

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS
GERAIS

ALINE GONÇALVES DE SOUZA

**ESTUDO DO EFEITO DO PROCESSAMENTO
TERMOMECÂNICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO
AÇO SAE 1045**

BELO HORIZONTE

2012

ALINE GONÇALVES DE SOUZA

**ESTUDO DO EFEITO DO PROCESSAMENTO
TERMOMECÂNICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO
AÇO SAE 1045**

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.

Orientador: Wellington Lopes

BELO HORIZONTE

2012

ALINE GONÇALVES DE SOUZA

**ESTUDO DO EFEITO DO PROCESSAMENTO
TERMOMECÂNICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO
AÇO SAE 1045**

Aprovada em: 12/11/12

BANCA EXAMINADORA

Prof. Wellington Lopes – Orientador

Prof^ª. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Prof. Wanderlei Ferreira de Freitas

AGRADECIMENTOS

Uma aluna de graduação jamais conseguiria concluir um trabalho de conclusão de curso (TCC) sem a presença de salva vidas mais experientes para auxiliar, orientar, corrigir e socorrer nas horas certas, por isso, eu dedico o meu mais sincero obrigado pela ajuda e colaboração dos professores Wellington Lopes, Elaine Carballo Siqueira Corrêa, Nilton da Silva Maia e Mateus Justino da Silva.

Agradeço ao professor Wellington Lopes pela oportunidade de trabalharmos juntos, e ainda poder aprender um pouco mais dentro da sua linha de pesquisa em Conformação Mecânica de Metais, tenho certeza que nenhum outro professor teria tamanha paciência e confiança no meu trabalho. Agradeço também, a dedicação e a presença sempre constante para ajudar, mesmo tendo muitos alunos bolsistas e de graduação, sempre encontrou tempo para tirar minhas dúvidas e ainda ajudar, mesmo que isso significasse por a mão na massa junto comigo.

Agradeço a colaboração dos professores Nilton da Silva Maia e Mateus Justino da Silva pela ajuda nos ensaios destrutivos realizados no Departamento de Engenharia de Produção Civil do CEFETMG, o fato de conhecê-los de longa data com certeza facilitou muito meu trabalho prático em outro departamento da instituição, obrigada pela ajuda e pelo tempo dedicado ao meu trabalho.

Agradeço também ao professor Joel Romano Brandão pela orientação no uso e execução dos trabalhos práticos no Laboratório de Metalografia, pela disposição em ajudar a qualquer momento, e ainda parabenizo-o pelas ideias maravilhosas que sempre teve para realizar tarefas quase impossíveis com os recursos que o CEFETMG dispõe.

Agradeço também a minha professora de Tratamentos Térmicos, Elaine Carballo Siqueira Corrêa, por sempre facilitar minha entrada nos laboratórios nos horários mais descabidos que minha agenda conseguia comportar, acredito que muitos professores e servidores só me deixavam invadir suas aulas práticas devido a sua argumentação e apoio a minha necessidade. Agradeço também ao aluno bolsista de Iniciação Científica Roberto, por me ajudar na usinagem dos corpos de prova de compressão do meu trabalho.

Aprender sem pensar é tempo perdido (CONFÚCIO, 551-479 a.C.).

Não devemos ter medo das novas ideias! Elas podem significar a diferença entre o triunfo e o fracasso (NAPOLLEON HILL, 1928).

Ninguém é tão sábio que nada tenha para aprender, nem tão tolo que nada tenha para ensinar (BLAISE PASCAL, 1623 - 1662).

SUMÁRIO

RESUMO	8
ABSTRACT	9
1. INTRODUÇÃO	10
2. OBJETIVOS	11
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	12
3.1.Os aços carbono	12
3.2.Diagrama de fases Fe – Fe₃C	13
3.2.1. Aços Hipoeutetóides	15
3.3.Estrutura cristalina do ferro	17
3.4.Defeitos Cristalinos	19
3.4.1. Defeitos de ponto	19
3.4.2. Defeitos em linha	19
3.4.3. Defeitos Bidimensionais ou de superfície	23
3.4.3.1.Contorno de grão.....	23
3.4.3.2.Energia de falha de empilhamento	23
3.4.3.3.Contornos de subgrão	23
3.4.3.4.Contornos de macla	24
3.5.Plasticidade nos metais	24
3.6.Plasticidade e suas variáveis	28
3.6.1. Efeito da taxa de deformação	28
3.6.2. Encruamento	29
3.7.Critérios de escoamento	32
3.8.Conformação mecânica dos metais	33
3.8.1. Principais operações de conformação mecânica	35
3.8.1.1.Laminação.....	35
3.8.1.2.Extrusão	36
3.8.1.3.Trefilação	36
3.8.1.4.Forjamento	37
3.8.1.5.Estampagem.....	38
3.9.Efeito do trabalho a frio no comportamento mecânico dos metais	38

3.10. Efeito do histórico de deformação plástica no comportamento dos metais	45
3.11. Tratamentos térmicos: Têmpera e Revenimento	53
3.12. Conformabilidade.....	54
3.12.1. Ensaio de tração	55
3.12.2. Ensaio de compressão	59
3.12.3. Ensaio de dureza	60
3.12.4. Análise Metalográfica	61
4. MATERIAIS E MÉTODOS	63
4.1. Material.....	63
4.2. Caracterização mecânica.....	63
4.3. Caracterização microestrutural	65
4.4. Processamento termomecânico do aço SAE 1045.....	66
4.5. Análise do Processamento termomecânico	68
4.6. Tratamento térmico após o processamento.....	69
5. RESULTADOS e DISCUSSÕES	70
5.1. Caracterização Mecânica da Amostra Referência	70
5.2. Caracterização Microestrutural da Amostra Referência.....	72
5.3. Primeiro ciclo de deformação.....	75
5.3.1. Pré-deformação em tração (Carregamento 1 e 2)	75
5.3.2. Análise do ciclo 1 no comportamento mecânico.....	75
5.4. Segundo ciclo de deformação	78
5.4.1. Pré-deformação em tração (Carregamento 1)	78
5.4.2. Deformação em compressão (Carregamento 2)	79
5.4.3. Análise do ciclo 2 no comportamento mecânico.....	80
5.5. Terceiro ciclo de deformação	82
5.5.1. Pré-deformação em tração (Carregamento 1)	83
5.5.2. Deformação em compressão (Carregamento 2)	84
5.5.3. Segunda deformação em compressão (Carregamento 3)	84
5.5.4. Tratamento térmico final.....	85
5.5.5. Análise do ciclo 3 no comportamento mecânico.....	88
5.6. Quarto ciclo de deformação	93
5.6.1. Pré-deformação em tração (Carregamento 1)	93
5.6.2. Deformação em compressão (Carregamento 2)	94

5.6.3. Análise do ciclo 4 no comportamento mecânico	95
5.7. Quinto ciclo de deformação	98
5.7.1. Pré-deformação em tração (Carregamento 1)	99
5.7.2. Deformação em compressão (Carregamento 2)	99
5.7.3. Análise do ciclo 4 no comportamento mecânico	100
5.8. Efeito do caminho de deformação no aço SAE 1045	104
5.9. Comparação do aço SAE 1045 utilizado com a literatura	109
6. CONCLUSÃO	113
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	114

RESUMO

Os produtos siderúrgicos muitas vezes não apresentam as propriedades e a forma necessária a sua aplicação final, por isso o metal é submetido a variados métodos de conformação mecânica a fim de adquirir a forma desejada. Os materiais trabalhados a frio apresentam após o processamento alto encruamento, decorrente da deformação plástica, que pode ser tanto um recurso a ser aproveitado para o aumento da resistência mecânica como também um limitante a continuidade da deformação plástica, uma vez que para adquirir determinada geometria uma peça metálica necessita de vários passes de deformação que podem variar tanto a intensidade do carregamento, como a direção e o sentido da aplicação do esforço. Entre os passes é comum a realização de tratamentos térmicos intermediários de recozimento para eliminar os efeitos do encruamento e possibilitar a continuidade do processamento do material. Um mesmo material submetido a diferentes rotas de conformação termomecânica pode apresentar ao final do processo, propriedades distintas, visto que as células de discordâncias será resultado direto do modo de esforço, direção, intensidade, e da temperatura e tempo dos tratamentos térmicos. Desta forma, um mesmo material imposto a diferentes caminhos de deformação poderá apresentar comportamento mecânico e microestrutura distinta. Baseado nesta constatação já identificada por diversos pesquisadores, neste trabalho experimental, submeteu-se o aço SAE 1045 a diferentes ciclos de deformação com ou sem tratamentos térmicos intermediários, a fim de analisar o efeito do caminho de deformação no comportamento mecânico do aço. Para isso, foram realizados ensaios de tração e compressão, dureza e análise metalográfica do material antes e depois da realização de cada ciclo proposto. Com os resultados obtidos constatou-se que o aço SAE 1045 assim como esperado apresentou comportamento mecânico distinto para cada ciclo de deformação, sendo que o ciclo que não alterou o modo de deformação, mantendo a pré-deformação em tração seguida de nova tração foi o único que reduziu drasticamente a resistência do material. Além disso, foi possível observar o efeito Bauschinger, fenômeno que caracteriza a mudança no modo de carregamento com conseqüente redução do limite de escoamento para todos os ciclos que houve pré-deformação em tração seguida de compressão, independente se houve ou não tratamento térmico intermediário. Deste modo, pode-se confirmar que o histórico de deformação influencia as propriedades do aço SAE 1045.

Palavras Chaves: Conformação Mecânica, caminho de deformação, aço SAE 1045, histórico de deformação.

ABSTRACT

The steel products often do not exhibit the necessary properties and shape to its final application, so the metal is subjected to various mechanical forming methods in order to acquire a desired shape. The cold worked materials exhibit high work hardening after processing, resulting from plastic deformation, which can be both a resource to be exploited for increased mechanical strength but also a limiting continuity of plastic deformation, as determined geometry to acquire one metal part requires several passes of deformation that can vary both the intensity of the load as the direction and sense of the application of effort. Between the passes is common to have intermediate annealing heat treatments to eliminate the effects of hardening and allow further processing of the material. The same material under different routes can present thermomechanical forming the end of the process, distinct properties, whereas cells disagreements will be a direct result of the way of effort, direction, intensity, and temperature and time of heat treatment. Thus, the same material imposed on different paths deformation may display distinct microstructure and mechanical behavior. Based on this finding been identified by various researchers in this experimental work was subjected SAE 1045 steel at different cycles of deformation with or without intermediate heat treatments in order to analyze the effect of the deformation path of the mechanical behavior of the steel. Thus, we performed tensile and compression, hardness and metallographic analysis of the material before and after the completion of each cycle proposed. With the results obtained it was found that SAE 1045 steel as expected showed a distinct mechanical deformation for each cycle, and the cycle has not changed the mode of deformation, maintaining the pre-deformation in traction followed by further traction was that only drastically reduced the strength of the material. Furthermore, we observed the Bauschinger effect, a phenomenon which characterizes the change in charging mode with consequent reduction in yield strength for all cycles that were pre-strain in tension followed by compression, regardless whether or not intermediate heat treatment.

Keywords: Forming Mechanics, deformation path, SAE 1045 steel, deformation history.

1. INTRODUÇÃO

O metal obtido no lingotamento contínuo não possui a estrutura e as propriedades mecânicas necessárias ao produto final. Uma vez que, após a primeira etapa de solidificação, o material será submetido à uma combinação de esforços mecânicos, combinada com o aquecimento e o resfriamento controlados para mudar a forma e as dimensões do material, geralmente, pelo aumento ou pela redução do comprimento em detrimento da redução da área da seção transversal. A consequência disso é a mudança da estrutura e das propriedades do material ao longo deste processamento termomecânico do material (LOPES, 2011).

A mudança permanente da forma do material só é possível porque a operação de conformação mecânica promove a deformação plástica do material com o auxílio da aplicação de esforços mecânicos. Contudo, a deformação plástica promovida pelo esforço mecânico conduzido em temperatura abaixo da temperatura de recristalização ocasiona o endurecimento do material (encruamento).

Este endurecimento retarda a instabilidade plástica do material, mas torna a continuidade da deformação mais difícil (cargas maiores são necessárias). Além disso, verifica-se que, pelo fato de o material ser submetido à imposição de esforços mecânicos variados, a relação entre o endurecimento e a deformação que o metal experimenta não obedece mais uma relação previsível.

O caminho ou a trajetória de deformação durante o processamento termomecânico dos metais altera as propriedades mecânicas finais do material porque modifica a lei de encruamento deste. Neste caso, vários estudos estão sendo desenvolvidos para entender a relação existente entre o histórico de deformação e o comportamento mecânico dos metais.

Entender a influência do estado de tensões na deformação do material é requisito primordial para escolha do processo de conformação mecânica e seleção de materiais. A escolha adequada do modo de deformação pode inclusive retirar a necessidade de tratamentos térmicos posteriores do material conformado (LOPES, 2006).

Considerando esta relação entre a trajetória de deformação e a evolução microestrutural capaz de influenciar o comportamento mecânico dos metais, propôs-se neste trabalho experimental estudar o aço SAE 1045 em diferentes sequências de deformação a fim de se avaliar a influência do modo de deformação nas propriedades mecânica do material.

2. OBJETIVOS

O objetivo geral desta monografia é estudar a influência do histórico de deformação no comportamento mecânico do aço SAE 1045 após a aplicação de sequências de carregamento compostas pela combinação dos esforços mecânicos de tração e de compressão com e sem o auxílio de tratamento térmico entre as etapas de deformação plástica.

Os objetivos específicos são:

- a) Determinar os valores dos parâmetros de ductilidade e resistência mecânica para o aço SAE 1045;
- b) Analisar a microestrutura do aço SAE 1045;
- c) Estabelecer a relação entre o histórico de deformação e o comportamento mecânico apresentado pelo aço SAE 1045;
- d) Identificar, a partir das condições de deformação impostas ao material, a relação entre a trajetória de deformação e as propriedades mecânicas do aço SAE 1045.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Os aços carbono

Na natureza o ferro encontra-se nos minérios na forma de óxidos que passam por aquecimento em fornos até sua completa redução. O produto, o ferro gusa, é refinado com elementos de liga até obter ligas de interesse comercial com diferentes concentrações de carbono e variadas propriedades (POUNDS, 1966).

Quando a concentração de carbono na liga esta na faixa de 0,008 – 2,11% os produtos siderúrgicos são chamados de aço, em concentrações maiores na faixa de 2,11 – 6,7% são chamados de ferro fundido (CORRÊA, 2011).

A Tabela 1 mostra as denominações, as principais propriedades e as aplicações para os principais tipos de aços, classificados em função do teor de carbono (porcentual em peso) em baixo ($\%C \leq 0,25$), médio ($0,25 < \%C \leq 0,50$) e alto ($0,50 < \%C \leq 2,11$):

Tabela 1 - Classificação, caracterização e aplicação de aços binários

Classificação	Teor de Carbono	Características	Aplicações
Aço baixo carbono	<0,2%	Dureza superficial e núcleo tenaz	Caixas para recozimento, engrenagens
Aço médio carbono	0,2 – 0,5%	Boa tenacidade e resistência	Indústria automotiva e ferroviária, implementos e maquinário agrícola, construção civil, etc.
Aço alto carbono	>0,5%	Elevada dureza e resistência quando temperado	Matrizes, cilindros de laminação, partes de máquina ferramenta, etc.

Fonte: Adaptado CHIAVERINI, 1986.

A classificação dos aços carbonos pela SAE (Society of Automotive Engineers) usa o formato YYXX, as letras YY representam o tipo de aço definida pelos números 10, e as letras XX a porcentagem de carbono multiplicada por 100. Os teores de fósforo e enxofre são fixados em seus máximos, o silício que não é especificado pode estar presente em concentração de até 0,8%, o manganês por sua vez pode variar entre 0,25 – 1.65% (SOUZA, 2001).

A Tabela 2 fornecida pela SAE define as composições químicas dos aços médio carbono mais utilizados comercialmente.

Tabela 2 - Composição química dos aços carbono (%)

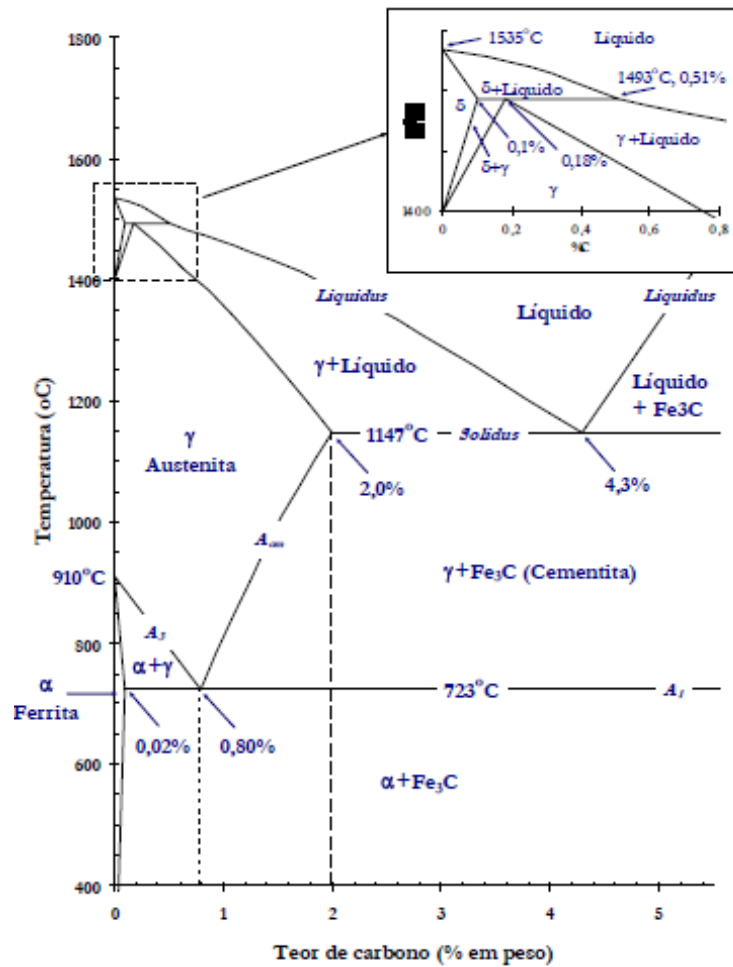
SAE	C	P	Si	S	Mn
1040	0,37 – 0,44	0,04 max.	0,60 max.	0,05 max.	0,60 – 0,90
1045	0,43 – 0,50	0,04 max.	0,60 max.	0,05 max.	0,60 – 0,90
1050	0,48 – 0,55	0,04 max.	0,60 max.	0,05 max.	0,60 – 0,90

Fonte: Adaptado SOUZA, 2001.

3.2. Diagrama de fases Fe-Fe₃C

O diagrama Fe-Fe₃C apresenta cinco fases distintas: ferro líquido, ferrita delta, ferrita alfa, austenita, cementita (Fe₃C) que variam conforme a temperatura e teor de carbono. A Figura 1 mostra o diagrama de fases metaestável Fe – Fe₃C.

Figura 1 - Diagrama metaestável Fe-Fe₃C



Fonte: MILAN et al., 2008.

O diagrama Fe-Fe₃C possui três pontos invariantes:

- Transformação peritética: *Austenita + Líquido* ↔ *ferrita delta* (1493°C, 0,18% C)
- Transformação eutética: *Líquido* ↔ *ferrita alfa + Fe₃C* (1147°C, 4,3% C)
- Transformação eutetóide: *Austenita* ↔ *ferrita alfa + Fe₃C* (723°C, 0,77% C)

Pelo diagrama, é possível prever a formação das principais fases encontradas no aço observando a temperatura e o teor de carbono. A Ferrita ou fase α corresponde ao ferro com estrutura CCC e carbono ocupando os interstícios numa concentração máxima de 0,022% a 723°C e 0,008% a 25°C. A austenita ou β é uma solução sólida do ferro com carbono intersticial em concentração máxima de 2,11% a 1147°C. A cementita é uma estrutura ortorrômbica com 6,67% de carbono em qualquer temperatura. A perlita é um constituinte

formado pelas fases cementita e ferrita também previsto pelo diagrama Fe-Fe₃C (CORRÊA, 2011).

O diagrama de fases prevê os constituintes de ligas ferro-carbono resfriadas lentamente, para três tipos de composição de aço carbono:

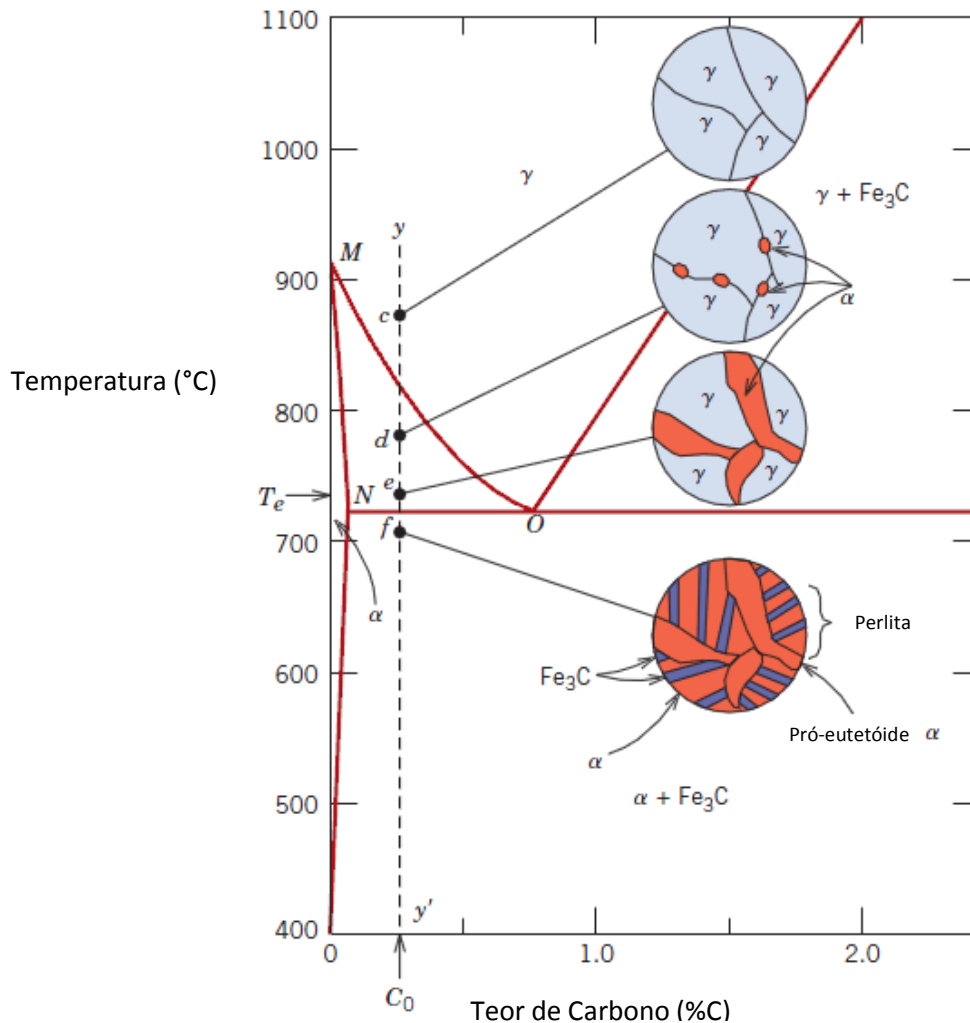
- a) Ligas hipoeutetóides: ligas que contem entre 0,022 e 0,77% de carbono e apresentam a temperatura ambiente microestrutura constituída de ferrita pró-eutetóide e perlita.
- b) Ligas eutetóides: ligas contendo exatamente 0,77% de carbono que apresentam a temperatura ambiente o constituinte perlita.
- c) Ligas hipereutetóides: ligas contendo mais de 0,76 e 2,11% de carbono que apresentam a temperatura ambiente os constituintes ferrita e cementita pró-eutetóide.
- d) Ligas contendo mais de 2,11% de carbono que correspondem aos ferros fundidos.

3.2.1. Aços Hipoeutetóides

O aço SAE 1045 escolhido para o trabalho experimental é classificado como um aço liga com composição hipoeutetóide, por isso à temperatura ambiente para o metal resfriado lentamente próximo ao equilíbrio previsto pelo diagrama ferro – carbono metaestável, a estrutura presente será constituída por colônias de perlita numa matriz de ferrita pró-eutetóide.

A Figura 2 apresenta um esquema da transformação da austenita em ferrita pró-eutetóide e perlita. A alta temperatura a austenita é a fase estável presente no metal (ponto c), com o resfriamento a austenita alcança o campo onde é possível existir austenita e ferrita (ponto d) onde ocorre a nucleação de grãos de ferrita, o resfriamento continua (ponto e) e com isso a ferrita formada começa a crescer e rejeitar carbono para a austenita. Quando a austenita atinge a temperatura abaixo do ponto eutético (ponto f), ela já não é mais estável e transforma-se em ferrita. Quando a solubilidade do carbono na ferrita excede o limite que a estrutura CCC suporta há a formação de cementita, o crescimento cooperativo de ferrita e cementita a partir de temperaturas abaixo de 727°C corresponde ao constituinte perlita. A temperatura ambiente o aço apresentará ferrita pró-eutetóide (formada antes da temperatura eutética) e perlita.

Figura 2 - Representação esquemática da microestrutura de uma liga Fe-C em composição hipoeutetóide



Fonte: CALLISTER, 2006.

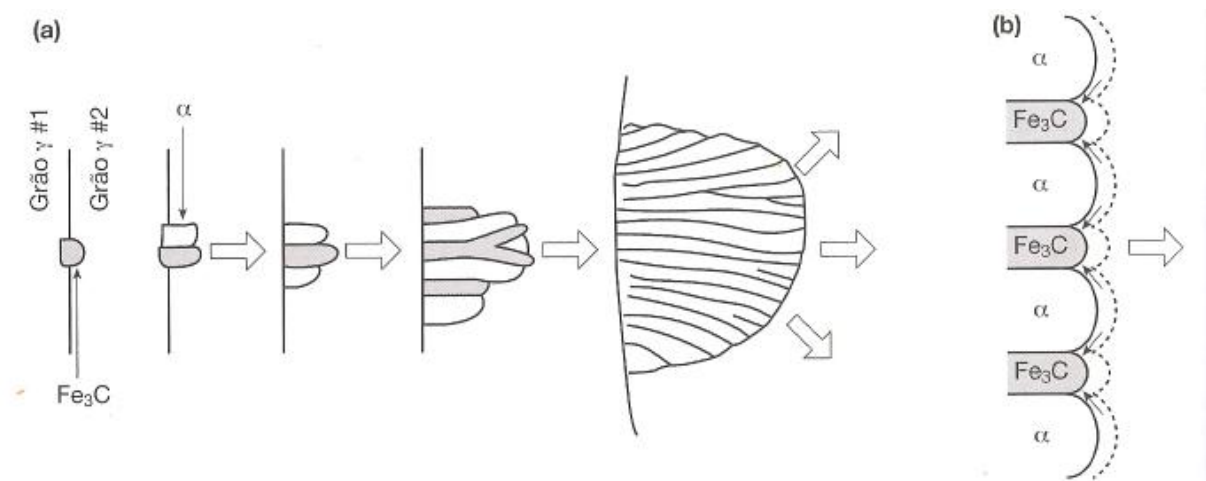
A Figura 3 apresenta um esquema para o crescimento de perlita nos aços hipoeutetóides. A Figura 3(a) mostra a nucleação de um carboneto na austenita. A região próxima ao carboneto fica pobre em carbono o que favorece a nucleação de um grão de ferrita. Quando a região próxima a ferrita formada fica com um excesso de carbono (a ferrita possui menor solubilidade que a austenita), forma-se a placa de cementita. A nucleação ocorre com a formação de uma interface entre as fases cementita - ferrita de orientação cristalográfica para a qual há baixa energia interfacial. O processo de nucleação se repete formando grãos de ferrita e placas de cementita alternadas.

A Figura 3(b) indica a direção de crescimento da colônia de perlita (setas largas) onde o carbono a frente das placas já formadas se difunde próximo a austenita saindo da região em frente à ferrita e indo para regiões onde os carbonetos crescerão. Enquanto existir difusão de

carbono haverá a formação das fases ferrita e cementita. A estrutura final corresponde a uma colônia de perlita.

O espaçamento entre as lamelas varia conforme a temperatura de resfriamento ou a temperatura onde ocorre a formação da perlita. Resfriamento lento, relacionados a altas temperaturas de transformação resultam em maior espaçamento interlamelar tendo a perlita estrutura grosseira, todavia o resfriamento rápido, para temperaturas de transformação mais baixa a perlita contem menor espaçamento interlamelar sendo mais fina (COLPAERT, 2008).

Figura 3 - Mecanismo simplificado de formação e crescimento de perlita: (a) Nucleação e crescimento das fases cementita e ferrita e (b) sentido de difusão do carbono na lamela e direção do crescimento de grão.



Fonte: COLPAERT, 2008.

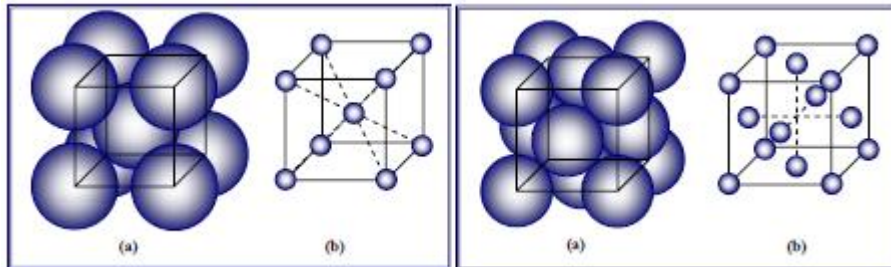
3.3. Estrutura cristalina do ferro

Alguns metais, como o ferro, possuem alotropia, ou seja, estruturas cristalinas diferentes conforme se varia a temperatura, admitindo a manutenção da pressão de trabalho. Por exemplo, o ferro com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), ferro alfa ou ferrita, é estável até a temperatura de 912°C, caracterizado por baixa dissolução de carbono. A partir desta temperatura até 1394°C o ferro assume a estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC), chamada de fase gama ou austenita, sendo a concentração de carbono maior (até 2,11% de carbono em peso a 727°C) (CHIAVERINI, 1986).

No sistema cúbico de faces centradas, a célula unitária possui átomos localizados nos vértices do cubo e no centro das faces, tal estrutura é encontrada no ferro-β ou austenita. No sistema cúbico de corpo centrado apenas um átomo está no centro do cubo e os outros estão

nos vértices. A estrutura CCC é encontrada no ferro- α e no ferro- δ ou ferrita delta (MILAN et al., 2008). Ambas as estruturas do ferro estão representados na Figura 4.

Figura 4 - Estrutura do ferro CCC (a esquerda) e CFC (a direita) em (a) modelo de esferas rígidas e (b) modelo de esferas reduzidas.



Fonte: MILAN et al., 2008.

Com relação ao arranjo dos átomos nos diferentes tipos de estruturas, verifica-se que em um cristal existe um conjunto de átomos orientados num plano geométrico, chamados planos cristalográficos. Estes planos cristalográficos são definidos por três números, os índices de Miller, admitindo uma célula unitária com três eixos ortogonais entre si. Os índices de Miller definem o plano e o conjunto de planos paralelos ao mesmo (CHIAVERINI, 1986).

O estudo dos planos cristalográficos nos metais é relevante quando se deseja conhecer a plasticidade de um material, uma vez que existem nos cristais, planos com maior e menor densidade atômica. No caso dos cristais com estrutura CFC os planos possuem cinco ou seis átomos, já os cristais CCC possuem planos com quatro ou cinco átomos. Além disso, a deformação do cristal ocorre, preferencialmente, em relação aos planos paralelos aos planos de maior densidade atômica, tais planos onde acontece a deformação cristalina são os planos de escorregamento ou deslizamento (CHIAVERINI, 1986).

Os planos de maior densidade atômica são necessariamente, mais espaçados (parâmetro de rede: CFC - $3,6\text{\AA}$ e CCC - $2,9\text{\AA}$), o maior espaçamento significa menor resistência ao deslizamento desses planos de alta densidade em relação a qualquer outro, desta forma metais com estrutura CFC são mais fáceis de deformar que os metais com estrutura CCC (CHIAVERINI, 1986).

Outro fator relevante na plasticidade de um metal são os defeitos cristalinos. Esse assunto será apresentado a seguir.

3.4. Defeitos cristalinos

Os defeitos na estrutura cristalina podem ser: defeitos pontuais, defeitos lineares ou defeitos de superfície (CHIAVERINI, 1986).

3.4.1. Defeitos de ponto

Os defeitos pontuais podem estar relacionados a falta de um ou mais átomos ou a presença de átomos intersticial ou substitucional (CHIAVERINI, 1986). Este tipo de defeito resulta em deformação do reticulado cristalino, gerando um campo de tensões ao seu redor que interagem entre si e com os defeitos lineares (MILAN et al., 2008).

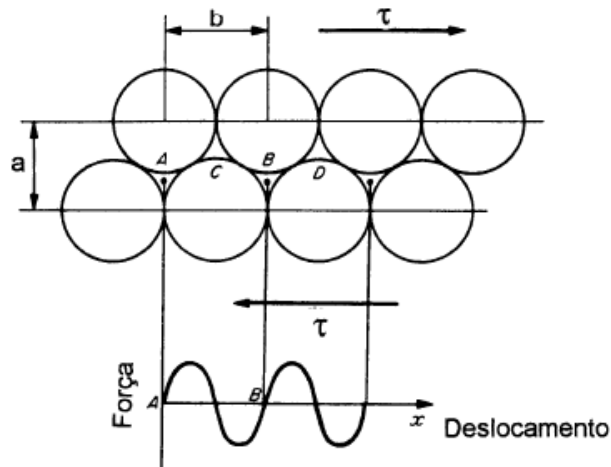
A falta de um átomo, ou seja, as lacunas são gerados durante a solidificação ou devido às vibrações térmicas em temperaturas elevadas (VAN VLACK, 1964). As lacunas podem se movimentar trocando de posição com átomos ao seu redor (CHIAVERINI, 1986).

Os átomos de soluto com tamanho, eletronegatividade e valências semelhantes, com capacidade de formar estrutura cristalina similar à rede cristalina do solvente podem substituir uma posição na célula unitária. Átomos substitucionais podem existir devido às impurezas ou elementos de ligas adicionados no metal. Em contrapartida, átomos pequenos podem ocupar um espaço vazio entre os átomos, chamado de interstício (MILAN et al., 2008).

3.4.2. Defeitos em linha

A principal imperfeição linear nos metais são as discordâncias responsáveis pelo escorregamento que gera a deformação plástica dos metais. Na teoria cristais perfeitos deformam-se plasticamente pelo deslocamento de um plano atômico em relação ao outro, como ilustrado pelo esquema da Figura 5 (CHIAVERINI, 1986).

Figura 5 - Deformação plástica de um cristal perfeito



Fonte: PADILHA, 2000.

A tensão de cisalhamento necessária para a ocorrência deste deslizamento atômico foi calculado por J. Frenkel que conseguiu formular uma relação para a tensão cisalhante máxima, tensão esta necessária ao início da deformação, descrita na equação (1), sendo, G o módulo de cisalhamento, e os parâmetros a e b definidos na Figura 5:

$$\tau = \frac{bG}{a2\pi} \quad (1)$$

Calculando o valor de tensão para a condição $a = b$, $G = 80650 \text{ N/mm}^2$ para o ferro puro, o valor de tensão obtido é de 12836 N/mm^2 . A tensão cisalhante para esta deslocação dos planos cristalográficos é excessivamente alta quando comparada aos valores reais obtidos para os diversos metais, os quais apresentam para esta tensão cisalhante valor de aproximadamente $1/1000$ e $1/10000$ deste valor. Este fato pode ser explicado pela existência de imperfeições em linha no reticulado cristalino (PADILHA, 2000).

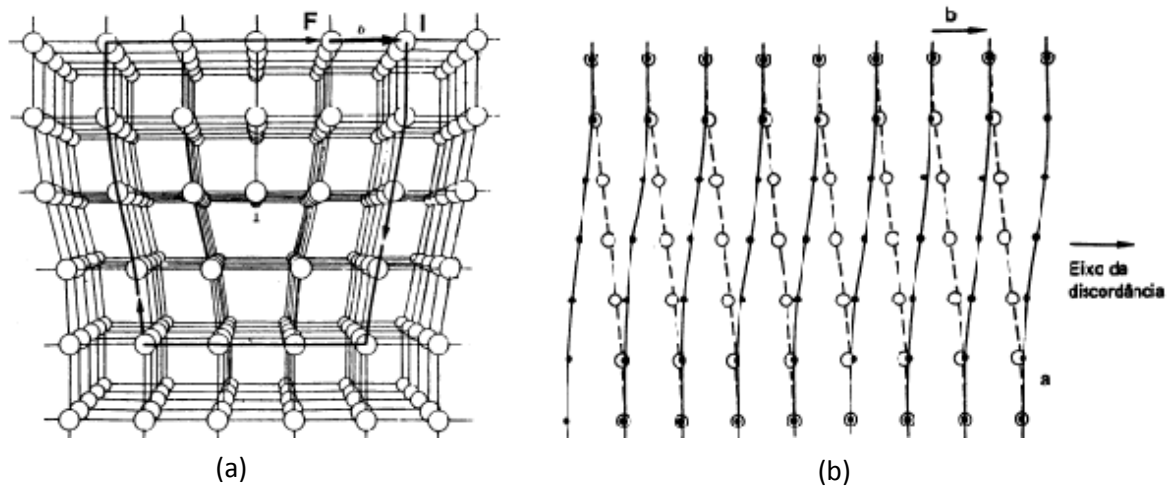
Um dos defeitos cristalinos responsáveis pela redução da tensão teórica cisalhante é a discordância definida como a fronteira entre o cristal que está deslizando e a outra parte que ainda não deslizou (PADILHA, 2000).

Por este conceito, a deformação plástica ocorre pela movimentação das discordâncias nos planos de escorregamento de maior densidade atômica. Neste caso, o movimento das discordâncias compreende o rearranjo de alguns átomos ao seu redor (PADILHA, 2000).

A direção de escorregamento é definida por um vetor (vetor de Burgers), que não varia com a posição da linha de discordância. Quando o vetor de Burgers é perpendicular a linha de

discordância e existe apenas um plano de deslizamento, a discordância é do tipo cunha ou aresta; quando o vetor é paralelo ao plano de deslizamento, a discordância é do tipo hélice; quando a linha de discordância e o vetor de Burgers formam um ângulo entre si, a discordância é do tipo misto, que pode ser decomposta em duas componentes (cunha + hélice). O plano de deslizamento é um parâmetro geométrico definido pela linha de discordância e pelo seu vetor de Burgers. A Figura 6 mostra o arranjo atômico para a discordância em cunha (a) e em hélice (b), tanto em (a) quanto em (b) os átomos que circundam a discordância não estão em suas posições de equilíbrio, resultando na distorção do reticulado cristalino que muda conforme o tipo de discordância (PADILHA, 2000).

Figura 6 - Arranjo dos átomos ao redor de uma discordância (a) em cunha e (b) em hélice.



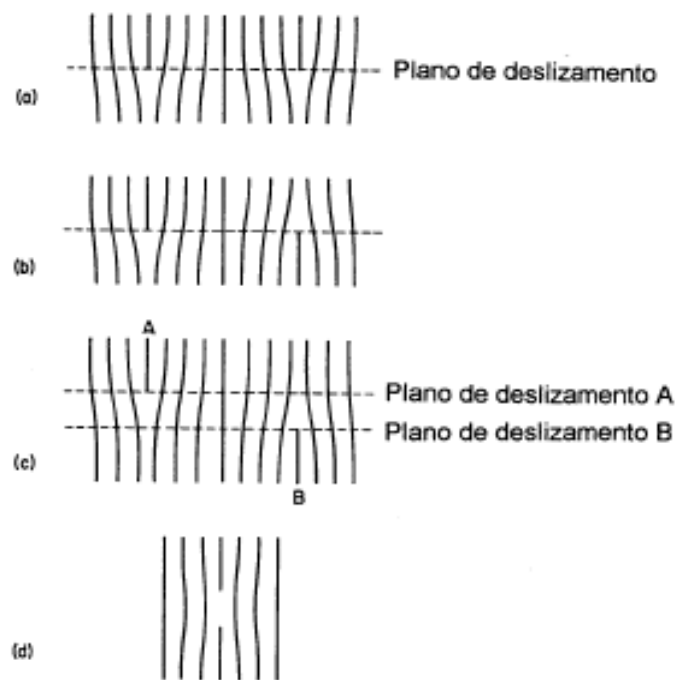
Fonte: PADILHA, 2000.

As discordâncias podem se movimentar de modo conservativo ou não-conservativo. O movimento conservativo é aquele em que a discordância se movimenta no plano de deslizamento de maior densidade atômica, este tipo de movimentação ocorre preferencialmente em discordâncias em hélice e pode ser ativado termicamente, ou seja, quanto maior a temperatura maior a mobilidade das discordâncias (PADILHA, 2000).

O movimento não-conservativo ocorre fora do plano de deslizamento, na direção perpendicular ao vetor de Burgers, como ocorre nas discordâncias do tipo cunha, para isto a discordância deve interagir com os defeitos puntiformes como lacunas e átomos. A ocorrência ou não de escalada dependerá da temperatura, uma vez que a temperatura promove um aumento exponencial da concentração de defeitos puntiformes e da mobilidade atômica (PADILHA, 2000).

Uma discordância pode surgir da interação de duas outras discordâncias, ou ainda, uma discordância pode se decompor em outras duas, isto só é possível quando a reação entre as discordâncias é vetorialmente correta e energeticamente favorável (PADILHA, 2000). Para simplificar é dito que discordâncias com sinais opostos se atraem e discordâncias com sinais iguais se repelem como mostra a Figura 7.

Figura 7 - Arranjos de discordâncias em cunha com vetor de Burgers paralelos: (a) de mesmo sinal e contidas no mesmo plano; (b) de sinais opostos e contidas no mesmo plano; (c) de sinais opostos e contidas em planos paralelos e (d) combinação das duas discordâncias de (c) deixando uma fileira de lacunas.



Fonte: PADILHA, 2000.

As discordâncias são as principais responsáveis pela deformação plástica, quando se considera o deslizamento de planos cristalinos, bem como pelo endurecimento dos mesmos. Desta forma, sua densidade e distribuição podem ser estimadas pela variação das propriedades do material, tais como limite de escoamento, limite de resistência, dureza, resistividade elétrica, dentre outros parâmetros (PADILHA, 2000).

3.4.3. Defeitos Bidimensionais ou de superfície

3.4.3.1. Contornos de grão

O contorno de grão também pode ser considerado um defeito, já que não apresenta empacotamento cristalino perfeito e caracteriza uma zona de transição de maior energia que separa dois cristais com diferentes orientações cristalográficas. Diante disso, a movimentação das linhas de discordâncias é reduzida quando estas se aproximam de um contorno de grão, dificultando assim a deformação plástica (CHIAVERINI, 1986). Ademais, metais com granulação maior apresentarão maior área de contornos de grão o que reduz a taxa de encruamento e a resistência mecânica do metal (BRESCIANI et al, 2011).

3.4.3.2. Energia de falha de empilhamento

Algumas estruturas podem ser formadas pelo empilhamento de planos de sequência regular. Defeitos puntiformes e deformação plástica podem alterar esta sequência regular de planos gerando os defeitos de empilhamento. Cristais CFC podem ser gerados por este mecanismo, através do empilhamento de planos de máxima densidade atômica do tipo [111] e sequência de empilhamento ABCABC. A deformação plástica acontece quando uma discordância passa pelo plano [111] que pode manter a estrutura original do cristal, sendo a discordância nesta situação chamada discordância unitária, ou pode causar alteração da estrutura original, sendo então chamada de discordância parcial ou imperfeita. A região com sequência de empilhamento alterada é denominada defeito de empilhamento. A energia de falha de empilhamento (EFE), também chamado de energia de defeito de empilhamento, é medida experimentalmente e varia conforme a distância entre as discordâncias parciais que se repelem, quanto mais próximas às discordâncias parciais, maior a energia de falha de empilhamento (PADILHA, 2000).

3.4.3.3. Contornos de subgrão

Monocristais ou grãos com diferenças de orientação inferiores a 5° são separados por uma fronteira denominada contorno de baixo ângulo ou subcontorno. O modelo proposto por R. W. Cahn (1950) para a poligonização explica que durante o aquecimento do metal encruado e com subestrutura celular ocorre rearranjo das discordâncias de sinais opostos, o

que minimiza o campo de tensões elásticas gerando um subcontorno nesta região de paredes compostas de emaranhados de discordância. Metais com baixa EFE sem formação de subestrutura celular na deformação plástica a frio podem formar subgrãos no recozimento ulterior. Os contornos de subgrão reduzem a mobilidade das discordâncias o que diminui a plasticidade do metal (PADILHA, 2000).

3.4.3.4. Contornos de macla

Contornos de macla são imperfeições planares que dividem duas áreas do cristal ou grão em duas regiões que são imagens especulares uma da outra. As maclas podem ser formadas na solidificação, deformação plástica, recristalização e no crescimento de grão (PADILHA, 2000).

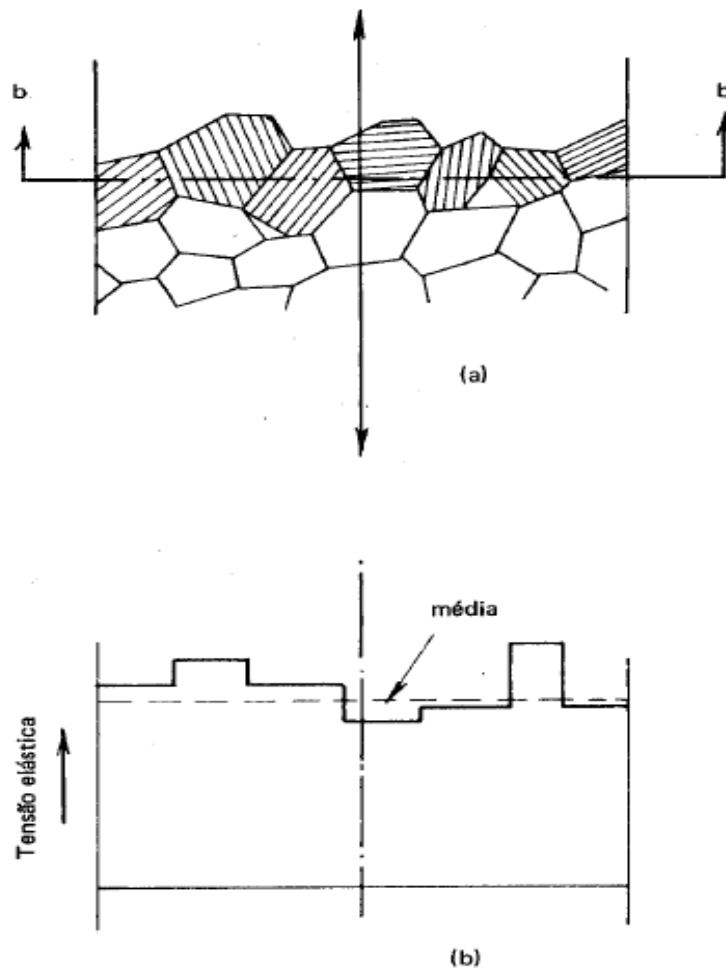
São definidos dois tipos de maclas: maclas de recozimento formadas na recristalização e/ou crescimento de grão; e maclas de deformação que ocorrem em situações onde a deformação plástica por deslizamento de planos é limitada exigindo o movimento coordenado dos átomos (PADILHA, 2000).

3.5. Plasticidade nos metais

No regime elástico a deformação é proporcional ao esforço aplicado. Desta forma, a razão entre a tensão e a deformação na zona elástica dos metais define o módulo de rigidez, de elasticidade ou Young (E) como sendo uma propriedade intrínseca de cada material que varia conforme a direção cristalina, por exemplo, no ferro com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) o valor máximo do módulo de rigidez é detectado na direção cristalográfica [111], enquanto o valor mínimo na direção [100] (VAN VLACK, 1964).

A Figura 8 mostra a estrutura de um metal policristalino com grãos orientados aleatoriamente e com módulos de rigidez diferentes, sendo o módulo do material definido como um módulo médio (VAN VLACK, 1964).

Figura 8 - Esquema da variação das tensões elásticas com a direção ou orientação dos grãos

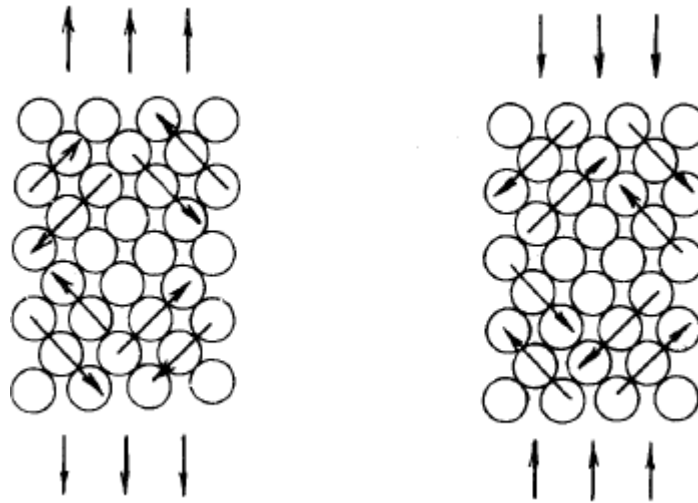


Fonte: VAN VLACK, 1964.

Depois da fase elástica o material começa a se deformar permanentemente, fator crucial para a conformação mecânica de materiais metálicos. Esta etapa da deformação sofrida pelos materiais metálicos pode ocorrer por meio de deslizamentos de planos atômicos ou por maclação (CHIAVERINI, 1986).

O deslizamento provém dos esforços cisalhantes, resultado da tração ou da compressão no material, conforme mostra a Figura 9. Com o esforço de tração os planos escorregam um em relação ao outro sem alterar sua orientação no eixo axial onde é aplicada a carga (CHIAVERINI, 1986).

Figura 9 - Componentes de cisalhamento resultantes de esforços de tração (a esquerda) e compressão (a direita)



Fonte: CHIAVERINI, 1986.

Para ocorrer o deslizamento de planos atômicos seria necessária a quebra das ligações químicas de todos os átomos no plano em movimento e no plano adjacente o que exigiria elevada força para provocar deformação, em virtude disso é admitido que, o escorregamento acontece em etapas ou degraus, envolvendo pequenos segmentos de um plano atômico em cada degrau (CHIAVERINI, 1986).

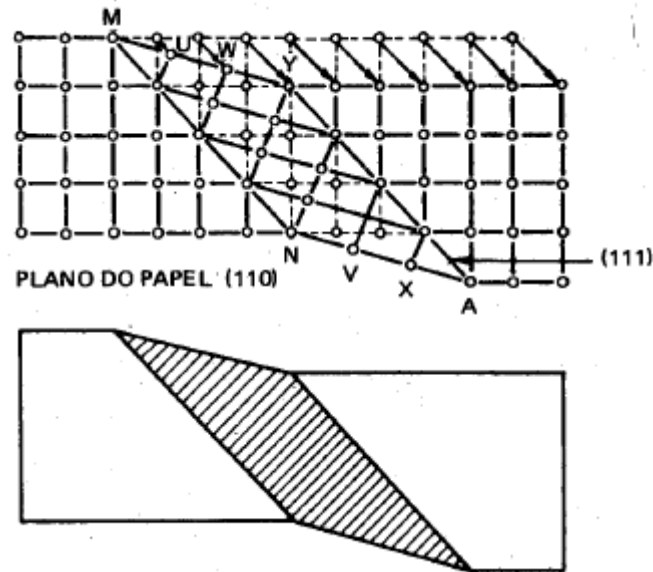
Existem discordâncias chamadas de discordância em floresta que são perpendiculares ao plano de deslizamento no qual se movimentam interceptando-o na direção do movimento. O movimento deste tipo de discordância não é afetado por degraus em uma discordância em cunha, mas no caso dos degraus presentes em discordância em hélice o movimento exige escalagem (mudança de um plano cristalográfico para outro), o que restringe a mobilidade das discordâncias em hélice (PADILHA, 2000).

O encruamento pode ser então explicado, pois com a deformação plástica as discordâncias adquirem degraus que dificultam cada vez mais a movimentação aumentando a resistência do material durante a deformação (PADILHA, 2000).

A densidade de discordâncias nos cristais que sofrerão deformação plástica é superior a densidade inicial do cristal recozido, pois durante a deformação plástica as discordâncias podem abandonar o cristal mudando de posição, e também se multiplicar, o que justifica a alta plasticidade dos materiais metálicos (PADILHA, 2000).

A segunda forma de deformar plasticamente um material é por maclação, nesse mecanismo são formadas regiões espelhadas ou maclas de orientação simétricas entre si como esquematizado na Figura 10 (CHIAVERINI, 1986).

Figura 10 - Representação da maclação num reticulado cúbico

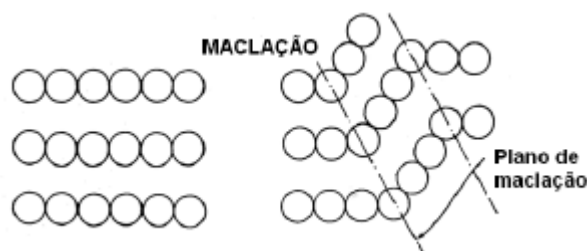


Fonte: CHIAVERINI, 1986.

As maclas podem ser produzidas por deformação em metais com estrutura cúbica de corpo centrada (CCC) ou hexagonal (HC) em temperaturas e cargas de choque baixas. Nos metais com estrutura cúbica de faces centradas (CFC), as maclas só ocorrem em temperaturas excessivamente baixas e altas taxas de deformação (BARRETT e MASSALSKI, 1966).

Na maclação a deformação se dá pela inclinação de parte do cristal em relação à outra parte que não se deforma, neste processo muitos planos se movimentam deslocando uma mesma distância atômica em relação aos átomos presentes no outro plano. A parte deformada do cristal possui a mesma estrutura cristalina da parte original (BRESCIANI et al., 2011). A Figura 11 esquematiza a maclação.

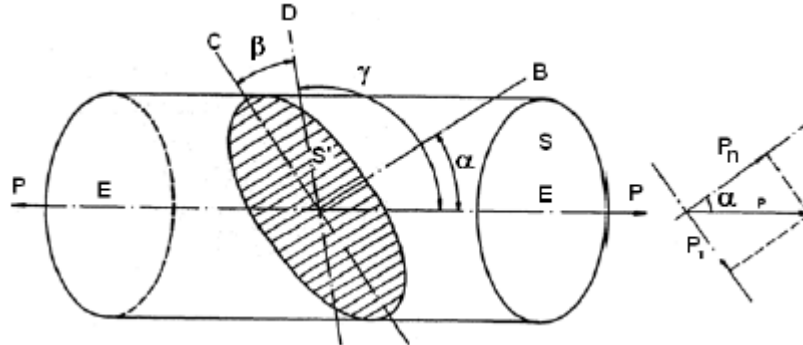
Figura 11 - Mecanismo de deformação plástica por maclação representação com esferas tangentes



Fonte: BRESCIANI et al., 2011.

A deformação plástica se processa pela ação de uma tensão cisalhante crítica que atua nos planos de escorregamento ou maclação (BRESCIANI et al., 2011). Considerando que um esforço trativo num cristal cilíndrico (Figura 12), pode-se decompor a tensão de cisalhamento crítica atuante no plano e direção de escorregamento conforme a equação (2):

Figura 12 - Plano e direção da tensão crítica de cisalhamento atuando num cristal cilíndrico sollicitado em tração segundo a direção de eixo longitudinal



Fonte: BRESCIANI et al., 2011.

$$\tau = \sigma \cdot \text{sen} \alpha \cdot \text{sen} \gamma \quad (2)$$

Sendo τ a tensão cisalhante crítica, α e γ ângulos definidos na Figura 12 e, σ a tensão aplicada. Por esta equação entende-se que o valor máximo de τ ocorre quando o ângulo α entre o plano de escorregamento e o eixo de tração for igual a 45° .

3.6. Plasticidade e suas variáveis

3.6.1. Efeito da taxa de deformação

A variação da taxa de deformação afeta o comportamento mecânico do material metálico, esta dependência com o encruamento pode ser descrita pela equação (3):

$$\sigma = K \cdot e^m \quad (3)$$

Sendo σ a tensão durante a sollicitação mecânica, K um coeficiente de resistência (MPa) e m o coeficiente de sensibilidade a taxa de deformação, tabelado para vários valores de temperatura homóloga.

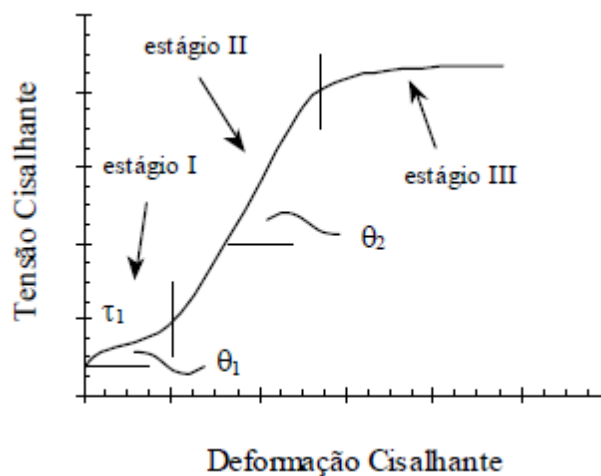
3.6.2. Encruamento

O fenômeno de encruamento do material metálico possui comportamento distinto à medida que a deformação plástica é processada (LOPES, 2011; CORRÊA, 2004). Analisando separadamente as três zonas com igual comportamento na curva tensão cisalhante x deformação cisalhante (Figura 13), pode-se afirmar que o estágio I tem início quando a tensão cisalhante atinge um valor equivalente à tensão limite de escoamento do material (LOPES, 2011).

A taxa de encruamento (Θ_1) reduz gradativamente em função da interação das discordâncias formando degraus e florestas de discordâncias ou pela presença de imperfeições pontuais no cristal. No estágio II, novos sistemas de deslizamento são ativados, a taxa de encruamento (Θ_2) aumenta linearmente, nesta fase da deformação, os degraus são formados pela movimentação das discordâncias interagindo com átomos de soluto dissolvidos no metal que são os responsáveis pelo endurecimento. No último estágio do encruamento, a taxa de encruamento diminui e a curva de fluxo se torna parabólica, sendo isso causado pelo cancelamento de discordâncias de sinais opostos e dos degraus, além de ocorrência de mecanismos de escalagem quando a temperatura é favorável ou escorregamento cruzado das discordâncias que mudam de planos de escorregamento nos metais CCC (LOPES, 2011).

No terceiro estágio as discordâncias assumem arranjo celular se a deformação for menor que 10%. As paredes da estrutura celular possuem alta densidade de discordâncias com espessura variável de acordo com o grau de deformação plástica (LOPES, 2011).

Figura 13 - Estágios do encruamento

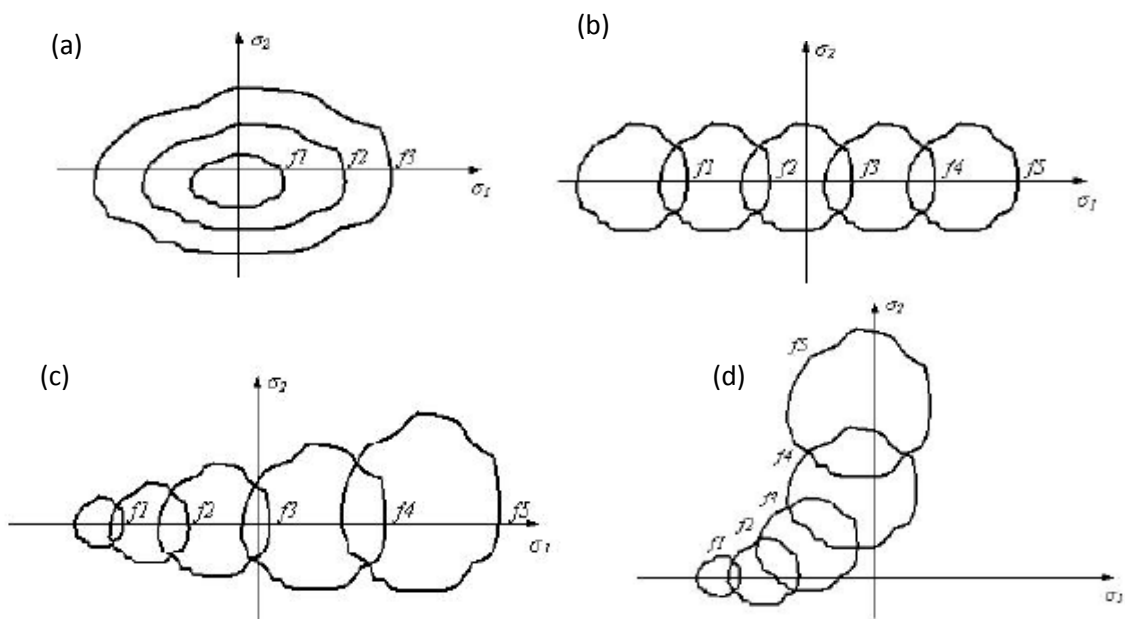


Fonte: CORRÊA, 2004.

Ainda com relação ao encruamento, a instabilidade plástica durante a deformação plástica em um ensaio de tração, por exemplo, ocorrerá quando o estado de tensões for alterado de uniaxial para triaxial, isto é, quando a taxa de encruamento for igual a taxa de redução da seção transversal do material. Em termos gerais, a instabilidade estará localizada nos pontos onde existir heterogeneidades estruturais do material, assim como tensões residuais decorrentes do processo de fabricação do corpo de prova (LOPES, 2011).

O trabalho a frio do material metálico promove a deformação plástica, através do encruamento que é traduzido como uma deformação permanente da estrutura cristalina pela movimentação das imperfeições cristalinas ao longo dos planos de deslizamento, que conseqüentemente, modificam as propriedades mecânicas do material. O encruamento pode ser definido de variadas formas, o conceito ideal considera que o encruamento é isotrópico, ou seja, o escoamento provoca crescimento uniforme nas dimensões do corpo deformado plasticamente (Figura 14(a)). O encruamento cinemático seria aquele em que a forma final do corpo é constante mais a localização translada é dependente do estado de tensões (Figura 14(b)). O encruamento combinado nada mais é que a combinação do encruamento isotrópico e cinemático (Figura 14(c)). O conceito mais generalista de encruamento (Figura 14(d)) considera que a superfície de escoamento varia conforme o estado de tensões e deformação, isto é, o encruamento depende do histórico de deformação e, portanto, depende da sequência de carregamento (estado de tensões) (BRAGA, 2005; WAGONER e CHENOT, 1996).

Figura 14 - Conceito de encruamento (a) isotrópico, (b) cinemático, (c) combinado e (d) geral.



Fonte: WAGONER e CHENOT, 1996.

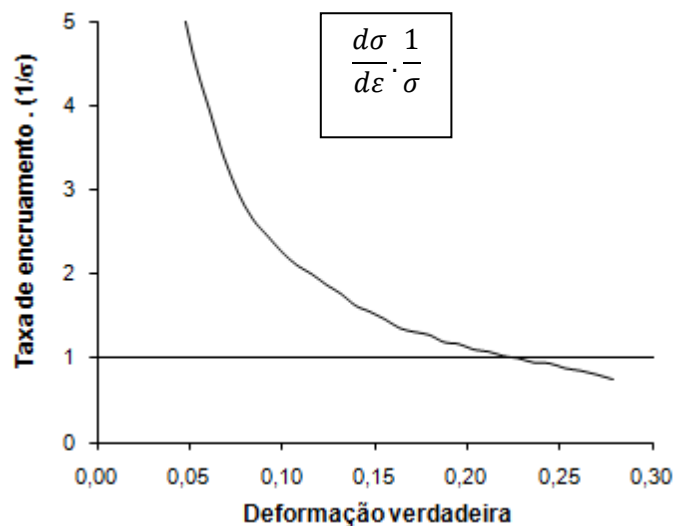
Para o estudo do encruamento, é importante efetuar o cálculo do coeficiente de encruamento, n , o qual consiste de uma medida da resistência do material ao início da instabilidade plástica. Para materiais em que a tensão de fluxo é sensível à mudança na taxa de deformação, este índice corresponde ao valor da deformação verdadeira no ponto onde ocorre o início da instabilidade plástica, de acordo com o critério de escoamento (LOPES, 2011).

A taxa de encruamento é definida pela expressão (4):

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (4)$$

Pelo método proposto por ZANDRAHIMI et al. (1989), o início da instabilidade plástica ocorre quando a razão entre a taxa de encruamento e a tensão de fluxo é inferior a unidade 1, conforme descrito na Figura 15.

Figura 15 - Critério de Zandrahimi et al. (1989) para determinação do coeficiente de encruamento



Fonte: LOPES, 2011.

O coeficiente de encruamento (n) pode ser determinado pela equação de Hollomon, quando esta for aplicada no intervalo de deformação acima do início do escoamento (adotado a partir de 0,1) até o valor de deformação verdadeira imediatamente antes do ponto de tensão limite de resistência a tração máxima (LRT), desta forma o coeficiente de encruamento será o valor do expoente n da equação (LOPES, 2011). Assim, o coeficiente de encruamento será o

valor do expoente n da equação de Hollomon dada pela equação (5), (ZANDRAHIMI et al., 1989):

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (5)$$

3.7. Critérios de escoamento

No ensaio de tração é definido que o início da deformação plástica acontece após o limite de escoamento do material. O limite de escoamento também é relacionado ao início da deformação plástica quando o estado de tensão de cisalhamento puro é o único atuante no material, como ocorre no ensaio de torção e cisalhamento simples (DIETER, 1981).

Para prever o valor de tensão capaz de provocar o início da deformação plástica de um material quando o mesmo está sob um estado de tensão diferente daqueles que consideram o limite de escoamento como o marco de partida para o início do encruamento, o início da deformação plástica é determinada matematicamente pelos critérios de escoamento. O conhecimento do valor de tensão capaz de deformar plasticamente um material é de extrema importância para o estudo das propriedades mecânicas dos produtos conformados, todavia as complexidades das variáveis envolvidas na deformação dificultam a determinação matemática dos valores de tensão que iniciem efetivamente a deformação plástica do material, por isso algumas considerações gerais são feitas, a fim de tornar a aplicação dos critérios de escoamento mais consistente (DIETER, 1981; LOPES, 2011).

Para avaliar a tensão externa envolvida na deformação plástica são utilizados os critérios de escoamento para máxima tensão de cisalhamento (LOPES, 2011).

O critério de Tresca baseia-se num valor crítico de tensão cisalhante, gerado por um carregamento externo que irá provocar o início da deformação plástica, este valor é máximo, e é definido a partir do ensaio de tração uniaxial para um escoamento isotrópico (CADELL e HOSFORD, 1993; LOPES, 2011). Considerando a tensão efetiva, o critério de Tresca é expresso pela equação (6), em que σ_1 e σ_3 são as tensões principais máxima e mínima, respectivamente, para um estado de tensão tal que Y é a tensão efetiva.

$$Y = \sigma_1 - \sigma_3 \quad (6)$$

O critério de Von Mises considera que a deformação plástica iniciará quando um valor crítico de energia elástica de distorção por unidade de volume for atingido, para

escoamento isotrópico (LOPES, 2011). Esta teoria se correlaciona melhor com os dados experimentais, pois considera que o escoamento ocorre quando a energia necessária a mudança de forma de um corpo sobre estado de tensão triaxial for igual a energia de distorção em um corpo de prova de tração sob carregamento uniaxial. Uma parte da energia esta relacionada à variação no volume do corpo e a energia restante relaciona-se a mudança na forma do corpo, ou seja, a distorção. Da equação (7), segue que a tensão efetiva pode ser expressa pela equação (8), em que σ_1 , σ_2 e σ_3 são as tensões principais para um estado de tensão e Y é a tensão efetiva.

$$dU = F \cdot dl \quad (7)$$

$$Y = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad (8)$$

Ambos os critérios de Tresca e Von Mises preveem resultados próximos aos valores obtidos experimentalmente, todavia o critério de Von Mises prevê com maior exatidão os resultados esperados experimentalmente, comparando os dois critérios de escoamento percebe-se que a razão máxima obtida entre os resultados é de aproximadamente 1,15 (LOPES, 2011).

3.8. Conformação mecânica dos metais

A conformação mecânica permite fabricar peças no estado sólido com especificações restritas de dimensão e forma, propriedades mecânicas e condições de acabamento superficial. Basicamente, os processos de conformação plástica são classificados segundo os critérios de (BRESCIANI et al., 2011):

- Esforço preponderante na deformação do material: compressão direta ou indireta, tração, cisalhamento ou flexão;
- Temperatura de trabalho: a quente ou a frio;
- Forma do material conformado;
- Fluxo de material: estacionário ou intermitente;
- Região de deformação: localizada ou geral;
- Forma do produto: acabado ou semi-acabado.

Quanto à temperatura de trabalho, os processos podem ser divididos em trabalho mecânico a quente, próximo ao quente, a morno e a frio. A definição dessas temperaturas considera o aspecto de acabamento superficial do material em termos da oxidação decorrente do aquecimento (trabalho próximo ao quente, sem danos superficiais críticos), a temperatura homóloga (razão da temperatura de trabalho em relação à temperatura de fusão do material, T_h) e ao fenômeno da recristalização (aparecimento de grãos novos isentos do histórico termomecânico do material).

Desta forma, o trabalho a frio consiste no trabalho conduzido à temperatura inferior à temperatura de recristalização do metal. Um modo comum para criar uma referência para a especificação desta temperatura é através da temperatura homóloga dada em Kelvins, conforme equação (9).

$$T_h = \frac{T_{processo}}{T_{Fusao}} \quad (9)$$

Neste caso, o trabalho a frio seria aquele em que a operação de conformação mecânica ocorre quando T_h for menor que 0,3, enquanto o trabalho a quente aquele em que a temperatura de processamento aplicado ao material situa-se acima ou igual a 50% da temperatura de fusão do material ($T_h \geq 0,5$), (BRESCIANI et al., 1991).

A Tabela 3 mostra a classificação dos principais processos de conformação.

Tabela 3 - Principais processos de conformação mecânica

Processo	Força preponderante	Trabalho		Produtos ou Semi-produtos	
		a quente	a frio	Aços	Não ferrosos
Laminação	Compressão direta	X		Placas/chapas/barras/perfis	Placas/chapas/barras
			X	Chapas	
Trefilação	Compressão direta		X	Barras/arames/fios	Barras/arames/fios/tubos
Extrusão	Compressão indireta	X		Tubos	Barras/tubos/perfis
			X	Peças pequenas	Peças longas
Forjamento	Compressão direta	X		Peças forjadas	
			X	Peças pequenas forjadas	
Estampagem (profunda)	Compressão indireta parcial	X		Peças grandes estampadas	
			X	Peças de chapas estampadas	
Estiramento de chapas	Tração		X	Peças de chapas estiradas	
Dobramento	Flexão	X	X	Peças de chapas e tiras dobradas	
Calandragem	Flexão		X	Tubos	
Corte	Cisalhamento	X	X	Peças cortadas de chapas ou pequenos perfis	

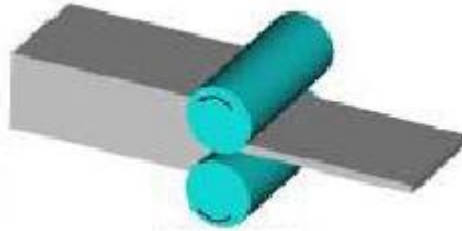
Fonte: BRESCIANI et al., 1991.

3.8.1. Principais operações de conformação mecânica

3.8.1.1. Laminação

A laminação consiste na passagem de uma peça sólida entre dois cilindros girando continuamente numa velocidade periférica e em sentidos opostos que comprimem diretamente o material causando redução de sua seção transversal, conforme a distância entre os cilindros. Para grandes reduções de espessura, a peça deve passar através dos cilindros sucessivas vezes (vários passes de conformação), reduzindo as distâncias entre os cilindros em cada passe. A passagem da peça se dá pela ação da força de atrito entre o contato peça/cilindro. As propriedades mecânicas dos produtos laminados dependem das características metalúrgicas e geométricas resultantes do processo trabalhado a quente ou a frio (BRESCIANI et al., 2011). A laminação de chapas está esquematizado na Figura 16.

Figura 16 - Esquema do processo de laminação de chapas

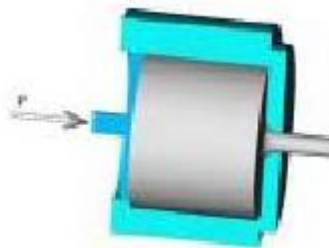


Fonte: BRAGA, 2005.

3.8.1.2. Extrusão

Na extrusão, um tarugo ou lingote de seção transversal circular percorre uma matriz a partir da compressão do material exercida com o auxílio de uma ferramenta própria do processo (pistão ou punção) acionada hidráulica ou pneumáticamente. O material será então deformado plasticamente por compressão ao atravessar o furo. Como a compressão é provocada pelos pistões, denomina-se a extrusão como um processo de compressão indireta. As propriedades mecânicas do produto variam conforme o tamanho e o arranjo dos grãos, o tipo de metal e o tipo ou tipos de tratamentos térmicos aplicados durante e após a operação de conformação mecânica (BRESCIANI et al., 2011). A Figura 17 mostra uma representação do processo de extrusão.

Figura 17 - Esquema do processo de extrusão



Fonte: BRAGA, 2005.

3.8.1.3. Trefilação

A trefilação consiste na redução da seção transversal de uma barra ou tubo ao passar através de uma fieira, onde as paredes do furo são responsáveis por causar a deformação plástica a frio do material, por compressão. Comumente, são realizadas várias etapas de trefilação até obtenção das dimensões desejadas. Entre cada etapa realiza-se tratamento

térmico de recozimento para reduzir os efeitos do encruamento e devolver a ductilidade do corpo trefilado. Os produtos trefilados variam suas propriedades mecânicas e metalúrgicas em função das características da matéria prima e das condições do processo (BRESCIANI et al., 2011). A Figura 18 esquematiza a operação de conformação por trefilação.

Figura 18 - Esquema da operação de trefilação



Fonte: BRAGA, 2005.

3.8.1.4. Forjamento

No forjamento, um material é pressionado ou submetido à ação de um martelamento conduzido em uma matriz fechada ou aberta de modo a alterar a forma e as dimensões do mesmo. Neste processo, o metal pode ser conformado a frio ou a quente, sendo esta última, a condição típica desta operação, enquanto o primeiro tipo é um caso específico usado no processamento de metais não-ferrosos de peças simples (BRESCIANI et al., 2011).

Assim como nas demais operações de conformação mecânica, as propriedades no material forjado dependem das condições usadas para o processamento do metal, como a temperatura de aquecimento do material antes da aplicação do esforço mecânico, além da evolução estrutural que o metal assume durante o processamento do mesmo (BRESCIANI et al., 2011). A Figura 19 esquematiza a operação de forjamento em matriz aberta.

Figura 19 - Esquema do processo de forjamento em matriz aberta



Fonte: BRAGA, 2005.

3.8.1.5. Estampagem

A estampagem é o processo de conformação, conduzido a frio, no qual uma chapa plana adquire forma geométrica nova pela ação de um esforço de compressão que se distribui em modos diferentes, como tração e cisalhamento, em função do tipo de operação que podem ser, por exemplo, corte, dobramento, estiramento, embutimento e *ironing* (BRESCIANI et al., 2011; CHIAVERINI, 1986). A Figura 20 representa as principais operações de conformação por estampagem.

Figura 20 - Representação esquemática das operações de estampagem por estampagem profunda, dobramento e corte, respectivamente.



Fonte: BRESCIANI et al., 1991.

3.9. Efeito do trabalho a frio no comportamento mecânico dos metais

O esforço necessário para deformar um material metálico durante o processamento mecânico depende do material, das condições de deformação e das características do processo de conformação (REIS, 1999).

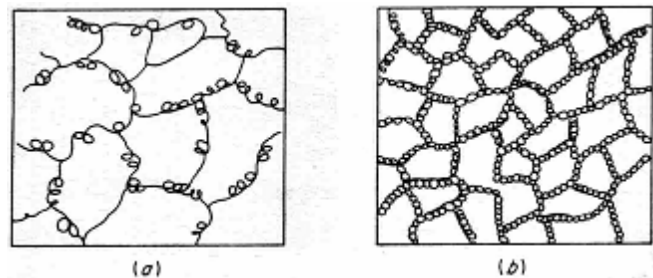
O aumento da resistência mecânica dos metais é obtido com o encruamento do material, juntamente, com os elementos de liga em solução sólida, a precipitação de fases secundárias e refino dos grãos. Na conformação do material metálico o encruamento acontece durante a deformação devido ao aumento na densidade de discordâncias, e pela interação das discordâncias entre si, o que impede sua movimentação na rede cristalina. Além disso, a maior parte da energia liberada para o trabalho mecânico é dissipada na forma de calor, restando apenas uma pequena parcela de 2 a 10% que permanece no reticulado cristalino na forma de defeitos, tais como: vacâncias, maclas, falhas de empilhamento e discordâncias (BEVER et al., 1973 citado por REIS, 1999; REED-HILL, 1973).

Os fatores que influem na densidade e na distribuição dos defeitos criados durante a deformação plástica dependem das características de cada liga metálica, bem como a estrutura cristalina, a natureza química do metal, a pureza, tamanho e forma dos grãos no estado inicial, e da temperatura e taxa de deformação (JONAS et al., 1969).

Várias mudanças na estrutura do metal acontecem durante a deformação plástica a frio, como a multiplicação de defeitos cristalinos, e o aumento da densidade de discordâncias, que pode variar de 10^6 cm/cm^3 em um metal recozido puro até 10^{12} cm/cm^3 em um metal muito encruado (MELLO, 2008).

O aumento das discordâncias no encruamento pode levar a formação de emaranhados que podem evoluir para uma estrutura celular que pode atingir dimensões de $0,2 \mu\text{m}$, estas células tem paredes com alta densidade de discordâncias, como mostra o esquema da Figura 21. A formação da estrutura celular depende da capacidade das discordâncias realizarem deslizamento cruzado, além disso, a geração destas estruturas é menos evidente quanto menor for a temperatura e a taxa de deformação durante o processo de conformação (BRESCIANI et al., 2011).

Figura 21 - Esquema - estrutura celular com (a) 10% e (b) 50% de deformação.



Fonte: DIETER, 1986.

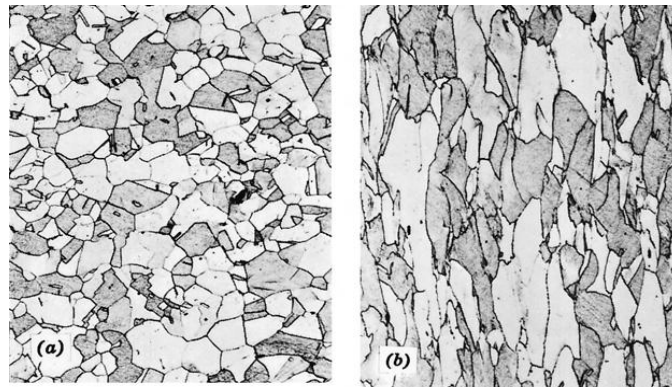
Outro importante fator que interfere na estrutura deformada é a energia de falha de empilhamento. Em aços austeníticos as discordâncias dissociadas em parciais possuem baixa mobilidade devido à baixa energia de falha de empilhamento o que dificulta a mudança de planos de deslizamento pelos mecanismos de escalagem e deslizamento cruzado (PADILHA, 2000).

A estrutura deformada da fase alfa do ferro (cúbica de corpo centrado) contém uma alta densidade de discordâncias, o que origina um arranjo planar e de alta energia (PADILHA, 2000).

O tamanho de grão possui relação direta com a deformação plástica e com as propriedades mecânicas dos metais, para menores tamanhos de grão resultam maior resistência mecânica, pois maior será a quantidade de contornos de grão. A deformação ocorre no interior do grão, sendo que os grãos orientados na direção do esforço aplicado deformam-se primeiro (CHIAVERINI, 1986). A microestrutura após o trabalho a frio mostra

grãos alongados com orientação cristalográfica preferencial de acordo com a direção do esforço atuante no processo de conformação como mostra as fotomicrografias da Figura 22.

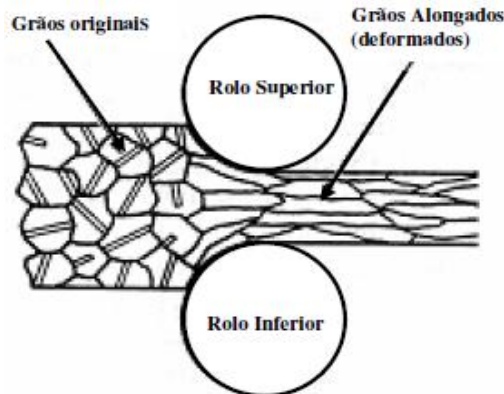
Figura 22 - Alteração da estrutura dos grãos de um metal policristalino resultante da deformação plástica (a) antes da deformação grãos equiaxiais (b) após a deformação grãos alongados, ampliação de 170X.



Fonte: MOFATT et al., 1964.

O exemplo na Figura 23 mostra a deformação dos grãos da estrutura cristalina durante a laminação a frio.

Figura 23 - Deformação dos grãos numa barra metálica durante a laminação a frio

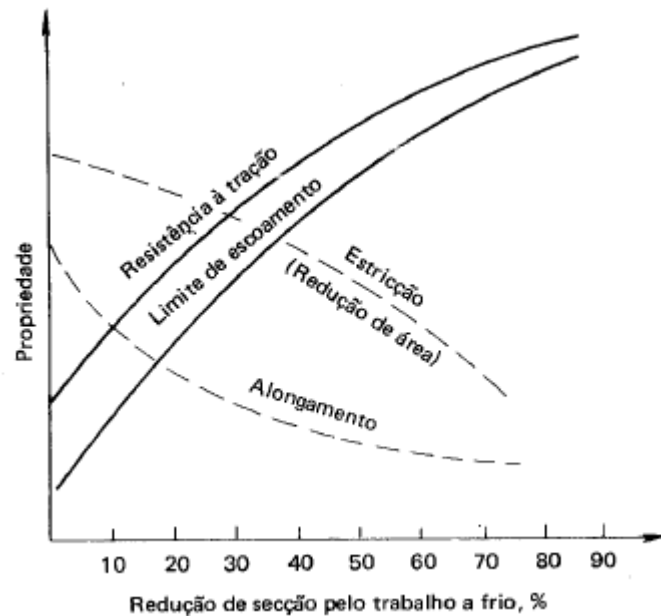


Fonte: BROOKS, 1982.

A deformação a frio de metais pode ser relacionada a outras propriedades mecânicas, uma vez que a dureza, o limite de escoamento, e a resistência aumentam à medida que o material se deforma plasticamente, em contrapartida propriedades como ductilidade (alongamento e redução de área) e tenacidade decrescem consideravelmente com o aumento

da deformação, o gráfico da Figura 24 mostra como ocorre esta variação nas propriedades à medida que o material é deformado (BRESCIANI et al., 2011; CHIAVERINI, 1986).

Figura 24 - Efeito do encruamento nas propriedades do metal



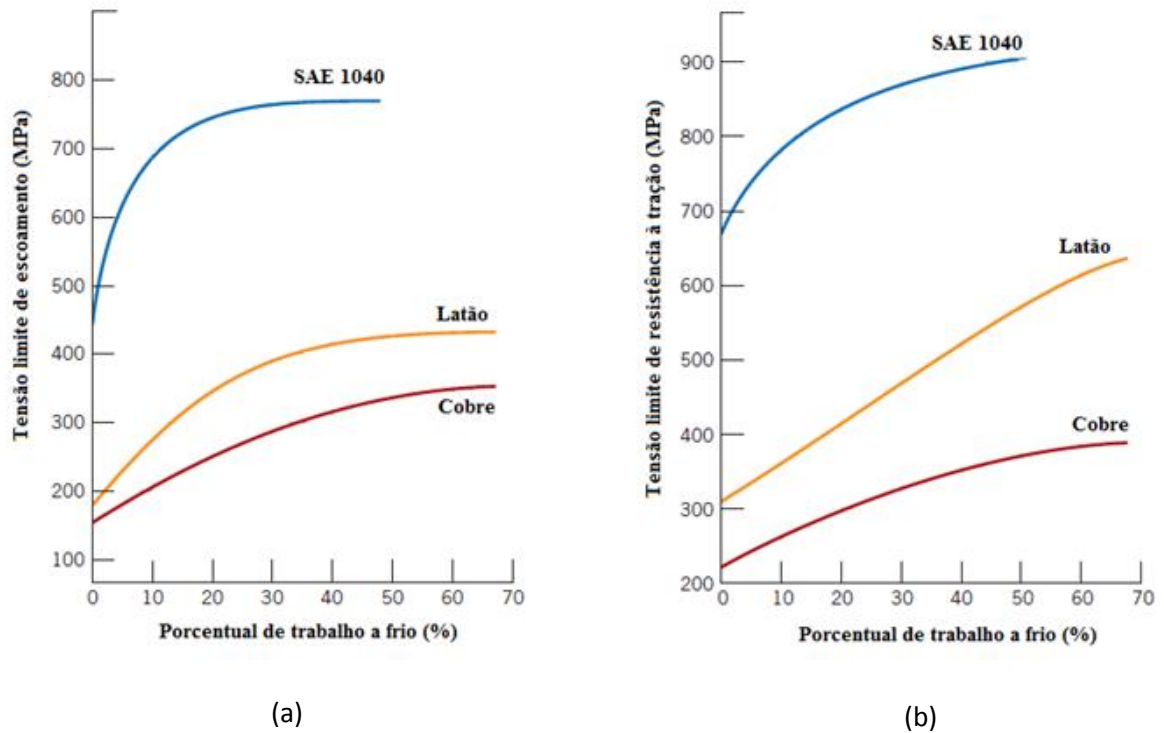
Fonte: CHIAVERINI, 1986.

As propriedades físicas do material também são alteradas com a deformação a frio, geralmente há redução na densidade e na condutividade elétrica e um aumento do coeficiente de expansão térmica (MELLO, 2008).

O encruamento dos metais também aumenta a reatividade química do mesmo, alterando a resistência à corrosão do material podendo aumentar a susceptibilidade de corrosão sobre tensão de algumas ligas (BRESCIANI et al., 2011; DIETER, 1981).

Para exemplificar a influência do encruamento nas propriedades dos metais, observe a Figura 25, nesta figura percebe-se claramente que tanto a tensão limite de escoamento, como a tensão limite de resistência a tração aumentaram proporcionalmente ao percentual de trabalho a frio.

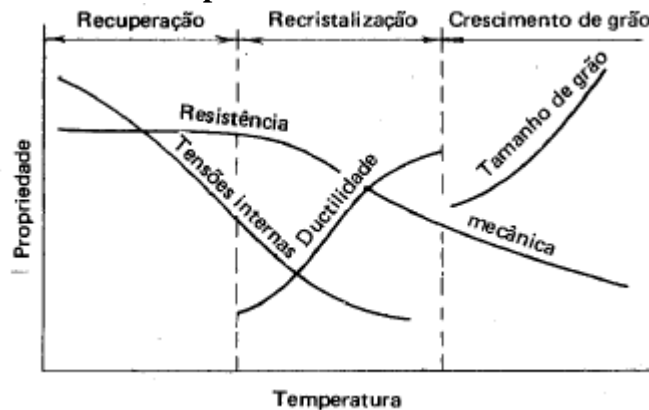
Figura 25 - Influência do trabalho a frio (a) no limite de escoamento, (b) resistência a tração do aço 1040, latão e cobre.



Fonte: CALLISTER, 2006.

Os efeitos do trabalho a frio podem ser retirados com o tratamento térmico de recozimento de recristalização. O aquecimento do material altera o estado encruado causando amolecimento e eliminação das tensões residuais internas. No recozimento ocorrem três processos termofísicos: recuperação, recristalização e crescimento de grão. A modificação das propriedades nestas etapas ocorre como mostra o gráfico da Figura 26. Na conformação mecânica o recozimento é usado para restaurar a ductilidade do material para sucessivos passes de deformação (CHIAVERINI, 1986).

Figura 26 - Relação entre as propriedades mecânicas e, tamanho de grão durante as etapas do recozimento.



Fonte: CHIAVERINI, 1986.

Os cristais deformados plasticamente possuem maior energia do que os cristais não deformados, pois o cristal deformado está com maior densidade de discordâncias e inúmeros defeitos pontuais. Quando o cristal trabalhado a frio é submetido a temperaturas elevadas, os átomos se deslocam de forma a alcançar um arranjo mais perfeito e sem deformação, são as vibrações térmicas do reticulado que permite o arranjo dos átomos em grãos com menor grau de distorção (BARBOSA et al, 2004). A energia interna armazenada no trabalho a frio é a força motriz para a recuperação e recristalização do material (DIETER, 1981)

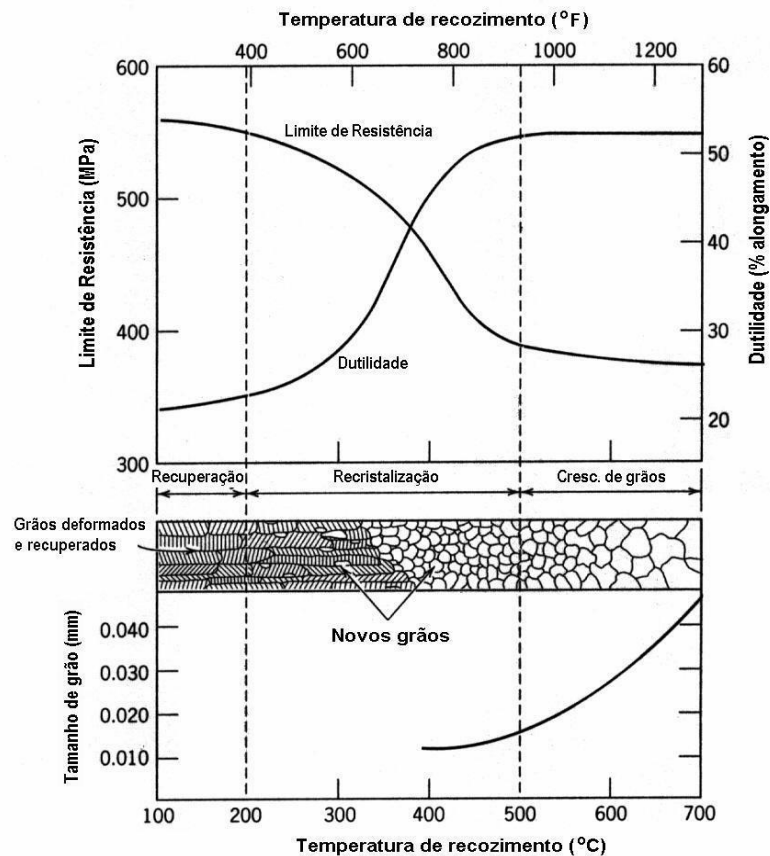
Na recuperação acontece o alívio de tensões pelo rearranjo das discordâncias sem que haja alteração da microestrutura do metal, nesta etapa a condutibilidade elétrica aumenta. Durante a recristalização a estrutura sofre modificação, conforme a temperatura em que o material é aquecido, com eliminação de toda a tensão ainda presente e decréscimo de discordâncias. Deste modo, observa-se que com o acréscimo de temperatura, ocorre a redução da resistência mecânica e dureza e a elevação da ductibilidade, nesta etapa todos os efeitos do encruamento são eliminados (CHIAVERINI, 1986).

A recristalização acontece pela movimentação dos contornos de grão já existentes na estrutura do metal que caminham para o interior do grão vizinho, formando um núcleo livre de deformação e recristalizado; ou pela coalescência de subgrãos que crescem em regiões onde a energia interna é mais elevada (como nos contornos de grãos, nos contornos de macla e em inclusões ou partículas de segunda fase) formando novos contornos de grão (BARBOSA et al., 2004). Os grãos recristalizados começam a crescer até alcançar um gradiente de temperatura no resfriamento (CHIAVERINI, 1986).

No crescimento de grão, os grãos maiores crescem à custa dos grãos menores que desaparecem. Isto acontece para reduzir a área total de contornos de grão, reduzindo,

portanto, a energia mecânica associada a eles. Quanto maior o tempo em maiores temperaturas maior será o tamanho de grão médio (BARBOSA et al., 2004). A Figura 27 mostra um esquema contendo as principais mudanças ocorridas em cada etapa da recristalização já descritas.

Figura 27: Evolução da estrutura cristalina do metal deformado durante a recristalização



Fonte: CALLISTER, 2006.

Se a temperatura for alta o suficiente para vencer a rigidez do reticulado do material encruado, haverá formação de núcleos para crescimento de novos cristais, livres de tensões. Estes núcleos são formados inicialmente nas regiões de maior energia, sendo a quantidade de núcleos proporcional a temperatura de aquecimento (CHIAVERINI, 1986).

De modo geral, a recristalização pode ser afetada pelo percentual de encruamento inicial, temperatura, tempo na temperatura, tamanho de grão inicial, composição química da liga e quantidade de recuperação inicial (CHIAVERINI, 1986). A partir desta observação verifica-se que:

- Quanto menor o encruamento inicial mais elevada deve ser a temperatura para que ocorra recristalização, pois o metal menos encruado tem menos energia armazenada;
- Quanto maior o tempo menor será a temperatura necessária para a recristalização;
- Quanto maior o grau de deformação e menor a temperatura de aquecimento, menor será o tamanho de grão;
- Quanto mais puro o metal menor a temperatura de recristalização.

No trabalho à quente ocorre simultaneamente o aumento da dureza por encruamento e amolecimento devido ao recozimento. O trabalho a quente é muitas vezes preferido na conformação mecânica, pois requer menor carga para promover a mesma quantidade de deformação plástica no trabalho a frio, mas com menor possibilidade de fissuração, além de permitir a redução (eliminação) das heterogeneidades decorrentes do processamento termomecânico anterior (CHIAVERINI, 1986).

3.10. Efeito do histórico de deformação plástica no comportamento mecânico dos metais

Os metais durante a conformação podem ser submetidos a diferentes modos de carregamento (exemplos: tração, compressão, torção, flexão, entre outros), resultando numa trajetória de deformação. As variações no histórico de deformação do material farão com que o material experimente alterações nas características do encruamento, ou seja, terá efeito direto sobre a conformabilidade do material, além de afetar as propriedades mecânicas do metal conformado e influenciar o comportamento subsequente de recristalização e sua evolução microestrutural (LOPES, 2006; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; DIETER, 1981). Desta forma, o estudo e a escolha do caminho de deformação de determinado material durante a conformação mecânica tornam-se requisito para a melhor seleção de um material para determinada aplicação (LOPES, 2006).

A mudança no caminho de deformação altera o comportamento mecânico do material em decorrência da reorganização e também pela formação de novas estruturas de discordâncias durante a deformação do material (RAUCH et al, 2002); além de formação e difusão de microbandas na estrutura do metal (VIEIRA e FERNANDES, 1999); e consequente evolução da textura cristalográfica (LANGLOIS e BERVEILLER, 2003).

Um mesmo caminho de deformação em diferentes materiais irá resultar em diferentes características (CORRÊA, 2004). O encruamento em alguns casos pode levar tanto ao

endurecimento, como também ao amaciamento do material à medida que o caminho de deformação é alterado, o que compromete a conformabilidade do material como já mencionado (RAUCH, 1997).

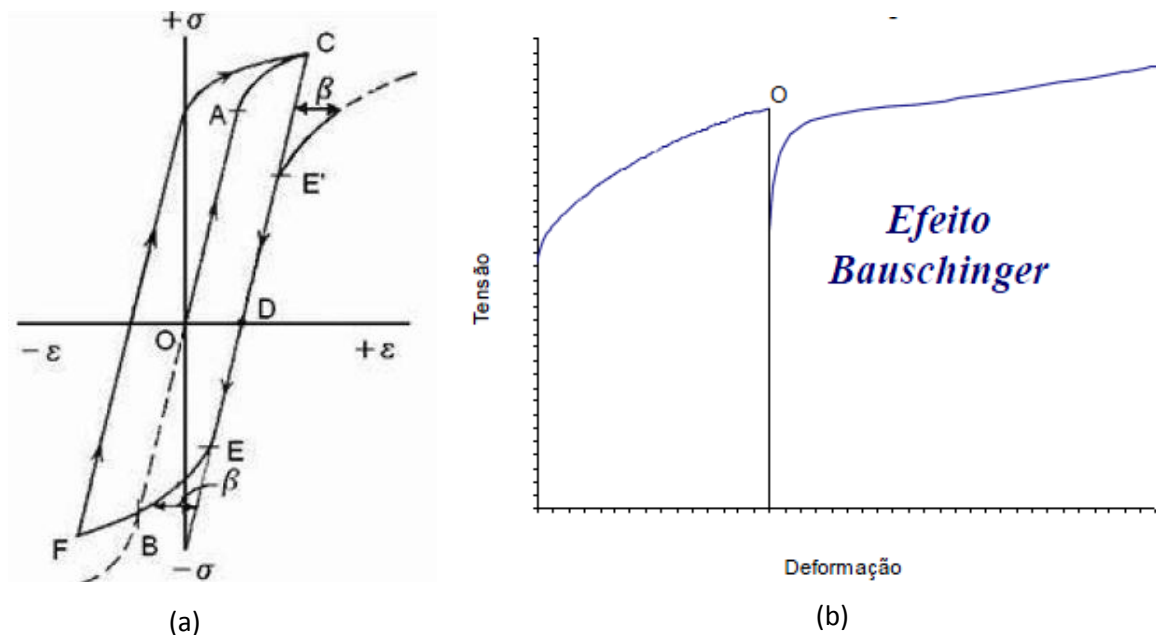
Diversas pesquisas e testes estão sendo desenvolvidos com o objetivo de avaliar a influência do caminho de deformação no comportamento mecânico dos diversos materiais. O caso mais simples, consequência do caminho de deformação, é o efeito Bauschinger (CORRÊA, 2004; LOPES, 2006).

O efeito Bauschinger é o fenômeno em que há a diminuição do limite de escoamento do material metálico quando sob determinadas condições de carregamento, geralmente, em conformação mecânica nota-se uma redução da tensão de fluxo após a operação de conformação, em consequência do fenômeno (efeito Bauschinger) que esta associado a presença de encruamento não homogêneo (LOPES, 2011; DIETER, 1981).

A Figura 28 mostra o comportamento da curva tensão – deformação quando o efeito Bauschinger é considerado. A Figura 28(a) apresenta o efeito Bauschinger num circuito de histerese em um material dúctil, a tensão de escoamento em carregamento de tração é chamada de ponto A, o mesmo material agora em compressão têm limite de escoamento no ponto B. Ao considerar um segundo corpo de prova em tração que antes de ser comprimido foi tracionado até o valor de tensão C, nota-se que com o descarregamento o material segue o caminho C-D, com a compressão do material a deformação plástica irá começar no ponto E que corresponde a um valor menor do que a tensão limite de escoamento compressiva do material (ponto B). No percurso A-C, a tensão limite de escoamento aumenta em tração e reduz em compressão, esta redução representa o efeito Bauschinger (DIETER, 1981).

A Figura 28(b) é semelhante à primeira curva, neste caso o efeito Bauschinger ocorreu pela aplicação de uma tensão até o ponto O seguida de descarregamento, ao se aplicar nova carga o material inicia o escoamento plástico num valor de tensão inferior a tensão que foi necessária no primeiro carregamento. Este efeito acontece em situações onde são desenvolvidas combinações de esforços do tipo tração/compressão ou cisalhamento direto/cisalhamento reverso (LOPES, 2011).

Figura 28 - Esquema do efeito Bauschinger em (a) circuito de histerese tração/compressão; e (b) curva tensão – deformação.



Fonte: (a) LOPES, 2011 e (b) DIETER, 1981.

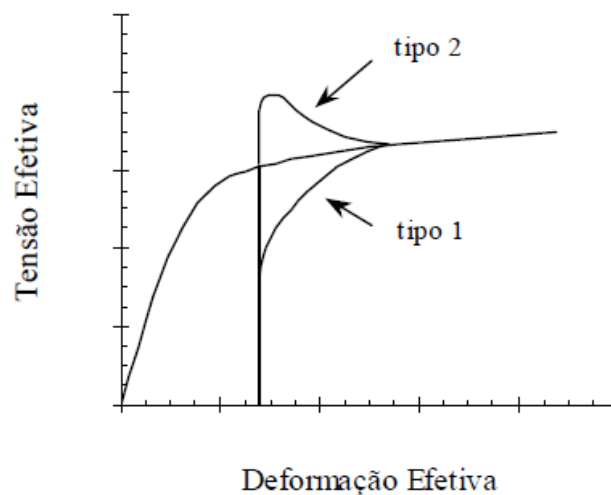
O efeito Bauschinger depende das características do material, tais como a energia elástica e a evolução estrutural quando deformado, a anisotropia inicial do material devido a processos de conformação prévios, e quantidade prévia de deformação plástica (LOPES, 2011).

Dois mecanismos podem provocar o efeito Bauschinger, o primeiro mecanismo considera que há no material metálico, tensões residuais localizadas, como as existentes no empilhamento de discordâncias no contorno de grão que facilitam o movimento da discordância em sentido oposto ao da deformação inicial, que facilita por sua vez o escoamento no sentido reverso. O segundo mecanismo infere que durante o carregamento reverso as discordâncias de sinais opostos formadas no primeiro estágio de deformação plástica, são aniquiladas promovendo a redução do encruamento e do limite de escoamento inicial (HAN et al., 2005).

Uma definição recorrente que já foi percebida em diversos ensaios experimentais mostra que o encruamento progressivo, observado nos metais submetidos a carregamento monotônico, pode não ser verificado durante a deformação plástica, pois o caminho de deformação, ou *strain path*, altera o comportamento mecânico dos materiais. O metal pré-deformado quando submetido a novos esforços, de natureza, direção ou sentidos opostos, apresenta resultados diferentes do obtido para processamento contínuo. Com isso, dois

comportamentos distintos podem ser observados nesta situação, como mostra o gráfico esquemático da Figura 29, no primeiro caso (tipo 1) a tensão de fluxo inicial inferior esta associada a uma taxa de encruamento superior, ou seja a taxa de encruamento aumenta em comparação com os resultados encontrados para o material deformado monotonicamente, e no segundo caso (tipo 2) a tensão de fluxo superior acompanha a taxa de encruamento inferior ou negativa, isto é uma diminuição da taxa de encruamento (CORRÊA, 2004).

Figura 29 - Esquema representativo do efeito da trajetória de deformação na curva de escoamento dos metais



Fonte: CORRÊA, 2004.

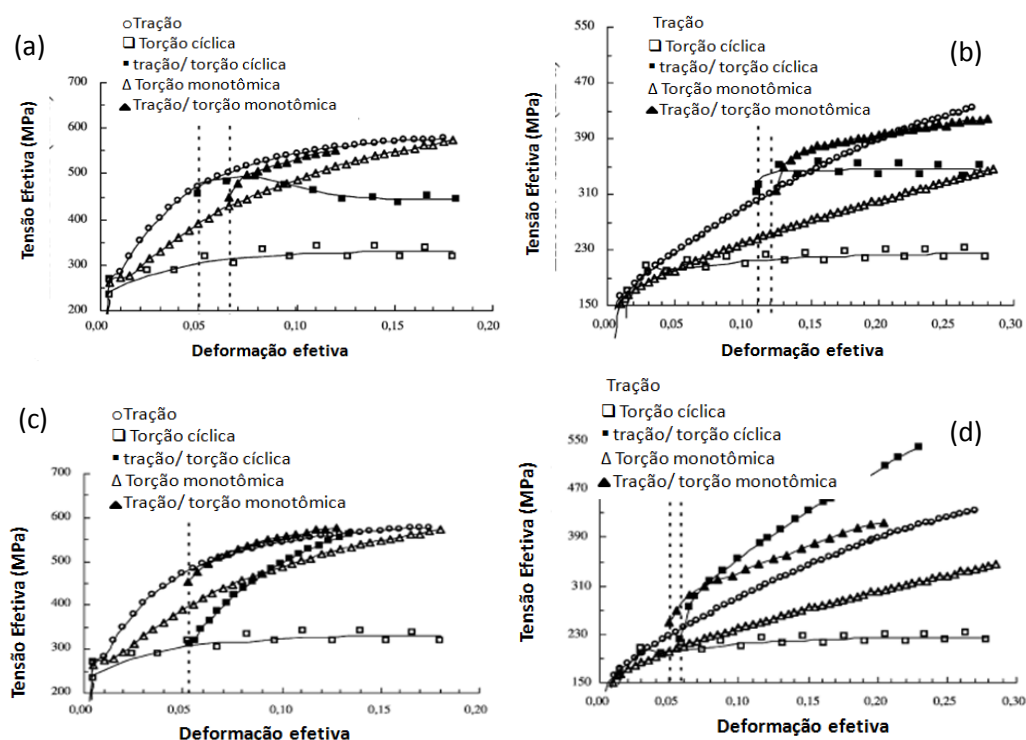
Corrêa et al. (2003) avaliou a influência das mudanças no caminho de deformação no endurecimento do aço baixo teor de carbono e do latão, por meio de ensaios de tração e de torção cíclica. Os resultados dos testes mostraram que os metais comportam-se diferentemente, conforme o esforço mecânico aplicado, percebido, principalmente, pelas diferenças no encruamento das ligas estudadas, resultado das distintas características estruturais. Após os ensaios de tração pura, torção monotônica, torção cíclica, tração – torção cíclica, torção monotônica e tração – torção monotônica, percebeu-se pelas curvas de tensão *versus* deformação (Figura 30) que o aço exibiu uma curva de tração típica de estrutura cúbica de corpo centrado, que leva a uma estrutura de discordâncias celular, por conseguinte a curva de torção deste material apresentou uma menor taxa de endurecimento. Já o latão que possui estrutura cúbica de faces centradas com baixa energia de empilhamento endureceu a taxas mais elevadas que o aço, devido a formação de arranjos planares.

As curvas de torção para o aço e o latão tornaram-se mais distintas, já que a tensão em torção está relacionada ao número de sistemas de deslizamento que estão sendo ativados ao longo de cada modo de deformação. A comparação entre as curvas mostram que o esforço monotônico subsequente foi capaz de trazer ao material comportamento semelhante ao esforço monotônico puro, contudo após a tração - torção cíclica não foi possível obter resultado semelhante ao esforço cíclico puro (CORRÊA et al. 2003).

Estes testes ainda mostraram que tanto o aço como o latão manteve uma memória do endurecimento monotônico, evidenciando a influência do histórico de deformação anterior. Além disso, as diferenças no comportamento do aço e latão são justificadas pelas diferenças na estrutura de cada material, e o efeito da deformação sobre o comportamento mecânico após nova sequência de deformação é dependente da subestrutura de discordâncias desenvolvida na primeira fase de deformação (CORRÊA et al. 2003).

Pelos testes Corrêa et al. (2003), concluiu que os efeitos da mudança no caminho de deformação foram mais pronunciados para o latão do que para o aço; o trabalho a frio influencia o endurecimento do material dependendo da natureza do esforço, da sequência de deformação e, principalmente, o tipo de material.

Figura 30 - Comparação entre deformação monotômica e cíclica no experimento tração – torção: (a) e (c) aço e (b) e (d) latão.



Fonte: CORRÊA et al., 2003.

Os resultados do procedimento experimental proposto por Corrêa et al. (2003) indicam ocorrência de níveis de encruamento distintos de acordo com o caminho de deformação considerado e com as características microestruturais do material em estudo.

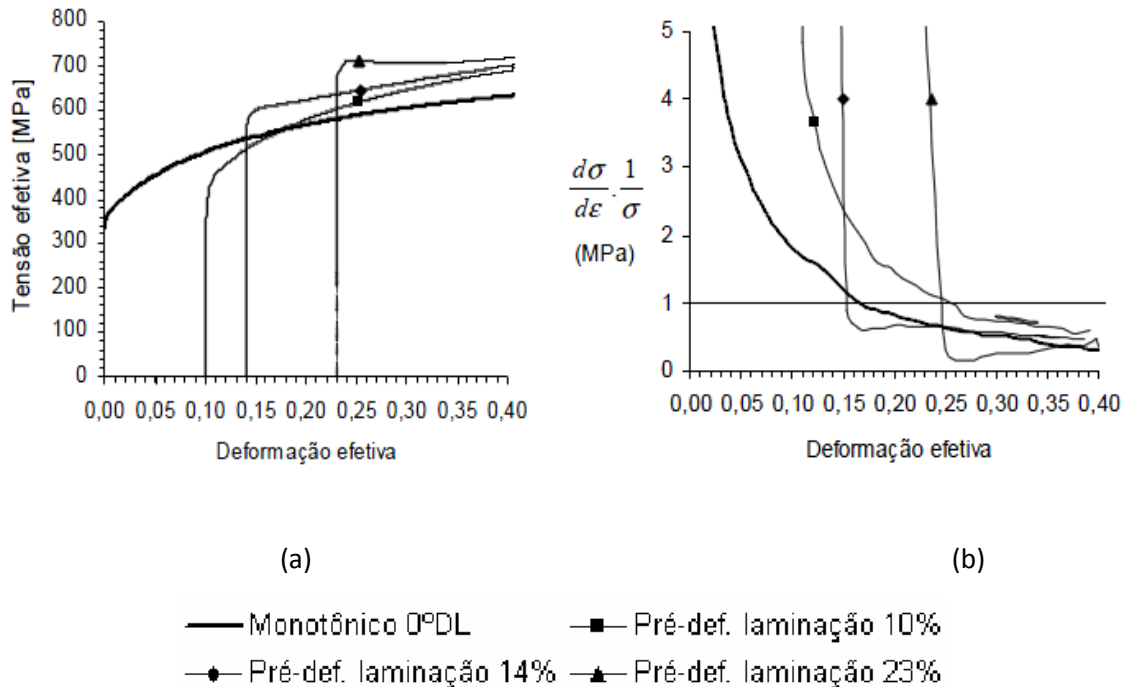
Lopes et al., (2006) também realizou outros experimentos com o objetivo de avaliar o efeito da trajetória de deformação no comportamento mecânico dos metais. Desta vez com uma mesma sequência de carregamento aplicado ao aço inoxidável ferrítico AISI 430 (estabilizado ao nióbio) com diferentes valores de pré-deformação. Após os ensaios foi observado que apesar da sequência de carregamento ser igual para todas as amostras, o comportamento mecânico foi diferenciado. Isto pode ser relacionado com a previsão da estrutura do material com a deformação plástica.

Admitindo que a estrutura da amostra pré-deformada de 10% em laminação a frio (deformação efetiva) tende a ser diferente da estrutura existente nas amostras pré-deformadas de 14% e de 23%, também em laminação a frio, foi possível afirmar que com pré-deformação de 10% a estrutura das discordâncias existente anteriormente pouco se desorganizou (manteve a mesma organização após o esforço). Entretanto, este valor de pré-deformação foi suficiente para provocar uma diminuição da tensão de fluxo com a mudança no caminho de deformação (LOPES et al., 2006).

Com o aumento da deformação a estrutura de discordâncias referente ao último modo de deformação, não sofreu alterações, o que justifica o aumento contínuo da taxa de encruamento e aumento da resistência mecânica. O aumento da resistência mecânica indicou a formação de paredes com enorme densidade de discordâncias durante a pré-deformação, o que dificulta o movimento das deslocções nos sistemas de deslizamento. Pelas análises das curvas tensão x deformação (Figura 31) pode-se perceber que o aço AISI 430 pré-deformado em laminação seguido por cisalhamento direto apresentou comportamento mecânico dependente do valor da pré-deformação em laminação (LOPES et al., 2006).

Para valores de pré-deformação em laminação, menores ou iguais a 10% (deformação efetiva), a queda da resistência mecânica foi acompanhada pelo aumento contínuo da taxa de encruamento, enquanto que para valores de pré-deformação em laminação, iguais ou maiores que 14%, houve aumento da resistência mecânica com ocorrência de transientes na taxa de encruamento com posterior recuperação da mesma tendendo para o estado monotônico. Novamente, percebe-se que o histórico de deformação altera o comportamento mecânico, mesmo em situações que o ciclo de carregamento seja igual e aplicada a um mesmo tipo de material, o que torna evidente que as variáveis envolvidas na deformação plástica quando alteradas também modificam a resposta mecânica do material (LOPES et al., 2006).

Figura 31: (a) Curva deformação efetiva em função da tensão efetiva para o aço AISI 430E pré-deformado em laminação de 10%, 14% e 23% (b) Curva deformação efetiva em função da taxa de encruamento multiplicada pelo inverso da tensão efetiva para os três valores de pré-deformação em laminação.



Fonte: LOPES et al., 2006.

Corrêa et al. (2004) ainda estudando os efeitos da trajetória de deformação avaliou as alterações estruturais ocorridas após a deformação plástica de um aço baixo teor de carbono. Para isso, foram feitas análises das estruturas de discordâncias via microscopia eletrônica de transmissão de amostras recozidas, recozidas e submetidas à deformação cíclica, recozidas e submetidas a trefilação em um passe e amostras submetidas a deformação cíclica após serem pré-trefiladas.

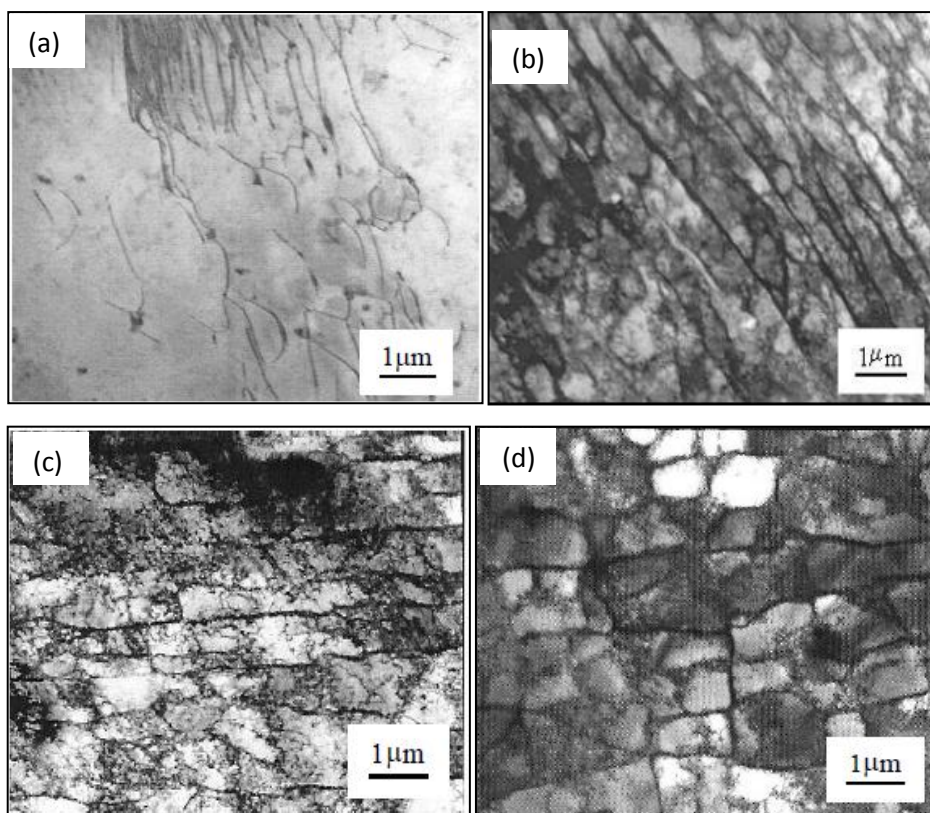
As fotomicrografias eletrônicas de transmissão (Figura 32) mostraram que o metal apenas recozido apresentou baixa densidade de discordâncias, após a trefilação houve formação de uma estrutura celular alinhada, com tamanho e espessura de paredes irregular, também foi identificado no interior das células um emaranhado de discordâncias com alta densidade (CORRÊA et al., 2004).

Após a torção cíclica a estrutura de discordâncias apresentou morfologia linear similar à observada no material trefilado, mas com tendência a serem maiores e com paralelismo menos pronunciado. A estrutura em linhas desenvolvida no material trefilado com torção cíclica posterior foi substituída por uma estrutura com geometria semelhante a um “mosaico”, ademais a fotomicrografia indicou que o amaciamento observado na amostra trefilada/torcida

relaciona-se à reestruturação das discordâncias durante o carregamento por torção cíclica da amostra pré-deformada, uma vez que a deformação cíclica após a trefilação aumentou o tamanho das células, reduziu o alinhamento e reduziu a densidade de discordâncias no interior de cada célula formada, pelo aniquilamento das discordâncias emaranhadas levando a uma recuperação do material deformado plasticamente (CORRÊA et al., 2004).

Neste trabalho foi possível perceber que a simples alteração do modo de deformação é capaz de alterar a taxa de encruamento ou até amaciar o material, pois o encruamento do metal varia de acordo com a sequência de deformações plásticas, das direções e da natureza dos esforços aplicado que atuam diferentemente quando o material é conformado mecanicamente ou sofre apenas deformação puramente monotônica, situação que já foi evidenciada por vários pesquisadores.

Figura 32 - Fotomicrografias eletrônicas de transmissão de aço baixo teor de carbono %0,12 C em (a) material recozido; (b) aço recozido e trefilado em um passe (ângulo da feira de 8° e 20% de redução), (c) aço recozido e torcido (11,2% de deformação em cada um dos 10 ciclos); (d) aço trefilado em um passe (8° e 20%), e torcido ciclicamente (11,2% de deformação em cada um dos 10 ciclos aplicados).



Fonte: CORRÊA et al., 2004.

3.11. Tratamentos Térmicos: Têmpera e Revenimento

Depois da conformação mecânica o material pode não ter a dureza exigida para o produto final, neste caso são realizados tratamentos subsequentes de têmpera seguida de revenimento, para adequar a propriedade ao uso do material.

A têmpera é o tratamento térmico no qual ligas ferrosas são endurecidas pela transformação martensítica. A martensita é um constituinte e uma fase com geometria e composição química uniforme formada por mecanismos de escorregamento, cisalhamento e maclação (CORRÊA, 2011).

O procedimento necessário para obtenção da martensita consiste no aquecimento até a completa austenitização, tempo de encharque adequado a uniformização dos grãos da austenita, seguida de resfriamento brusco em água, óleo ou outro meio de resfriamento que possibilite a formação deste constituinte (CORRÊA, 2011).

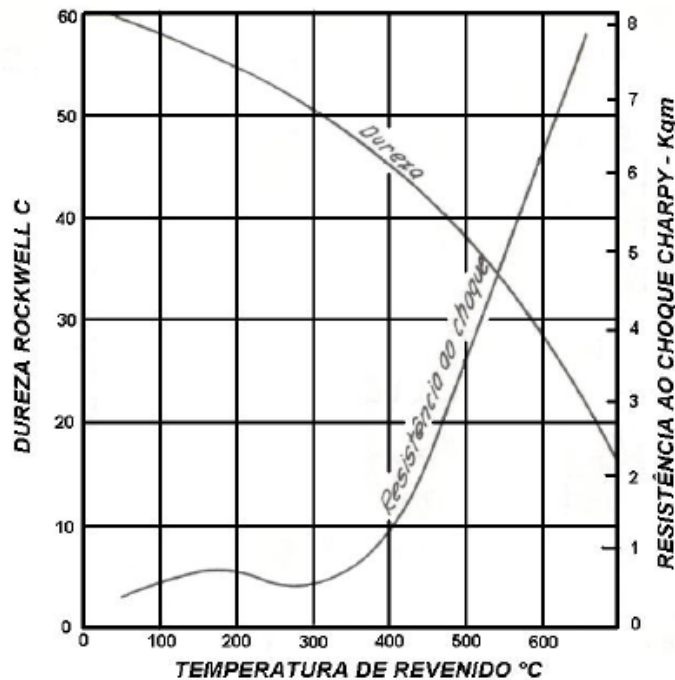
Após a têmpera existe no metal tensões residuais devido à transformação não uniforme da martensita ao longo da seção transversal dos cristais, o que provoca a fragilidade do material temperado, por isso muitas vezes é realizado um segundo tratamento térmico de revenimento que visa devolver a tenacidade da peça previamente temperada. O material é reaquecido, permanecendo nesta temperatura por um tempo necessário a uniformização microestrutural para ser então resfriado ao ar (CORRÊA, 2011).

O revenimento, dependendo da temperatura de aquecimento, modifica a microestrutura do material, de forma que, em temperaturas baixas de aquecimento a precipitação de carbonetos da martensita gera uma martensita com menor teor de carbono, denominada martensita revenida. Em temperaturas maiores entre 200°C e 300°C a austenita retida se torna mais instável precipitando seus átomos de carbono e formando grãos de ferrita aciculares com carbonetos precipitados, sendo possível obter ainda a bainita, um constituinte de estrutura complexa formada por duas fases (ferrita e carboneto de ferro). Em temperaturas mais altas acima de 727°C formam-se pequenas partículas de cementita e ferrita, enquanto que a austenita e a martensita perdem carbono até a completa decomposição, formando uma estrutura cúbica de ferrita com cementita conhecida, pouco usualmente, como sorbita. Em temperaturas elevadas, ainda inferiores a 727°C, a energia livre é reduzida e há formação de bastonetes (esferoiditas) pelo coalescimento do carbono (CORRÊA, 2011).

A Figura 33 mostra o efeito da temperatura do revenido sobre as propriedades do aço SAE 1045. Nota-se que quanto maior a temperatura de revenimento, maior é a resistência ao

choque relacionada a tenacidade do material e menor a dureza, consequência direta das transformações que ocorrem na microestrutura.

Figura 33 - Efeito da temperatura de revenido sobre a dureza e a resistência ao choque de um aço 1045 temperado



Fonte: CHIAVERINI, 1988.

3.12. Conformabilidade

A conformabilidade de um metal é definida como a capacidade deste em ser processado por deformação plástica sem ocasionar danos ao mesmo que impeçam a continuidade do processamento ou a utilização da peça. Para um mesmo material, este conceito pode variar de acordo com o estado de tensões atuantes no processamento mecânico, ou seja, do tipo de processo de conformação mecânica e do estado de tensões que serão desenvolvidos; das condições de trabalho (velocidade de deformação, o atrito e a lubrificação entre a peça trabalhada e a ferramenta de conformação, temperatura de trabalho, por exemplo) e do estado inicial do material em termos do histórico de deformação e das características estruturais desenvolvidas (LOPES, 2011; BRESCIANI et al., 2011).

Os diferentes processos de conformação, num mesmo material, podem gerar diferentes propriedades no produto (BRESCIANI et al., 2011).

Para verificar a conformabilidade plástica de um produto metálico e a influência do processamento mecânico nas propriedades do produto é recomendada a realização de ensaios

em condições iguais ou próximas as encontradas na fabricação do produto, como por exemplo, mesma velocidade usada para a deformação plástica do material, o estado de tensões e de deformações, o atrito, a lubrificação e a temperatura do processo.

Contudo, deve-se destacar que nem sempre é possível conduzir ensaios nas mesmas condições que o material experimentará quando em uma operação de conformação mecânica. Desta forma, faz-se uso de um conjunto de ensaios, como os ensaios de tração uniaxial, compressão e de dureza que serão utilizados para simular uma trajetória de deformação para conformação mecânica do SAE 1045.

3.12.1. Ensaio de tração

No ensaio de tração há a aplicação de uma força capaz de provocar no corpo sólido uma deformação na direção do esforço que tende a esticar o material com formas e dimensões padronizadas (corpo de prova). Neste modo de deformação, as deformações são distribuídas uniformemente ao longo do corpo de prova até o ponto de carga máxima antes da estrição do material, momento em que o estado de tensões é alterado de mono ou uniaxial para triaxial do material (SOUZA, 1982).

A partir dos dados de carga e de deformação sofridos pelo material pode-se construir um gráfico que registra a evolução da tensão (razão entre a carga e a área submetida à ação do esforço de tração) em função da deformação (variação dimensional) sofrida pelo material. Neste caso, a equação (10) mostra como é calculado o valor da tensão convencional ou de engenharia, consistindo, como escrito anteriormente, na razão do valor de carga pela área inicial do corpo de prova exposta à ação do esforço de tração:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (10)$$

Sendo F a carga instantânea aplicada no material, e A_0 a área inicial da seção transversal do corpo de prova. De modo análogo, faz-se o cálculo da deformação convencional ou de engenharia mediante o cálculo da razão do alongamento sofrido pelo material (diferença entre o comprimento instantâneo, l_i , e o comprimento inicial, l_0) pelo comprimento inicial do corpo de prova, dado pela equação 11:

$$e = \frac{l_i - l_0}{l_0} \quad (11)$$

A previsão dos valores de deformação e tensão convencionais, equações (11) e (10), respectivamente, utilizam a área da seção transversal na direção da sollicitação mecânica e o comprimento inicial, sem considerar a redução de área da seção transversal na direção do esforço à medida que o comprimento aumenta, por esta razão muitas vezes são adotadas a deformação e tensão verdadeira para corrigir este problema das medidas convencionais. Além disso, quando o material é exposto a uma combinação de esforços mecânicos, faz-se necessário comparar as respostas apresentadas pelo material, em termos de tensão e deformação, para diferentes modos de deformação (LOPES, 2011).

De acordo com o exposto, faz-se o cálculo da tensão e da deformação verdadeira, de modo a expressar a condição do material em função das condições de momento, ou seja, de área e de comprimento. Considerando isso, as equações (12) e (13) exibem o método utilizado para o cálculo da tensão e da deformação verdadeira, respectivamente:

$$\varepsilon = \ln \frac{L}{L_i} \quad (12)$$

$$\sigma_v = \frac{F}{A} \quad (13)$$

Sendo L o comprimento num segmento inicial e L_i e A seu comprimento e área instantânea, respectivamente, após a aplicação da carga dF . Com a deformação verdadeira é possível medir deformações equivalentes em tração e em compressão, por exemplo, quando um corpo de prova é alongado de duas vezes seu comprimento L e depois comprimido até seu L reduzir metade de seu valor, resultando numa deformação de igual valor, mas com sinais opostos (SOUZA, 1982).

As equações (12) e (13) podem ser reescritas em função da deformação e tensão convencional, assumindo que o volume permanece constante e a deformação é uniforme ao longo de todo o comprimento, desta forma a deformação e tensão verdadeira são definidas pelas equações (14) e (15):

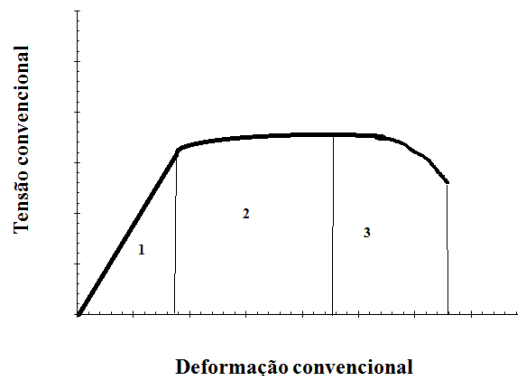
$$\sigma_v = \sigma(e + 1) \quad (14)$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (15)$$

A exatidão dos resultados advindos do ensaio de tração depende, dentre outros fatores, da centralização do corpo de prova na máquina de ensaios que contribui para que a carga seja aplicada na direção do seu eixo longitudinal e do uso de extensômetros para medir a deformação (SOUZA, 1982).

A curva tensão *versus* deformação obtida no ensaio de tração pode ser dividida em três regiões distintas, conforme ilustra a Figura 34, onde a região 1 representa a região de deformação elástica, ou seja, com o carregamento e posterior descarregamento o material tende a retornar a suas dimensões originais; a região 2 é a região de deformação plástica uniforme, a partir daí com a aplicação da carga o material muda suas dimensões permanentemente com igual parcela de redução em qualquer região do material; e a região 3 é a região onde a deformação plástica não é mais uniforme e o alongamento ocorre pela deformação localizada (CALLISTER, 2006).

Figura 34 - Curva tensão - deformação típica de material metálico mostrando as três regiões características



Fonte: AUTORA, 2012.

No regime elástico, um parâmetro importante para a caracterização mecânica do material é o módulo de Elasticidade ou de Young, o qual mantém uma proporção linear com a tensão convencional quando a deformação sofrida pelo material é recuperada após a remoção do esforço mecânico responsável pela mudança dimensional transitória. Essa relação linear está expressa pela equação (16) de acordo com o proposto pela lei de Hooke (SOUZA, 1982):

$$\sigma = Ee \quad (16)$$

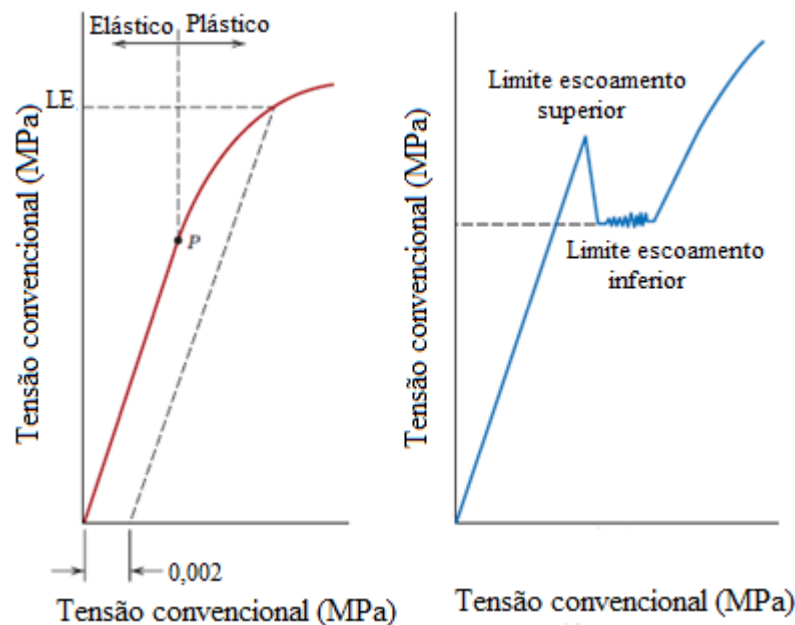
Sendo, E o módulo de rigidez ou módulo de elasticidade, σ a tensão e (e) a deformação convencional. O módulo de elasticidade depende exclusivamente das forças

interatômicas e caracteriza a resistência do material a deformação elástica. Fatores como temperatura podem reduzir o valor de E (SOUZA, 1982).

Alguns metais experimentam uma transição gradativa de deformação elástica para deformação plástica. Nesta situação há um ponto onde ocorre o fim da linearidade da curva tensão-deformação, condição que caracteriza o regime elástico, por meio de um ponto, chamado limite de proporcionalidade (ponto P na Figura 35(a)).

Em contrapartida, a transição do regime elástico para o plástico não é evidente para todos os materiais. Desta forma, faz-se uso de uma convenção para determinar o valor da tensão necessária ao início da deformação plástica, considerando que isto aconteça para um valor específico de deformação convencional, 0,002, chamada tensão limite de escoamento (CALLISTER, 2006).

Figura 35 - Comportamento elasto-plástico de um metal deformado no ensaio de tração mostrando (a) limite de proporcionalidade e limite de escoamento (b) patamar de escoamento.



Fonte: CALLISTER, 2006.

Para a determinação da tensão limite de escoamento traça-se uma reta paralela à região elástica, sendo o ponto de origem desta reta o valor de deformação convencional de 0,002. A determinação da tensão limite de escoamento, identificada como sendo σ_y na Figura 35(a), consistirá então no valor da tensão convencional no ponto de interseção do prolongamento da reta com a curva de tensão convencional *versus* deformação convencional.

Para materiais com transição elastoplástica bem definida (Figura 35(b)) a tensão limite de escoamento representa o valor médio do limite inferior de escoamento, pois o mesmo é mais bem definido e insensível ao procedimento experimental (CALLISTER, 2006).

As curvas de tensão convencional – deformação convencional para os metais com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) formam um patamar de escoamento com um nítido ponto de escoamento (devido à movimentação das linhas de discordâncias), a partir do qual se inicia a deformação plástica. Os valores de limite de escoamento e taxa de encruamento nestes cristais reduzem com o aumento do tamanho de grão (BRESCIANI et al., 2011).

Destaca-se ainda que as posições das curvas de tensão convencional *versus* deformação convencional podem ser alteradas em função, dentre outros aspectos, da temperatura e da taxa de deformação em que o ensaio for realizado (BRESCIANI et al., 2011).

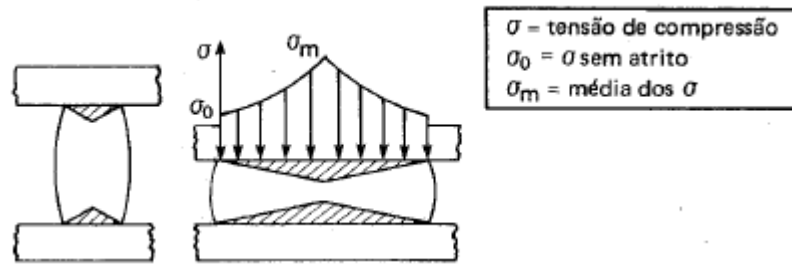
3.8.2. Ensaio de compressão

O teste de compressão é semelhante ao ensaio de tração em termos do esforço mecânico aplicado ao material. No entanto, nesta técnica de ensaio, ao contrário do observado no teste de tração, o sentido de aplicação da carga tende a reduzir a altura do material, provocando ainda a expansão lateral do material em função das condições de lubrificação e de dimensão da amostra testada.

Durante a compressão os metais dúcteis e frágeis apresentam comportamento distinto. No caso dos materiais dúcteis só é possível medir as propriedades relacionadas à zona elástica, pois o material não se rompe. Os materiais frágeis como o ferro fundido cinzento não se deformam lateralmente e rompem por cisalhamento durante a compressão. Neste caso, é possível determinar as propriedades no regime elástico e plástico de modo similar ao utilizado na montagem da curva tensão convencional – deformação convencional do ensaio de tração (SOUZA, 1982).

No ensaio de compressão evita-se a ocorrência de deformação lateral (flambagem) mediante a retirada das condições da amostra e da máquina que favoreçam a excentricidade do material em relação à máquina de ensaios, controlando-se a lubrificação da região de contato entre a placa da máquina e as extremidades do material a ser ensaiado. Este procedimento reduz a falta de contato da superfície do material com a placa da máquina de ensaios decorrente do atrito entre as mesmas, capazes de provocar o aparecimento de um campo de tensões característico, como mostrado na Figura 36 (SOUZA, 1982).

Figura 36 - Regiões não deformadas devidas o atrito entre as placas da máquina e o corpo de prova



Fonte: vários autores, 1971 citado por SOUZA, 1982.

3.8.3. Ensaio de dureza

A dureza de um material é definida como a medida da resistência à deformação plástica localizada pela penetração de um material duro em outro. Sua medida pode ser feita por diferentes métodos e escalas, consistindo o número de um valor de tensão.

No método de dureza Brinell, por exemplo, faz-se a compressão de uma esfera de aço, de diâmetro D , sobre uma superfície plana, polida e limpa de um metal, pela aplicação de uma carga F durante um intervalo de tempo específico, entre 15s e 30s.

Após a aplicação da carga de compressão, a superfície do material que ficou exposta a carga de compressão ficará marcada. Neste caso, verifica-se uma impressão permanente com formato de uma calota esférica com diâmetro d , o qual representa a média de duas medidas sucessivas feitas a 90° , uma em relação à outra.

O método de cálculo utilizado para o cálculo do valor da dureza Brinell (HB) está indicado pela equação (17):

$$HB = \frac{2Q}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (17)$$

A Dureza Rockwell (HR) baseia-se na medida da profundidade da impressão permanente causada pela penetração de duas cargas com intensidade diferente (maior e menor) com uso de um penetrador ou indentador. Deve-se subtrair deste valor de profundidade, a recuperação elástica, devido à aplicação da uma carga maior após a aplicação de uma carga menor.

Os penetradores podem ser esféricos (aço temperado) ou cônicos (cone de diamante com conicidade de 120°). A aplicação de uma carga maior e outra menor tem por objetivo garantir o contato entre as superfícies do penetrador e do corpo de prova. Após a aplicação

das cargas o valor de dureza é lido diretamente na própria máquina de ensaios (SOUZA, 1982).

Outro método de ensaio de dureza, a dureza Vickers, utiliza um penetrador piramidal de diamante com ângulo de 136° entre as faces opostas. Nesta técnica, a impressão deixada sobre a superfície do material após a aplicação da carga Q pelo penetrador tem o aspecto de um losango quadrado com diagonais d_1 e d_2 , sendo necessário, neste caso, efetuar a medição dessas diagonais para identificar o respectivo valor da dureza com uso da equação (18):

$$HV = \frac{1,8544 \cdot Q}{D^2} \quad (18)$$

3.8.4. Análise metalográfica

As propriedades mecânicas do material metálico podem ser relacionadas à sua estrutura, tamanho dos grãos, constituintes e fases presentes, por isso muitas das análises são feitas por fotomicrografias. A amostra a ser estudada é cortada até um tamanho que permita sua visualização no microscópio, o corte é feito tendo em vista a região de interesse. A amostra cortada é então preparada por lixamento, polimento e ataque químico com reagente adequado capaz de revelar a microestrutura do material. A visualização e coleta das fotomicrografias são feitas com auxílio do microscópio óptico.

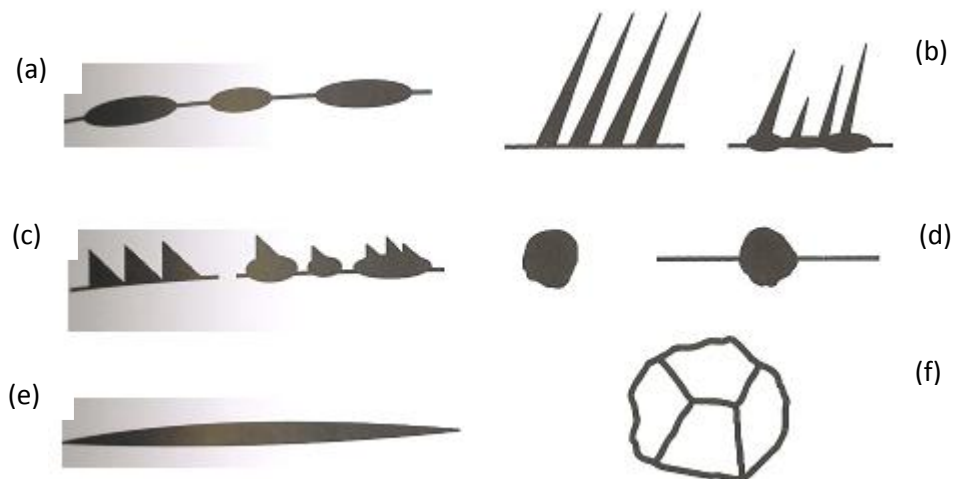
Em aços hipoeutetóides as fases possíveis de ser observada são cementita, ferrita e martensita. Os constituintes podem ser bainita, ferrita, martensita, perlita, entre outros. A martensita possui estrutura caracterizada podendo ser em agulhas “ripas finas” ou placas. A perlita pode ser grosseira (maior espaçamento interlamelar) ou fina (menor espaçamento interlamelar).

No caso da ferrita as diferentes morfologias podem ser classificadas de diferentes formas. Neste trabalho admitiu-se a classificação de Dubé e Aaronson, que define seis estruturas básicas para o cristal ferrítico, conforme ilustra a Figura 37.

O cristal de ferrita idiomorfo, Figura 37(a) tende a nuclear e crescer ao longo do contorno de grão austenítico original, esta morfologia é definida como alotriomorfo e corresponde a ferrita equiaxial e pró-eutetóide. Os cristais idiomorfos, Figura 37(d) tendem a nuclear a partir de inclusões não metálicas sem a influência do contorno de grão austenítico, a ferrita com morfologia idiomorfa também resulta na maioria das vezes em ferrita equiaxial (COLPAERT, 2008).

A ferrita denominada como ferrita de Widmanstatten apresenta morfologia semelhante a placas, sua seção transversal visível na microscopia apresenta morfologia alongada sendo chamada de estrutura acicular. A ferrita acicular pode nuclear de um grão austenítico ou formar-se a partir de ferrita alotriomorfa já nucleada no contorno de grão da austenita. A ferrita de Widmanstatten esta ligada a resfriamentos rápidos fora do equilíbrio (COLPAERT, 2008).

Figura 37 - Esquema da classificação de Dubé e Aaronson, para as formas da ferrita (a) alotriomorfos, (b) ferrita de Widmanstatten primária e secundária, (c) ferrita de Widmanstatten em “dente de serra”, (d) idiomorfo, (e) ferrita de Widmanstatten intergranular e (f) ferrita massiva.



Fonte: adaptado de COLPAERT, 2008.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

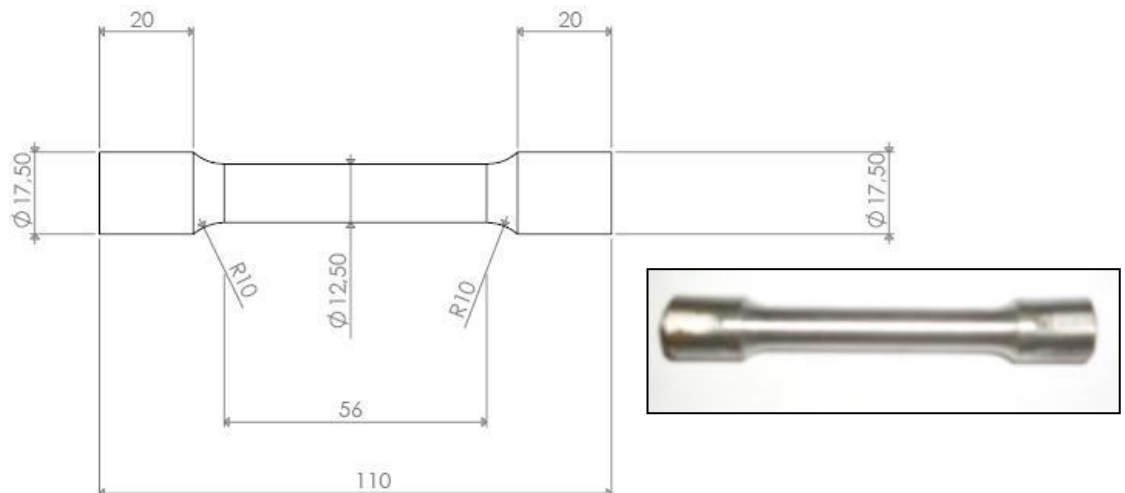
4.1. Material

Este trabalho experimental foi realizado com uso de barras de aço SAE 1045 com diâmetro inicial de 25,4 mm na condição recozido com dureza inicial de 18 HRc.

4.2. Caracterização mecânica

A caracterização mecânica do aço SAE 1045 foi realizada com o auxílio do ensaio de tração uniaxial com uso de corpos de prova com seção transversal circular com comprimento útil de 60 mm e diâmetro útil de 12,5 mm, de acordo com o previsto pela norma ASTM E-8, conforme mostra a Figura 38.

Figura 38 – Dimensões e foto do corpo de prova para ensaios de tração



Fonte: AUTORA, 2012.

A taxa de deformação inicial aplicada aos testes foi de $0,001s^{-1}$. Deste modo, fez-se uso da equação (19) para ajustar a velocidade de deslocamento do cabeçote da máquina de ensaios universais EMIC DL 300KN, do laboratório de ensaios mecânicos, do departamento de Engenharia de Produção Civil do CEFET-MG.

$$v = H \cdot T_x \cdot 60 \quad (19)$$

Sendo v a velocidade de deslocamento do cabeçote da máquina de ensaios, H a altura do comprimento útil do corpo de prova e T_x a taxa de deformação.

Todos os ensaios de tração foram conduzidos na direção de laminação original do material com uso do extensômetro mecânico (*clip gage*) com abertura de 25 mm.

Além dos ensaios de tração foram efetuados testes preliminares de compressão com uso de corpos de prova retirados da barra com altura aproximada de 75 mm e diâmetro de 25 mm na máquina de ensaios EMIC DL com célula de carga de 2000KN.

Antes de realizar os testes de tração e de compressão, fez-se a medição das dimensões dos respectivos corpos de prova com o auxílio do paquímetro digital *Mitutoyo Absolute* com resolução de 0,01mm.

O ensaio de tração foi executado até a fratura do material, enquanto os ensaios preliminares de compressão foram conduzidos até o limite de carga da célula de carga (2000KN). Com os dados de deslocamento e força obtidos pelo ensaio de tração foi construída a curva tensão convencional – deformação convencional característica do material. A partir do traçado desta curva foi possível identificar os parâmetros de resistência mecânica e de ductilidade do aço SAE 1045. Neste caso, fez-se a medição da tensão limite de escoamento, da tensão limite de resistência a tração e do alongamento uniforme do material. Estes dados foram utilizados como referência para analisar os ciclos de deformação dos corpos de prova.

Para o ensaio de compressão foi calculado, além da tensão limite de escoamento e do alongamento uniforme o valor do módulo de rigidez do aço SAE 1045.

Os parâmetros de resistência mecânica foram identificados de modo comum, ou seja, a tensão limite de escoamento, LE , foi calculada considerando-se o valor da tensão em que a curva tensão convencional em função da deformação convencional desvia de uma deformação a partir da inclinação da região elástica por uma quantidade correspondente a 0,2% (0,002), quando o escoamento não é nítido, ou a partir do limite de escoamento inferior e superior quando o escoamento se dá num patamar definido. Já o valor da tensão limite de resistência à tração, LRT , compreendeu a divisão do valor da carga máxima obtida no ensaio pela área inicial do corpo de prova.

A ductilidade do aço SAE 1045, expressa pelo valor do alongamento uniforme, foi identificada pelo cálculo do valor da deformação convencional no ponto de carga ou de tensão máxima, descontando-se deste valor o retorno elástico a partir do traçado de uma linha reta com a mesma inclinação da região elástica na curva tensão convencional - deformação

convencional desde o ponto de tensão máxima (tensão limite de resistência à tração) até o eixo das abscissas (eixo da deformação convencional).

A dureza Rockwell do material foi realizada em durômetro Mitutoyo (NO 3046) com escala 0,01-10mm, o resultado foi definido a partir da leitura direta no equipamento. O procedimento para a medição da dureza consistiu-se na aplicação de uma pré-carga, definida pela escala Rockwell utilizada, após a estabilização do ponteiro, aguardou-se 10 segundos e fez-se a leitura do resultado.

Os dados obtidos no ensaio de tração, compressão e dureza do material no estado como recebido foram utilizados como referência na análise posterior dos ciclos de deformação.

4.3. Caracterização microestrutural

A condição microestrutural inicial do aço SAE 1045 foi realizada com uso da técnica de micrografia (metalografia). Neste caso, uma amostra da barra metálica foi cortada com altura aproximada de 20 mm com uso de uma cortadeira metalográfica (*cut-off*) do laboratório de metalografia do departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG.

Em seguida, a amostra foi embutida com uso de resina de acrílico auto-polimerizante para em seguida, ser lixada (mecanicamente) com uso de lixas de granulometria (*mesh*), de 120#, 220#, 320#, 400# e 600#. Após o lixamento a amostra foi lavada com álcool e seca com secador para que, em seguida, fosse feito o polimento do material.

O polimento (mecânico) foi feito com uso de pasta de diamante em panos com granulometria de 9 μ m, 3 μ m e 1 μ m. Posteriormente, a amostra foi lavada com álcool e seca com auxílio de um secador ao fim de cada uma das etapas de polimento. A amostra polida foi atacada com reagente Nital 2% (solução contendo 2% de ácido nítrico e 98% de álcool etílico). O método adotado para o ataque químico foi à esfregação, com uso de chumaço de algodão contendo a solução ácida, sobre a superfície polida da amostra.

Após a observação da mudança do brilho da superfície da amostra, prosseguiu-se com lavagem da amostra em água corrente acompanhada de secagem com uso de álcool.

As imagens foram observadas ao microscópio óptico Fortel com câmera acoplada e lentes adequadas à ampliação das imagens de 100X, 200X, 400X, 600X e 800X para assim, auxiliar a identificação da condição microestrutural inicial do aço SAE 1045.

O tamanho de grão inicial do aço SAE 1045 foi determinado com o auxílio do software comercial *Image ProPlus* 6.0. Neste caso, após a digitalização das imagens

observadas ao microscópio óptico fez-se a contagem dos grãos, admitindo que o formato dos mesmos é igual ao de um polígono, calculando-se assim a respectiva área dos grãos e por fim, o seu diâmetro médio.

4.4. Processamento termomecânico do aço SAE 1045

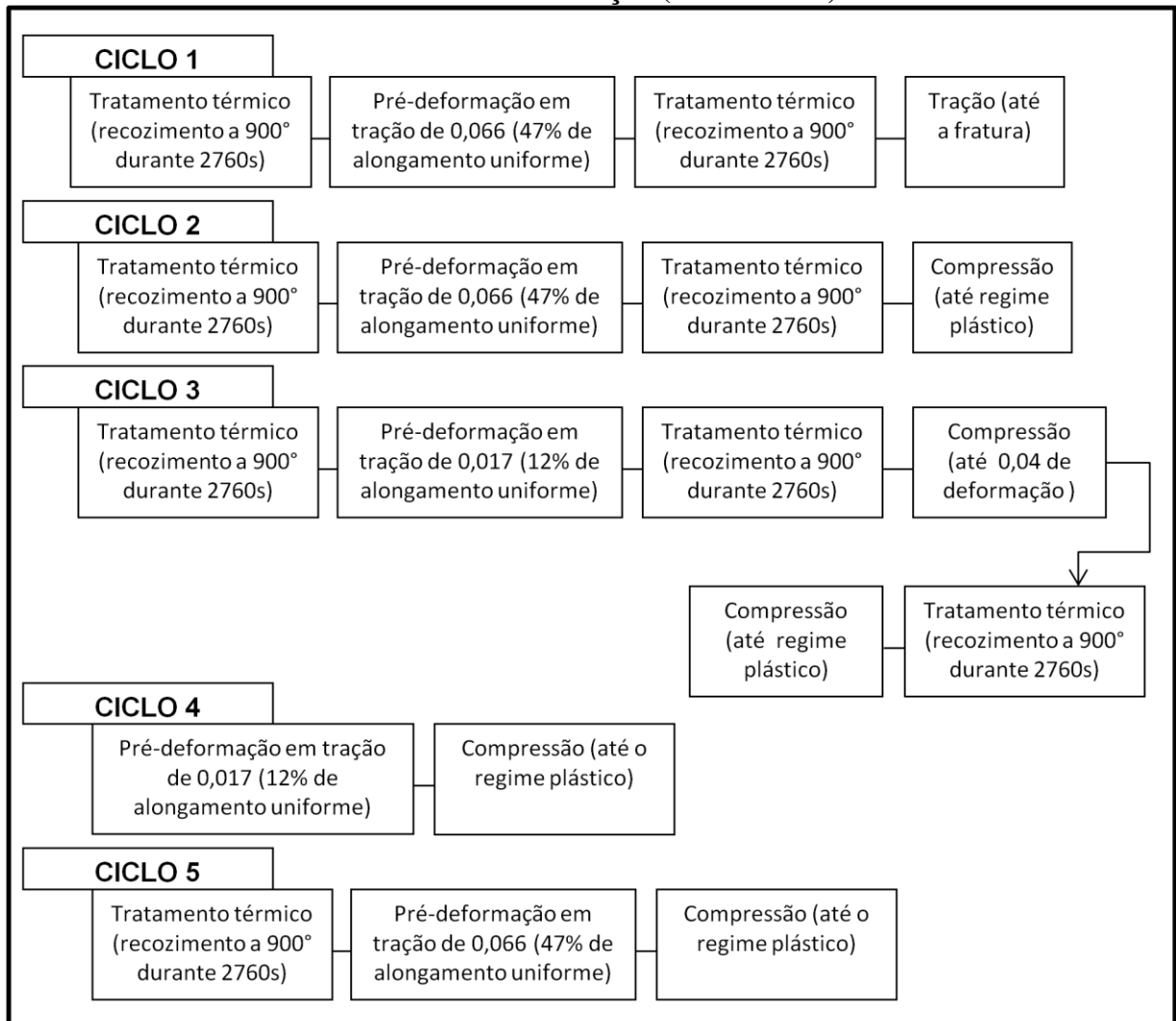
A continuação dos procedimentos experimentais compreendeu a realização de testes de tração para pré-deformar o aço SAE 1045, bem como ensaios de tração e/ou compressão, posteriores ao teste de tração e em algumas situações tratamentos térmicos de recozimento.

Para definir qual o percentual de alongamento uniforme para pré-deformação em tração, definiu-se a partir dos dados obtidos para a caracterização inicial do SAE 1045 no estado como recebido o valor de deslocamento do cabeçote correspondente a 50% e 10% de alongamento uniforme no material.

A máquina universal de ensaios utilizada trabalha com o parâmetro deslocamento (mm) do cabeçote como chave para interromper o carregamento automaticamente. O ensaio preliminar para deslocamento referente a 50% de alongamento uniforme resultou num percentual real de 47% de alongamento uniforme, tendo em vista que o sistema do equipamento finaliza um pouco antes o ensaio, sendo esta diferença variável. Da mesma forma, o ensaio preliminar para testar o ponto de parada para 10% de alongamento uniforme, gerou no material 12% de alongamento uniforme, neste caso, a máquina de ensaios apresentou um atraso na parada do cabeçote. A partir destes dados definiu-se para o trabalho a pré-deformação de 47% e 12%, valores próximos ao desejado e possíveis de se trabalhar com o equipamento disponível.

A sequência de processamentos termomecânicos utilizada nos testes compreendeu a execução de 5 ciclos descritos resumidamente a seguir no esquema da Figura 39.

Figura 39 – Esquema com as seqüências de carregamentos e tratamentos térmicos para cada ciclo de deformação (ciclos 1 ao 5).



Fonte: AUTORA, 2012.

O corpo de prova de compressão para as etapas propostas nos ciclos de deformação foram retirados da região útil do corpo de prova de tração, tendo suas superfícies planificadas e lixadas para retirar qualquer excentricidade deixada pelo processo de corte. Durante os ensaios de compressão não foi utilizado *clip gage*, visto que o extensômetro em questão só trabalha para esforço de tração onde há a abertura do *clip*. Para reduzir os efeitos do atrito entre a superfície do corpo de prova de compressão e a máquina de ensaios foi utilizado vaselina como lubrificante.

Os tratamentos térmicos preliminares e intermediários foram realizados no forno Brasimet Heraeus do laboratório de Tratamentos Térmicos do CEFETMG.

Os ensaios de tração e compressão foram conduzidos nos laboratórios do Departamento de Produção Civil do CEFETMG.

4.5. Análise do Processamento Termomecânico

Como indicado anteriormente, os ciclos de deformação foram aplicados ao aço SAE 1045 com o objetivo de avaliar a influência do modo de deformação, da sequência de deformação (ordem de aplicação dos esforços mecânicos), da quantidade de deformação plástica em tração e em compressão, e do tratamento térmico de recozimento na resposta mecânica apresentada por este material.

Destaca-se ainda que análises microestruturais foram feitas quando o grupo de pesquisa julgou-se necessário para auxiliar no entendimento das respostas apresentadas pelo aço SAE 1045 em função das condições de processamento termomecânico aplicadas ao mesmo.

O comportamento mecânico em cada etapa dos ciclos de deformação propostos bem como as propriedades do material após completar o ciclo foi analisado a partir dos resultados de resistência mecânica e ductilidade que foi definida a partir da curva tensão convencional x deformação convencional, ou seja, cada ensaio de tração ou compressão referente a uma etapa de deformação proposta pelo ciclo de deformação foi analisado individualmente, definindo a tensão limite de escoamento, a dureza (quando possível), a tensão limite de resistência, e o alongamento uniforme.

O comportamento geral do material durante os diferentes modos de deformação e após completar todo o ciclo de deformação foi avaliada por meio da curva tensão verdadeira x deformação verdadeira, sendo as propriedades correspondente definidas por meio dos dados de tensão e deformação convencional.

O efeito do ciclo de deformação foi avaliado por meio da comparação entre a resposta do material à rota de deformação em relação ao material submetido somente ao carregamento monotômico de tração pura. Em alguns casos o ciclo foi comparado ao carregamento em compressão pura também.

Concluída a análise de todas as rotas de deformação propostas (ciclo 1 ao ciclo 5) foi feita uma avaliação do efeito do caminho de deformação nas propriedades mecânicas do aço SAE 1045, utilizando como referência o estado inicial como recebido em carregamento monotômico.

4.6. Tratamento térmico após o processamento

Um dos ciclos foi escolhido para analisar o efeito do histórico de deformação na propriedade final do metal, simulando o processamento de produtos, quando submetidos a tratamentos térmicos para aumento da resistência mecânica.

Para isso, um corpo de prova foi aquecido até a austenitização completa a 860°C, durante 20 minutos (1200s), seguido de resfriamento brusco em água. O forno utilizado pertence ao laboratório de Tratamentos Térmicos do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFETMG, marca Brasimet Heraeus.

A análise foi realizada em comparação ao mesmo tratamento térmico de têmpera realizado no aço SAE 1045 no estado como recebido por meio de dados de dureza e microscopia.

5. RESULTADOS e DISCUSSÕES

O resultado obtido após a realização do procedimento experimental, bem como as análises do caminho de deformação serão apresentadas e discutidas neste tópico.

A máquina de ensaios utilizada nos ensaios de tração e compressão não permitiu que a deformação imposta ao material fosse exatamente o valor proposto na metodologia, por isso os corpos de prova apresentaram valores de pré-deformação próximos ao estipulado (valores inferiores ou superiores ao definido para alongamento uniforme), sendo considerada a resposta mecânica ao ciclo de deformação como o resultado de apenas um dos corpos de prova submetidos ao mesmo ciclo.

5.1. Caracterização Mecânica da Amostra Referência

O aço SAE 1045 adquirido para a realização da metodologia proposta no procedimento experimental teve suas propriedades mecânicas definidas por meio do ensaio de tração. Os resultados obtidos após o ensaio de tração até a fratura do CP4 é apresentado na Tabela 4.

Tabela 4 - Propriedades Mecânicas do aço SAE 1045 (Como recebido) referentes ao ensaio de tração até a fratura do corpo de prova

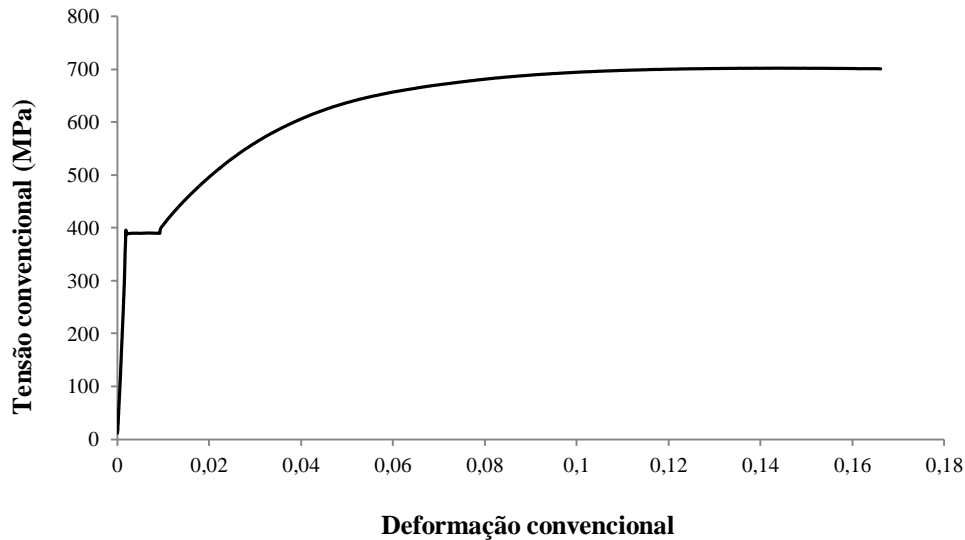
Propriedade Mecânica	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE _i)	389 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE _s)	395 MPa
Tensão Limite de Resistência a Tração (LRT)	702 MPa
Alongamento Uniforme (AU)	0,165
Dureza (HR _B)	88,3 HR _B

Fonte: AUTORA, 2012.

A Figura 40 apresenta a curva tensão convencional x deformação convencional para o aço SAE 1045 no estado como recebido tracionado até a fratura. Como pode ser percebido houve a formação de um patamar de escoamento, apresentando, por isso, valores para limite de escoamento superior e inferior. Tal comportamento não era esperado para um aço carbono de médio teor de carbono como o aço SAE 1045 utilizado neste trabalho. A partir desta observação pode ser levantada a suspeita de que o aço comprado foi fornecido com teor de

carbono inferior ao especificado para um aço classificado como SAE 1045. A dureza do aço foi de 88.3 HR_B com desvio padrão de 3.055.

Figura 40 - Curva Tensão Convencional x Deformação Convencional para o aço no estado inicial (como recebido) para o ensaio de tração até a fratura



Fonte: AUTORA, 2012.

Para a caracterização do comportamento mecânico do aço SAE 1045 quando submetido a compressão, foram realizados os ensaios de compressão em quatro corpos de provas, sendo o resultado apresentado na Tabela 5 referente aos dados obtidos para o CPD1.

Tabela 5 - Propriedades Mecânicas do aço SAE 1045 (Como recebido) referentes ao ensaio de compressão até flambar o corpo de prova

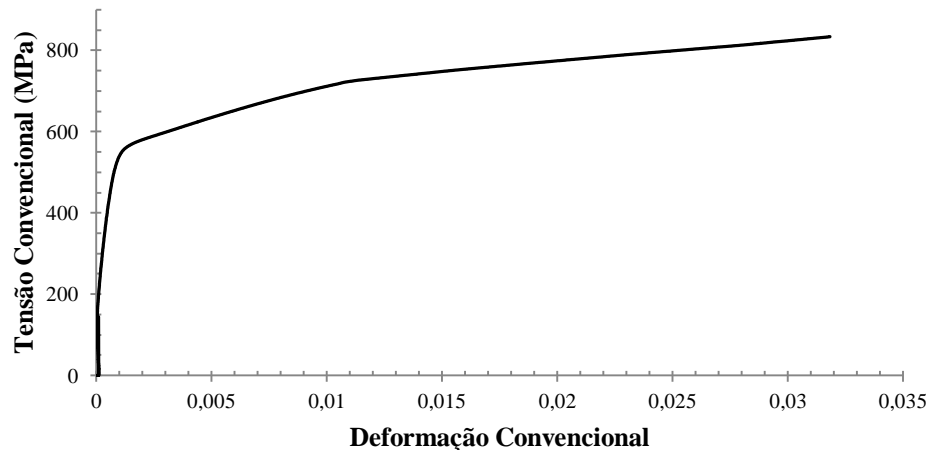
Propriedade Mecânica	Referência
Tensão Limite de Escoamento (LE)	582 MPa
Tensão Máxima (referente a carga máxima aplicada até a flambagem)	833 MPa
Módulo de Rigidez (E)	514 GPa
Alongamento Uniforme (AU)	0,031
Dureza (HR _B)	88,3 HR _B

Fonte: AUTORA, 2012.

A curva característica do aço SAE 1045 no estado como recebido é apresentado na Figura 41. No ensaio de compressão não foi utilizado extensômetro *clip gage*, devido ao fato do diâmetro do corpo de prova ser superior ao diâmetro máximo do *clip* e a direção de deformação provocar o fechamento do mesmo. Durante o ensaio houve desprendimento de

carepa da superfície do aço (o aço foi adquirido já recozido). O módulo de elasticidade calculado por meio dos valores da região linear da curva foi de aproximadamente 514 GPa.

Figura 41 - Curva Tensão Convencional x Deformação Convencional para o aço SAE 1045 no estado inicial (como recebido) submetido a carga compressiva



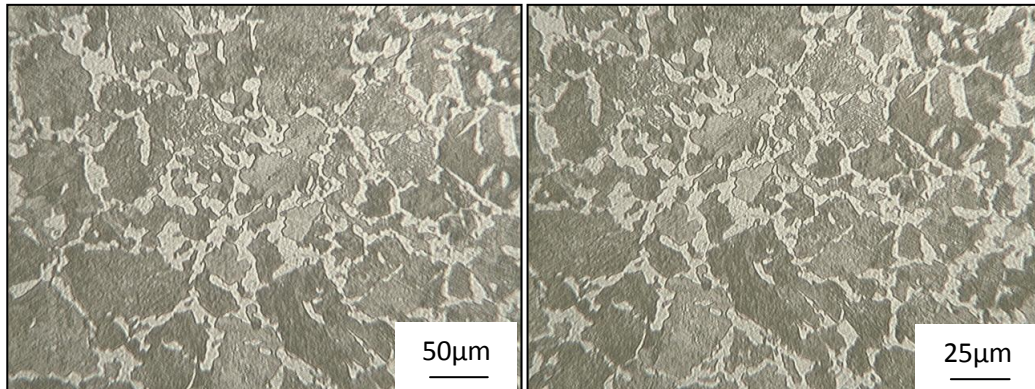
Fonte: AUTORA, 2012.

Os resultados obtidos para o ensaio de tração e compressão para o material no estado como recebido foram utilizados como referência para todas as rotas de deformação trabalhadas neste procedimento experimental.

5.2. Caracterização Microestrutural da Amostra Referência

A análise metalográfica do estado inicial (como recebido) mostrou que o aço apresenta perlita e ferrita como constituintes, fato já esperado para um aço carbono hipoeutetóide recozido, sendo a ferrita, portanto, denominada ferrita pró-eutetóide. As fotomicrografias para um aumento de 200 e 400 vezes, respectivamente, esta representado na Figura 42. O tamanho do grão médio da perlita foi de 7,737 μm e para a ferrita o tamanho do grão médio foi de 4,514 μm .

Figura 42 - Fotomicrografia do aço SAE 1045 no estado inicial (como recebido)

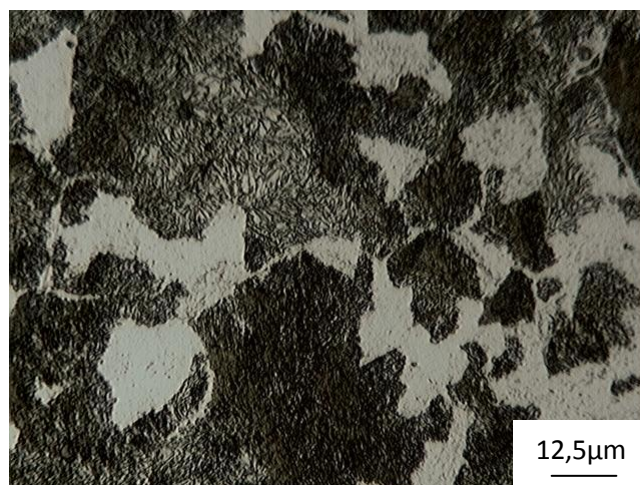


Fonte: AUTORA, 2012.

As rotas de deformação definidas como, ciclo 1, ciclo 2, ciclo 3 e ciclo 5 tiveram como etapa inicial do processamento termomecânico o recozimento prévio do material, por isso oito dos corpos de prova de tração foram tratados termicamente a 900°C/46 minutos com resfriamento ao forno. Já o ciclo 4 teve como estado inicial o material em seu estado como recebido.

Após o recozimento foi realizada análise metalográfica do material. A constituição do aço, bem como a morfologia dos grãos após o tratamento térmico pode ser visualizada na Figura 43. Pela imagem da Figura 43, pode se observar que os constituintes são perlita e ferrita pró-eutetóide. A ferrita apresenta morfologia alotriomorfa, e nota-se a presença tanto de perlita de granulação fina como de granulação grosseira. A dureza média para as amostras após o recozimento foi de 77,3 HR_B com desvio padrão de 2,309.

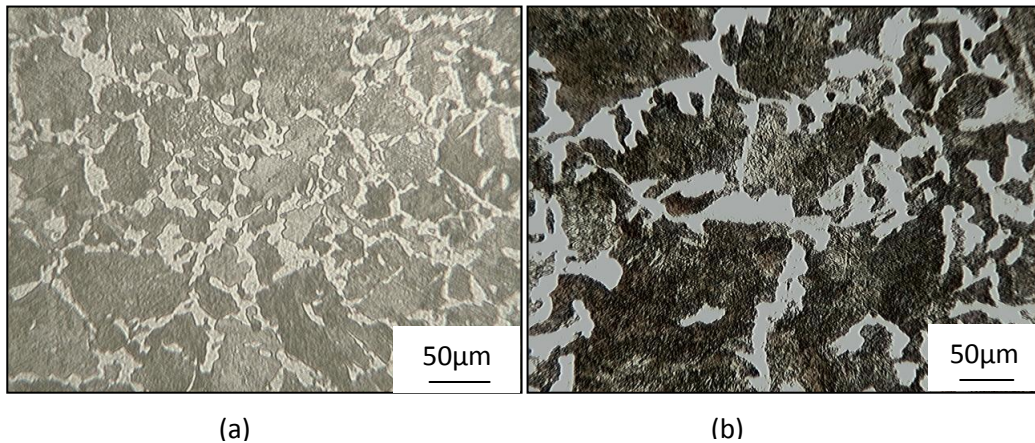
Figura 43 - Fotomicrografia do aço SAE 1045 recozido a 900°C/46 min. ataque Nital



Fonte: AUTORA, 2012.

Comparando as Figuras 44(a) e (b) percebe-se que os grãos de ferrita pró-eutetóide continuam com a mesma morfologia distribuída ao longo das colônias de perlita, antes e depois do tratamento térmico de recozimento. A perlita está nítida e a distância entre as lamelas está superior aos observados na imagem de mesmo aumento para o estado inicial do material.

Figura 44 - Fotomicrografia do aço SAE 1045 (a) como recebido e (b) após tratamento térmico de recozimento a 900°C/46 min.

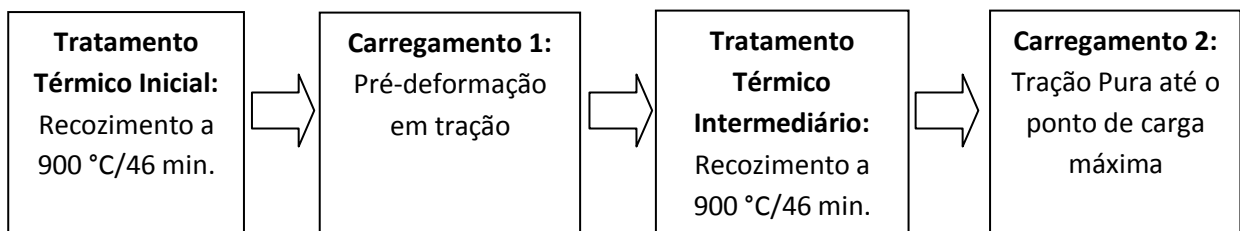


Fonte: AUTORA, 2012.

5.3. Primeiro ciclo de deformação

O primeiro ciclo de processamento termomecânico, denominado como ciclo 1, foi definido conforme o esquema apresentado na Figura 45. Dois corpos de prova (CPA1 e CPA2) foram submetidos às etapas do ciclo 1, sendo que a análise sobre as propriedades mecânicas do material após o processamento proposto foram realizadas a partir dos resultados para o corpo de prova CPA1.

Figura 45 - Esquema do ciclo 1 de processamento mecânico



Fonte: AUTORA, 2012.

5.3.1. Deformação em tração (Carregamento 1 e 2)

Após o tratamento térmico inicial de recozimento seguiu-se com a pré-deformação inicial do CPA1, em sequência houve um novo recozimento seguido de nova deformação em tração até o ponto de carga máxima, os dados referentes ao comportamento mecânico do corpo de prova esta apresentado na Tabela 6.

Como pode ser percebido pelos dados da Tabela 6, o CPA1 após os dois carregamentos em tração (pré-deformação, recozimento e tração até a carga máxima) apresentou uma redução de 24% no limite de escoamento do material em relação ao aço no estado como recebido. Além disso, a dureza após o segundo carregamento em tração foi superior ao valor apresentado pelo material na condição como recebido.

Tabela 6 - Propriedades Mecânicas do CPA1 recozido, pré-deformado em tração, recozido e tracionado x Referência (Como recebido)

Propriedade Mecânica	Carregamento 1	Carregamento 2	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE_i)	339 MPa	295 MPa	389 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE_s)	349 MPa	297 MPa	395 MPa
Tensão Máxima	647 MPa	548 MPa	702 MPa (LRT)
Dureza (HR_B)	---	108,5 HR_B	88,3 HR_B
Desvio Padrão (Dureza)	---	0,707	3,055
Alongamento Uniforme (AU)	0,183	0,145	0,165

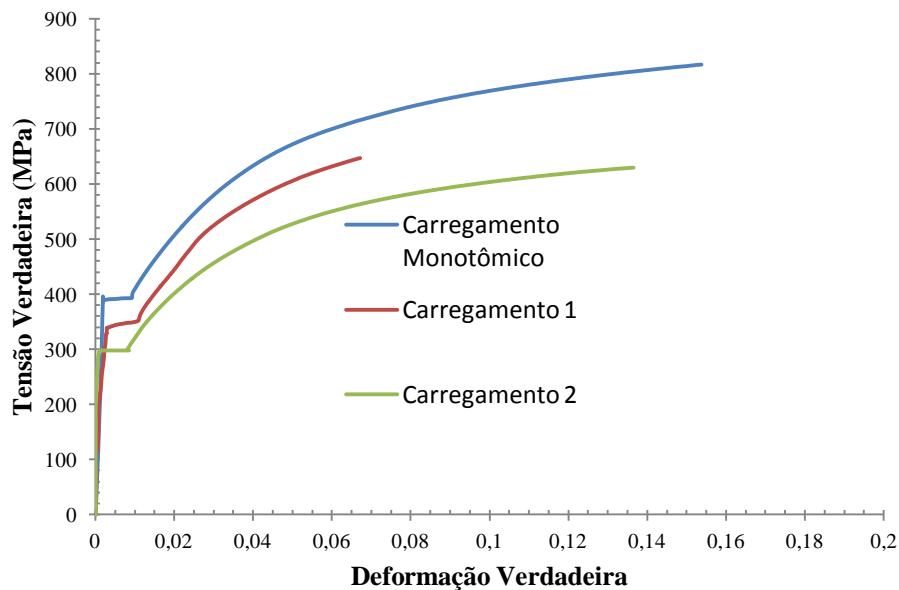
Fonte: AUTORA, 2012.

5.3.2. Análise da influência do ciclo 1 no comportamento mecânico

Cada etapa do ciclo 1 resultou numa alteração no comportamento mecânico do material, o que pode ser percebido pelas curvas do carregamento 1 (pré-deformação) e carregamento 2 (tração até a carga máxima) para o corpo de prova CPA1, conforme mostra a Figura 46, comparados com o carregamento monotômico em tração pura.

Observando apenas o comportamento final do CPA1 (curva para o carregamento 2) e o comportamento do aço SAE 1045 em carregamento monotômico de tração é possível perceber que o patamar de escoamento apresentado na última etapa do ciclo de deformação esta localizado numa região de valores inferiores de tensão, ou seja, o limite de escoamento após a sequência de carregamentos (pré deformação em tração + tração) é menor do que o apresentado para o carregamento monotômico.

Figura 46 - Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para o carregamento monotômico (tração pura), carregamento 1 (pré-deformação em tração CPA1) e carregamento 2 (tração até o ponto de carga máxima CPA1)



Fonte: AUTORA, 2012.

O descarregamento e carregamento no mesmo modo de esforço em tração somado aos tratamentos térmicos entre um carregamento e outro pode ter resultado na diminuição do limite de escoamento. Em valores o limite de escoamento para o carregamento monotômico é de 389 e 395 MPa, respectivamente para os limites inferior e superior, enquanto que após os dois modos de deformação o limite de escoamento reduziu seu módulo para 295 e 297, respectivamente, para o limite inferior e superior.

A diferença entre os limites superior e inferior para um mesmo modo de carregamento reduziu. No carregamento monotômico a diferença entre os limites era de 6 MPa, e para o carregamento em tração até a carga máxima (carregamento 2) a diferença reduziu para 2 MPa.

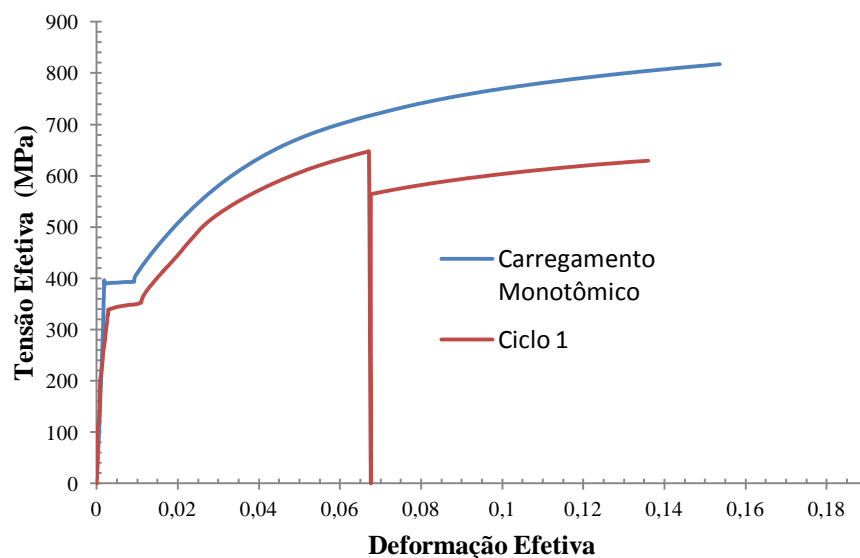
Observando agora todas as etapas de deformação até a conclusão do ciclo 1 e comparando ao comportamento do aço em carregamento monotômico é possível perceber que a redução do limite de escoamento foi gradual, houve uma pequena redução após o primeiro carregamento até alcançar o valor final apresentado após o segundo carregamento. Sendo a variação da tensão limite de escoamento na etapa final do processamento resposta tanto do tratamento térmico, como também da pré-deformação em tração.

Comparando o comportamento mecânico do material em carregamento monotômico com o ciclo de deformação imposto ao CPA1, Figura 47, observa-se que a resistência mecânica é maior para o material submetido ao carregamento monotômico. O conjunto deformação mais tratamento térmico trabalhado para o ciclo 1 reduziu a resistência do

material, e ainda não permitiu que houvesse maior percentual de deformação plástica, reduzindo a ductilidade do material.

Conforme mostra a curva para o ciclo 1, representada na Figura 47, o patamar de escoamento onde há a deformação heterogênea só aparece uma vez, antes do descarregamento. A deformação plástica interrompida em determinado ponto continuou a ocorrer após o novo carregamento, mas para menores valores de tensão.

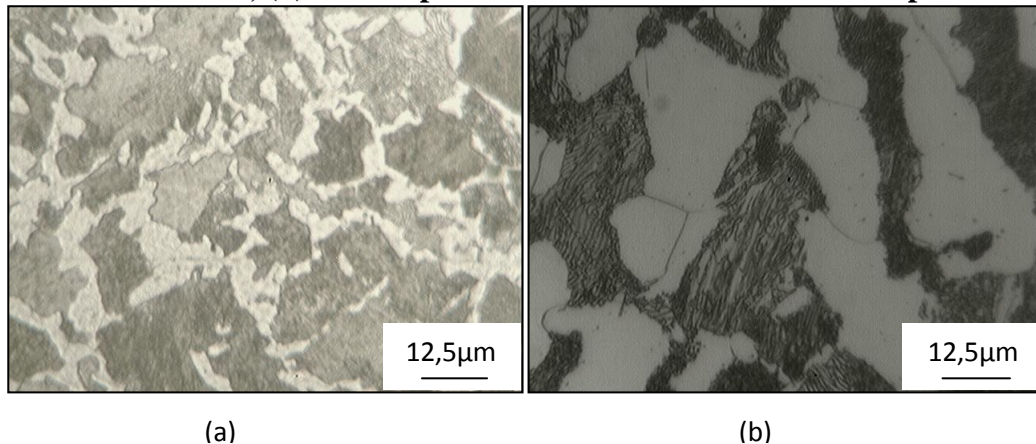
Figura 47 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva para o carregamento monotômico (tração pura) e o ciclo 1 (pré-deformação em tração com tratamento térmico intermediário e tração até a carga máxima do CPA1)



Fonte: AUTORA, 2012.

A fotomicrografia do material no estado inicial (recozido) e do corpo de prova CPA1 após todas as etapas do processamento termomecânico (ciclo 1), são apresentadas na Figura 48(a) e (b), respectivamente. Como pode ser percebido, o tamanho dos grãos dos corpos de prova submetidos a deformação e tratamentos térmicos esta maior do que no estado como recebido. A Figura 48(a) mostra a presença de ferrita alotriomorfa no estado inicial, que manteve esta morfologia após o ciclo de deformação.

Figura 48 - Fotomicrografias (a) aço SAE recozido a 900°C/46 minutos com resfriamento ao forno, (b) CPA1 após serem submetidos a todas as etapas do ciclo 1.

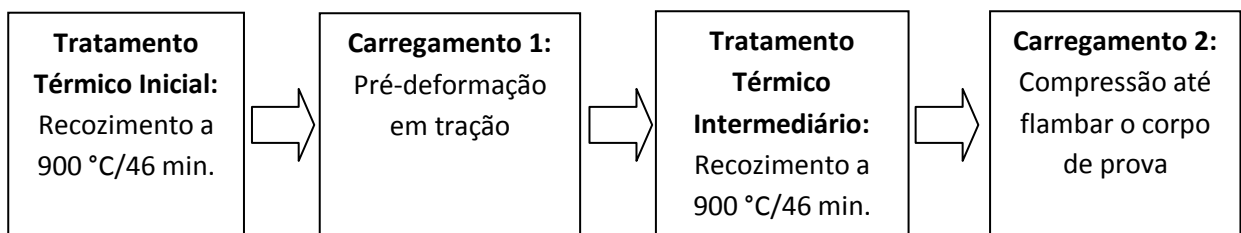


Fonte: AUTORA, 2012.

5.4. Segundo ciclo de deformação

O segundo ciclo termomecânico foi definido conforme o esquema da Figura 49, onde os corpos de prova CPA3 e CPA4 foram submetidos a diferentes esforços para deformar plasticamente o metal. A influência do ciclo termomecânico foi analisada por meio dos resultados apresentados pelo CPA3.

Figura 49 - Esquema do ciclo 2 de processamento mecânico



Fonte: AUTORA, 2012.

5.4.1. Pré-deformação em tração (Carregamento 1)

Os resultados obtidos para a tração inicial para pré-deformação são apresentados na Tabela 7. A dureza do material após a pré-deformação foi superior a dureza apresentada pelo aço no estado como recebido. Esta diferença na dureza pode estar relacionada ao estado inicial do corpo de prova antes do ensaio, que para a amostra referência era sem deformação após a aquisição no comércio e, para o corpo de prova CPA3 era recozimento com resfriamento ao forno.

Tabela 7 - Propriedades Mecânicas do CPA3 tratado termicamente e pré-deformado em tração x Referência (Como recebido)

Propriedade Mecânica	CPA3	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE_i)	311 MPa	389 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE_s)	314 MPa	395 MPa
Tensão Máxima durante o ensaio	592 MPa	702 MPa (LRT)
Dureza (HR_B)	110 HR_B	88,3 HR_B
Desvio Padrão (Dureza)	1,414	3,055
Alongamento Uniforme (AU)	0,053	0,165

Fonte: AUTORA, 2012.

5.4.2. Deformação em compressão (Carregamento 2)

A segunda etapa do ciclo 2 consistiu em tratar termicamente os corpos de prova pré-deformados a 900°C/46 minutos com resfriamento ao forno e em sequência deformá-los em compressão até iniciar a flambagem. Os resultados obtidos com o ensaio de compressão do CPA3 estão descritos na Tabela 8.

Pelos dados contidos na Tabela 8 percebe-se que houve uma alteração nas propriedades mecânicas do corpo de prova submetidos aos carregamentos com tratamento térmico intermediário propostos para o ciclo 2 (recozimento inicial e pré-deformação em tração, seguido de recozimento intermediário com compressão até flambar). A dureza e a resistência mecânica aumentaram, todavia o limite de escoamento reduziu drasticamente.

Tabela 9 - Propriedades Mecânicas do CPA3 pré-deformado em tração e comprimido x Referência (Compressão do material como recebido)

Propriedade Mecânica	CPA3	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE_i)	42 MPa	582 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE_s)	45 MPa	
Tensão Máxima	894 MPa	833 MPa
Módulo de Rigidez (E)	6,3 GPa	514 GPa
Alongamento Uniforme (AU)	0,041	0,031
Dureza (HR_B)	113,5 HR_B	88,3 HR_B
Desvio Padrão (Dureza)	2,121	3,065

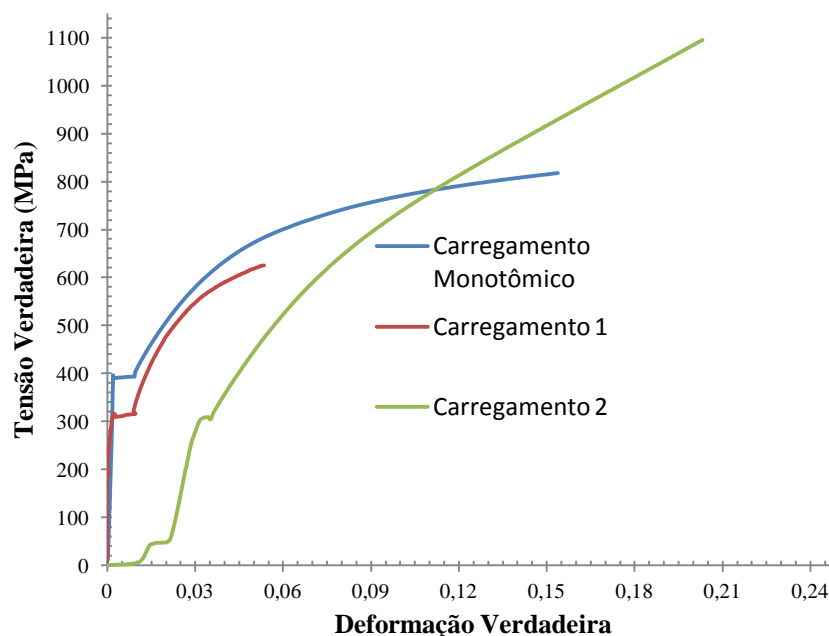
Fonte: AUTORA, 2012.

5.4.3. Análise da influência do ciclo 2 no comportamento mecânico

O ciclo 2 foi composto por dois carregamentos, correspondentes a pré-deformação em tração e a compressão até a flambagem do material, com tratamentos térmicos de recozimento antes de cada carregamento. Comparando a curva característica de cada carregamento com o comportamento mecânico do aço no estado como recebido submetido a tração pura (carregamento monotômico), tem-se que após o segundo carregamento o CPA3 aumentou sua resistência mecânica e ainda foi capaz de suportar mais deformação permanente do que o material sob carregamento monotômico, conforme verifica-se no gráfico da Figura 50.

Além disso, o escoamento do material durante o segundo carregamento se deu em valores de tensão inferiores aos apresentados pelo carregamento monotômico e pelo primeiro carregamento. Houve uma redução gradual do limite de escoamento a cada carregamento, como pode ser observado na Figura 50.

Figura 50 - Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para o carregamento monotômico (tração pura) do material no estado como recebido, do CPA3 após a pré-deformação em tração (Carregamento 1) e após a compressão (Carregamento 2)



Fonte: AUTORA, 2012.

O encruamento inicial e a temperatura de recozimento fornecem energia para a recristalização e crescimento de grão durante o tratamento térmico, onde as discontinuidades presentes no material são eliminadas, podendo reorganizar a estrutura cristalina de tal forma

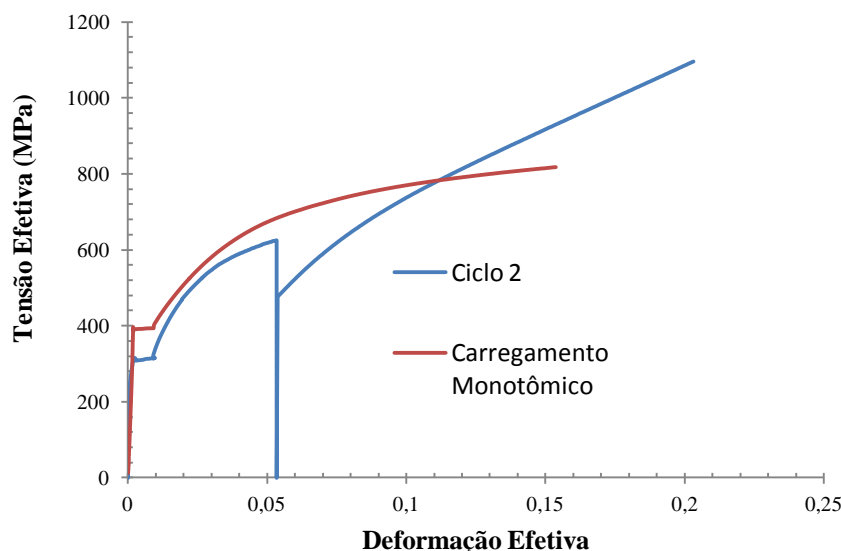
que a deformação plástica pode ser alcançada para menores valores de tensão, em relação ao exigido para deformar permanentemente durante o primeiro carregamento em tração.

Um indicativo de que não só o tratamento térmico intermediário causou as alterações mecânicas do material é a presença do efeito Bauschinger durante a mudança no modo de carregamento (tração para compressão) que pode ser visualizado na curva para o ciclo 2 (Figura 51). O efeito Bauschinger é o fenômeno macroscópico do comportamento mecânico a mudança no caminho de deformação do material, quando se altera a direção do esforço aplicado (LOPES, 2011).

O conjunto pré-deformação e tratamento térmico intermediário promoveu um aumento na resistência mecânica do material, visto que a tensão máxima em estado uniaxial suportada pelo corpo de prova é maior para o CPA3 após o ciclo 2 em relação a resposta mecânica do material como recebido, conforme ilustra a Figura 51.

O patamar de escoamento ocorreu apenas uma vez, durante a pré-deformação no ciclo 2, depois do descarregamento, a deformação resultante foi permanente e no campo referente ao regime plástico do material. O escoamento no ciclo 2, como pode ser visto no gráfico da Figura 51 ocorreu para menores valores de tensão comparados a escoamento do material em tração pura.

Figura 51 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva para o aço SAE 1045 em carregamento monotômico e para o CPA3 submetido a todas as etapas do ciclo 2

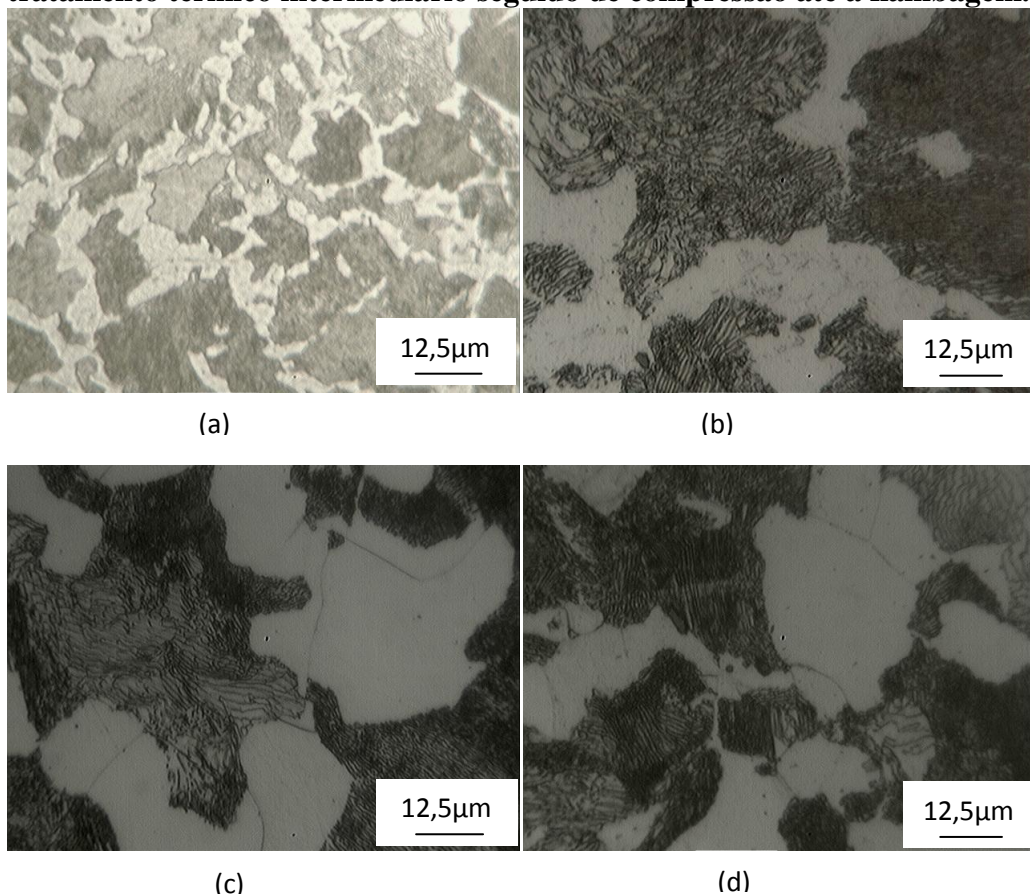


Fonte: AUTORA, 2012.

A Figura 52 mostra a evolução microestrutural observada durante o ciclo 2, a primeira etapa referente ao tratamento térmico inicial, Figura 52(b), conduziu ao aumento do tamanho

de grão da ferrita constituinte. A diferença entre os tamanhos de grão para o CPA3 submetido ao carregamento 1 (pré-deformação em tração) e carregamento 2 (pré-deformação, recozimento e compressão até regime plástico), Figura 52(c) e (d), respectivamente, não está nítida, e como não houve análise quantitativa, não dá para definir com exatidão se houve alterações desta natureza.

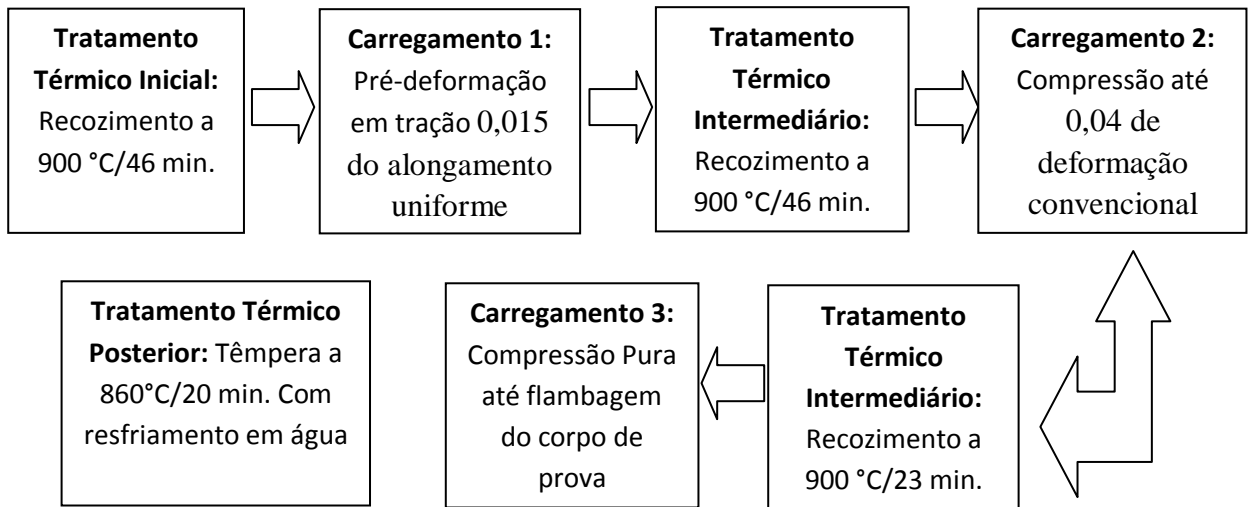
Figura 52 - Evolução Microestrutural durante o Ciclo 2 (a) Material no estado como recebido, (b) após o tratamento térmico inicial de recozimento a 900°C/46 minutos, (c) CPA3 após a pré-deformação em tração, (d) CPA3 pré-deformado em tração após o tratamento térmico intermediário seguido de compressão até a flambagem.



Fonte: AUTORA, 2012.

5.5. Terceiro ciclo de deformação

O terceiro ciclo termomecânico foi definido conforme o esquema representado na Figura 53. Dois corpos de prova foram submetidos a sequência de deformação proposta para este ciclo, sendo a resposta mecânica e microestrutural do material discutida referentes ao corpo de prova CPA7.

Figura 53 - Esquema do ciclo 3 de processamento mecânico

Fonte: AUTORA, 2012.

5.5.1. Pré-deformação em tração (Carregamento 1)

As propriedades mecânicas do aço SAE 1045 no estado como recebido usado como referência e os resultados obtidos para o CPA7 é apresentado na Tabela 9. Como pode ser observado pelos dados da Tabela 9, o CPA7 apresentou uma redução de 13% no valor de tensão limite de escoamento em comparação ao estado como recebido. Além disso, a dureza apresentada pelo CPA7 foi superior aos valores obtidos para a amostra como recebida e a amostra após o tratamento térmico inicial, que era de 77,3 HR_B.

Tabela 9 - Propriedades Mecânicas do CPA7 pré-deformado em tração x Referência (Compressão do material como recebido)

Propriedade Mecânica	CPA7	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE _i)	336 MPa	389 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE _s)	343 MPa	395 MPa
Tensão Máxima (referente a carga máxima aplicada)	430 MPa	702 MPa (LRT)
Dureza (HR _B)	107,5 HR _B	88,3 HR _B
Desvio Padrão (Dureza)	2,380	3,055
Alongamento Uniforme (AU)	0,015	0,165

Fonte: AUTORA, 2012.

5.5.2. Deformação em Compressão (Carregamento 2)

O CPA7 recozido e pré-deformado em tração foi submetido a novo tratamento térmico de recozimento nas mesmas condições iniciais (900°C/46minutos) e submetido a compressão, que resultou no comportamento apresentado na Tabela 10.

Pelos dados da Tabela 10 percebe-se que após o tratamento térmico inicial, com deformação em tração seguida de novo tratamento térmico e compressão (carregamento 2) gerou uma redução no valor de tensão limite de escoamento do material, bem como do módulo de rigidez que decaiu seu valor nominal do estado inicial como recebido em mais de 98%. O alongamento uniforme do CPA7 foi superior ao conseguido na amostra inicial usada como referência, além disso, a deformação plástica foi alcançada para menores valores de tensão, uma vez que a tensão máxima do ensaio de compressão do CPA7 foi de 612 MPa que produziu um alongamento uniforme de 0,04, enquanto que para um alongamento uniforme de 0,031 a amostra no estado como recebido exigiu tensões superiores.

Tabela 10 - Propriedades Mecânicas do CPA7 pré-deformado em tração e comprimido x Referência (Compressão do material como recebido)

Propriedade Mecânica	CPA7	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE _i)	33 MPa	582 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE _s)	45 MPa	
Tensão Máxima	612 MPa	833 MPa
Módulo de Rigidez (E)	5,2 GPa	514 GPa
Alongamento Uniforme (AU)	0,040	0,031

Fonte: AUTORA, 2012.

5.5.3. Segunda Deformação em Compressão (Carregamento 3)

No último carregamento proposto para o ciclo 3, o CPA7 foi submetido a compressão pura até ser notado os efeitos da deformação triaxial, início da flambagem do material. Após o ensaio os dados coletados de deformação e tensão foram analisados e os resultados estão apresentados na Tabela 11.

Como pode ser observado o terceiro estágio de deformação correspondente a tratamento térmico intermediário do material pré-deformado em tração e compressão seguido de carregamento compressivo (carregamento 3) resultou num aumento da tensão limite de escoamento em relação aos resultados obtidos para o CPA7 pré-deformado em tração e

comprimido (carregamento 2). Além disso, houve um aumento da resistência mecânica, que apesar de ter se elevado em relação ao segundo carregamento (1° Compressão), não foi suficiente para superar a resistência apresentada pelo material no estado como recebido (Referência).

Ainda analisando os dados apresentados na Tabela 11, nota-se que o alongamento uniforme foi muito mais expressivo para o CPA7 submetido a um segundo carregamento em compressão pura (carregamento 3), sendo a deformação plástica alcançada nesta etapa do ciclo 3 praticamente o dobro da alcançada para o CPA7 após o carregamento 2 e para o material no estado como recebido.

A dureza também aumentou em relação ao estado como recebido. Já o módulo de rigidez apresentou um aumento mínimo em relação a primeira compressão do CPA7, contudo permaneceu inferior ao módulo de rigidez do material no estado como recebido.

Tabela 11 - Propriedades Mecânicas do CPA7 pré-deformado em tração e compressão e comprimido até a flambagem x Referência (Compressão do material como recebido)

Propriedade Mecânica	CPA7 (2° Compressão)	CPA7 (1° Compressão)	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE _i)	36 MPa	33 MPa	582 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE _s)	55 MPa	45 MPa	
Tensão Máxima	813 MPa	612 MPa	833,5 MPa
Módulo de Rigidez (E)	6,27 GPa	5,2 GPa	514 GPa
Dureza (HR _B)	108 HR _B	---	88,3 HR _B
Desvio Padrão (Dureza)	1,414	---	3,055
Alongamento Uniforme (AU)	0,076	0,040	0,031

Fonte: AUTORA, 2012.

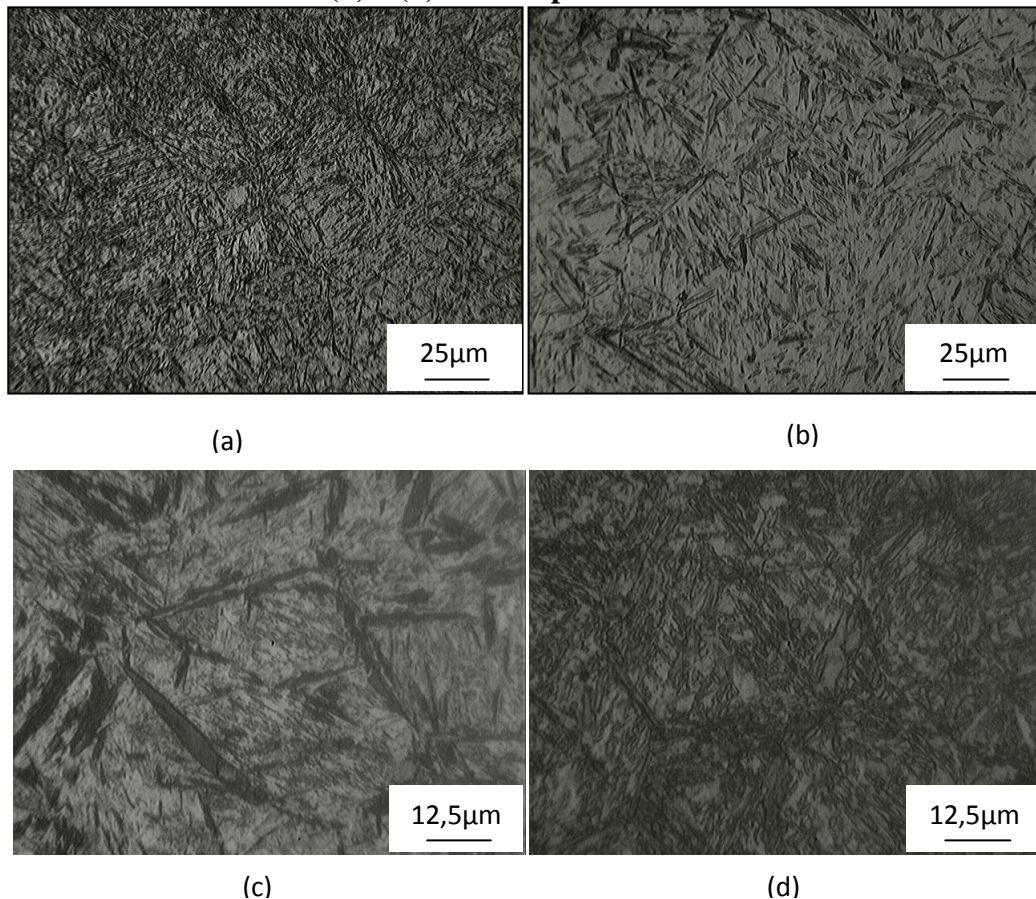
5.5.4. Tratamento Térmico Final

O único ciclo de deformação onde o corpo de prova foi temperado após o processamento mecânico foi o CPA7, visto que, foi a rota de deformação com maior quantidade de etapas. O CPA7 temperado com resfriamento em água foi comparado com o material no estado como recebido também temperado nas mesmas condições a 860°C/20 minutos.

As fotomicrografias apresentadas na Figura 54 representam o aço no estado como recebido temperado e o CPA7 após o último carregamento do ciclo 3 também temperado. Como pode ser visualizado na Figura 54(a) o material no estado como recebido, apresenta martensita grosseira, enquanto que o CPA7 deformado apresenta martensita mais fina, Figura 54(b).

A ampliação das fotomicrografias permite identificar tanto martensita em forma de placas como martensita na forma de ripas mais finas dentro dos grãos de ferrita na amostra referência, Figura 54(c), enquanto que no CPA7 predomina a microestrutura grosseira da martensita, Figura 54(d).

Figura 54 - Fotomicrografia do aço SAE 1045 temperado (a) e (c) Amostra Referência, (b) e (d) CPA7 após o ciclo 3.



Fonte: AUTORA, 2012.

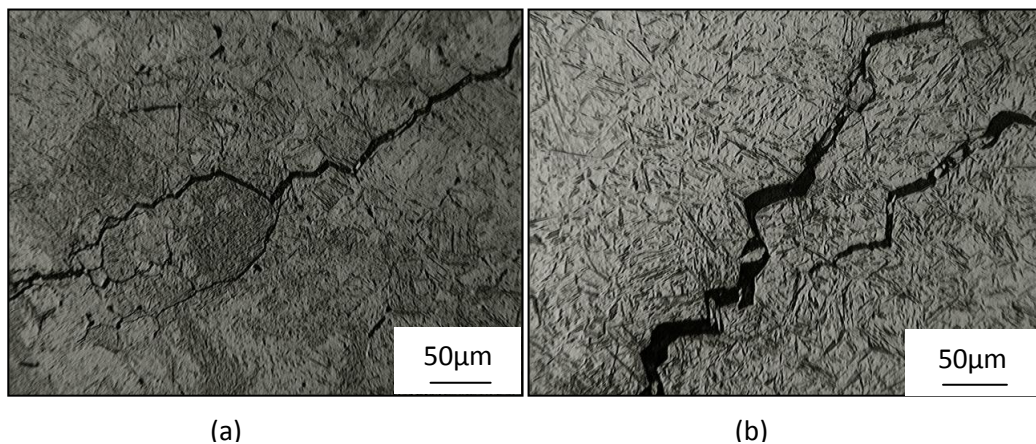
Tanto a amostra referência como o CPA7 deformado a frio formaram trincas. A fotomicrografia apresentada na Figura 55 (a) e (b) mostra a trinca formada após a têmpera da amostra referência e do corpo de prova CPA7, respectivamente.

A trinca formada na amostra referência, Figura 55(a) se propagou ao longo do contorno de grão. Nesta fotomicrografia também é possível ver grãos de austenita retida, que são identificados na Figura 55(a) como regiões sombreadas com coloração diferente da apresentada pelos grãos de ferrita. Ademais, também é possível notar a presença de contorno de grão de austenita anterior contendo tanto martensita em seu interior como outros cristais menores mais claros, provavelmente de ferrita.

A trinca formada no CPA7 pode ser visualizada a olho nu, e teve sua origem em uma das extremidades da amostra propagando-se por toda a extensão do corpo de prova. Pela fotomicrografia da Figura 55(b) nota-se que em alguns pontos há grãos ou parte de grãos de ferrita separado do restante do material, o que pode indicar que a trinca formada é intergranular. Não é possível afirmar se houve trinca transgranular no material.

A trinca formada na amostra referência temperada teve menor extensão, e se limitou a região próxima a uma das extremidades da amostra, além disso, ela não atravessou toda a superfície do material como ocorreu com o CPA7. A comparação entre o aspecto das trincas formadas pode ser observado na Figura 55.

Figura 55 - Morfologia da Trinca presente na (a) amostra referência e (b) CPA7 após a têmpera a 860°C/20 minutos com resfriamento em água.



Fonte: AUTORA, 2012.

A Tabela 12 mostra os resultados de dureza para a amostra referência e o CPA7 (pré-deformado em tração e compressão e comprimido até a flambagem) antes e depois do tratamento térmico de têmpera. A dureza da amostra referência após a têmpera foi superior a dureza do CPA7. Além disso, a diferença entre a dureza do material antes e depois da têmpera foi maior para a amostra referência.

Tabela 12 - Dureza dos corpos de prova Referência e CPA7 após têmpera com resfriamento em água

Corpo de Prova	Dureza Inicial	Desvio Padrão
Referência (Como recebido)	88,3 HR _B	3,055
Referência temperado	50 HRc	1,414
CPA7 deformado	108 HR _B	1,414
CPA7 temperado	36,5 HRc	0,707

Fonte: AUTORA, 2012.

O aumento da dureza após a formação de martensita relaciona-se ao aumento da densidade de discordâncias do material devido a distorção da estrutura o que ajuda a “acomodar” os defeitos em volta da martensita, e o formato acicular de “plaquetas”, que limitam a movimentação das discordâncias, e conseqüentemente, aumenta a dureza do material temperado (CORRÊA, 2011). Desta forma, pode-se considerar que a organização das placas de martensita na amostra referência, Figura 54(c), que está mais bem distribuída no material pode ter reduzido os efeitos da distorção da estrutura durante a formação da fase frágil, resultando numa menor propagação da trinca.

O material muito encruado apresenta energia interna que durante o aquecimento atua como catalisador para a formação da austenita e sabe-se que o constituinte martensita forma-se diretamente do grão austenítico, se a transformação de fase a 860°C foi capaz de além de austenitizar completamente o material e também já conduzir algum crescimento de grão, o que por sua vez pode ter contribuído para a formação de martensita em placas (ripas mais grossas) devido ao maior teor de carbono em um grão de austenita (maior grão, mais carbono no cristal).

Os concentradores de tensão na peça a ser temperada também podem induzir a falha do metal devido a formação de trincas, fatores ligados a tensões presentes antes do tratamento como marcas de usinagem ou de esmerilhamento na peça podem contribuir para a falha que neste caso, não será atribuída exclusivamente as tensões residuais geradas pela martensita (COLPAERT, 2008). Durante a transformação martensítica, quanto maior a variação de volume nas diferentes regiões do metal, maior as chances de haver trincas de têmpera.

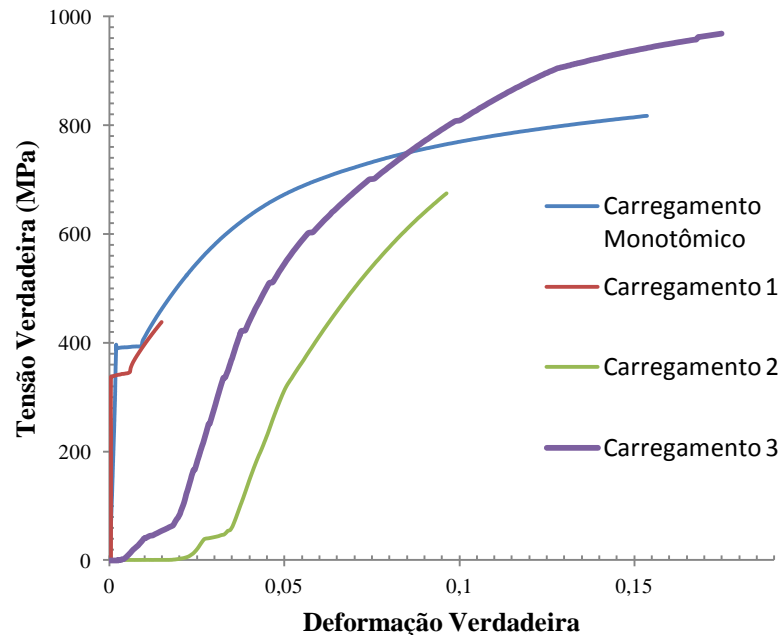
5.5.5. Análise da influência do ciclo 3 no comportamento mecânico

A curva característica obtida durante os ensaios de tração e compressão realizados são apresentadas na Figura 56, onde cada carregamento imposto ao CPA7 é apresentado

individualmente e podem ser comparados ao carregamento em tração pura da amostra referência.

Pelas curvas que representam o carregamento monotômico em tração pura e o primeiro carregamento de pré-deformação em tração do CPA7(carregamento 1) percebe-se que a região elástica esta superposta e com comportamento semelhante, mas com limite de escoamento menor para a pré-deformação, provavelmente, devido ao recozimento inicial realizado no corpo de prova. O segundo carregamento em compressão apresentou os menores valores para tensão limite de escoamento, e foi capaz de elevar a resistência mecânica do material razoavelmente. O Terceiro e último carregamento também em compressão resultou no aumento da resistência mecânica do material, em relação ao carregamento monotômico em tração e as demais etapas do ciclo 3, bem como apresentou maior deformação permanente, ou seja, o carregamento 3 foi capaz de maximizar a resistência mecânica em compressão e a ductilidade do material.

Figura 56 - Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para o comportamento mecânico do CPA7 durante cada etapa de deformação do ciclo 3 e do aço SAE 1045 no estado como recebido em carregamento monotômico



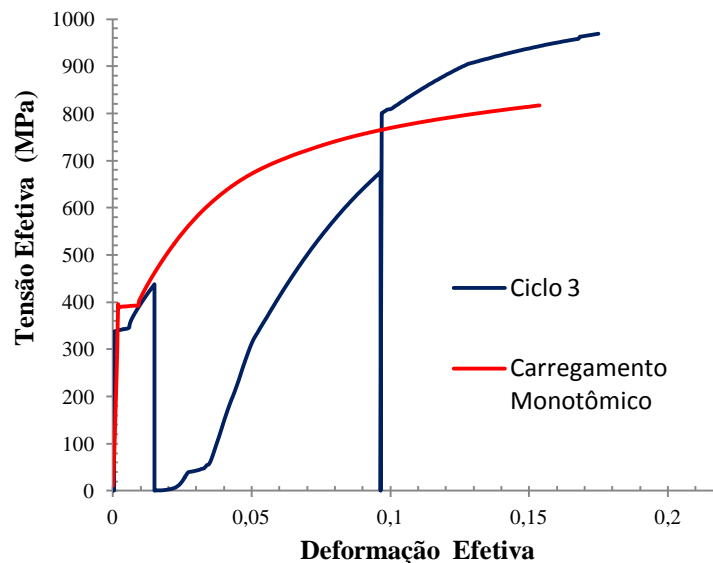
Fonte: AUTORA, 2012.

A Figura 57 apresenta a curva característica do ciclo 3 para o CPA7 comparada a curva da amostra referência em tração pura. Observa-se que a mudança no modo de deformação de tração para compressão, no primeiro descarregamento, alterou drasticamente o

comportamento do material, sendo possível notar os fatores que indicam o efeito Bauschinger, como a redução do limite de escoamento.

Diferente do comportamento visto para outras rotas de deformação analisadas até agora, o CPA7 no início do segundo carregamento apresentou patamar de escoamento nítido e a deformação plástica ocorreu para menores valores de tensão. O terceiro carregamento não alterou o sentido de aplicação do esforço, correspondendo a continuação da compressão do material já no regime plástico, iniciando a deformação permanente para maiores valores de tensão, como pode ser percebido, para deformar o material em 0,096 o segundo carregamento exigiu a aplicação de tensão de 674 MPa, enquanto que para o mesmo percentual de deformação no início do terceiro carregamento foram exigidos a aplicação de 799 MPa. Como já mencionado a resistência mecânica do material aumentou após o processamento termomecânico (ciclo 3).

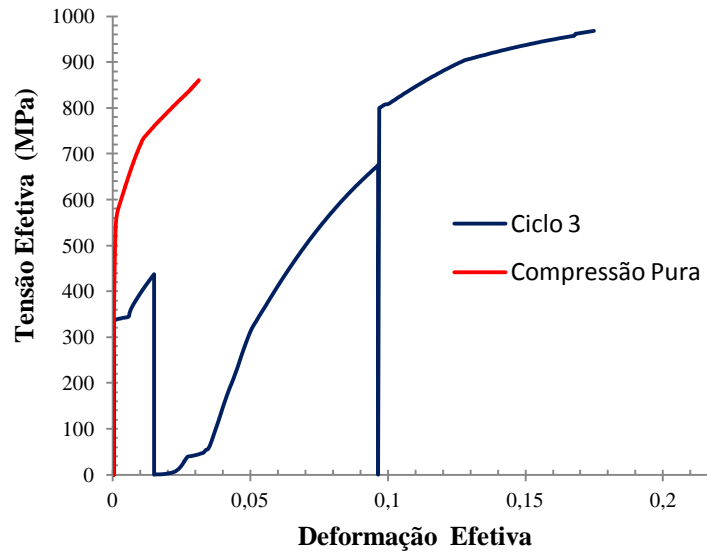
Figura 57 - Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para o comportamento mecânico do CPA7 durante cada etapa de deformação do ciclo 3 e do aço SAE 1045 no estado como recebido em carregamento monotômico



Fonte: AUTORA, 2012.

O mesmo metal submetido a compressão pura e a rota de deformação do ciclo 3 apresentou comportamento mecânico distinto, como ilustra o gráfico da Figura 58. A ductilidade do material após os diferentes modos de carregamento do ciclo 3 foi superior ao apresentado pelo material no estado como recebido e submetido a compressão pura. O aumento da resistência mecânica em compressão por outro lado não foi tão expressivo apresentando diferença de apenas 20 MPa.

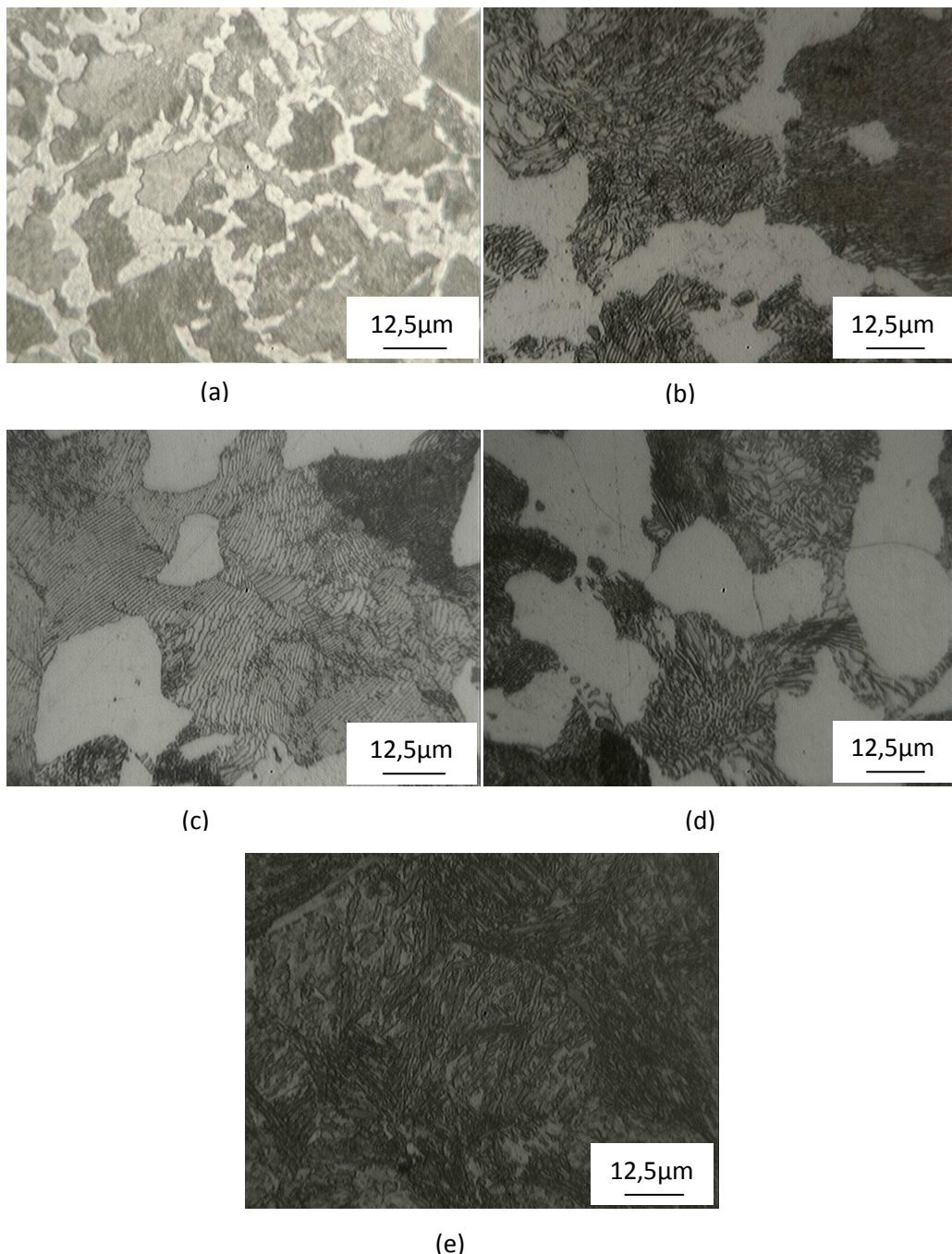
Figura 58 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva para o CPA7 submetido a rota de deformação do ciclo 3 e do material como recebido em compressão pura



Fonte: AUTORA, 2012.

A evolução microestrutural durante o ciclo 3 é apresentada na Figura 59. O primeiro tratamento térmico aumentou o tamanho de grão da ferrita, fase e constituinte, Figura 59(b). A pré-deformação em tração causou uma sutil organização na distribuição das lamelas na colônia de perlita, Figura 59(c). O segundo tratamento térmico intermediário seguido de deformação em compressão até a flambagem no terceiro carregamento resultou numa heterogeneidade na morfologia das lamelas das colônias de perlita, com presença de pequenos grãos de perlita com forma arredondada dentro de cristais de ferrita pró-eutetóide, Figura 59(d), que podem ter se formado tanto durante a difusão do carbono no recozimento intermediário, como também podem ser resultado da quebra da fase cementita gerando os pacotes de perlita arredondados. A morfologia característica da ferrita pró-eutetóide após os carregamentos em compressão visíveis na fotomicrografia da Figura 59(d) se assemelham a ferrita observada após o recozimento, Figura 59(b). A têmpera para aumento da resistência após o processamento resultou na formação de placas de martensita, Figura 59(e).

Figura 59 - Evolução microestrutural do CPA7 submetido ao processamento termomecânico definido para o ciclo 3 em (a) amostra referência do material no estado como recebido, (b) material já recozido a 900°C/46 minutos, (c) CPA7 após a pré-deformação em tração, (d) CPA7 recozido e pré-deformado em tração, recozido novamente e pré-deformado em compressão e recozido e deformado em compressão até a flambagem, (e) CPA7 deformado até o terceiro carregamento em compressão até a flambagem temperado.

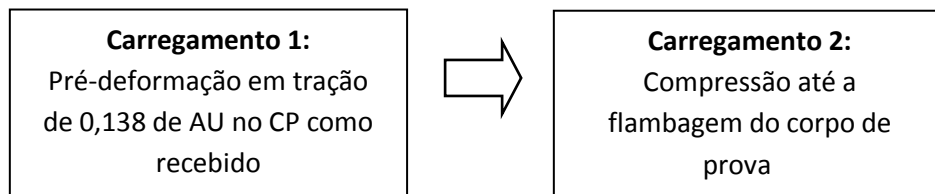


Fonte: AUTORA, 2012.

5.6. Quarto Ciclo de Deformação

O ciclo de processamento mecânico, denominado neste trabalho como ciclo 4, foi o único ciclo de deformação onde não houve tratamentos térmicos iniciais ou intermediários, como mostrado no esquema da Figura 60. O ciclo 4 foi analisado a partir dos resultados obtidos para os ensaios do corpo de prova CPA6.

Figura 60 - Esquema do ciclo 4 de processamento mecânico



Fonte: AUTORA, 2012.

5.6.1. Pré – deformação em tração (Carregamento 1)

A primeira etapa do ciclo 4 compreende a pré-deformação em tração do corpo de prova. Como pode ser observado na Tabela 13, o valor de tensão limite de escoamento superior para o CPA6 aumentou 1 MPa, comparativamente aos resultados obtidos para a amostra no estado como recebido (sem nenhum tipo de tratamento térmico posterior a sua aquisição). Em contrapartida, houve um decréscimo no valor de tensão limite de escoamento inferior, na ordem de 3,65 MPa.

Estas diferenças nos valores de LE_s e LE_i , pode ser relacionada as variações inerentes ao ensaio, tais como posicionamento do extensômetro, fixação do corpo de prova na máquina de ensaios, a aquisição dos dados de deformação pelo *clip gage*, entre outros. Por isso, pode-se considerar que o CPA6 manteve o comportamento mecânico observado na amostra como recebida, o que já era esperado, uma vez que ambos os corpos de prova (Como recebido e CPA6) foram retirados da barra metálica no estado como recebido.

O ensaio de dureza feito após a pré-deformação teve seu resultado apresentado na Tabela 13, como pode ser observado a dureza para a amostra pré-deformada (CPA6) é superior a dureza da amostra como recebida em 17,2% do seu valor. O desvio padrão para o ensaio de dureza do CPA6 foi de 2,12.

Tabela 13 - Propriedades Mecânicas do CPA6 pré-deformado em tração x Referência (Como recebido)

Propriedade Mecânica	CPA6	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE_i)	386 MPa	389 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE_s)	396 MPa	395 MPa
Tensão Máxima	521 MPa	702 MPa (LRT)
Dureza (HR_B)	103,5 HR_B	88,3 HR_B
Desvio Padrão (Dureza)	2,121	3,055

Fonte: AUTORA, 2012.

5.6.2. Deformação em compressão (Carregamento 2)

O CPA6 pré-deformado em tração foi submetido ao carregamento compressivo até sua flambagem (carregamento 2), finalizando o ciclo 4 de deformação. As propriedades mecânicas definidas no ensaio de compressão são apresentadas na Tabela 14.

Comparando os resultados obtidos para o ensaio de compressão do CPA6 e da amostra como recebida, Tabela 14, nota-se que houve uma redução na elasticidade do material, uma vez que o limite de escoamento do CPA6 é inferior ao encontrado no ensaio de compressão da amostra como recebida usada aqui como referência. Além disso, houve uma redução no módulo de rigidez do material, de 82,9%. A flambagem do CPA6 ocorreu para uma tensão de 848 MPa, enquanto que a amostra no estado como recebido flambou numa tensão inferior de 833,5 MPa. Como pode ser observada a dureza para a amostra pré-deformada e comprimida (CPA6) é superior a dureza da amostra como recebida.

Tabela 14 - Propriedades Mecânicas do CPA6 pré-deformado em tração e comprimido x Referência (Como recebido)

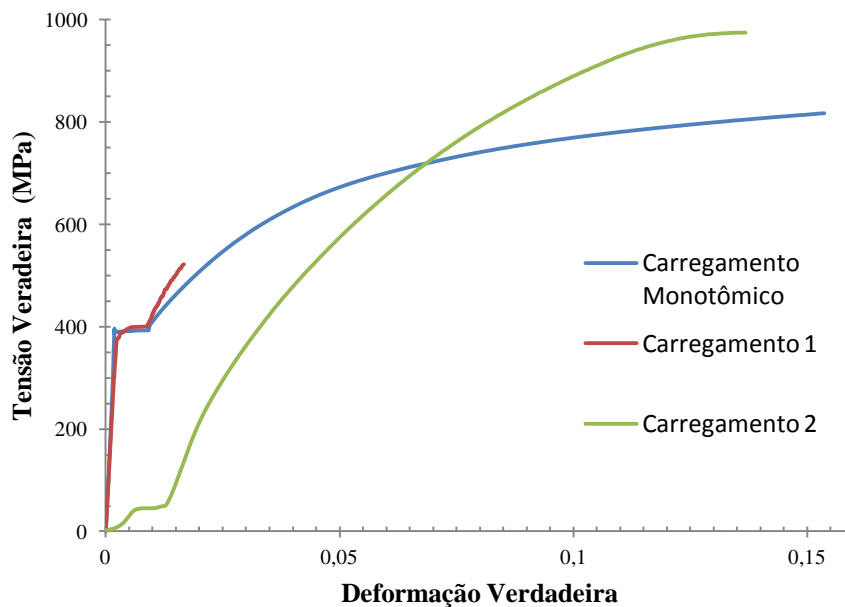
Propriedade Mecânica	CPA6	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE_i)	30 MPa	582 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE_s)	48 MPa	
Tensão Máxima	848 MPa	833,5 MPa
Módulo de Rigidez (E)	6,2 GPa	514 GPa
Alongamento Uniforme (AU)	0,041	0,031
Dureza (HR_B)	109 HR_B	88,3 HR_B
Desvio Padrão (Dureza)	2,828	3,055

Fonte: AUTORA, 2012.

5.6.3. Análise da influência do ciclo 4 no comportamento mecânico

Comparado individualmente cada etapa do ciclo 4 definido pelo carregamento 1 (pré-deformação em tração) e carregamento 2 (compressão até flambar), com o comportamento do material em carregamento monotômico de tração, por meio da curva da tensão verdadeira x deformação verdadeira, apresentada na Figura 61, percebe-se que a resistência mecânica em compressão é maior que a resistência mecânica em tração. Ademais, a pré-deformação resultou num comportamento elástico similar ao carregamento monotômico usado como referência, resultado já esperado, uma vez que o CPA6 e o corpo de prova em carregamento monotômico partiram da barra em seu estado inicial (como recebido).

Figura 61 - Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para o carregamento monotômico (tração pura), carregamento 1 (pré-deformação em tração CPA6) e carregamento 2 (compressão até flambagem CPA6)

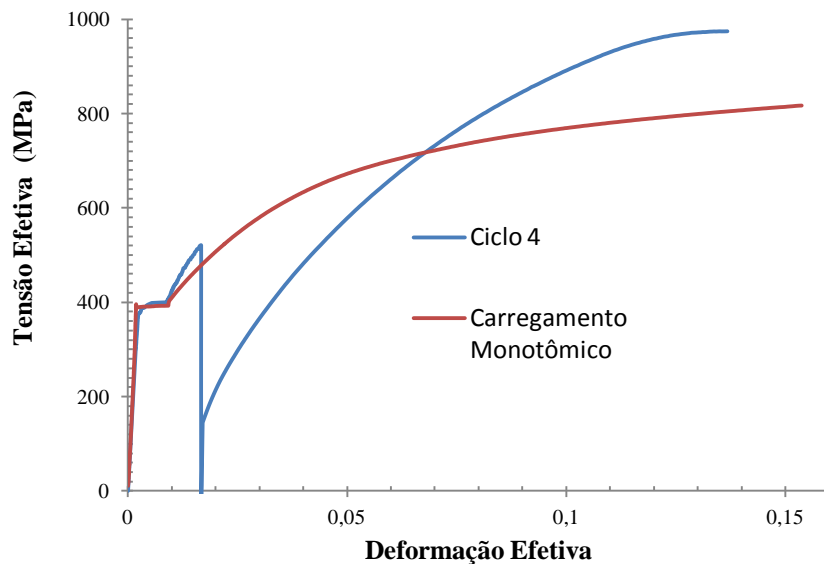


Fonte: AUTORA, 2012.

O gráfico da Figura 62 apresenta as curvas de tensão efetiva *versus* deformação efetiva para o carregamento monotômico e o ciclo 4 (tração + compressão). Durante a mudança no modo de deformação de tração para compressão no ciclo 4 foi possível observar o efeito Bauschinger percebido como uma redução do limite de escoamento do material quando há variação no tipo de carregamento. Conforme citado por Corrêa (2004), o efeito Bauschinger é o caso mais simples e mais fácil de perceber, sendo consequência da mudança no caminho de deformação, que neste caso passou de tração para compressão.

A pré-deformação em tração resultou em uma deformação permanente de 0,0166, aproximadamente, 10,8% do alongamento uniforme esperado para o esforço trativo. Este pequeno alongamento do material foi suficiente para se notar o aumento da resistência mecânica do material quando comprimido. Em termos de conformação mecânica isto significaria que um material previamente tracionado durante o processo de forjamento poderia apresentar resistência mecânica final superior ao do material somente laminado, podendo até excluir a necessidade de tratamentos térmicos posteriores para aumento de resistência mecânica.

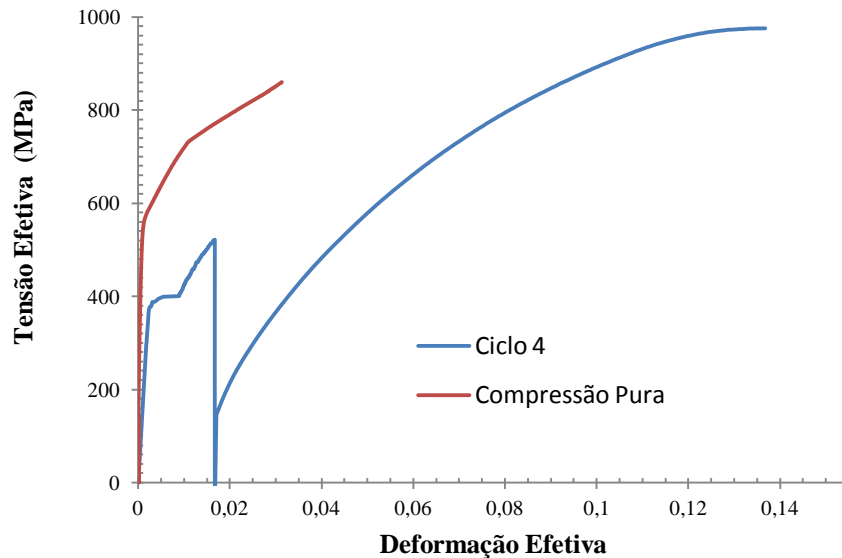
Figura 62 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva para o carregamento monotômico (tração pura) e o ciclo 4 (pré-deformação em tração e compressão até flambagem do CPA6)



Fonte: AUTORA, 2012.

Além disso, a pré-deformação permitiu que o material fosse comprimido quatro vezes mais do que seria possível se o aço fosse submetido apenas ao carregamento compressivo, como mostra o gráfico da Figura 63, no qual estão representadas as curvas tensão efetiva x deformação efetiva para o ciclo 4 (CPA6 pré-deformado em tração e comprimido até flambagem) e compressão pura (material no estado como recebido comprimido até flambar).

Figura 63 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva para a compressão pura e o ciclo 4 (pré-deformação em tração e compressão até flambagem do CPA6)



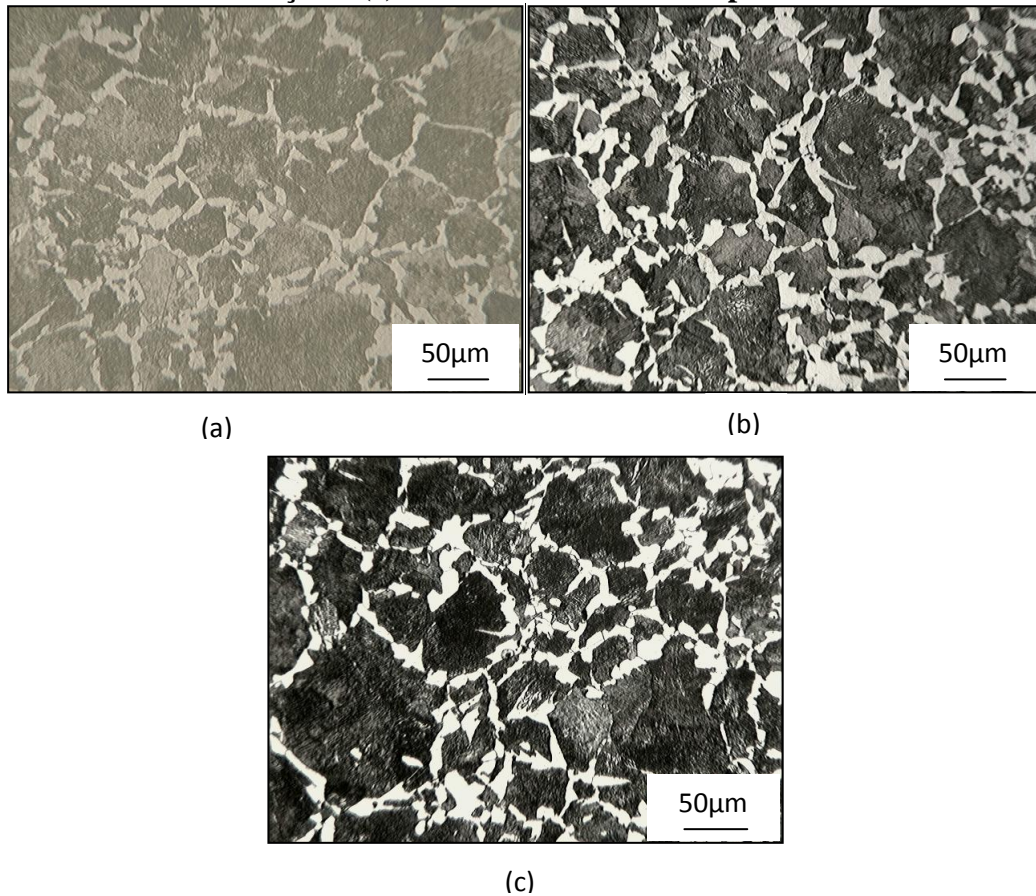
Fonte: AUTORA, 2012.

Pelas fotomicrografias apresentadas na Figura 64 é possível comparar o efeito de cada carregamento na microestrutura do aço. A deformação não alterou a constituição do material, sendo identificada em todas as etapas do processamento a presença de perlita e ferrita.

Comparando as Figuras 64(a), (b) e (c) constata-se que não houve grandes alterações na morfologia e no tamanho médio dos grãos, apesar de ter sido identificado no CPA6 grãos de ferrita de *Widmanstätten*, que aparece na Figura 64(c) como uma continuação do contorno de grão do cristal de ferrita alotriomorfa, o que na verdade é um equívoco, pois a morfologia similar a placas laterais de ferrita é na verdade uma estrutura característica da ferrita acicular primária e secundária, formadas diretamente no contorno de grão austenítico ou nucleadas a partir do contorno de grão de ferrita alotriomorfa já nucleada (COLPAERT, 2008).

Desta forma, pode-se concluir que a ferrita acicular identificada no CPA6 já estava presente na estrutura antes do processamento mecânico (ciclo 4), sendo na verdade, resultado de um resfriamento inadequado da barra após a laminação ou após algum tratamento térmico realizado antes de ser vendida para terceiros, como já mencionado a barra de aço SAE 1045 adquirida especificava que a barra estava recozida.

Figura 64 - Fotomicrografia (a) Material no estado como recebido, (b) CPA6 pré-deformado em tração e (c) CPA6 tracionado e comprimido até flambar.

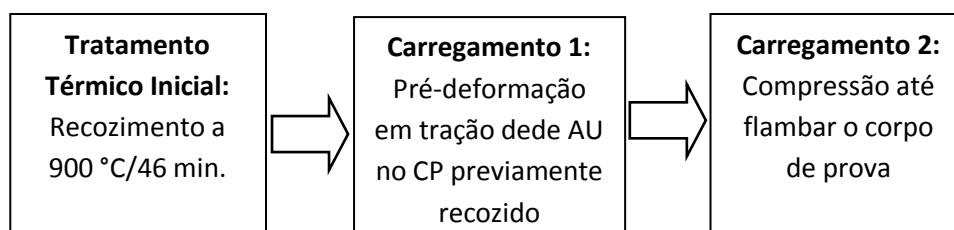


Fonte: AUTORA, 2012.

5.7. Quinto ciclo de deformação

O último ciclo de deformação ao qual se submeteu as amostras do aço SAE 1045 foi realizado em dois corpos de prova, chamados CPA9 e CPA10. A análise do comportamento do material após o processamento termomecânico baseou-se nos resultados obtidos para o CPA10. A Figura 65 apresenta um esquema com as etapas do ciclo 5.

Figura 65 - Esquema do ciclo 5 de processamento mecânico



Fonte: AUTORA, 2012.

5.7.1. Pré – deformação em tração (Carregamento 1)

O CPA10 antes de ser pré-deformado em tração (carregamento 1) foi submetido a recozimento e os resultados já foram discutidos (tópico 5.1). As propriedades mecânicas após o carregamento é apresentado na Tabela 15. A amostra referência é o material no estado como recebido, após o tratamento térmico a dureza do aço já havia reduzido para 77,3 HR_B. Percebe-se que a tensão limite de escoamento inferior reduziu o seu módulo comparativamente ao estado inicial, enquanto que a tensão limite de escoamento superior aumentou 16 MPa. A tensão máxima aplicada resultou num alongamento uniforme de 0,0078. A dureza após a pré-deformação foi superior a dureza a inicial do material.

Tabela 15 - Propriedades Mecânicas do CPA10 recozido e pré-deformado em tração x Referência (Como recebido)

Propriedade Mecânica	CPA10	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE _i)	382 MPa	389 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE _s)	411 MPa	395 MPa
Tensão Máxima	464 MPa	702 MPa (LRT)
Dureza (HR _B)	117,5 HR _B	88,3 HR _B
Desvio Padrão (Dureza)	3,535	3,055
Alongamento Uniforme	0,0078	0,165

Fonte: AUTORA, 2012.

5.7.2. Deformação em compressão (Carregamento 2)

O CPA10 previamente recozido e pré-deformado em tração foi submetido ao carregamento compressivo até sua flambagem (carregamento 2), terminando o procedimento proposto para o ciclo 5 de deformação. As propriedades mecânicas definidas no ensaio de compressão são apresentadas na Tabela 16.

Pelos dados apresentados na Tabela 16 constatou-se que o limite de escoamento após o processamento termomecânico (ciclo 5) decaiu quando comparado com a amostra no estado como recebido. A tensão máxima antes da flambagem por sua vez aumentou seu módulo em 93,4 MPa. O alongamento uniforme foi menor para o CPA10, ou seja, o corpo de prova submetido ao ciclo 5 deformou plasticamente menos que a amostra referência.

Tabela 16 - Propriedades Mecânicas do CPA10 recozido, pré-deformado em tração e comprimido x Referência (Como recebido)

Propriedade Mecânica	CPA10	Referência
Tensão Limite de Escoamento Inferior (LE_i)	44 MPa	582 MPa
Tensão Limite de Escoamento Superior (LE_s)	49 MPa	
Tensão Máxima	926,9 MPa	833 MPa
Módulo de Rigidez (E)	8,4 GPa	514 GPa
Alongamento Uniforme (AU)	0,014	0,031
Dureza (HR_B)	117,5 HR_B	88,3 HR_B
Desvio Padrão (Dureza)	3,353	3,055

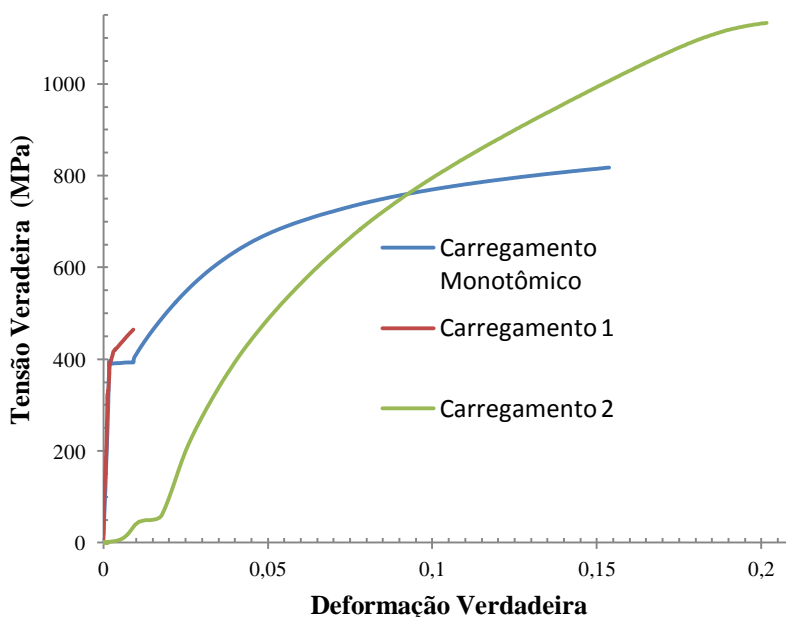
Fonte: AUTORA, 2012.

5.7.3. Análise da influência do ciclo 5 no comportamento mecânico

Pela Figura 66 é possível se comparar as etapas do ciclo 5 (pré-deformação e compressão) com o carregamento em tração pura (carregamento monotômico). A curva que representa o carregamento 1 (pré-deformação em tração) apresenta todo o regime elástico paralelo a região linear da curva de carregamento monotômico, ou seja, o comportamento elástico inicial do aço SAE 1045 não se alterou com o tratamento térmico de recozimento realizado no CPA10. Contudo, a tensão limite de escoamento aumentou após o tratamento térmico, não formando um patamar completamente definido antes do início da deformação plástica. O carregamento 2 (compressão) apresentou baixíssimo valor de tensão limite de escoamento, comparado as demais curvas, todavia a tensão máxima superou o carregamento monotômico em 316 MPa.

O início da deformação plástica no carregamento 2 (compressão do CPA10 recozido e pré-deformado em tração) se deu para valores de tensão menores do que o exigido pelo material em carregamento monotômico. A partir do ponto de interseção entre as curvas, deformação de 0,08, o encruamento no carregamento 2 foi maior, uma vez que para um mesmo valor de deformação, o CPA10 comprimido exigia maiores valores de tensão para deformar plasticamente do que o aço no estado como recebido, conforme pode ser observado no gráfico da Figura 66.

Figura 66 - Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para o carregamento monotômico (tração pura), carregamento 1 (pré-deformação em tração CPA10) e carregamento 2 (compressão até flambagem CPA10)

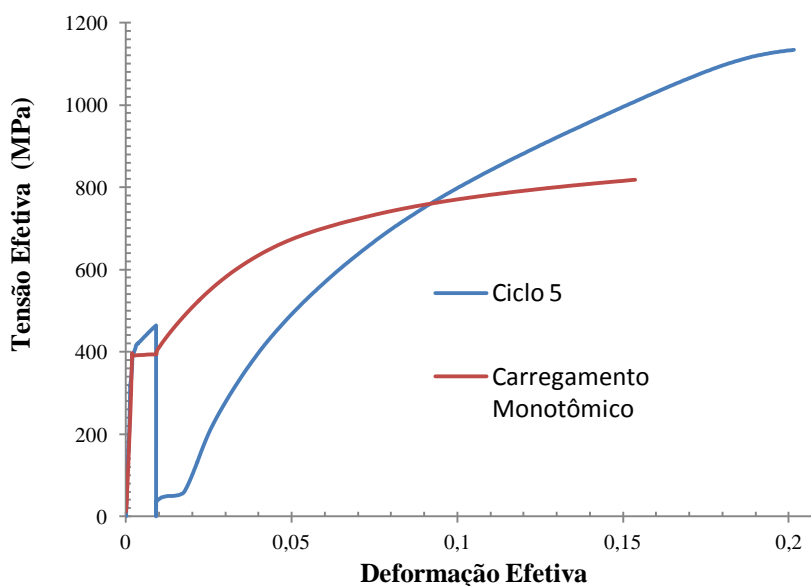


Fonte: AUTORA, 2012.

Pelo gráfico da Figura 67, nota-se que o carregamento, seguido de descarregamento e novo carregamento com mudança no sentido do esforço aplicado sobre o material causou uma redução no limite de escoamento, fato já evidenciado para outros modos de deformação diferentes do ciclo 5, mas onde também foi possível perceber o fenômeno relacionado a alteração no caminho de deformação, o efeito Bauschinger.

O primeiro esforço aplicado altera as características do material, tais como a evolução estrutural, quantidade de energia elástica e deformação plástica, bem como a anisotropia do material advindas do processamento da barra metálica ou mesmo da pré-deformação que alteram a estrutura de discordâncias do material (LOPES, 2011).

Figura 67 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva para o carregamento monotônico (tração pura) e o ciclo 5 (pré-deformação em tração e compressão até flambagem do CPA10)

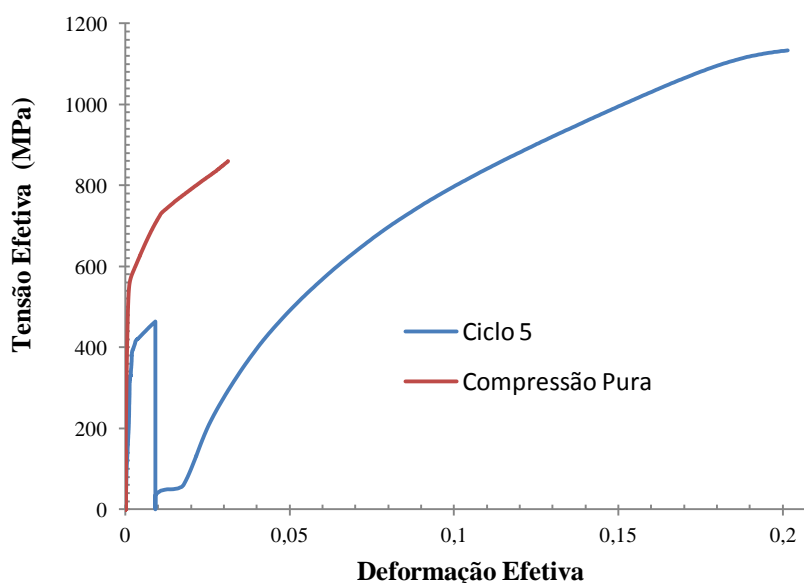


Fonte: AUTORA, 2012.

Analisando o comportamento da curva tensão efetiva x deformação efetiva para o processamento termomecânico ao qual foi submetido o CPA10, definido neste trabalho como ciclo 5, e o resultado apresentado pelo aço no estado como recebido em carregamento puramente compressivo, conforme mostra a Figura 68, nota-se que a deformação elástica do material para compressão pura foi mais acentuada do que para o ciclo 5 que teve no estágio inicial pré-deformação em tração.

Além disso, é notável o aumento na resistência mecânica e da ductilidade do material após ser submetido ao caminho de deformação (ciclo 5) que não envolveu apenas compressão pura, visto que tanto o valor de tensão máxima, antes de ocorrer o fenômeno de flambagem, apresentado pelo CPA10 foi superior ao valor apresentado pelo material no estado como recebido e apenas comprimido, como também a deformação permanente foi maior para o CPA10 processado termomecanicamente seguindo a rota proposta (ciclo 5).

Figura 68 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva para a compressão pura e o ciclo 5 (pré-deformação em tração e compressão até flambagem do CPA10)



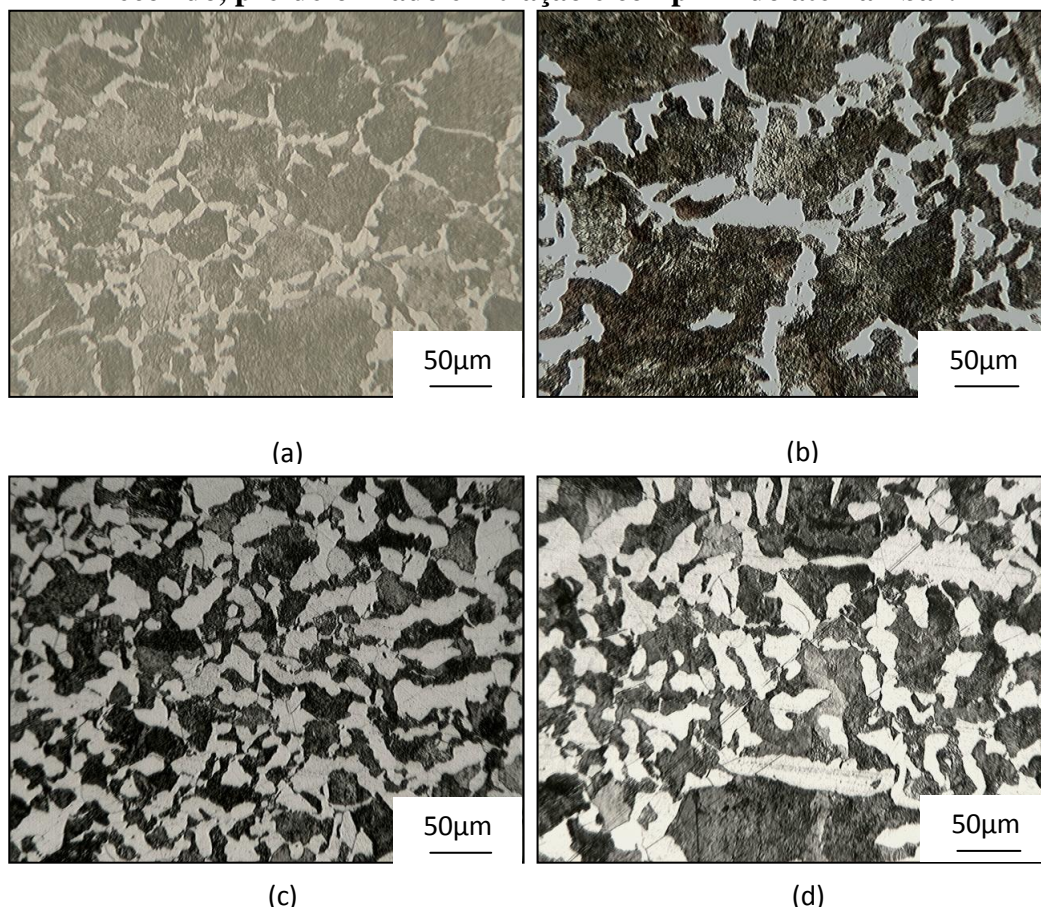
Fonte: AUTORA, 2012.

A evolução microestrutural do aço SAE 1045 submetido ao processamento termomecânico definido como ciclo 5 está representado por meio das fotomicrografias da Figura 69. A Figura 69(a) apresenta o estado inicial do material, os constituintes são ferrita e perlita, sendo possível identificar a presença de ferrita idiomorfa e ferrita alotriomorfa ao redor de grãos de perlita, vistos na imagem como regiões claras rodeando regiões escuras. Após o recozimento do material, Figura 69(b), foi possível notar que houve um crescimento do grão de ferrita pró-eutetóide, sendo possível encontrar ferrita alotriomorfa ao redor de grãos de perlita, além de ferrita idiomorfa.

A primeira deformação em tração resultou numa orientação dos grãos de ferrita, conforme o sentido do esforço trativo, sendo observado na Figura 69(c), como uma leve semelhança entre os eixos horizontais dos cristais de ferrita, que parecem estar ficando paralelos entre si. Após a compressão, a disposição dos grãos de ferrita permaneceu muito parecida com o observado na pré-deformação, com a diferença que neste caso, a Figura 69(d) parece ter grãos de ferrita com morfologia mais poligonal, em alguns pontos que contém ferrita idiomorfa, enquanto em outros pontos a ferrita alotriomorfa parece estar mais alongada em diferentes direções.

A ampliação destas fotomicrografias não permitiu fazer uma análise mais crítica da estrutura apresentada pelo constituinte perlita. A constituição do aço SAE 1045 não se alterou em nenhum momento, sendo encontrado em todos os estágios apenas ferrita e perlita.

Figura 69 - Fotomicrografias do aço SAE 1045 em diferentes condições (a) aço SAE 1045 no estado como recebido, (b) aço SAE 1045 após o recozimento a 900°C/46 minutos, (c) CPA10 após tratamento térmico inicial e pré-deformação em tração e (d) CPA10 recozido, pré-deformado em tração e comprimido até flambar.



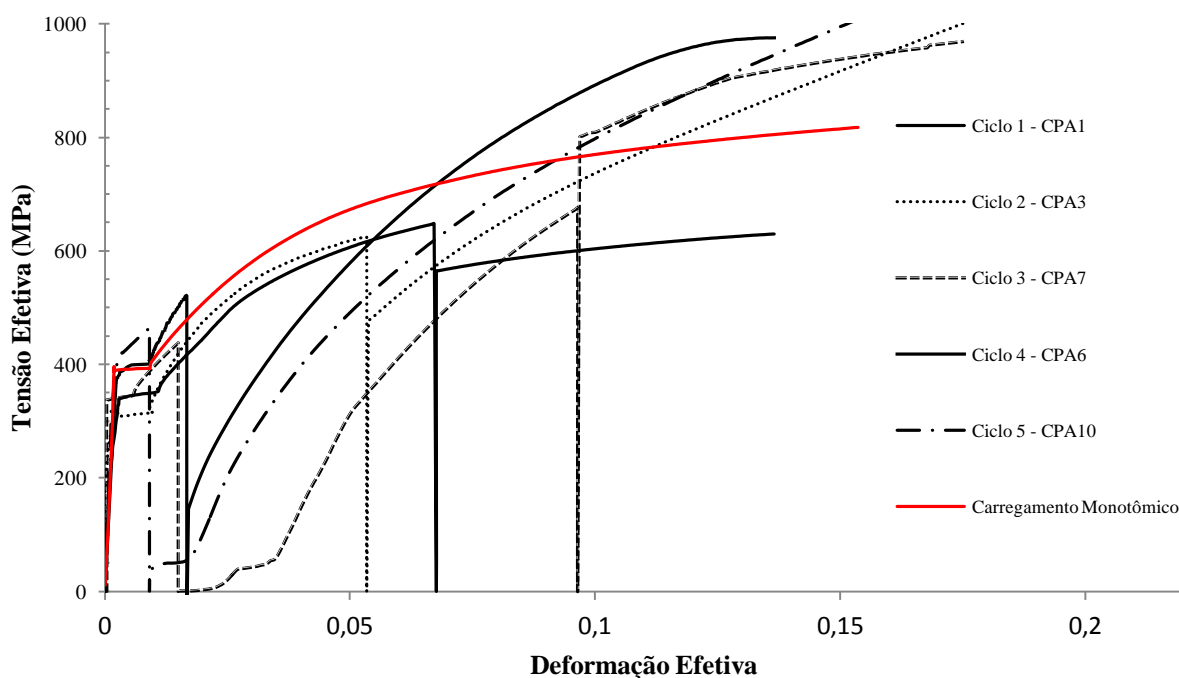
Fonte: AUTORA, 2012.

5.8. Efeito do caminho de deformação no aço SAE 1045

O aço SAE 1045 foi analisado após ser submetido a cinco rotas de processamento termomecânico. O comportamento mecânico do metal em cada ciclo é apresentado na Figura 70 e na Tabela 17. A partir destes dados é possível notar que a única rota de deformação onde o aço não aumentou sua resistência mecânica foi o ciclo 1 que compreendia deformação inicial em tração com tratamento térmico intermediário e deformação posterior em tração. O caminho de deformação fornecido pelos ciclos 4 e 2 resultaram no mesmo alongamento uniforme de 0,041. O ciclo 5 foi o que gerou maior resistência mecânica no material em

detrimento da ductilidade, tendo o menor alongamento uniforme em relação aos demais ciclos de deformação. Todos os ciclos propostos conduziram a uma redução do limite de escoamento inferior do material. Durante o carregamento para pré-deformação dos corpos de prova foi observado a formação de um patamar de escoamento nítido, a exceção do CPA10 submetido ao ciclo 5 que teve um patamar irregular. A dureza final do metal processado superou a dureza apresentada pelo material como recebido em qualquer uma das rotas de deformação.

Figura 70 - Comportamento mecânico em tensão efetiva *versus* deformação efetiva do aço SAE 1045 submetido a diferentes rotas de deformação



. Fonte: AUTORA, 2012.

Tabela 17 - Propriedades mecânicas para o aço SAE 1045 submetido a diferentes seqüências de processamento termomecânico

Condição	CP	LE _I	LE _S	LR	Dureza	AU
<i>Carregamento Monotômico</i>	Referência	389 MPa	395 MPa	702 MPa	88,3 HR _B	0,165
<i>Ciclo 1</i>	CPA1	339 MPa	349 MPa	548 MPa	108,4 HR _B	0,145
<i>Ciclo 2</i>	CPA3	311 MPa	314 MPa	894 MPa	113,5 HR _B	0,041
<i>Ciclo 3</i>	CPA7	336 MPa	343 MPa	813 MPa	108 HR _B	0,076
<i>Ciclo 4</i>	CPA6	386 MPa	396 MPa	848 MPa	109 HR _B	0,041
<i>Ciclo 5</i>	CPA10	382 MPa	411 MPa	926 MPa	117,5 HR _B	0,014

Fonte: AUTORA, 2012.

O aumento da resistência mecânica para as rotas aqui estudadas comparadas ao limite de resistência a tração obtido pelo mesmo material no estado como recebido em carregamento monotômico, ocorreu em ordem decrescente, ciclo 5 > ciclo 2 > ciclo 4 > ciclo 3. A elevação da resistência mecânica no ciclo 5 se deu em detrimento da ductilidade que foi a menor para as rotas trabalhadas.

A deformação plástica por sua vez, em função do alongamento uniforme obtido para o material, em ordem crescente de elevação foi ciclo 5 < ciclos 4 e 2 < ciclo 3 < ciclo 1, sendo que o ciclo 1 foi o que permitiu deformar mais o material. Nenhum dos ciclos de deformação propostos neste trabalho foi capaz de superar o alongamento uniforme obtido para o material em carregamento monotômico.

Tendo em vista que o ciclo 1 foi a única rota de deformação onde não ocorreu mudança no sentido de aplicação da carga, e também foi o único caminho onde não houve aumento da resistência mecânica, pode-se considerar que a sequência tração – tração é a pior escolha para se trabalhar o material quando o objetivo é deformar e obter melhores propriedades mecânicas durante a conformação mecânica a frio sem aplicação de tratamentos térmicos posteriores.

Os ciclos 2 e 4 apresentaram depois do segundo carregamento comportamento tensão efetiva x deformação efetiva semelhante, os dois ciclos em questão foram os que apresentaram o mesmo percentual de alongamento uniforme. O ciclo 2 foi o que resultou em maior aumento da dureza e resistência em relação ao ciclo 4 que não teve tratamentos térmicos intermediários e teve menor pré-deformação inicial.

Como já constatado por outros pesquisadores as características do encruamento e do histórico de deformação tem efeito direto na conformabilidade do material, ou seja, alterar o encruamento pode influenciar no comportamento do metal durante o processamento termomecânico, e conseqüentemente, as propriedades mecânicas do material conformado podem afetar a recristalização e a evolução da microestrutura (LOPES, 2006; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; DIETER, 1981; CORRÊA, 2004). O resultado encontrado para o aço SAE 1045 trabalhado a frio em diferentes rotas de deformação, mostra que para diferentes históricos de deformação as propriedades mecânicas do material se alteraram, confirmando que a mudança no caminho de deformação é quesito suficiente para mudar o comportamento mecânico do metal durante a conformação.

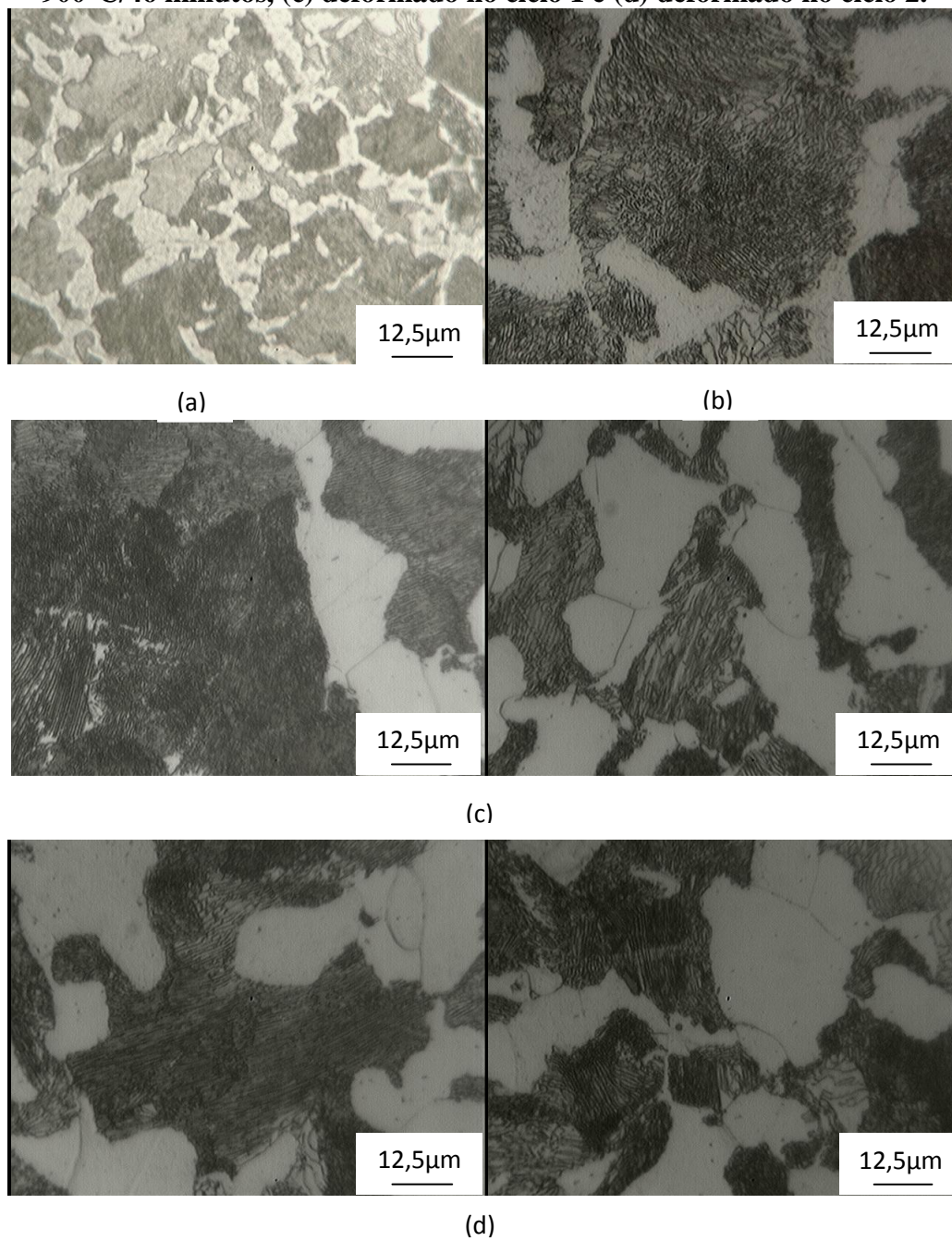
O efeito do caminho de deformação também pode ser observado durante a mudança no modo de carregamento em cada ciclo estudado, já que o efeito Bauschinger pode ser notado para todas as rotas propostas.

Cada rota de processamento termomecânico influenciou na microestrutura final do corpo de prova de forma distinta. Os ciclos 1, 2 3 e 5 tiveram como estado inicial antes do carregamento o metal recozido, enquanto que o ciclo 4 teve o estado inicial antes da pré-deformação o material como recebido. A Figura 71 mostra as fotomicrografias do aço SAE 1045 em cada ciclo de deformação em relação a microestrutura inicial como recebido ou tratada termicamente.

O ciclo 1, Figura 71(c), gerou colônias de perlita fina em determinadas regiões do metal, a ferrita pró-eutetóide manteve sua morfologia alotriomorfa. O ciclo 2, Figura 71(d), também resultou numa microestrutura com presença de perlita fina, mas com distância interlamelar superior as observadas no ciclo 1. O ciclo 3 por sua vez apresentou diferentes morfologias para a perlita, inclusive, pode ser observado cementita globulizada no interior de grãos de ferrita em pequenas proporções, resultado da quebra da cementita e modelação da perlita, Figura 71(e). O ciclo 4 foi o que resultou em menor tamanho de grão de ferrita pró-eutetóide e maiores distâncias interlamelar na colônia de perlita, Figura 71(f).

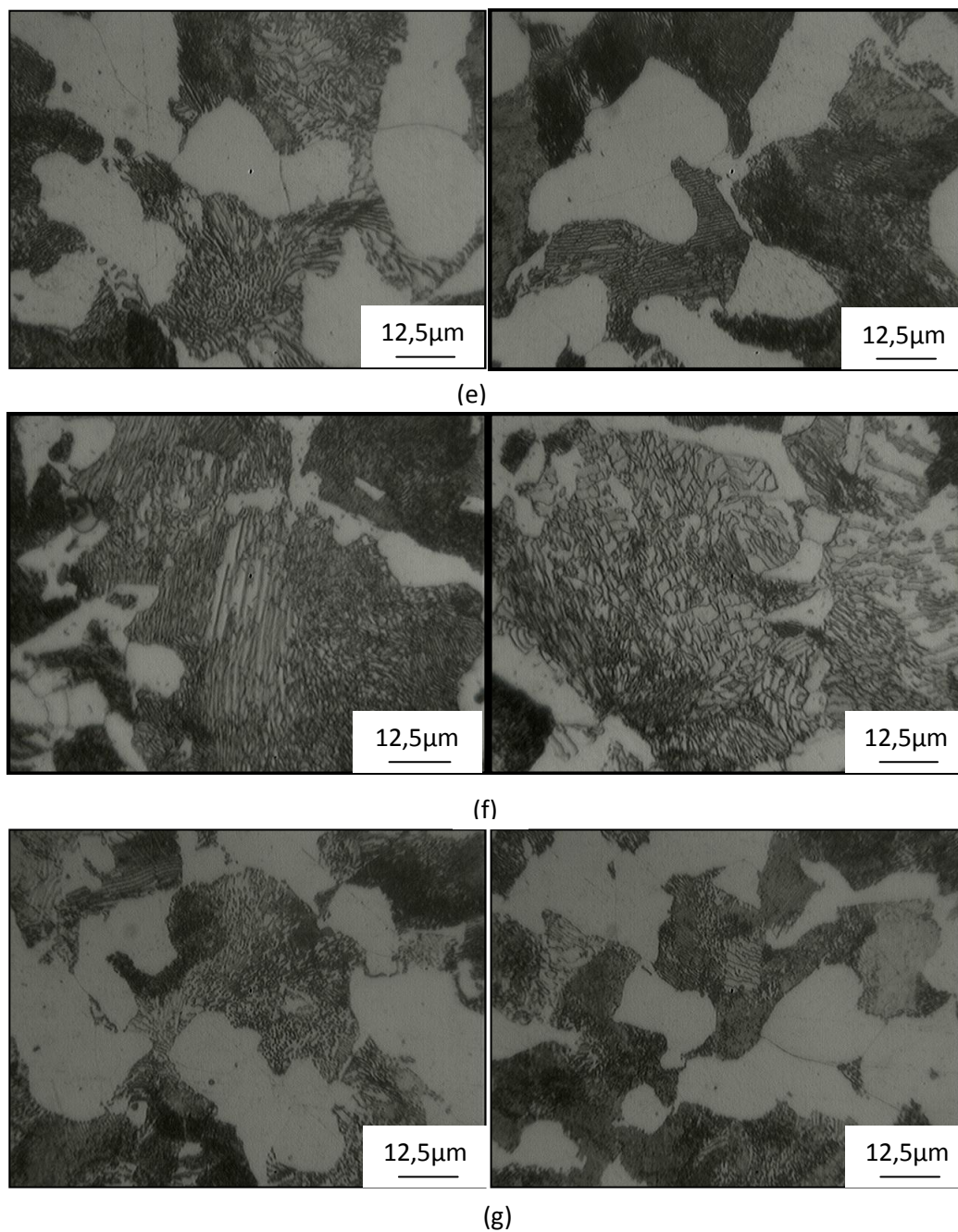
O ciclo 5 apresentou micropartículas de cementita em matriz ferrítica, em alguns pontos esta mudança na morfologia da lamela da colônia de perlita esta parcialmente completa, sendo possível distinguir as lamelas dispostas sequencialmente uma após a outra na perlita grosseira, e pontos onde a quebra do contorno de cementita já ocorreu, sendo visível pequenos e pouquíssimos glóbulos, além de cementita em rede. A cementita em rede, geralmente, esta vinculada a um tratamento térmico deficiente (COLPAERT, 2008).

Figura 71: Microestrutura do aço SAE 1045 em (a) como recebido, (b) recozido a 900°C/46 minutos, (c) deformado no ciclo 1 e (d) deformado no ciclo 2.



Fonte: AUTORA, 2012.

Figura 71 - (Continuação) Microestrutura do aço SAE 1045 (e) deformado no ciclo 3, (f) deformado no ciclo 4 e (g) deformado no ciclo 5.



Fonte: AUTORA, 2012.

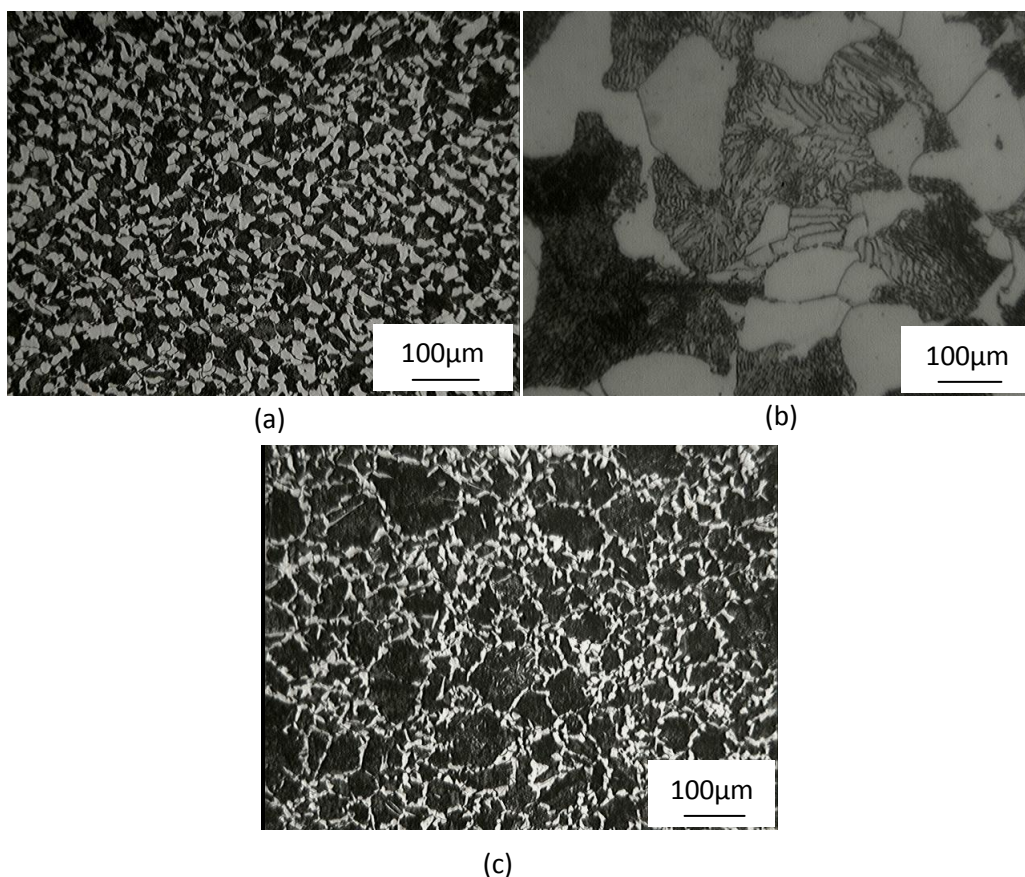
5.9. Comparação do aço SAE 1045 utilizado com a literatura

O aço SAE 1045 adquirido para realização do trabalho experimental apresentou comportamento mecânico esperado para materiais dúcteis, evidenciado pelo patamar de escoamento nítido (CHIAVERINI, 1986).

Como não foi realizada análise química da liga metálica trabalhado e nem fluorescência de raio x (EDX), a análise da hipótese de que o aço SAE 1045 usado para os testes apresenta teor de carbono inferior a 0,45% será feita a partir de fotomicrografias encontradas na literatura.

A Figura 72 apresenta fotomicrografias com diferentes ampliações para o aço SAE 1045 usado durante os ciclos de deformação no estado recozido a 900°C/46 minutos, deformado a frio sem tratamento térmico inicial e deformado a frio com tratamentos térmicos intermediários. A Figura 73, por sua vez apresenta diferentes fotomicrografias encontradas na literatura para o aço SAE 1045, aço com teor de carbono superior a 0,5% de carbono e a Figura 74 apresentam a microestrutura comumente visualizada para o aço SAE 1020 resfriado lentamente.

Figura 72 - Aço SAE 1045 (a) Recozido, a 900°C, (b) Deformado a frio com tratamento térmico inicial e (c) deformado a frio sem tratamento térmico inicial.

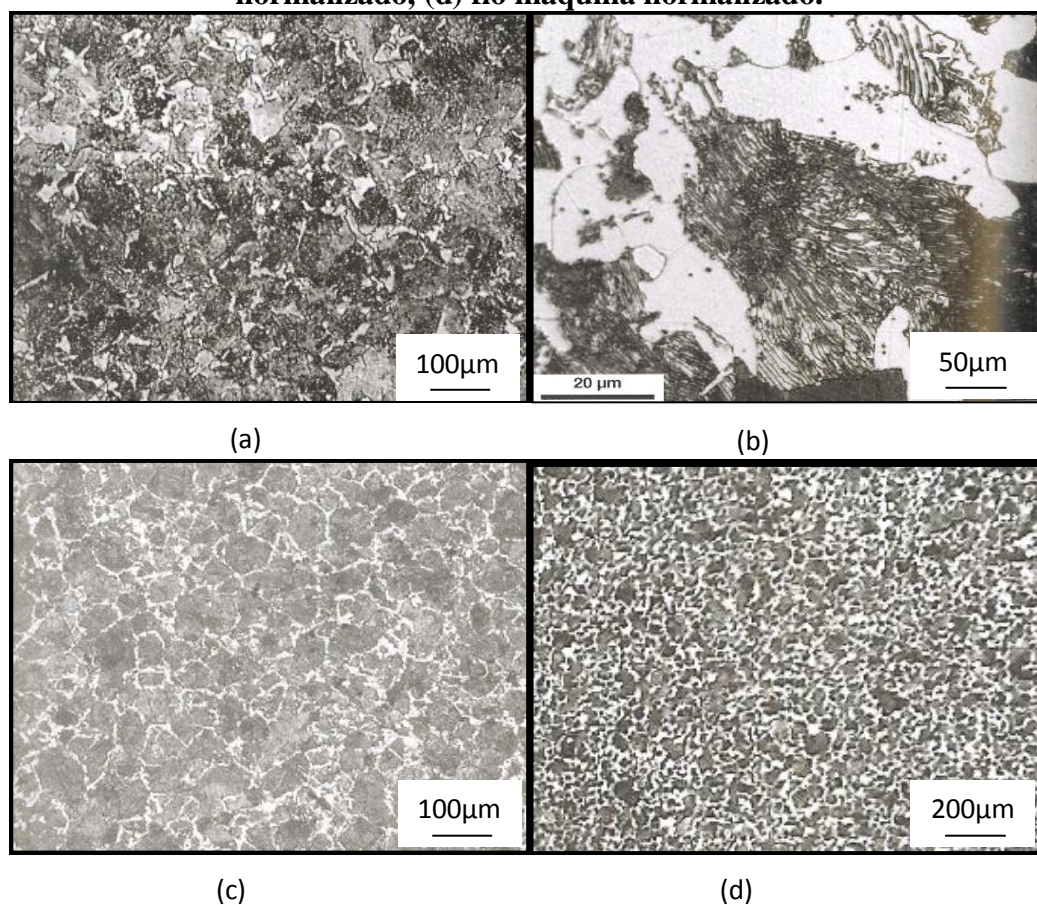


Fonte: AUTORA, 2012.

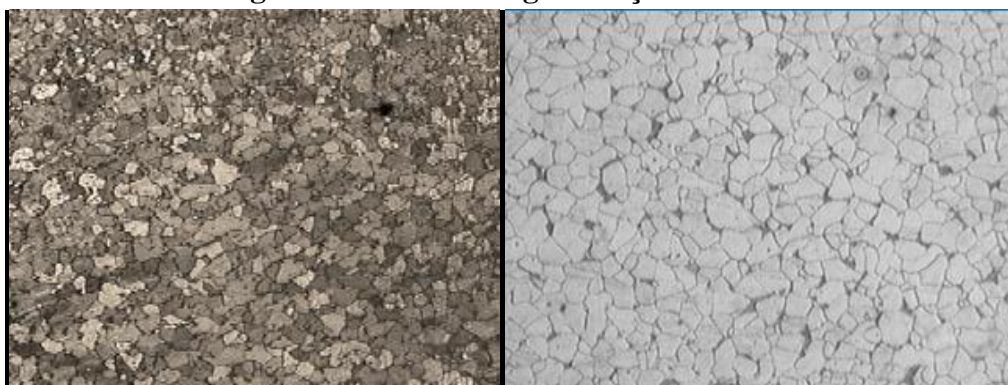
Como pode ser percebido, a fotomicrografia da Figura 72(c) é semelhante a estrutura de perlita em matriz de ferrita apresentada pela Figura 73(c). A Figura 73(b) para o fio

máquina de aço SAE 1045 recozido assemelha-se a estrutura apresentada pela amostra deformada e tratada termicamente da Figura 72(b). Nenhuma das estruturas formadas pelo aço SAE 1045 utilizado no trabalho prático apresentou qualquer semelhança com a micrografia, Figura 73(a), observada para o aço com 0,7% de carbono, e o aço SAE 1020, Figura 74, uma vez que altos teores de carbono resultam em uma microestrutura com grande percentual de perlita, e aços com baixo teor de carbono apresentam volume apreciável de ferrita.

Figura 73 - Fotomicrografia (a) aço com 0,7% de carbono resfriado lentamente, (b) Seção transversal de fio-máquina de aço SAE 1045 recozido, (c) fio máquina SAE 1045 normalizado, (d) fio máquina normalizado.



Fonte: COLPAERT, 2008.

Figura 74 - Fotomicrografia aço SAE 1020

Fonte: MONTEIRO, 2011.

As propriedades típicas do aço SAE 1020 em relação aos resultados obtidos para a amostra referência em carregamento monotômico mostram que tanto a resistência mecânica como o limite de escoamento do metal utilizado é superior ao esperado para um aço SAE 1020 em condições normais, conforme se verifica na Tabela 18. Além do que a microestrutura do metal tanto no estado recozido resfriado lentamente, como após a deformação a frio apresenta estrutura compatível com a observada por outros autores.

Tabela 18 - Propriedades mecânicas para SAE 1020 x Amostra Referência

Tipo de Aço	Limite de Escoamento (LE)	Limite de Resistência a Tração (LRT)
SAE 1020 (Adaptado CALLISTER, 2008)	180 MPa	380 MPa
Referência	389,65 MPa	702 MPa

Fonte: Adaptado de COLPAERT (2008) e AUTORA (2012).

Baseado nestas duas comparações pode-se inferir que o material adquirido possui médio teor de carbono. Entretanto, a presença de uma transição elastoplástica caracterizada, observada durante os ensaios mecânicos como um patamar bem definido antes do início da deformação permanente, deve estar relacionada a elementos de liga em quantidades que promoveram o comportamento diferenciado do SAE 1045 estudado. A presença de elementos de liga é uma teoria que só poderá ser confirmada se houver análise química do material, como não foi possível realizar os testes para definir a composição química do aço não se pode afirmar com exatidão se esta é a causa do escoamento nítido ou se há outros fatores que podem ter levado a este mesmo efeito.

6. CONCLUSÃO

A análise dos ciclos de deformação impostos ao aço SAE 1045 mostrou que uma alteração no modo de deformação (tração ou compressão), estado inicial do material (tratamento térmicos, tamanho de grão, morfologia das fases), grau de encruamento (vinculada a quantidade de pré-deformação) pode resultar em diferentes propriedades mecânicas.

O efeito Bauschinger relacionado a mudanças no caminho de deformação foi percebido em todos os descarregamentos seguidos de uma mudança no sentido de aplicação da força. O aumento da resistência mecânica no ciclo de deformação ocorreu em detrimento da ductilidade.

Para o aço SAE 1045 foi constatado que a sequência tração – tração com tratamentos térmicos intermediários ocasiona a redução da resistência mecânica do metal. Os demais ciclos de deformação com pré-deformação em tração e carregamento posterior em compressão levam a elevação da resistência mecânica. Nenhuma das rotas de deformação estudada foi capaz de aumentar a ductilidade do material.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. 2004.

BARBOSA, R. P.; CAMPOS, S. G. S.; FONSECA, M. A. Recristalização de um Aço Inoxidável Austenítico/ Uma Abordagem Estatística. **Revista online Unileste**, vol. 2, Ipatinga, Jul/Dez 2004. Disponível em: <www.unilestemg.br/revistaonline/volumes/02/download/artigo_13_pdf>. Acesso em: Set. 2011.

BARRET, C. S.; MASSALSKI, T. B. **Structure of Metals**. 3 ed. McGrawm-Hill Book Co., 1966. 409p.

BRAGA, F. L. **Simulação Computacional por Elementos Finitos do Processo de Forjamento em Matriz Fechada de Rodas SAE 4140 de Utilização em Ponte Rolante**. 2005. Dissertação de Mestrado – Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2005.

BRESCIANI FILHO, E.; ZAVAGLIA, C.; BUTTON, S.T.; GOMES, E.; NERY, F.A.C. **Conformação Plástica dos Metais**. 4 ed. Campinas: Editora da UNICAMP, 1991 386p.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. S.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação plástica dos metais**. 6 ed. rev. (1 ed. Digital). São Paulo: EPUSP, 2011. 258p.

BROOKS, C.R. **Non-ferrous alloys-Heat treatment, structure and properties**. ASM International, 1982.

CADELL, R. M.; HOSFORD W. F. **Metal Forming**: Mechanics and Metallurgy. Prentice Hall, 1993. 364p.

CALLISTER, W. D. Jr. **Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Abordagem Integrada**. 2 ed. Rio de Janeiro: Editora LTC, 2006.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica**: Estruturas e propriedades das ligas metálicas. 2 ed. São Paulo: Ed. McGraw-Hill, 1986. 266p.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica**: Processos de Fabricação e Tratamento. 2 ed. São Paulo: Ed. McGraw-Hill, 1986. 165p.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 6 ed. São Paulo: ABM, 1988. 576p.

COLPAERT, H. Revisado por SILVA, A. L. V. C. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4 ed. São Paulo: Edgar Blucher, 2008.

CORRÊA, E. C. S.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R.; SILVA, E. M. P. **The effect of sequential tensile and cyclic torsion straining on work hardening of steel and brass**. Journal of Materials Processing Technology, v. 142, p. 282-288, fev. 2003.

CORRÊA, E. C. S. **Aspectos do Encruamento de Metais Previamente Deformados a Frio**. 2004. Tese de Doutorado – Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2004.

CORRÊA, E. C. S.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R.; MONTEIRO, W. A. **Influência da Torção Cíclica na Estrutura de Deslocações do Aço Baixo Carbono Trefilado**. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 16º CBECIMat, 2006, Porto Alegre. Anais. Porto Alegre: CBECIMat, 2004.

CORRÊA, E. C. S. **Tecnologia de Tratamentos Térmicos**. Notas de aula. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFETMG). Belo Horizonte, 2011.

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

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3ed. English Edition, Mc Graw Hill, 1986.

HAN, K.; VAN TYNE, C.J.; LEVY, B.S. Effect of Strain and Strain Rate on the Bauschinger Effect Response of Three Different Steels. **Metallurgical Transactions**, v. 36A, p. 2379-2384, 2005. .

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Anneling Phenomena**. 2 ed. Elsevier, 2004.

JONAS, J. J.; SELLARS, C. M.; MCG TEGART, W. J. v.14. **Metallurgical Reviews**. Maney Publishing, 1969. 1-24p.

LANGLOIS, L.; BERVEILLER, M. **Overall softening and anisotropy related with the formation and evolution of dislocation cell structures**. International Journal of Plasticity, v.19, p.599-624, 2003.

LOPES, W. **Efeito da pré – deformação e direção de solicitação no comportamento mecânico do aço inoxidável AISI 430E com uso do ensaio de cisalhamento para alterar a trajetória de deformação.** 2006. Dissertação de Mestrado – Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

LOPES, W.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R.; CAMPOS, H. B.; CORRÊA, E. C. S. **Efeito da Pré-deformação em Laminação no Comportamento Mecânico do Aço Inoxidável AISI 430E Solicitado por Cisalhamento.** In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 17º CBECIMat, 2006, Foz do Iguaçu. Anais. Foz do Iguaçu: CBECIMat, 2006. p. 6792-6802.

LOPES, W. **Tecnologia da conformação dos materiais.** Notas de aula. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFETMG). Belo Horizonte, 2011.

MELLO, A. G. B. **Influência da Deformação Plástica na Corrosão de Aço Carbono, Aço Inoxidável e Cobre em Sistemas de Resfriamento.** 2008. Dissertação de Mestrado – Tecnologia de Processos Químicos e Bioquímicos, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2008.

MILAN, M. T.; BOSE FILHO, W. W.; MALUF, O.; SPINELLI, D. **Metais:** uma visão objetiva. Universidade Federal de São Carlos. São Carlos, 2008.

MOFFAT, W. G.; PEARSALL, G. W.; WULFF, J. **The Structure and Properties of Materials.** Vol I – Structure. New York: John Wiley & Sons, 1964.

PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia - Microestrutura e Propriedades.** Belo Horizonte: Ed. Hemus, 2000. 343p.

POUNDS, N. J. G. **Geografia do ferro e do aço.** 2 ed. Rio de Janeiro: ZAHAR EDITORES, 1966.

RAUCH, E. F. **The Stress and Work Hardening Rates of Mild Steel with Different Dislocation Patterns.** Materials Science & Engineering, v. 234A, p. 653-656, 1997.

RAUCH, E. F.; GRACIO, J. J. BARLAT, F.; LOPES, A. B.; DUARTE, J. F. **Hardening Behavior and Structural Evolution Upon Strain Reversal of Aluminum Alloys.** Scripta Materialia, v. 46, p. 881-886, 2002.

REED-HILL. R. E. **Physical Metallurgy Principles.** 2ed. New York: D. Van Nostrand Company Inc., 1973.

REIS, G. S. **Influência da Microestrutura e das Condições de Deformação nas Curvas de Escoamento Plástico de Aços Inoxidáveis Dúplex no Ensaio de Torção a Quente.** 1999. Tese de Doutorado – Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1999.

SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços.** Ed. Edgard Blucher. p. 27- 83, 2001.

SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos:** Fundamentos Teóricos e Práticos. 5 ed. São Paulo: Ed. Edgar Bucher, 1982. 286p.

VAN VLACK, L. H. **Elements of Material Science.** Addison-Wesley Publishing Co. 1964.

VIEIRA, M.F.; FERNANDES, J.V. **Complex strain paths in polycrystalline copper: microstructural aspects.** Materials Research, v. 2, n. 3, p.185-189, 1999.

WAGONER, R. H.; CHENOT, J. L. **Fundamentals of Metal Forming.** Ed. Wiley, 1996. 389p.

ZANDRAHIMI, M.; PLATIAS, S.; PRICE, D.; BARRET, D.; BATE, P. S.; ROBERTS, W. T.; WILSON, D. V. **Effects of Changes in Strain Path on Work Hardening in Cubic Metals.** Metallurgical and Materials Transactions, 1989. p.2471-2482.