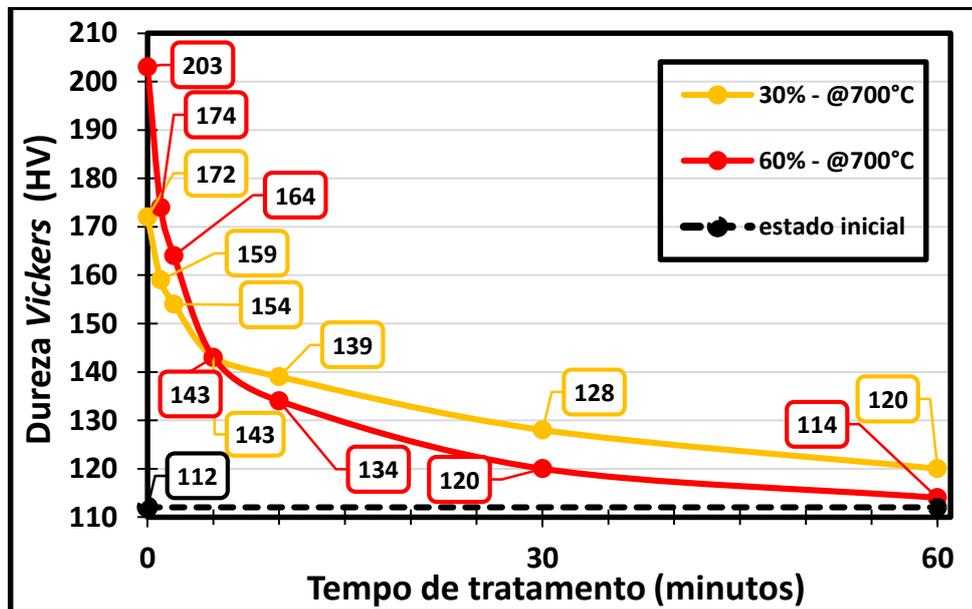
**Tabela 9 – Dureza Vickers para amostras com 60% de deformação plástica a frio tratadas em diversos tempos à 700°C**

Condição		60% Deformação plástica	
Temperatura (°C)		700	
Tempo de tratamento (minutos)	Valor médio (HV)	Desvio padrão ( $\sigma$ )	
1	174	10	
2	164	9	
5	143	6	
10	134	7	
30	120	4	
60	114	5	

Fonte: Autor

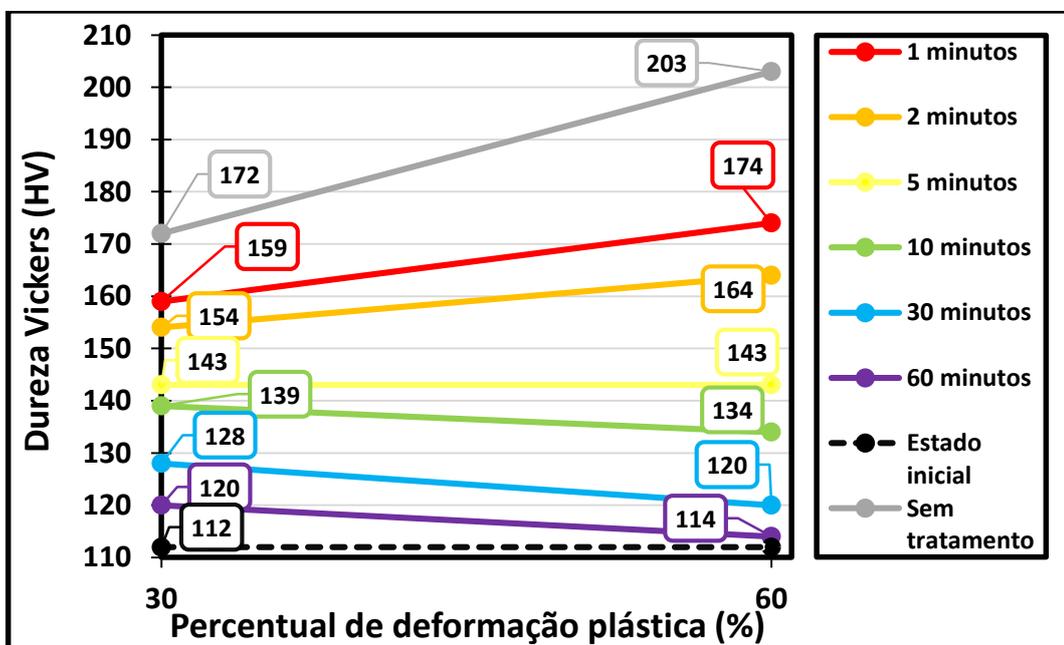
De forma semelhante às evoluções em 600°C, os dados da caracterização mecânica para as condições à 700°C foram tratados de forma gráfica para fins comparativos. Na Figura 46 são exibidas as curvas de Dureza Vickers *versus* Tempo de tratamento, enquanto que a Figura 47 mostra o comportamento da Dureza Vickers *versus* Percentual de deformação plástica.

Figura 46 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Tempo de tratamento (minutos) – @700°C



Fonte: Autor

Figura 47 – Gráfico Dureza Vickers (HV) x Deformação plástica a frio (%) – @700°C



Fonte: Autor

De modo análogo à discussão anterior para as amostras tratadas em 600°C, a evolução microestrutural das amostras ao longo do tempo de tratamento à 700°C (Figuras 44 e 45) também permite-nos interpretar que novos grãos se desenvolveram e cresceram em detrimento

da matriz previamente deformada. Entretanto, neste caso, nota-se que para ambas as condições de deformação, 30 e 60%, os grãos demonstram ter dimensões relativamente maiores já nos tempos de 5 e 10 minutos de tratamento, sugerindo menor densidade de discordâncias e de contornos de baixo ângulo do que à 600°C. Na verdade, devido ao maior aporte térmico, caracterizado pelas condições de tratamento à 700°C, é provável que os processos de recuperação e nucleação de grãos tenham sido antecipados, o que ocasionou uma redução do período de incubação para a ocorrência de recristalização. Portanto, comparando-se as microestruturas das amostras tratadas a 600°C e das amostras tratadas a 700°C tempo a tempo, é possível perceber que os grãos nesta última condição de temperatura adquirem uma geometria relativamente equiaxial em tempos de tratamento menores do que à 600°C, principalmente para amostras com 60% de deformação plástica a frio.

O gráfico de Dureza Vickers x Tempo de tratamento, para amostras tratadas à 700°C revela um comportamento muito semelhante àquele apresentado para as condições em 600°C. Mais uma vez é evidente uma queda de dureza mais acentuada em períodos de tratamento menores, principalmente para as amostras com 60% de deformação. Além do comportamento verossímil às condições em 600°C, o gráfico indica valores de dureza final (convencionada como aquela referente à 60 minutos de tratamento) muito próximos daqueles obtidos para o estado inicial recozido e sem trabalho a frio. Para amostras com 60% de deformação plástica a diferença foi de apenas 2 HV. Esta verificação sugere que, o grau de deformação plástica a frio inicial e a temperatura de tratamento mais elevada contribuíram de forma sinérgica para a redução da dureza. Esta hipótese é perfeitamente justificável por meio dos conceitos que regem a cinética de ocorrência de fenômenos termicamente ativados. Um material que sofreu um grau de deformação plástica a frio maior, mantendo-se todas as condições de contorno idênticas, deveria, a princípio, conter maior quantidade de energia armazenada e portanto maior potencial termodinâmico para a ocorrência de recuperação, recristalização e crescimento de grãos. Tudo isso somado a um maior aporte térmico, representado pelos tratamentos à 700°C, resultaria em condições cinéticas e termodinâmicas mais favoráveis para a ocorrência de mecanismos difusionais, que por sua vez, acelerariam a reconstituição da estrutura cristalina do material.

Comparando-se os gráficos de Dureza Vickers x Percentual de deformação plástica entre as condições de 600°C e 700°C é válido dizer que o mesmo comportamento é observado. Contudo, nesta última as retas se mostram transladadas para baixo, indicando valores de dureza menores, distanciando-se da reta que descreve as amostras deformadas e sem tratamento, o que é justificável, visto que existiu maior aporte térmico durante os tratamentos. Além disso a inversão da inclinação das retas acontece mais precocemente. Enquanto na condição de 600°C

a troca de sinal do coeficiente angular das retas ocorre com 10 minutos, para 700°C este estágio acontece com 5 minutos, o que dá respaldo à discussão anterior sobre o efeito sinérgico da temperatura de tratamento e do grau de deformação plástica inicial.

#### 5.4 Avaliação da queda de dureza relativa

Winning e Schafer (2006) utilizaram o conceito de dureza relativa para avaliar a evolução da queda de dureza com o tempo de tratamento de recozimento em chapas laminadas com 80% de redução a frio. Essa mesma abordagem é apresentada nos gráficos das Figuras 48 e 49, para as duas condições de temperatura analisadas. A dureza relativa é definida por:

$$\Delta HV = \frac{H_V(t_0) - H_V(t)}{H_V(t_0) - H_V(t_{end})} \quad (5)$$

Em que  $\Delta HV$  é a variação relativa na dureza,  $H_V(t_0)$  é a dureza inicial,  $H_V(t_{end})$  é a dureza final e  $H_V(t)$  é a dureza para um determinado tempo ( $t$ ) de tratamento.

Figura 48 – Queda de dureza relativa (%) x Tempo de tratamento (min) – @600°C

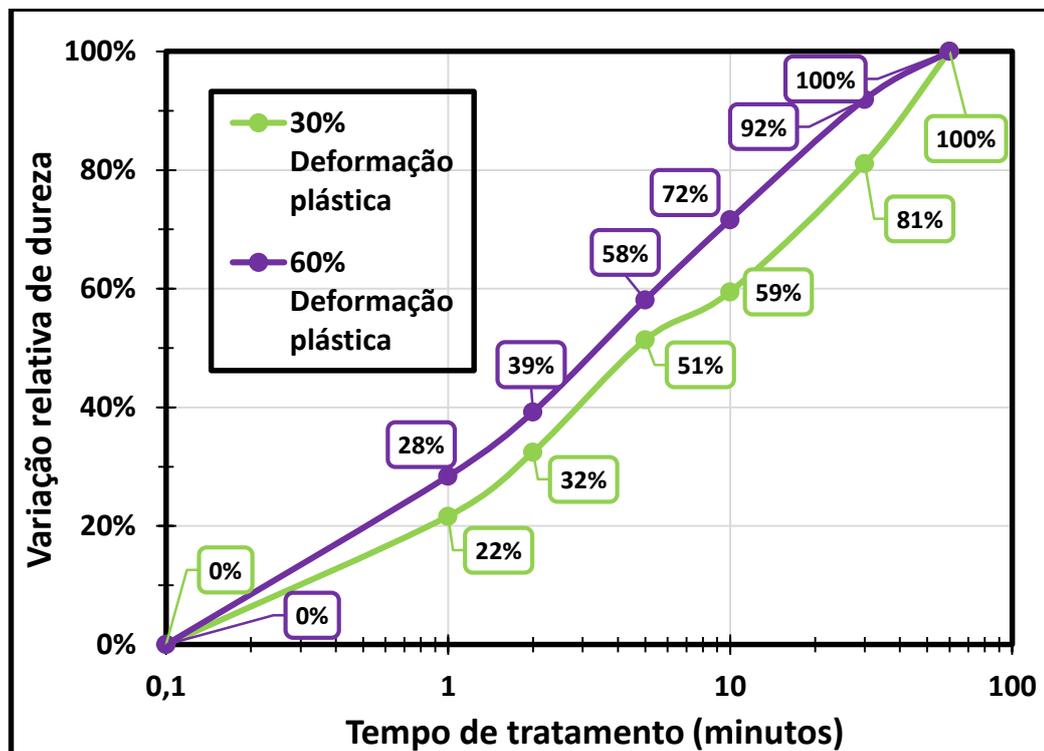
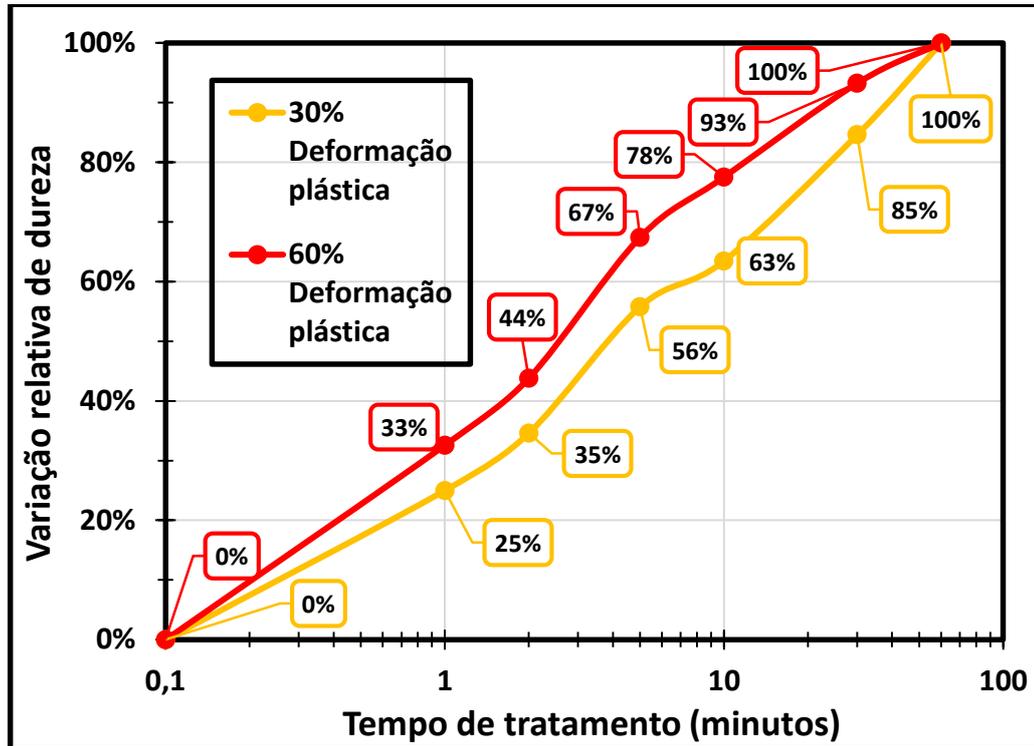


Figura 49 – Queda de dureza relativa (%) x Tempo de tratamento (min) – @700°C



Fonte: Autor

Examinando o comportamento das curvas de variação relativa de dureza, fica evidente que as amostras com deformação plástica a frio de 60% tiveram uma cinética de reconstituição da estrutura cristalina mais acelerada do que as amostras com 30%, tanto em 600°C quanto em 700°C. Outra verificação é a de que a variação da dureza acontece mais rapidamente para as condições em 700°C, já que para todos os tempos de tratamento, a queda de dureza relativa foi ligeiramente maior.

Tais resultados contribuem para solidificar a hipótese de que houve um efeito sinérgico entre a temperatura de tratamento térmico e o percentual de deformação plástica a frio, o que garantiu condições cinéticas e termodinâmicas mais favoráveis para a ocorrência de recuperação e recristalização nas amostras tratadas à 700°C e com 60% de deformação plástica a frio.

## 6 CONCLUSÕES

Neste trabalho, a metodologia de estudo permitiu a constatação de modificações na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço SAE 1020. Foi possível notar que tais alterações aconteceram devido à variação de três parâmetros, a saber: a temperatura de tratamento térmico; o tempo de tratamento e o percentual de deformação plástica a frio inicial. Supõem-se que as referidas modificações sejam inerentes à ocorrência de fenômenos termicamente ativados, em especial à recristalização do grãos.

A caracterização microestrutural do material via microscopia óptica nos fornece evidências de que a cinética de reconstituição da estrutura cristalina depende não só parâmetros mais intuitivos como o tempo e a temperatura de tratamento mas também é amplamente fundamentada no percentual de deformação plástica a frio que o material sofreu antes de ser tratado termicamente. A caracterização mecânica, realizada por meio de ensaios de microdureza Vickers contribui para suportar os indícios sugeridos pelas fotomicrografias.

Em todas as quatro evoluções, representadas pelas temperaturas de 600 e 700°C, e pelos percentuais de deformação plástica de 30 e 60%, ficou claro que a microestrutura do material parte de uma condição encruada, dotada de uma acentuada quantidade de discordâncias e uma dureza maior para uma condição na qual os grãos apresentam uma geometria relativamente equiaxial, uma distribuição de tamanhos de grãos mais estreita e um valor de dureza menor.

O efeito da deformação plástica a frio na microestrutura de um aço baixo carbono quando submetido a um tratamento subcrítico de recozimento fica comprovado pelo comportamento das curvas de dureza obtidas, pelas quais é possível inferir, ao menos qualitativamente, que um maior percentual de deformação plástica inicial assegura condições termodinâmicas mais favoráveis para a ocorrência de recristalização. Isso se justifica pela queda de dureza mais acentuada para amostras deformadas a 60% tanto em termos cinéticos quanto em valores absolutos.

Neste âmbito, os resultados obtidos pelo trabalho experimental contribuem para dar respaldo técnico à literatura consultada e reiterar importantes conteúdos da área de metalurgia física e ciência dos materiais.

## REFERÊNCIAS

- ABDALLA, A. J. et al. Formação da fase bainítica em aços baixo carbono. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, v. 25, p. 175-181, 2006
- ANAND, L.; GURTIN, M. E.; REDDY, B. D. The stored energy of cold work, thermal annealing, and other thermodynamic issues in single crystal plasticity at small length scales. **International Journal Of Plasticity**. p. 1-25. ago. 2014.
- ANDRESEN, P. et al. **ASM Handbook: material selection and design**. 20 ed. USA: ASM International, 1997.
- ARAI, T. et al. **ASM Handbook: heat treating**. USA: ASM International, 1991. 4 v. 2173 p.
- ASSIS, C. L. F. et al. Refino de grão em aços baixo carbono: uma revisão crítica. In: **6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, 2011.
- BAILEY, J. E. Electron microscope observations on the annealing processes occurring in cold worked silver. **Philosophical Magazine**, v. 5, p. 485-497, 1960.
- BAILEY, J. E.; HIRSCH, P. B. The recrystallization process in some polycrystalline metals. **Proceedings of the Royal Society of London**, v. 267, p. 11-30, 1962.
- BECK, P. A. The formation of recrystallization nuclei. **Journal of Applied Physics**, v. 20, p. 633-634, 1949.
- BECK, P. A.; HOLZWORTH, M. L.; SPERRY, P. R. Effect of a dispersed second phase on grain growth in Al-Mn alloys. **Transactions of de Metallurgical Society of AIME**, v. 180, p. 163-192, 1949.
- BECK, P. A.; SPERRY, P. R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminium. **Journal of Applied Physics**, v. 21, p. 150-152, 1950.
- BELLIER, S.P.; DOHERTY, R.D. Structure of deformed aluminium and its recrystallization – investigations with transmission Kossel diffraction. **Acta Metallurgica**, v. 25, p. 521-538, 1977
- BENZERGA, A. A. et al. The stored energy of cold work: predictions from discrete dislocation plasticity. **Acta Materialia**, v. 53, p. 4765-4779, 2005.
- BEVER, M. B.; HOLT, D. L.; TITCHENER, A. L. The stored energy of cold work. **Progress In Materials Science**. v. 17, p. 5-177, 1973.
- BROOKS, C. Principles of heat treatment of nonferrous alloys. In: ARAI, T. et al. **ASM Handbook: heat treating**. USA: ASM International. p. 1826-2124, 1991.
- BURKE, J. E.; TURNBULL, D. Recrystallization and grain growth. **Progress in Metal Physics**. Londres: Pergamon Press, v. 3, p. 220-292, 1952.
- CAHN, R. W. Nucleation in recrystallization. In: HAESSNER, F. et al. **Recrystallization of metallic materials**. Stuttgart: Riederer Verlag. p. 43-79, 1971.

CAHN, R. W. Recrystallization of single crystals after plastic bending. **Journal of the Institute of Metals**, v. 76, p. 121-143, 1949.

CAHN, R. W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**. 4 ed. Amsterdã: North Holland, 1996. 2740p.

CAHN, R.W. A new theory of recrystallization nuclei. **Proceedings of the Physical Society of London**, v. 63 (4A), p. 323-336, 1950.

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.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica: processos de fabricação e tratamento**. 2 ed. São Paulo: McGraw-Hill Ltda., 1986. 2 v. 316p.

CHRISTIAN, J. W.; MAHAJAN, S. Deformation twinning. **Progress in Materials Science**. UK: Pergamon Press. v. 39, p. 1-157, 1995.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Blücher, 2008. 672p.

CORRASSINI, E. **Influência do grau de encruamento e tratamentos térmicos de recozimento nas propriedades mecânicas do aço ABNT 1006**. Monografia (Graduação em Engenharia de Materiais). Centro universitário da FEI, 2012.

COTTRELL, A. H. **Dislocations and plastic flow in crystals**. Londres: Oxford Press, 1953. 223p.

DEPERT, K. Secondary recrystallization. In: HAESSNER, F. et al. **Recrystallization of metallic materials**. Stuttgart: Riederer Verlag. p. 109-133, 1971.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p.

DILLAMORE, I. L.; SMITH, C. J. E.; WATSON, T.W. Oriented nucleation in the formation of annealing textures in iron. **Metal Science**, v. 1, p.49-54, 1967.

DOHERTY, R. D. et al. Current issues in recrystallization: a review. **Materials Science and Engineering**, v. 238A, n. 2, p. 219-274, 1997.

DOHERTY, R. D. Recrystallization and texture. **Materials Science**, p. 39-58, 1997.

DOHERTY, R. D. The deformed state and nucleation of recrystallization. **Metal Science**, v. 8, p. 132-142, 1974.

DOHERTY, R. D.; CAHN, R. W. Nucleation of new grains in recrystallization of cold worked metals. **Jornal of Less Common Metals**, v. 28, p. 279-296, 1972.

DOHERTY, R. D.; SZPUNAR, J. A. Kinetics of sub-grain coalescence – a reconsideration of the theory. **Acta Metallurgica**, v. 32, n. 10, p. 1789-1798, 1984.

FERRY, M.; HUMPHREYS, F. J. Discontinuous subgrain growth in deformed and annealed {110} <001> aluminium single crystals. **Acta Materialia**, v. 44, p. 1293-1308, 1996.

GERÔNIMO, F. H. C.; BALANCIN, O. Competição entre recuperação e recristalização dinâmica do aço inoxidável austenítico ASTM F 138 utilizado em implantes ortopédicos. **Tecnol. Metal. Mater. Miner.**, São Paulo, v. 10, n. 2, p.162-169, jun. 2013.

GORDON, P. Microcalorimetric investigation of recrystallization of copper. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 203, p. 1043-1052, 1955.

HAESSNER, F. et al. **Recrystallization of metallic materials**. Stuttgart: Riederer Verlag, 1971. 180p.

HAESSNER, F. Systematic survey and fundamental problems of recrystallization. In: HAESSNER, F et al. **Recrystallization of metallic materials**. Stuttgart: Riederer Verlag. p. 5-19, 1971.

HIRTH, J. P.; LOTHE, J. **Theory of dislocations**. 2 ed. New York: Wiley-Interscience, 1982. 857p.

HU, H. Recrystallization by subgrain coalescence. In: THOMAS, G.; WASHBURN, J. **Electron microscopy and strength of crystals**. New York: Interscience. p. 564-573, 1963.

HUGHES, D. A.; HANSEN, N. Plastic deformation structures. In: VANDER VOORT, G. F. et al. **ASM Handbook: metallography and microstructures**. USA: ASM International. p. 499-536, 2004.

HUMPHREYS, F.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 2ed. 2004. 658p.

JONES, A. R.; RALPH, B.; HANSEN, N. Subgrain coalescence and the nucleation of recrystallization at grain boundaries in aluminium. **Proceedings of the Royal Society of London**, v. 368A, p. 345-357, 1979.

LI, J. C. M. Possibility of subgrain rotation during recrystallization. **Journal of Applied Physics**, v. 33, p. 2958-2965, 1962.

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.

MCQUEEN, H. J.; JONAS, J. J. Recovery and recrystallization during high temperature deformation. In: HERMAN, H. **Treatise on materials science and technology**. New York: Academic Press. v. 6, p. 393-493, 1975.

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.; SICILIANO, Jr. F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3 ed. São Paulo, ABM, 2005. 232p.

RAY, R. K.; HUTCHINSON, W. B.; DUGGAN, B. J. A study of the nucleation of recrystallization using HVEM. **Acta Metallurgica**, v. 23, p. 831-840, 1975.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 2002. 776p.

RIOS, P. R. et al. Nucleation and growth during recrystallization. **Materials Research**, v. 8, n.3, p. 225-238, 2005.

SANDSTRÖM, R. et al. Subgrain growth in Al and Al-1% Mn during annealing. *Journal of Materials Science*, v. 13, p. 1229-1242, 1978.

SMITH, C. S. ASM Seminar. **Metal Interfaces**, v. 8, p. 65-113, 1952.

SOUZA, S. A. **Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos**. 5 ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda. 1982. 304p.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. 2 ed. Portland: CRC Press Taylor & Francis Group. 2006. 832p.

WINNING, M; SCHÄFER, C. Influencing recrystallization behavior by mechanical loads. **Materials Science and Engineering A**, v. 419, p. 18-24, 2006.

WENG, Y. **Ultra-fine Grained Steels**. 2 ed. New York: Springer Berlin Heidelberg, 2009. 569p.

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.