

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS

**Análise do Comportamento Elasto-plástico de um Aço AISI 1045 em Baixas
Deformações**

por

Juliana Dagnese

Dissertação para obtenção do Título de
Mestre em Engenharia

Porto Alegre, Julho de 2012

Análise do Comportamento Elasto-plástico de um Aço AISI 1045 em Baixas Deformações
por

Juliana Dagnese
Engenheira de Materiais

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Título de Mestre.

Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, PPGE3M - UFRGS

Comissão de Avaliação:

Prof. Dr. Diego Rodolfo Simões de Lima, IFSC

Prof. Dr. Mário Wolfart Jr., IFRS

Prof. Dr. Thomas Rosauero Clarke, UFRGS

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohacker
Coordenador do PPGE3M

Porto Alegre, 2012

Dedico este trabalho à minha família e em especial ao Dr. Eng. Thomas K. Hirsch que me auxiliou muito e à sua esposa Jutta que sempre me recebeu de braços abertos.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar, aos meus pais Bernardete Giordani Dagnese e Jandir Antonio Dagnese, minha irmã Cristhiane Dagnese e ao meu namorado Felipe Rodrigues de Almeida Rocha pelo apoio e suporte em todos os momentos.

Ao meu orientador Professor Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha pela oportunidade, ensinamentos, suporte e paciência durante toda a realização do trabalho.

Ao Dr. Eng. Thomas K. Hirsch, pesquisador e docente do instituto IWT da Universidade de Bremen, Alemanha pela imensa dedicação, ensinamentos, oportunidades e por todo suporte ao longo da minha estadia no instituto IWT e ao próprio IWT e sua equipe.

À equipe do Grupo de Engenharia de Superfícies do LdTM que me acompanhou durante esta trajetória e teve papel fundamental durante todo o projeto no qual este trabalho esta inserido, aos colegas e amigos MSc. Eng. Tomaz Fantin de Souza, MSc. Eng. Guilherme Both, MSc. Eng^a. Carla Adriana Theis Soares, graduando em engenharia metalúrgica Tiago Brun Coser e ao graduando em engenharia metalúrgica Ricardo Müller de Moura. Agradeço em especial ao colega e amigo Dr. Eng. Rafael Nunes pelo suporte, conselhos, e pela experiência compartilhada que foram essenciais.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul, ao Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais e aos professores que fazem a excelência deste Programa.

A CAPES e a FINEP pelo apoio financeiro.

Ao CNPq pela oportunidade e bolsa do Programa BRAGECRIM.

À equipe do LdTM e aos demais colegas MSc. Eng. Patrik Bonaldi e graduando em engenharia metalúrgica Pedro Conrado, pela convivência, conselhos, troca de experiências e amizade.

RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo investigar o comportamento elasto-plástico em baixas deformações do fio máquina laminado em aço AISI 1045 destinado a trefilação e processos subsequentes de beneficiamento. Inicialmente, foi obtido material de quatro diferentes lotes de fabricação, sendo todas as amostras retiradas após a etapa de pré-endireitamento do processo de trefilação. O material foi caracterizado através de análise da composição química, metalográfica, determinação de tamanho de grão e segregação. Além disso, o comportamento elasto-plástico do material em ciclos de tração e compressão foi investigado, identificando-se o efeito Bauschinger para três diferentes temperaturas. Os modelos numéricos de Ramberg-Osgood e Ludwig-Hollomon foram utilizados para a definição de um modelo numérico da curva para utilização em trabalhos futuros de simulação computacional. O modelo de Ludwig-Hollomon foi avaliado como mais satisfatório para baixas deformações e foi então utilizado para o cálculo da curva média de quatro lotes. A partir de curvas de escoamento de aço similar obtidas da literatura, foi possível obter-se uma extrapolação da curva para diferentes taxas de deformação, além da taxa de 0.05s^{-1} , original dos ensaios: 1.6 s^{-1} , 8 s^{-1} , e 40 s^{-1} .

Palavras-chave: aço AISI 1045; efeito Bauschinger, curva de escoamento; Ludwig-Hollomon; Ramberg-Osgood.

ABSTRACT

The purpose of this work is to investigate the elastic-plastic behavior at low strains of steel rolled coil AISI 1045 intended for cold-drawing and subsequent processes. First, the material was withdrawn from four different manufacturing batches and all samples were taken from the pre-straightening process step. The material was characterized by means of chemical and metallography analysis, grain size and segregation. Furthermore, the elastic-plastic behavior in tension and compression cycles was investigated and the Bauschinger effect was identified for three different temperatures. The numerical models Ramberg-Osgood and Ludwig-Hollomon were the models used in this work to define the flow curve which can be used in future computer simulation works. The analysis showed that the Ludwig-Hollomon model is more adequate for low strains ranges. Ludwig-Hollomin was used to calculate the average flow curve based on the curves of the four batches. By using literature flow curves of similar steels, it was possible to make an extrapolation and to obtain flow curves at different strain rates beyond the experimental one: 1.6 s^{-1} , 8 s^{-1} , e 40 s^{-1} .

Keywords: AISI 1045 steel; Bauschiger effect, flow curve; Ludwig-Hollomon; Ramberg-Osgood;

ÍNDICE

AGRADECIMENTOS	v
RESUMO	vi
ABSTRACT	vii
ÍNDICE	viii
LISTA DE FIGURAS	x
LISTA DE TABELAS	xii
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xiii
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Deformação dos materiais	3
2.2 Critérios de escoamento para metais dúcteis	4
2.2.1 Critério de von Mises	6
2.2.2 Critério da máxima tensão de cisalhamento (critério de Tresca)	7
2.3 Ensaio de Tração e Ensaio de Compressão	9
2.4 Curva tensão-deformação verdadeira e curva de escoamento	10
2.5 Expressão matemática para a curva de escoamento	12
2.6 Fatores de Influência	16
2.6.1 Efeito da microestrutura e composição química	16
2.6.2 Segregações	19
2.6.3 Efeito dos Elementos Químicos na Segregação	21
2.6.4 Efeito do bandeamento nas propriedades mecânicas	23
2.6.5 Efeito da taxa de deformação e da Temperatura	24
2.7 Efeito Bauschinger	27
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	28
3.1 Material e Composição Química	28
3.2 Análises Metalográficas e Macrográficas	29
3.3 Ensaio e parâmetros	30
3.4 Expressões matemática para a curva de escoamento	34
3.5 Comparação da curva de escoamento com dados da literatura e extrapolação	35
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	38
4.1 Material e Composição Química	38
4.2 Análises Metalográficas e Macrográficas	38

4.3	Ensaaios mecânicos	47
4.3.1	Ensaaios de tração - Curvas tensão vs deformação	47
4.3.2	Ensaio de compressão	49
4.3.3	Ensaio de tração-compressão e o Efeito Bauschinger	51
4.4	Expressões Matemáticas para as curvas de escoamento	53
4.4.1	Ramberg – Osgood.....	53
4.4.2	Ludwig - Hollomon	56
4.4.3	Ramberg-Osgood vs Ludwig-Hollomon	58
4.5	Comparação da curva de escoamento com dados da literatura e extrapolação	60
5	CONCLUSÕES:.....	64
5.1	Sugestões para trabalhos futuros.....	65
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	66

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Superfície de escoamento de Von Mises.	5
Figura 2.2: Gráfico Log-Log da curva tensão versus deformação. Expoente n é o expoente de encruamento; K é o coeficiente de resistência ao escoamento.	12
Figura 2.3: Propriedades da perlita e esfeirodita em aços eutetóides. (DIETER, 1986)	17
Figura 2.4: Variação das propriedades mecânicas em função da concentração de carbono para aço ao carbono de microestrutura constituída de perlita fina. (CALLISTER, et al., 2010)	18
Figura 2.5: Bandas de ferrita com inclusões de MnS e bandas de perlita em um aço 10V45 laminado a quente.	24
Figura 3.1: Etapas do processo de trefilação combinada de barras de aço ao carbono. (NUNES, 2008)	28
Figura 3.2: Corpo de prova para testes de tração. 20 mm de comprimento e 5 mm de diâmetro.	31
Figura 3.3: Execução do ensaio de compressão.	32
Figura 3.4: Foto da máquina Gleeble® 3500 com controles (esquerda) e câmara e porta-amostras (direita).	33
Figura 3.5: Forma e tamanho da amostra para ensaios de tração uniaxial.	33
Figura 3.6: Curvas de escoamento para o aço Ck 45 à 20C, taxas de deformação $0,05s^{-1}$, $1,6s^{-1}$, $8s^{-1}$, $40s^{-1}$. Adaptado de: Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe.	37
Figura 3.7: Curvas de escoamento para aço AISI 1045 à 20 °C, taxas de deformação $1,6s^{-1}$, $8s^{-1}$, $40s^{-1}$. Adaptado de: banco de dados software Simufact MSC.SuperForm® V 10.0.	37
Figura 4.1: Análise de inclusões secção longitudinal lote D. Presença de inclusões alongadas de MnS.	39
Figura 4.2: Seção axial ataque Nital 2%. Aumento 500 x. A) material lote A. B) material lote B. C) material lote C. D) material lote D.	40
Figura 4.3: Distribuição do tamanho de grão secção axial. A) Lote . B) Lote B. C) Lote C. D) Lote D.	42
Figura 4.4: Macrografia da seção longitudinal das amostras. Ataque solução aquosa 50% HCl. a) Lote A; b) Lote B; c) Lote C; d) Lote D.	43
Figura 4.5: : Macrografia da seção longitudinal das amostras. Cruzamento das linhas vermelhas tracejadas representa a linha central. Ataque solução aquosa 50% HCl. a) Lote A; b) Lote B; c) Lote C; d) Lote D.	44
Figura 4.6: Macrografia da seção transversal das amostras. Ataque solução aquosa 50% HCl. a) Lote A; b) Lote B; c) Lote C; d) Lote D.	45
Figura 4.7: Macrografia da seção transversal das amostras. Ponto de cruzamento das linhas vermelhas tracejadas representa o centro. Círculo vermelho representa região de heterogeneidade da segregação. Ataque solução aquosa 50% HCl. a) Lote A; b) Lote B; c) Lote C; d) Lote D.	46
Figura 4.8: Metalografia secção longitudinal da amostra do lote D. Presença de bandeamento.	47
Figura 4.9: Curvas tensão versus deformação convencionais	48
Figura 4.10: Representação das regiões de deformação plástica e elástica durante o processo de trefilação (YOSHIDA, et al., 2010).	49
Figura 4.11. Comparação entre curvas tensão versus deformação verdadeira dos ensaios de tração e compressão para o material do lote A.	51

Figura 4.12: Curvas tensão versus deformação (material lote B) a partir de testes de tração-compressão para três diferentes temperaturas (25 °C, 80 °C e 120 °C).	52
Figura 4.13: Comparação das curvas de escoamento calculadas via equação Ramberg-Osgood com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote A.	54
Figura 4.14: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ramberg-Osgood com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote B.	54
Figura 4.15: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ramberg-Osgood com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote C.	55
Figura 4.16: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ramberg-Osgood com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote D.	55
Figura 4.17: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ludwig-Hollomon com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote A.	56
Figura 4.18: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ludwig-Hollomon com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote B.	57
Figura 4.19: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ludwig-Hollomon com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote C.	57
Figura 4.20: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ludwig-Hollomon com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote D.	58
Figura 4.21: Curvas de escoamento obtidas das curvas experimentais e curva média calculada.	59
Figura 4.22: Curvas tensão versus deformação verdadeira dos lotes e curva de escoamento média calculada a partir do modelo de Ludwig-Hollomon. Destaque para o limite da faixa de representatividade da equação.	60
Figura 4.23. Valores de tensões de escoamento para o aço AISI 1045 em diferentes deformações e diferentes taxas de deformação. As linhas representam a tendência de aumento da tensão de escoamento aumento da taxa de deformação.	61
Figura 4.24. Curvas de escoamento para diferentes taxas de deformação extrapoladas a partir da curva de escoamento experimental do aço AISI 1045 e dos dados das fontes.	62
Figura 4.25. Comparação da curva de escoamento experimental com as curvas extraídas do banco de dados software Simufact MSC.SuperForm® V 10.0.	63
Figura 4.26. Comparação da curva de escoamento experimental com as curvas do aço Ck 45 da literatura Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe.	63

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Valores de n e K para metais à temperatura ambiente (ASM INTERNATIONAL, 2002).	13
Tabela 2.2: Testes padrões para propriedades mecânicas e as respectivas faixas de taxa de deformação (KUHN, et al., 2000).	25
Tabela 3. 1: Composição química dos aços AISI 1045 (SAE J403) (% massa). ⁽¹⁾	29
Tabela 3. 2: Composição química dos lotes fornecida pelo fabricante (% massa).	29
Tabela 3. 3: Corpos de prova do ensaio de tração-compressão e temperatura do ensaio.	34
Tabela 3. 4: Composição química dos materiais DIN Ck45* (Fonte 1).	36
Tabela 4.1. Composição química dos lotes de aço AISI 1045. Análise por OES.	38
Tabela 4.2: Fração volumétrica de ferrita e tamanho de grão ferrítico.	41
Tabela 4.3: Propriedades mecânicas por ensaio de tração.	47
Tabela 4.4: Propriedades mecânicas por ensaio de tração.	48

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

- σ_0 : Tensão de escoamento inicial/ Tensão limite de elasticidade (MPa)
- J_2 : segunda invariante do tensor invariante
- K : constante para cálculo do valor crítico de J_2 (representa tensão de escoamento em cisalhamento puro (torção))
- σ_1 : Tensão na direção 1 (MPa)
- σ_2 : Tensão na direção 2 (MPa)
- σ_3 : Tensão na direção 3 (MPa)
- σ_x : Tensão na direção x (MPa)
- σ_y : Tensão na direção y (MPa)
- σ_z : Tensão na direção z (MPa)
- τ_{xy} : Tensão de cisalhamento no plano xy (MPa)
- τ_{yz} : Tensão de cisalhamento no plano yz (MPa)
- τ_{xz} : Tensão de cisalhamento no plano xz (MPa)
- τ_{max} : máxima tensão de cisalhamento
- τ_0 : tensão inicial de escoamento em cisalhamento
- S: tensão de engenharia (curva tensão vs deformação)
- σ : Tensão verdadeira (curva tensão vs deformação)
- P: força (Nm)
- A: área instantânea (mm²)
- A_0 : área inicial (mm²)
- L_0 : comprimento inicial (mm)
- e: deformação de engenharia (curva tensão vs deformação)
- ε : deformação verdadeira (curva tensão vs deformação)
- n : coeficiente de encruamento
- K : coeficiente de resistência ao escoamento (MPa)
- E : módulo de Young (GPa)
- ε_E : deformação elástica verdadeira
- $\dot{\varepsilon}$: taxa de deformação de engenharia
- $\dot{\varepsilon}$: taxa de deformação verdadeira
- v : velocidade da máquina de testes (mm/s)
- m : coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação
- C : coeficiente de encruamento.
- Q : energia de ativação para o escoamento plástico (cal/g-mol)

R : constante universal dos gases [1.987 cal/K·mol]

T : temperatura (Kelvin)

$f\alpha$: fração volumétrica de ferrita

S_p : distância interlamelar da perlita (mm)

d : diâmetro linear médio do grão de ferrita (mm)

1 INTRODUÇÃO

Nos processos de transformação mecânica, tais como trefilação, laminação, forjamento, dentre outros, o material é deformado plasticamente com o intuito de atingir-se uma determinada forma final que posteriormente poderá sofrer outras operações de acabamento e tratamentos térmicos conforme a geometria, dimensões, e propriedades mecânicas exigidas para o componente. (WANG, 2002). Todas estas operações têm como objetivo a mudança de forma do material. Barras de aço são muito utilizadas na indústria de transformação metal-mecânica para confecção de vários produtos, tais como arames, tubos, eixos automotivos, hastes de amortecedores, molas, dentre outros (NUNES, 2008).

A trefilação de barras de aço é usualmente utilizada para conferir precisão dimensional e melhores propriedades mecânicas ao material, com um alto índice de produtividade. O processo de trefilação se caracteriza pela tração de barras, arames ou de fio máquina proveniente do processo de laminação através de uma matriz em forma de canal convergente chamada de feira ou trefila. A trefilação é um processo industrial que acarreta na redução da seção transversal e respectivo aumento no comprimento do material (BLACK, et al., 2008). A maior parte do escoamento plástico é causada por esforços de compressão resultantes da reação do metal com a matriz (DIETER, et al., 2003).

Durante o processo de trefilação combinada de barras, a matéria-prima (fio-máquina) passa por algumas etapas típicas, tais como o pré-endireitamento do fio máquina, jateamento para melhoria da condição superficial antes da trefilação, trefilação e endireitamento final por rolos cruzados quando necessário garantir a retinidade. (NUNES, 2008)

A caracterização do material no que se refere a propriedades mecânicas e comportamento do mesmo sob deformação plástica é essencial para a compreensão dos fenômenos que influenciam o estado final do componente em cada etapa de um processo de manufatura que envolve transformação mecânica (BLACK, et al., 2008). A curva de escoamento de um material descreve a tensão de escoamento do mesmo sob determinadas condições de deformação, e o perfil desta curva é fortemente dependente da temperatura e da taxa de deformação. O completo entendimento e domínio deste comportamento são fundamentais para a melhoria dos processos de transformação mecânica como um todo. O levantamento das curvas de escoamento do material é, portanto, essencial para tal domínio e a partir da determinação destas curvas, é possível a investigação de um modelo matemático que

melhor descreva o comportamento do material sob deformação plástica (DIETENBERGER, et al., 2005).

O modelo numérico é um dado de entrada importante para simulação computacional do processo de trefilação que utiliza esta matéria-prima. A compreensão e determinação deste comportamento têm papel fundamental na melhoria do processo de trefilação combinada em vista que o perfil de deformação plástica resultante de um processo de transformação mecânica está fortemente associado com este comportamento plástico e este comportamento por sua vez, é significativamente influenciado por variações da composição química e da microestrutura. A utilização de curvas de escoamento como dado de entrada em processos de simulação computacional que reflitam o particular comportamento plástico, considerando a condição na qual o material se encontra é essencial para obtenção de resultados precisos (Kobayashi, et al., 1989) (HOJNY, et al., 2011).

O principal objetivo desta dissertação é investigar o comportamento plástico de um aço AISI 1045 através das suas curvas de escoamento e, além disso, determinar um modelo numérico apropriado que descreva o comportamento plástico deste material na faixa de deformação de interesse. A finalidade desta investigação é fornecer dados mais precisos sobre o material o comportamento plástico do material em questão para futuros estudos de simulação numérica do processo de trefilação. O material utilizado neste trabalho é proveniente do fio máquina utilizado como matéria-prima no processo de trefilação combinada. O processo de trefilação em questão consiste na redução do diâmetro inicial das barras de aço AISI 1045 de 21,25 mm para 20,25 mm, ou seja, a redução em área de 12,43%. Trabalhos prévios demonstraram que a deformação global verdadeira sofrida pelo material no processo de trefilação em questão é de 0,13 e portanto o interesse deste trabalho esta na faixa de deformação até 0,13 (MONDARDO, 2012).

Para a realização deste estudo, quatro diferentes lotes de material, cujas amostras foram retiradas após o fio-máquina passar pela etapa de pré-endireitamento, foram caracterizados através de análise de composição química, metalografia, tamanho de grão e segregação. As propriedades mecânicas do material e o comportamento elasto-plástico foram determinados por meio de ensaios de tração. O comportamento não linear da curva tensão-deformação foi descrito em termos das expressões de Ramberg-Osgood e Ludwig-Hollomon. Dados da literatura foram utilizados para estimar a curva de escoamento em taxas de deformação de até $40s^{-1}$. O comportamento elasto-plástico também foi investigado em ciclos

de tração e compressão a fim de identificação do efeito Bauschinger em três diferentes temperaturas.

É importante destacar que este trabalho foi realizado como parte da cooperação internacional BRAGECRIM (Iniciativa Brasil-Alemanha para Pesquisa em Tecnologia de Fabricação), dentro do projeto “*Investigation and improvement of manufacturing process chain from cold drawing processes to induction hardening – reducing dimensional changes and distortion*” (Investigação e Melhoramento de uma Rota do Processo de Trefilação Combinada e Endurecimento por Indução para Minimização de Distorções e Mudanças de Forma). O projeto BRAGECRIM é uma cooperação internacional entre Brasil e Alemanha, no âmbito de gerar conhecimento tecnológico fundamental, permitindo o desenvolvimento de soluções inovadoras voltadas para a melhoria da qualidade, produtividade e sustentabilidade dos processos de manufatura, além da troca de conhecimento entre os pesquisadores dos países envolvidos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Deformação dos materiais

Um material dúctil ao sofrer um carregamento mecânico em geral irá exibir a sequência de resposta que segue: deformação elástica, deformação plástica e fratura (HOSFORD, 2010).

O conhecimento das tensões e deformações envolvidas em processos de deformação tais como, laminação, forjamento, extrusão, trefilação, é muito importante. Todos estes processos envolvem substancial deformação plástica, e a resposta do material irá depender do seu comportamento elasto-plástico durante o processo de conformação (MEYERS, et al., 2008).

A teoria da plasticidade lida com o comportamento dos materiais a níveis de deformação nas quais a lei de Hooke não é mais válida. Diversos aspectos da deformação plástica tornam a formulação matemática da teoria da plasticidade mais difícil que a descrição do comportamento elástico. Tais como (DIETER, 1986):

- A deformação plástica não é um processo reversível como a elástica;

- Ao contrário da deformação elástica que depende somente do estado inicial e final de tensão e deformação, a deformação plástica depende da trajetória do carregamento;
- Na deformação plástica não há uma constante facilmente mensurável que relaciona tensão com deformação, como o módulo de Young para a deformação elástica.
- O fenômeno de endurecimento por deformação é difícil de ser abordado dentro da teoria da plasticidade sem a introdução de uma considerável complexidade matemática.
- Além dos aspectos citados acima, há também vários aspectos do comportamento real do material, como anisotropia, histerese elástica e efeito Bauschinger.

2.2 Critérios de escoamento para metais dúcteis

Para melhor aprofundar-se nas teorias da plasticidade é necessário conhecer, para um estado complexo de tensões, o nível de tensão no qual o material inicia o escoamento plástico. Os métodos desenvolvidos para determinar isto são chamados critérios de escoamento, que se caracterizam pelas funções matemáticas que representam a superfície de escoamento do material. (MEYERS, et al., 2008).

A superfície de escoamento é uma representação geométrica da região matemática que delimita a região elástica da região plástica no espaço de tensão. Na figura 2.1 está representada a superfície de escoamento para o critério de von Mises. O eixo central tem ângulos iguais com os eixos de tensão principal e representa o componente hidrostático de tensão. A deformação plástica ocorre quando o estado de tensão atinge a superfície do cilindro (OZTURK, et al., 2011).

O fenômeno de encruamento implica na alteração da superfície de escoamento na medida em que o carregamento plástico ocorre. Particularmente no caso do modelo perfeitamente plástico a superfície de escoamento permanece fixa, enquanto que nos outros casos, a evolução desta superfície é controlada por modelos de encruamento (MALAVOLTA, 2008).

Para o critério de escoamento de Tresca, a superfície de escoamento é um cilindro hexagonal. É importante ressaltar que, apesar da superfície de escoamento ser um conceito importante na teoria da plasticidade, não há um extensivo volume de dados experimentais sobre a forma da superfície (DIETER, 1986)

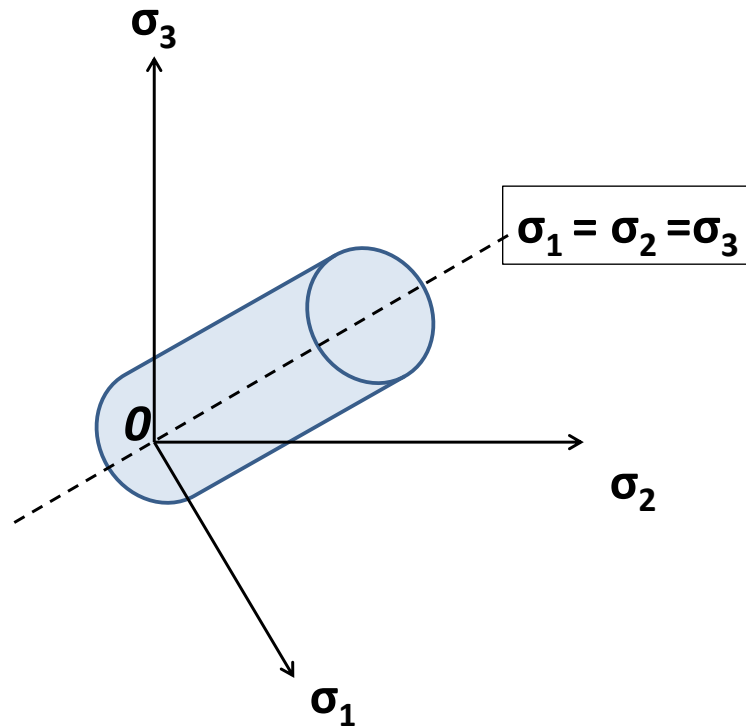


Figura 2.1: Superfície de escoamento de Von Mises.

Sob carregamento uniaxial, como em ensaio de tração, o escoamento plástico macroscópico começa no ponto de tensão de escoamento σ_0 . Sob condições de tensões combinadas, espera-se que o escoamento esteja relacionado com uma combinação particular de tensões principais (DIETER, 1986)

Os critérios de escoamento são essencialmente relações empíricas. Entretanto, um critério de escoamento deve ser consistente com um número de observações experimentais, e a base que governa este critério é que a pressão hidrostática pura não causa escoamento em um sólido contínuo. Como resultado disso, a componente hidrostática de um estado complexo de tensões não influencia na tensão na qual o escoamento irá ocorrer. Portanto, procura-se pela componente de tensão desviadora a estar envolvida com o escoamento. Além disso, para um material isotrópico, o critério de escoamento deve ser independente da escolha dos eixos, isto é, deve ser uma função constante. Estas considerações levam a conclusão que o critério de escoamento deve ser alguma função das invariantes da tensão desviadora (LEE, et al., 2011).

O Critério de Von Mises e o Critério de Tresca ou Critério da Máxima Tensão de Cisalhamento são dois critérios aceitos para prever o início do escoamento em metais dúcteis.

2.2.1 Critério de von Mises

Von Mises (1913) propôs que o escoamento irá ocorrer quando a segunda invariante do tensor invariante J_2 exceder um dado valor crítico (LEE, et al., 2011) (DIETER, 1986) (HOSFORD, 2010) (SCHAEFFER, et al., 2007):

$$J_2 = k^2 \quad (\text{Equação 2.1})$$

Onde

$$J_2 = \frac{1}{6}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \quad (\text{Equação 2.2})$$

Para o teste de tensão uniaxial, considera-se que $\sigma_1 = \sigma_0$, $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$

$$\sigma_0^2 + \sigma_0^2 = 6k^2 \quad (\text{Equação 2.3})$$

$$\sigma_0 = \sqrt{3}k \quad (\text{Equação 2.4})$$

Substituindo na (equação 2.5):

$$\sigma_0 = \frac{1}{\sqrt{2}}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad (\text{Equação 2.5})$$

Para um estado com componente cisalhante:

$$\sigma_0 = \frac{1}{\sqrt{2}}[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2)]^{1/2} \quad (\text{Equação 2.6})$$

A (equação 2.5) e (equação 2.6) prevêem que o escoamento irá ocorrer quando a diferença das tensões do lado direito da equação exceder a tensão de escoamento em tensão uniaxial σ_0 .

Para identificar a constante k na (equação 2.1), considera-se o estado de tensão em um cisalhamento puro, como produzido em um ensaio de torção:

$$\sigma_1 = -\sigma_3 = \tau; \quad \sigma_2 = 0 \quad (\text{Equação 2.7})$$

$$\sigma_1^2 + \sigma_1^2 + 4\sigma_1^2 = 6k^2 \quad (\text{Equação 2.8})$$

No escoamento

$$\sigma_1 = k \quad (\text{Equação 2.9})$$

Então k representa a tensão de escoamento em cisalhamento puro (torção). Portanto, o critério de Von Mises prevê que a tensão de escoamento em torção será menor do que a tensão de escoamento em tração uniaxial de acordo com:

$$k = \frac{1}{\sqrt{3}}\sigma_0 = 0.577\sigma_0 \quad (\text{Equação 2.10})$$

O critério de Von Mises implica que o escoamento não é dependente de qualquer tensão normal em particular ou tensão de cisalhamento, e sim que o escoamento depende de uma função de todas as três principais tensões de cisalhamento. Sendo o critério de escoamento baseado em diferenças de tensões normais, $\sigma_1 - \sigma_2$, etc., o critério é independente da componente de tensão hidrostática. Uma vez que o critério de Von Mises envolve termos quadráticos não é necessário conhecer as tensões principais quando utilizada a (Equação 2.6).

2.2.2 Critério da máxima tensão de cisalhamento (critério de Tresca)

O critério de escoamento de Tresca assume que o escoamento ocorre quando a máxima tensão de cisalhamento alcança o valor de tensão de cisalhamento no teste de tração uniaxial. A máxima tensão de cisalhamento é dada por (DIETER, 1986) (HOSFORD, 2010) (SCHAEFFER, et al., 2007):

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \quad (\text{Equação 2.11})$$

Onde σ_1 , é a tensão principal de maior valor e σ_3 é a tensão principal de menor valor.

Para tração uniaxial, $\sigma_1 = \sigma_0$, $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$, e a tensão de escoamento em cisalhamento τ_0 é igual a $\sigma_0/2$. Substituindo na (Equação 2.11):

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \tau_0 = \frac{\sigma_0}{2} \quad (\text{Equação 2.12})$$

Assim, o critério de máxima tensão de cisalhamento é dado por:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_0 \quad (\text{Equação 2.13})$$

Para um estado puro de cisalhamento, $\sigma_1 = -\sigma_3 = k$, $\sigma_2 = 0$, o critério de máxima tensão de cisalhamento prevê que o escoamento irá ocorrer quando:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = 2k = \sigma_0 \quad (\text{Equação 2.14})$$

ou

$$k = \frac{\sigma_0}{2} \quad (\text{Equação 2.15})$$

Assim, o critério de máxima tensão de cisalhamento pode ser escrito como na (equação 2.16):

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_0 \quad (\text{Equação 2.16})$$

O critério de máxima tensão de cisalhamento é matematicamente menos complicado que o critério de Von Mises, e por esta razão é frequentemente usado em projetos de engenharia. Entretanto, o critério de máximo cisalhamento não leva em consideração a tensão principal intermediária e isto devido à grande dificuldade que é a necessidade de saber previamente quais são as tensões principais máximas e mínimas. Além disso, a forma geral do critério de máxima tensão de cisalhamento (equação 2.17) é muito mais complicada que a do critério de Von Mises (equação 2.1), e por esta razão o critério de Von Mises é preferencialmente utilizado em trabalhos teóricos (DIETER, 1986).

$$4J_2^3 - 27J_3^2 - 36k^2J_2^2 + 96k^4J_2 - 64k^6 = 0 \quad (\text{Equação 2.17})$$

2.3 Ensaio de Tração e Ensaio de Compressão

O ensaio de tração é um dos testes mais comumente utilizado para avaliação das propriedades mecânicas dos materiais. O teste de tensão é realizado agarrando-se as duas extremidades opostas de um corpo de prova em uma máquina de testes que irá aplicar uma força que resultará na elongação gradual do corpo de prova e eventual fratura do mesmo. Durante este processo, dados de força e deslocamento são coletados. Quando corretamente executado, o teste de tração fornece dados que podem quantificar várias propriedades mecânicas importantes do material (DAVIS, 2004) (KUHN, et al., 2000)

O teste de tração é certamente um dos testes mais largamente utilizado para determinar vários aspectos do comportamento mecânico dos materiais, incluindo deformação elástica, escoamento, deformação plástica e fratura. Apesar disso, a máxima deformação no teste de tração é limitada pela estrição, ou seja, os dados do comportamento plástico do material durante a deformação obtidos em um teste de tração são válidos somente até o limite no qual inicia a estrição (DAVIS, 2004).

O teste de compressão é uma alternativa para estudo do comportamento plástico dos metais em deformações mais altas do que as deformações obtidas por ensaio de tração, pois não ocorre o fenômeno da estrição (HOSFORD, 2010). As características de deformação elástica e plástica de materiais policristalinos são geralmente as mesmas sob tração e compressão. Assim, o módulo de elasticidade, tensão de escoamento e curvas de escoamento obtidas de ambos os ensaios, desde que excluídos os efeitos do atrito, serão as mesmas. Por outro lado, a tensão de ruptura e a resistência máxima dependem de mecanismos de deformação e fratura localizados, e geralmente apresentarão resultados diferentes em ensaios de tração e compressão. Sob tração, a resistência à fratura de materiais dúcteis é determinada pelo seu comportamento na estrição, que concentra a deformação plástica em pequenas regiões e gera um estado triaxial de tensões na região do pescoço e propagam a fratura dúctil que se inicia em microcavidades no centro da região do pescoço. Já um material dúctil em compressão, a estrição não ocorre e a geração de microcavidades e mecanismos de crescimento que levam a completa separação em tração não finalizam o ensaio de compressão. A fratura dúctil pode se formar, entretanto, na superfície do corpo de prova com

atrito que sofreu embarilhamento. Estas fraturas geralmente crescem lentamente e não resultam na completa separação do corpo de prova, portanto não há limite de carregamento. Como resultado, não há definição de resistência à fratura em testes de compressão de materiais dúcteis. (KUHN, et al., 2000)

Os corpos de prova de compressão possuem uma geometria cilíndrica, relativamente mais simples, não requerem confecção de rosca ou extremidades alargadas para permitir a fixação na máquina e utilizam menor quantidade de material (SCHAEFFER, et al., 2007). Entretanto, dois principais problemas limitam o uso dos testes de compressão: atrito e flambagem. A fim de amenizar estes efeitos, são utilizados lubrificantes como TeflonTM, grafite, dissulfeto de Molibdênio, entre os corpos de prova e as placas de compressão (HOSFORD, 2010).

2.4 Curva tensão-deformação verdadeira e curva de escoamento

A curva tensão versus deformação em carregamento uniaxial, obtida por um tradicional teste de tração, é de fundamental interesse na plasticidade quando esta é plotada em termos de tensão σ e deformação verdadeira ϵ .

A forma da curva tensão versus deformação de um metal e os valores para seus pontos dependem (DIETER, 1986) (ASM INTERNATIONAL, 2002) (DOEGE, et al., 1986):

- Composição
- Tratamento térmico e condições do mesmo
- Histórico de deformação plástica
- Taxa de deformação do teste
- Temperatura
- Orientação de aplicação da carga aplicada em relação à estrutura do corpo de prova

A curva tensão versus deformação é também conhecida como curva de escoamento, porque representa as características básicas do escoamento plástico do material. Qualquer ponto na curva de escoamento pode ser considerado a tensão de escoamento para um metal carregado sob tensão. Então, se a carga é removida em um determinado ponto de deformação plástica e após reaplicada, o material apresentará um comportamento elástico até atingir novamente este ponto de deformação.

A tensão verdadeira, σ , é expressa em termos da tensão de engenharia, S , por (KUHN, et al., 2000):

$$\sigma = \frac{P}{A_0}(e + 1) = S_1(e + 1) \quad (\text{Equação 2.18})$$

A derivação da (equação 2.18) assume volume constante ($AL = A_0L_0$) e distribuição homogênea de tensão ao longo da seção útil do corpo de prova. Portanto, a (equação 2.18) deveria ser utilizada somente até o início do pescoço. Além da carga máxima, a tensão verdadeira deveria ser determinada a partir de medições da carga e da área da seção transversal, ponto a ponto. No entanto, é importante ressaltar que esta tensão verdadeira não corresponderá à tensão de escoamento do material, pois a tensão de escoamento pressupõe um estado uniaxial de tensões, o qual não mais ocorrerá após o início da estricção.

A deformação verdadeira ε pode ser calculada a partir da deformação de engenharia (ou deformação convencional):

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{L}{L_0} - 1 \quad (\text{Equação 2.19})$$

Para determinar a deformação verdadeira, a variação instantânea do comprimento (dl) é dividida pelo comprimento l :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (\text{Equação 2.20})$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (\text{Equação 2.21})$$

Esta equação é aplicável somente até o ponto anterior ao início da estricção. Após o carregamento máximo, deformações localizadas na região do pescoço excedem significativamente a deformação de engenharia calculada. Geralmente, a curva de escoamento é linear a partir da carga máxima até a fratura, enquanto em alguns casos sua inclinação decresce continuamente até a fratura. A formação da região do pescoço introduz um estado de tensões triaxiais que dificultam determinar com acuracidade a tensão longitudinal desde o início do pescoço até que ocorra a fratura (ASM INTERNATIONAL, 2002).

2.5 Expressão matemática para a curva de escoamento

A curva de escoamento de muitos materiais na região de deformação plástica uniforme pode ser expressa pela simples relação que descreve um comportamento elasto-plástico com encruamento isotrópico, conhecida por equação de Hollomon (ASM INTERNATIONAL, 2002) (DIETER, 1986) (DOEGE, et al., 1986) (HOSFORD, 2010):

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (\text{Equação 2.22})$$

onde, n é o coeficiente de encruamento e K é o coeficiente de resistência ao escoamento.

Um gráfico com eixos logarítmicos da tensão verdadeira pela deformação verdadeira até a carga máxima irá resultar numa linha reta se a (equação 2.22) for satisfeita, conforme figura 2.2. A inclinação desta linha é n , e K é a tensão verdadeira no ponto em que a deformação verdadeira é igual a 1, $\varepsilon = 1,0$. Como mostrado na figura abaixo, o expoente de encruamento terá valores de $n = 0$ (sólido perfeitamente plástico) a $n = 1$ (sólido elástico). Para a maioria dos metais, n tem valores entre 0,10 e 0,50 (tabela 2.1).

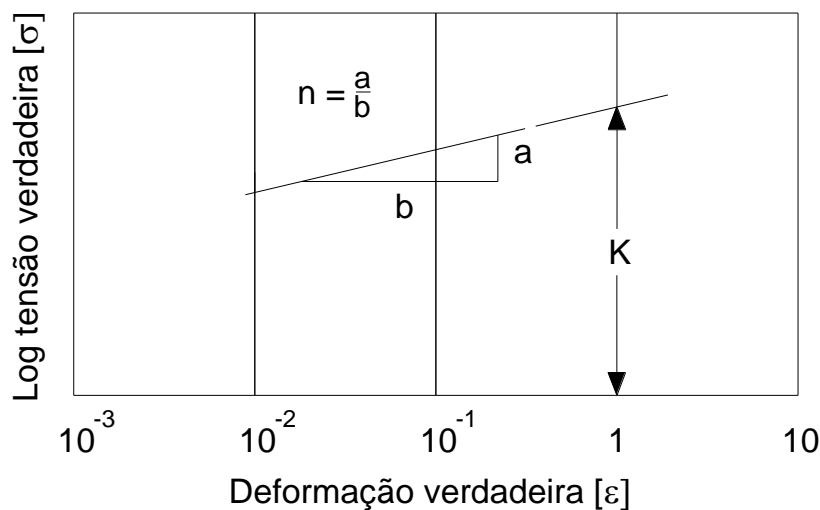


Figura 2.2: Gráfico Log-Log da curva tensão versus deformação. Expoente n é o expoente de encruamento; K é o coeficiente de resistência ao escoamento.

Tabela 2.1: Valores de n e K para metais à temperatura ambiente (ASM INTERNATIONAL, 2002).

Metais	Condição	n	K (Mpa)	K (ksi)
Aço carbono 0.05%	Recozido	0,26	530	77
Aço SAE 4340	Recozido	0,15	641	93
Aço carbono 0.6%	Temperado e revenido à 540°C	0,10	1572	228
Aço carbono 0.6%	Temperado e revenido à 705°C	0,19	1227	178
Cobre	Recozido	0,54	320	46.4
Latão 70/30	Recozido	0,49	896	130

A taxa de encruamento $d\sigma/d\varepsilon$ não é idêntica ao expoente de encruamento. Da definição de n :

$$n = \frac{d(\log \sigma)}{d(\log \varepsilon)} = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \varepsilon)} = \frac{\varepsilon d\sigma}{\sigma d\varepsilon} \quad (\text{Equação 2.23})$$

ou

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{n\sigma}{\varepsilon} \quad (\text{Equação 2.24})$$

Com frequência são observados desvios da (equação 2.22), geralmente em baixas deformações (10^{-3}) ou altas ($\varepsilon = 1.0$). Uma forma comum de desvio é para um gráfico log-log da (equação 2.22), resultando em duas linhas retas com diferentes inclinações.

Em alguns casos, curvas que não apresentam comportamento de acordo com a (equação 2.22) podem seguir a variação conforme (equação 2.25):

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \quad (\text{Equação 2.25})$$

Onde ε_0 pode ser considerado como sendo a quantidade de deformação que o material sofreu antes do teste de tensão (RAO P., et al., 2012).

Outra variação comum da (equação 2.22) é a equação de Ludwig:

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n \quad (\text{Equação 2.26})$$

Na qual σ_0 é a tensão inicial de escoamentos, e K e n têm significados similares da (equação 2.22), porém seus valores devem ser recalculados. Esta equação pode ser mais satisfatória que a (equação 2.22) porque a última implica que a 0 (zero) de deformação verdadeira, a tensão é 0 (zero). Já foi observado que σ_0 pode ser obtido através do intercepto da porção de deformação plástica da curva tensão vs deformação com a linha do módulo elástico, por (ASM INTERNATIONAL, 2002):

$$\sigma = \left(\frac{K}{E^n} \right)^{\frac{1}{(1-n)}} \quad (\text{Equação 2.27})$$

O termo deformação verdadeira nas (equação 2.22) à (equação 2.27) deveria depender somente da deformação plástica:

$$\varepsilon = \varepsilon_{total} - \varepsilon_E \quad (\text{Equação 2.28})$$

$$\varepsilon = \varepsilon_{total} - \frac{\sigma}{E} \quad (\text{Equação 2.29})$$

Onde ε_E representa a deformação elástica.

O comportamento não linear da curva tensão-deformação também pode ser descrito em termos da expressão de Ramberg-Osgood (ABDELLA, 2012):

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_0} + p \left(\frac{\sigma}{\sigma_p} \right)^n \quad (\text{Equação 2.30})$$

A equação Ramberg-Osgood (equação 2.30) foi originalmente desenvolvida para ligas de alumínio, mas demonstrou-se adequada para outras ligas metálicas não-lineares. A (equação 2.30) envolve o módulo de Young inicial (E_0), limite de proporcionalidade (σ_p) correspondente à deformação plástica p , e o parâmetro n , que determina o incremento de tensão em função de deformação (forma da região de deformação plástica na curva tensão-

deformação). Para aços médio carbono, a tensão de escoamento é, por definição, adotada como sendo o limite de proporcionalidade em 0.2% ($\sigma_{0.2}$). Para esta definição de limite de escoamento de 0,2 % da deformação, a relação tensão-deformação torna-se (ABDELLA, et al., 2011):

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_0} + 0.002 \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0.2}} \right)^n \quad (\text{Equação 2.31})$$

Também se tornou uma prática comum determinar o parâmetro (n) utilizando-se 0.01% e 0.2% de deformação permanente que leva à expressão que segue:

$$n = \frac{\ln(20)}{\ln(\sigma_{0.2}/\sigma_{0.01})} \quad (\text{Equação 2.32})$$

Porém observa-se que quando as deformações excedem 0.2% da deformação total ($\varepsilon_{0.2}$), a curva Ramberg-Osgood obtida baseada na definição de 0.01% e 0.2% de deformação torna-se imprecisa, e tende a valores muito altos de tensão, principalmente para metais que apresentam um baixo valor do coeficiente n .

Considerando esta restrição, Rasmussen (RASMUSSEN, 2001) desenvolveu uma expressão para curva tensão deformação para ligas de aço inoxidável válida para toda a faixa de deformação:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E_0} + 0.002 \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0.2}} \right)^n, \quad \sigma \leq \sigma_{0.2} \quad (\text{Equação 2.33})$$

$$\varepsilon = \frac{\sigma - \sigma_{0.2}}{E_0} + \varepsilon_u \left(\frac{\sigma - \sigma_{0.2}}{\sigma_u - \sigma_{0.2}} \right)^m + \varepsilon_{0.2}, \quad \sigma \geq \sigma_{0.2} \quad (\text{Equação 2.34})$$

Onde,

$$E_{0.2} = \frac{E_0}{1 + 0.002n/e} \quad (\text{Equação 2.35})$$

$$m = 1 + 3.5 \frac{\sigma_{0.2}}{\sigma_u} \quad (\text{Equação 2.36})$$

2.6 Fatores de Influência

Alguns dos principais fatores que podem exercer influência e modificar as propriedades e comportamento dos aços ao carbono, tais como taxa de deformação, microestrutura e composição química, serão abordados nos próximos subcapítulos.

2.6.1 Efeito da microestrutura e composição química

As propriedades mecânicas de aços recozidos ou normalizados são controladas pelas características de escoamento e fratura da ferrita e pela quantidade, forma e distribuição da cementita. A resistência da ferrita depende da quantidade de elementos de liga em solução sólida e do tamanho de grão da ferrita. O teor de carbono tem um efeito muito significativo porque controla a quantidade de cementita presente, tanto na forma de perlita quanto na forma esferoidizada. A resistência aumenta e a ductilidade diminui com o aumento do percentual de carbono devido ao aumento da quantidade de cementita na microestrutura. Um aço normalizado terá uma maior resistência que um aço recozido porque a maior taxa de resfriamento utilizada nos tratamentos de normalização possibilita que as transformações para perlita ocorram a temperaturas mais baixas, e resulta em uma perlita mais fina.

Diferenças nas propriedades mecânicas sob tração devido ao formato a diferenças na microestrutura são mostrados na figura 2.3, onde as propriedades da estrutura esferoidizada são comparadas com a estrutura lamelar perlítica de um aço com o mesmo teor de carbono. Correlações empíricas entre a composição e o resfriamento têm sido utilizadas para prever as propriedades mecânicas de aços com estrutura perlítica (DIETER, 1986)

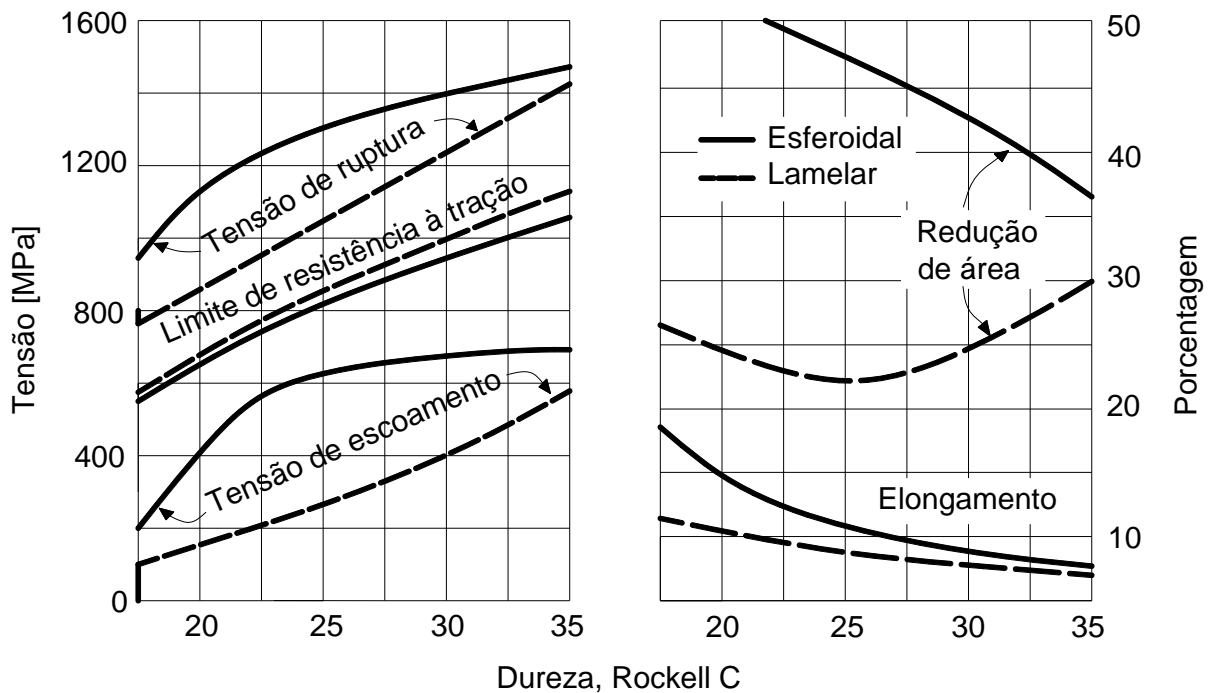


Figura 2.3: Propriedades da perlita e esferoidita em aços eutetóides. (DIETER, 1986)

A espessura das lamelas de ferrita e cementita na microestrutura perlítica também influencia o comportamento mecânico do material. Perlita fina é mais dura e apresenta maior resistência, como demonstrado na figura 2.4, que relaciona dureza versus concentração de carbono (CALLISTER, et al., 2010).

A razão para este comportamento está relacionada ao fenômeno que ocorre no contorno da fase α -Fe₃C. Por esta razão a fase cementita, rígida e resistente, restringe a deformação da fase ferrita, mais macia, nas regiões adjacentes aos contornos; assim, pode-se dizer que a cementita é um reforço da ferrita. O grau de reforço é substancialmente maior na perlita fina devido à grande área de fronteira por unidade de volume do material. Além disso, fronteiras de fases servem como uma barreira ao movimento das discordâncias da mesma maneira como os contornos de grão. Para perlita fina há mais fronteiras através das quais uma discordância deverá cruzar durante a deformação plástica. Então, o maior reforço e restrição de movimento de discordâncias que ocorrem na perlita fina colaboram para sua maior dureza e resistência mecânica (CALLISTER, et al., 2010).

Perlita grossa é mais dúctil que a perlita fina, como ilustrado figura 2.4, que demonstra a relação de percentual de redução na área versus teor de carbono para ambas os tipos de

microestruturas. Este comportamento resulta de uma maior restrição à deformação plástica apresentada pela perlita fina (CALLISTER, et al., 2010)

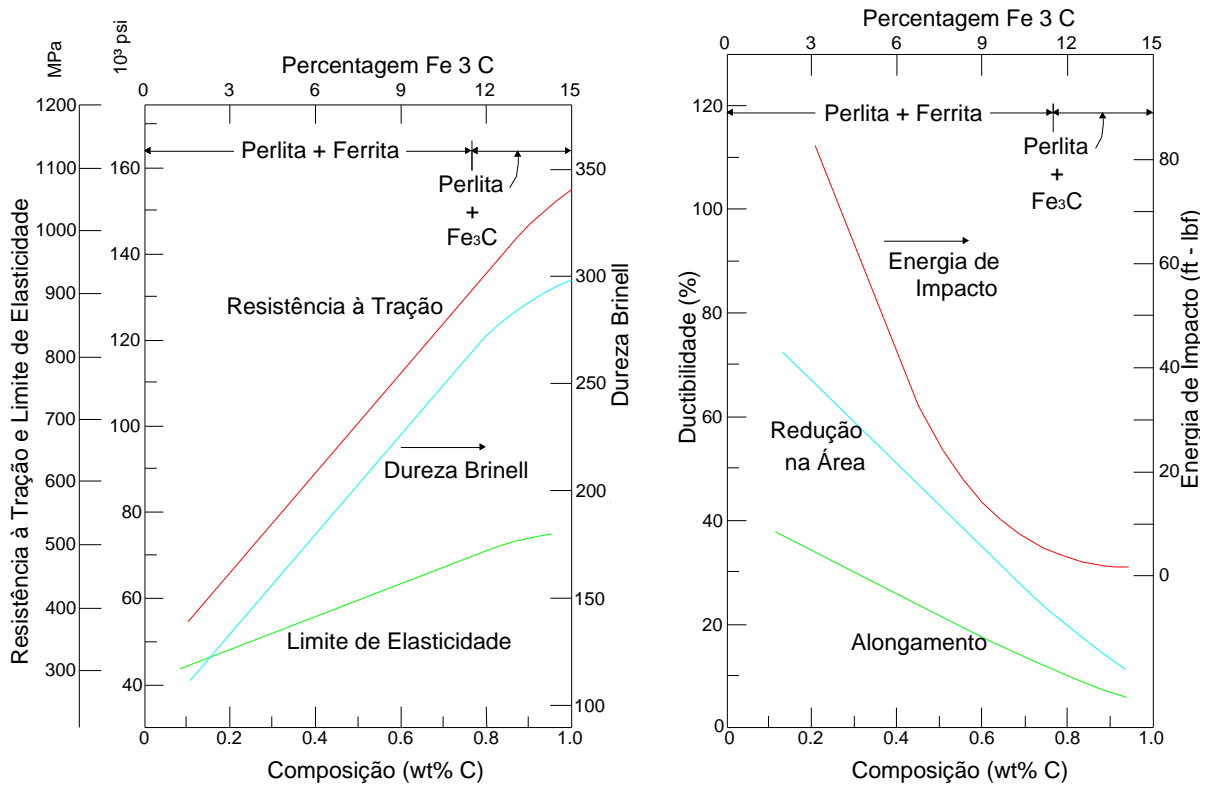


Figura 2.4: Variação das propriedades mecânicas em função da concentração de carbono para aço ao carbono de microestrutura constituída de perlita fina. (CALLISTER, et al., 2010)

Para um determinado aço, variações na microestrutura, tais como tamanho de grão, distância lamelar da perlita, e fatores de composição, irão influenciar as propriedades mecânicas. O efeito destas variações pode ser quantificado na equação para tensão de escoamento de um aço ferrítico e perlítico médio carbono (KRAUSS, 2005)

$$\sigma_{YS}(MPa) = 15.4\{f_{\alpha}^{1/3}[2.3 + 3.8(\%Mn) + 1.13d^{-1/2}] + (1 - f_{\alpha}^{1/3})[11.6 + 0.25S_p^{-1/2}] + 4.1(\%Si) + 27.6(\%N)\} \quad (\text{Equação 2.37})$$

Na qual f_{α} é a fração volumétrica de ferrita, S_p é a distância média interlamelar da perlita (a distância em mm do centro de uma lamela de cementita até a próxima lamela), e d é o diâmetro linear médio do grão de ferrita em mm. O primeiro termo está relacionado à

contribuição de resistência mecânica da ferrita, o segundo à contribuição da perlita, e os últimos dois termos aos efeitos gerais das quantidades de silício e nitrogênio. Conforme a fração volumétrica da ferrita diminui, mais a distância interlamelar da perlita dominante influencia o escoamento. Aumentando do teor de carbono, e com isso a quantidade de perlita, há uma diminuição significativa da resistência ao impacto da microestrutura ferrita/perlita. A temperatura de transição dúctil-frágil aumenta para bem acima da temperatura ambiente, e a energia absorvida diminui, ou seja, o aumento do teor de carbono exerce efeito negativo na resistência ao impacto para aços ferríticos e perlíticos. Portanto, deve-se tomar cuidado nas aplicações de aço com microestrutura ferrítica/perlítica (KRAUSS, 2005).

2.6.2 Segregações

O aço é uma liga de ferro-carbono que contém, como impurezas normais vários outros metais e inclusões não metálicas. No aço fundido todos esses elementos estão dissolvidos e distribuídos de modo praticamente uniforme. Essa homogeneidade, porém, não perdura quando o aço solidifica, porque as impurezas, especialmente o P e o S, não sendo tão solúveis no metal sólido, tendem em grande parte a se deslocarem para a região que por último se solidifica, no caso, o centro do lingote ou da peça.

A parte central é a última a solidificar-se, não só porque o esfriamento é mais lento nessa região, também, porque as impurezas (especialmente o P) que para aí afluem, baixam o ponto de solidificação do metal. Ao acúmulo de impurezas nessa região dos lingotes e de certas peças fundidas, dá-se o nome de segregação (LESOULT, 2005).

A composição química do aço de lingote pode, portanto, apresentar variações, sendo mais puro na periferia e na base e mais impuro no centro, normalmente nas proximidades de vazios. Essa diferença não é muito notável nos teores de Si e Mn; em relação ao carbono, entretanto, já é mais sensível e muito mais ainda quanto ao P e ao S. Com efeito, as regiões que contêm teores de S, de P, ou de ambos, acima de certos limites, apresentam qualidade mecânicas inferiores. O aço torna-se mais duro, frágil, menos dúctil e oferece um campo favorável à propagação de fissuras.

Em virtude de sua maior dureza e de sua posição central, a zona segregada deforma-se menos, sob a ação do forjamento e da laminação, que a zona periférica (DAVIS, et al., 1990).

A segregação é normalmente classificada em dois tipos, a microsegregação e a macrosegregação.

A microsegregação é um fenômeno que ocorre em pequena escala e estende-se por distâncias da ordem do tamanho de grão. A macrosegregação é uma segregação de longo alcance e pode resultar de variações que ocorrem no líquido antes da frente de solidificação ter caminhado bastante, ou então ser resultante do movimento do líquido na zona pastosa situada atrás da frente de solidificação. Basicamente existem quatro tipos de fatores que levam a macrosegregações em lingotes: correntes de convecção induzidas por temperaturas diferenciadas no líquido, contrações térmica e de solidificação, densidades diferenciadas no líquido e sólido, densidades diferenciadas no líquido interdendrítico, além de efeitos da gravidade. Um lingote industrial apresenta em sua estrutura fundida diferentes modelos de segregação macroscópica que apresentam variações tanto verticais como horizontais. Então, as segregações produzem material que tem uma faixa de composições e conseqüentemente um material que apresenta variação nas propriedades mecânicas e físicas (BRINKSMEIER, et al., 2006) (DAVIS, et al., 1990) (HUNKEL, et al., 2007).

A laminação a quente alinha as variações interdendríticas químicas em bandas paralelas à direção de laminação, produzindo regiões alternadas de concentração elevada e baixa de vários elementos. O Manganês abaixa a atividade do carbono, portanto diminui efetivamente sua própria concentração e assim regiões ricas em Manganês tendem a atrair Carbono. Cromo, de maneira similar, abaixa a atividade do Carbono, enquanto Fósforo, Silício e Níquel aumentam a atividade do Carbono causando a rejeição do mesmo das regiões ricas nestes elementos. Aços podem conter uma variedade de componentes, e todos os elementos segregam em algum grau. A variação residual na composição química devido à segregação interdendrítica depende da composição do aço, da estrutura dendrítica inicial de solidificação, e o tempo e temperatura de imersão e laminação. A última condição reduz a intensidade da segregação devido à lenta difusividade dos elementos de liga substitucionais. Longos tempos de tratamento de homogeneização a altas temperaturas são necessárias para eliminar variações da composição química. Geralmente, os processos comercialmente usados para obtenção dos aços não são suficientes para eliminar por completo os gradientes químicos que produzem bandeamento. (KRAUSS, 2005)

2.6.3 Efeito dos Elementos Químicos na Segregação

Os elementos típicos da estrutura de aços médio carbono exercem diferentes influências em termos de segregação e propriedades mecânicas. Segue uma revisão dos principais elementos (CHIAVERINI, 2002) (DAVIS, et al., 1990) (HUNKEL, et al., 2007) (BRINKSMEIER, et al., 2006) (LESOULT, 2005)

Carbono. O Carbono apresenta tendência de segregação moderada, e a segregação de carbono é normalmente mais significativa que a segregação de outros elementos. Carbono, que exerce um maior efeito nas propriedades de aços, é o principal elemento endurecedor em todos os aços. A resistência mecânica na condição laminado aumenta com o aumento do teor de carbono (acima de cerca 0.85% C). A ductilidade e a soldabilidade diminuem com o aumento do carbono.

Manganês. Manganês apresenta uma menor tendência de macrosegregação do que qualquer outro dos elementos comuns e tende a formar inclusões não-metálicas, principalmente com o enxofre e estas inclusões formam-se em partículas diminutas, relativamente plásticas, deformando-se e amoldando-se no sentido em que o material é trabalhado. O manganês também é um agente desoxidante, combinando-se com oxigênio (de preferência CO ou CO₂) formando composto sólido MnO e evitando o desprendimento de bolhas. O MnO não exerce influência significativa na microestrutura. O manganês que não se combinou com o enxofre ou com o oxigênio pode atuar de duas maneiras: quando o teor de carbono é baixo, ele dissolve na ferrita, aumentando sua dureza e resistência mecânica; com teor de carbono mais elevado, admite-se que se forme o composto Mn₃C que se associa com o Fe₃C, aumentando ainda mais a dureza e a resistência do aço. Manganês é benéfico para a qualidade da superfície em todas as faixas de carbono (com exceção de aços de baixo carbono acalmados) e é particularmente benéfico em aços resulfurados. Com aumento do teor de manganês a ductilidade e a soldabilidade diminuem, mas em menor grau que o carbono. Manganês tem um forte efeito benéfico na temperabilidade dos aços.

Fósforo. Fósforo também tende a segregar, porém em menor grau que carbono e enxofre. O fósforo se caracteriza por ser um tanto incompatível com o carbono, ou seja, ele tende a expulsar o carbono da austenita, de modo que, quando no resfriamento se ultrapassa a linha Ar, as áreas originalmente ricas em fósforo ficam praticamente constituídas somente de ferrita, com ausência quase completa de perlita. O elemento não possui a tendência de formar carbonetos, mas dissolve-se na ferrita, endurecendo-a e aumentando o tamanho de grão

podendo causar “fragilidade a frio” e esta tendência é mais grave quanto maior o teor de carbono. Por outro lado, com o aumento do fósforo, resistência e a dureza aumentam, a ductilidade e a resistência ao impacto (com entalhe) diminuem nos aços em condição laminada. Os efeitos de diminuição da ductilidade e tenacidade são maiores em aços alto carbono temperados e revenidos. Fósforo é comumente utilizado em aços baixo carbono para usinagem, uma vez que melhora a usinabilidade.

Enxofre. O Enxofre apresenta maior tendência à segregação do que qualquer dos outros elementos. O enxofre se apresenta no aço principalmente na forma de inclusões de sulfato. Obviamente, tais inclusões aparecem com maior frequência em aços resulfurados. O aumento no teor de enxofre reduz a ductilidade transversal e a tenacidade ao impacto mas tem um pequeno efeito nas propriedades mecânicas longitudinais. Com o aumento do teor de enxofre, a soldabilidade diminui. Este elemento tem efeitos negativos na qualidade da superfície, particularmente em aços baixo carbono e baixo manganês. Por estas razões, são especificados limites máximos para a maioria dos aços. A única exceção é para o grupo de aços para usinagem, nos quais o enxofre é adicionado para melhorar a usinabilidade.

Silício. Silício é menos efetivo que o Manganês em aumento da resistência e dureza em produtos laminados e apresenta uma fraca tendência à segregação. Em aços baixo carbono, Silício é geralmente prejudicial à qualidade superficial, e esta condição é ainda mais pronunciada em aços baixo carbono resulfurados. A principal função do silício é de agente desoxidante reagindo com o oxigênio e evitando o desprendimento de bolhas.

Outros elementos que podem fazer parte da composição dos aços são alumínio, elemento desoxidante e como elemento controlador do crescimento de grãos nos aços; hidrogênio que pode produzir certa fragilidade no material; nitrogênio que se dissolve na ferrita e produz nos aços de baixo carbono o fenômeno de endurecimento por precipitação; oxigênio que forma uma variedade de óxidos líquidos ou gasosos quando o aço está fundido e quando o aço solidifica, alguns desses óxidos permanecem na forma de bolhas, outros isolados ou combinados com outros óxidos formam compostos resultando em inclusões não-metálicas; estanho devido ao emprego de sucata estanhada e pode tornar suscetível à fragilidade a quente e à fragilidade ao revenido.

Demais elementos residuais existentes nas matérias primas empregadas na fabricação do aço que podem estar presentes, como titânio, vanádio, zircônio, cromo e cobre, pouco afetam, isoladamente, as propriedades. Contudo, como a maioria desses elementos aumenta a

temperabilidade dos aços, seu efeito adicionado pode ter consequências indesejáveis, principalmente quando a ductilidade é fator crítico, como em aplicações de estampagem profunda. Por isso, os fabricantes dos aços devem ter cuidado de reduzir ao mínimo a quantidade desses elementos nos aços comuns.

2.6.4 Efeito do bandeamento nas propriedades mecânicas

O bandeamento é uma condição da microestrutura que se caracteriza por meio de bandas de diferentes microestruturas alternadas e paralelamente alinhadas com a direção de laminação dos aços. A causa raiz do bandeamento é a segregação interdendrítica e apesar da segregação estar invariavelmente presente, o bandeamento pode não se desenvolver dependendo do tamanho de grão austenítico e condições de resfriamento que controlam a transformação da austenita para outras fases. Bandeamento em aços hipoeutéticos é explicado pelo efeito dos elementos de liga na temperatura A_{r3} do diagrama Fe-Fe₃C. Por exemplo, o Manganês, que geralmente aparece em altas concentrações, é frequentemente associado com o bandeamento. O Manganês estabiliza a austenita e baixa a temperatura A_{r3} . Como resultado, em aços com regiões de alta e baixa concentração de manganês, a ferrita se forma primeiro nas bandas de baixa concentração de manganês. O Carbono é então rejeitado e o cristal de ferrita em crescimento se concentra no grão de austenita com altas concentrações de Manganês, onde se forma a perlita.

Em aços com alta concentração de inclusões alongadas de Sulfeto de Manganês, há um mecanismo diferente proposto para explicar o bandeamento ferrita-perlita. O bandeamento mostrado na Figura 2.5, onde ferrita se formou ao redor das inclusões de MnS, é um exemplo de bandeamento produzido através deste mecanismo. Ambos Manganês e Enxofre segregam e se formam em regiões interdendríticas, e não espera-se que a ferrita, após trabalho a quente, nucleie nas regiões de alta concentração de Manganês. No entanto, o Manganês se concentra em MnS com a diminuição da temperatura de trabalho a quente, esgotando Manganês inicialmente elevado em torno das inclusões, e estimula assim o crescimento de ferrita em torno das inclusões. Com a rejeição de carbono da ferrita ao redor das inclusões, a perlita eventualmente se forma em regiões com baixa concentração de manganês.

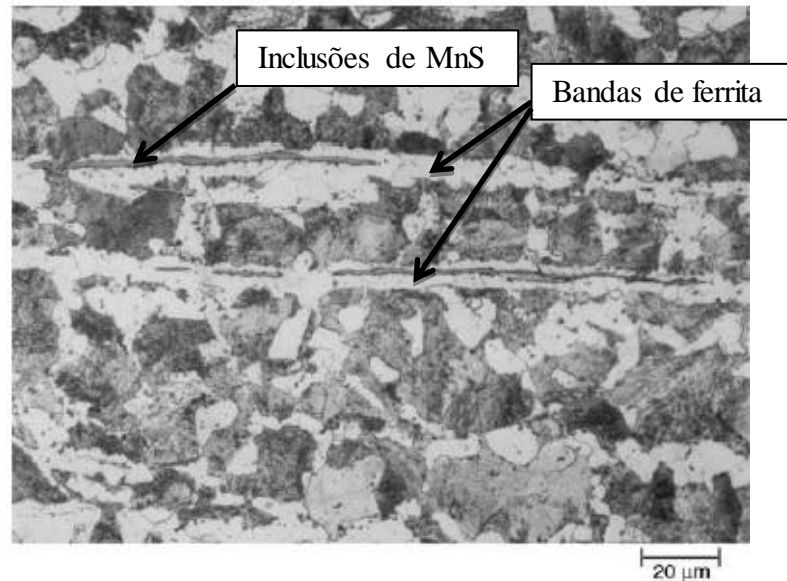


Figura 2.5: Bandas de ferrita com inclusões de MnS e bandas de perlita em um aço 10V45 laminado a quente.

O bandeamento pode ou não ter significativa influência nas propriedades mecânicas, e devido ao fato do processo de laminação produzir uma microestrutura alinhada em bandas, se torna difícil distinguir do efeito do alinhamento das partículas de inclusões.

O bandeamento pode variar consideravelmente dentro de determinada secção do aço dependendo das condições de solidificação e de trabalho a quente, em parte devido a variações de gradientes químicos relacionadas à dependência do processo de obtenção do aço. Diferenças químicas não são nítidas e alternam continuamente entre valores altos e baixos devido à variação dos graus de homogeneização de trabalho a quente.

Em resumo, a extensão do bandeamento, derivado da segregação residual interdendrítica presente em certo grau em todos os aços comerciais fundidos e forjados, é extremamente dependente da composição da liga, do tamanho da secção, do processo da usina e condições de tratamento térmico. Devido a essa dependência, o bandeamento pode ou não ter efeitos negativos nas etapas intermediárias do processo ou nas propriedades mecânicas finais (KRAUSS, 2005).

2.6.5 Efeito da taxa de deformação e da Temperatura

A taxa na qual a deformação é aplicada em um corpo de prova de tração exerce influência importante sobre a curva tensão versus deformação. A taxa de deformação é definida como $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$, expressa na unidade s^{-1} . As faixas de taxa de deformação que os

testes de tensão mais conhecidos englobam são mostradas na Tabela 2.2. Aumentando a taxa de deformação, aumenta-se a tensão de escoamento. Além disso, a dependência da tensão de escoamento com a taxa de deformação aumenta com o aumento da temperatura (KUHN, et al., 2000).

Se a velocidade da máquina de testes é $v = dL/dt$, em:

$$\dot{\epsilon} = \frac{de}{dt} = \frac{d(L - L_0)/L_0}{dt} = \frac{1}{L_0} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L_0} \quad (\text{Equação 2.38})$$

A taxa de deformação de engenharia é proporcional à velocidade. Em uma máquina de testes moderna, cuja velocidade pode ser definida e controlada com acuracidade, é simples realizar testes a taxas de deformação constantes. A taxa de deformação é dada por:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d[\ln(L/L_0)]}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \quad (\text{Equação 2.39})$$

A equação acima mostra que para uma velocidade constante, a taxa de deformação verdadeira irá diminuir conforme o corpo de prova é alongado ou área da seção transversal diminui. Para realizar testes de tração a taxas de deformação verdadeira constantes é necessário acoplar o controle da velocidade de deslocamento à variação do comprimento, a fim de aumentar-se a velocidade conforme aumento do comprimento. A taxa de deformação verdadeira é correlacionada com a taxa de deformação de engenharia através da equação abaixo:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{L} = \frac{L_0}{L} \frac{de}{dt} = \frac{1}{(1 + e)} \frac{de}{dt} = \frac{\dot{e}}{1 + e} \quad (\text{Equação 2.40})$$

Tabela 2.2: Testes padrões para propriedades mecânicas e as respectivas faixas de taxa de deformação (KUHN, et al., 2000).

Faixa de taxa de deformação	Tipo de teste
10 ⁻⁸ a 10 ⁻⁵ s ⁻¹	Ensaio de fluência à carga ou tensão

	constante
10^{-5} a 10^{-1} s^{-1}	Teste de tração com máquina hidráulica ou mecânica
10^{-1} a 10^2 s^{-1}	Testes dinâmicos de tração ou compressão
10^2 a 10^4 s^{-1}	Testes a altas velocidades usando barras de impacto
10^4 a 10^8 s^{-1}	Testes de impacto a altíssimas velocidades usando canhões de pressão ou projéteis disparados por explosão

A dependência da tensão de escoamento com a taxa de deformação à deformação e temperatura constantes é dada por:

$$\sigma = C(\dot{\epsilon})^m |_{\epsilon, T} \quad (\text{Equação 2.41})$$

O expoente m é conhecido como coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação, e C é o coeficiente de encruamento. O expoente m pode ser obtido através da inclinação do gráfico de $\log \sigma$ versus $\log \dot{\epsilon}$. Entretanto, uma maneira mais apurada para determinar m é um teste de variação de taxa. Um teste de tensão é executado a uma determinada taxa $\dot{\epsilon}_1$ até uma determinada tensão de escoamento, σ_1 , então a taxa de deformação é aumentada até uma determinada taxa $\dot{\epsilon}_2$. A tensão de escoamento aumenta rapidamente para σ_2 . A sensibilidade à taxa de deformação, a certa quantidade de deformação e temperatura constantes, pode ser obtida pela fórmula:

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T} = \frac{\dot{\epsilon}}{\sigma} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} \right) = \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} = \frac{\log \sigma_2 - \log \sigma_1}{\log \dot{\epsilon}_2 - \log \dot{\epsilon}_1} = \frac{\log(\sigma_2/\sigma_1)}{\log(\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1)} \quad (\text{Equação 2.42})$$

A sensibilidade dos metais à taxa de escoamento é relativamente baixa ($<0,1$) à temperatura ambiente, porém aumenta com o aumento da temperatura. Em temperaturas utilizadas para trabalho à quente, $T/T_m > 0,5$, comumente m assume valores de 0.1 e 0.2 para os metais.

O escoamento depende da temperatura e esta dependência é representada por:

$$\sigma = C_2 e^{Q/RT} |_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \quad (\text{Equação 2.43})$$

Onde Q é a energia de ativação para o escoamento plástico, cal/g-mol; R é a constante universal dos gases, 1.987 cal/K-mol; e T é a temperatura de teste em Kelvin. O gráfico de $\ln \sigma$ versus $1/T$ desta equação resultará numa linha reta de inclinação Q/R (KUHN, et al., 2000).

2.7 Efeito Bauschinger

Uma das principais características da deformação plástica de metais é o fato de que a tensão de escoamento requerida para produzir escorregamento contínuo aumenta com o aumento da deformação. O aumento de tensão necessário para ocorrer o escorregamento por causa de pré-deformação é chamado encruamento. Na maioria dos metais, endurecimento em uma direção irá afetar o comportamento plástico em outras direções. A manifestação desta relação é conhecida como endurecimento cinemático. Se uma amostra sofre deformação plástica uniaxial além da tensão de escoamento, como por exemplo, em tração, e então retira-se o carregamento até novamente zero, e após aplica-se o carregamento na direção oposta, no caso em compressão, constata-se que a tensão de escoamento no recarregamento é menor que a tensão de escoamento original. Esta dependência da tensão de escoamento com a trajetória e direção de carregamento é conhecida como Efeito Bauschinger (HEMMERICH, et al., 2011) (DIETER, 1986).

O fenômeno de endurecimento mostra-se difícil de ser abordado dentro da teoria da plasticidade sem a utilização de uma considerável complexidade matemática. Devido a esta dificuldade, o efeito Bauschinger é comumente ignorado na teoria da plasticidade, sendo assim usual assumir que, no casos em que ocorre uma inversão no sentido da deformação, as tensões de escoamento em tensão e em compressão são iguais. (ABEL, et al., 1972)

Em processos de conformação mecânica, nos quais as deformações são altas, o efeito Bauschinger não é significativo e é comumente ignorado/ relevado. Entretanto, autores (ABEL, et al., 1972), (ABEL, et al., 1973), (SCHOLTES, et al., 1985) mostraram que, dependendo da interpretação adotada dos parâmetros utilizados para quantificar o efeito Bauschinger, maior é o efeito quanto menor a pré-deformação. Diante desta constatação, torna-se importante considerar este efeito nas simulações de processos de conformação mecânica que podem apresentar baixas deformações (KADKHODAYAN, et al., 2009).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Material e Composição Química

O material utilizado nos experimentos, barras de aço AISI 1045, foi obtido da matéria prima para o processo de trefilação combinada, ou seja, do fio máquina. O processo de trefilação em questão consiste na redução do diâmetro inicial das barras de aço AISI 1045 de 21,25 mm (fio máquina) para 20,25 mm, ou seja, a redução em área foi de 12,43%. Neste processo de manufatura, barras provenientes do processo de laminação a quente são primeiramente horizontal e verticalmente endireitadas por uma série de rolos, etapa conhecida como pré-endireitamento. Após o pré-endireitamento, as barras são jateadas e então trefiladas com auxílio de lubrificação. Após a etapa de trefilação, as barras são então cortadas, polidas e endireitadas por rolos cruzados. A figura 3.1 ilustra a sequência de processamento.

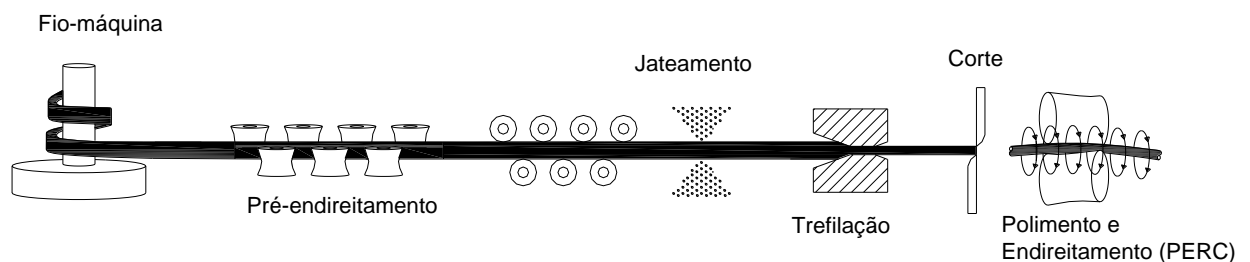


Figura 3.1: Etapas do processo de trefilação combinada de barras de aço ao carbono. (NUNES, 2008)

O produto final são barras com um diâmetro final específico resultado da geometria da matriz da etapa de trefilação, chamada de feira e posteriormente sofrerão diversas operações dependendo da aplicação do produto final, tipicamente eixos automotivos.

Durante a produção industrial de aço, sempre há inevitáveis leves variações de composição química e de tamanho de grão e, portanto foi realizada uma seleção de lotes de barras com diferenças entre as composições químicas, variando dentro da faixa do aço AISI 1045, e assim quatro lotes foram escolhidos para o trabalho. Na Tabela 3.1 pode-se verificar a composição química de um aço AISI 1045 conforme a norma SAE J403 (SAE INTERNATIONAL, 2009) e na tabela 3.2 estão detalhadas as composições químicas dos lotes fornecidas pelo fabricante.

Tabela 3. 1: Composição química dos aços AISI 1045 (SAE J403) (% massa).⁽¹⁾

%C	%Mn	%P, Max	%S, Max	%Cu, Max ⁽²⁾	%Ni, Max ⁽²⁾	%Cr, Max ⁽²⁾	%Mo, Max ⁽²⁾
0,43-0,50	0,60-0,90	0,030	0,050	0,35	0,25	0,20	0,06

(1) Quando limites de Silício são requeridos para barras e semi-acabados, as seguintes faixas são comumente usadas: 0,10% max; 0,10% a 0,20%; 0,15% a 0,35%; 0,20% a 0,40%; ou 0,30% a 0,60%

(2) Elementos residuais para aplicações específicas devem ser acordados entre fornecedor e comprador. Valores da tabela são indicados quando não há outras especificações

Tabela 3. 2. Composição química dos lotes fornecida pelo fabricante (% massa).

Lote	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%W
A	0,43	0,23	0,77	0,02	0,02	0,10	0,06	0,02	0,01
B	0,44	0,24	0,67	0,01	0,02	0,08	0,10	0,01	<0,01
C	0,44	0,23	0,76	0,02	0,02	0,14	0,10	0,02	0,01
D	0,45	0,24	0,68	0,02	0,02	0,08	0,06	0,02	0,02

Após a obtenção das amostras, as mesmas tiveram a composição química novamente analisada em laboratório via Espectroscopia de Emissão Ótica.

3.2 Análises Metalográficas e Macrográficas

Para o trabalho, as amostras das barras foram retiradas após a etapa de pré – endireitamento do processo de trefilação combinada ilustrado na figura 3.1. A composição química das amostras foi analisada através da técnica de espectroscopia de emissão ótica.

Análises metalográficas das seções transversal e longitudinal das barras foram realizadas. Foram analisadas imagens representativas da seção axial e longitudinal das barras e todas as amostras foram previamente preparadas para análise metalográfica conforme procedimento da norma ASTM E3-11 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2011).

O programa de análise de imagem QWin Pro® V3.2.1 foi utilizado para medir o tamanho de grão ferrítico. O programa realiza a medição da área de cada grão ferrítico previamente identificados através de ajuste manual de cores e correção dos contornos de grão.

A quantidade de grãos e a área são relacionados com os tamanhos de grão especificados na norma ASTM E1382 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND

MATERIALS, 2010a). O programa de análise de imagem QWin Pro® V3.2.1 também foi utilizado para determinar a porcentagem de fases ferrita (fração volumétrica) e perlita nas imagens representativas das amostras. Este procedimento foi feito para ambas as seções das barras, transversal e longitudinal.

A determinação do tamanho médio de grão é baseada na contagem de grãos por unidade de área, no comprimento da fronteira de grãos na unidade de área, área dos grãos, número de grãos interceptados ou intersecções de fronteira de grãos por unidade de comprimento, ou comprimento de intercepto de grãos. A medição é feita para um alto número de grãos, ou para todos os grãos de uma determinada área dentro de um campo microscópico e então repetida em campos adicionais a fim de obter-se um número adequado de medições que satisfaça o grau de precisão estatística desejado (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2010a).

Assim como a determinação do tamanho médio de grão ferrítico, o programa de imagem QWin Pro® V3.2.1 também foi utilizado para determinar a distribuição do tamanho de grão das amostras.

Com o intuito de identificar possíveis heterogeneidades na microestrutura, foram realizadas análises macrográficas das seções longitudinais e transversais das barras. As análises foram realizadas conforme norma ASTM E3-11 (ataque: solução aquosa 50% HCl).

As razões de heterogeneidades na microestrutura podem ser bandeamento, composição química ou ocorrência de precipitações. (BRINKSMEIER, et al., 2006)

3.3 Ensaio e parâmetros

A fim de se obter as curvas tensão versus deformação, foram realizados testes de tração uniaxial utilizando uma máquina de ensaios servo-hidráulica Instron 5985, recurso disponibilizado pelo *Stiftung Institut für Werkstofftechnik (IWT)* da Universidade de Bremen, Alemanha. Os testes de tração foram realizados para os quatro lotes de materiais de acordo com a norma de ensaio padrão ASTM E 8M-04 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2004). Os corpos de prova utilizados nos testes foram confeccionados com 20 mm de comprimento e 5 mm de diâmetro, conforme figura 3.2. A velocidade do ensaio utilizada foi de 1×10^{-4} 1/segundo. Clip gauges foram utilizados para medir deformações até 3%. Para deformações mais altas, os clip gauges foram desacoplados e o

movimento transversal da máquina foi convertido em deformação. A resistência mecânica (tensão máxima), tensão de escoamento e alongamento foram determinadas de acordo com a norma ASTM E 8M-04 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2004) e módulo de elasticidade inicial de acordo com a norma ASTM E111 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2010b).

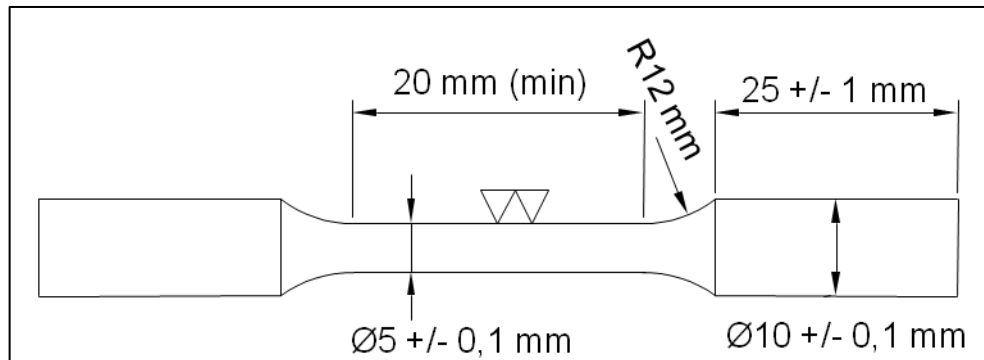


Figura 3.2: Corpo de prova para testes de tração. 20 mm de comprimento e 5 mm de diâmetro.

Assim, foram obtidas quatro curvas tensão versus deformação, uma para cada lote.

O teste de compressão também foi realizado para o lote A de acordo com a norma ASTM E9-09 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2009). Os corpos de prova cilíndricos com diâmetro de 5 mm e altura de 10 mm foram realizados utilizando-se a mesma máquina de ensaio servo-hidráulica Instron 5985 e o dispositivo da Figura 3.3. Extensômetros de resistência elétrica foram utilizados para monitorar o deslocamento até 3%. O lubrificante utilizado na área de contato entre o corpo de prova e as matrizes para minimizar o efeito do atrito foi Dissulfeto de Molibdênio.

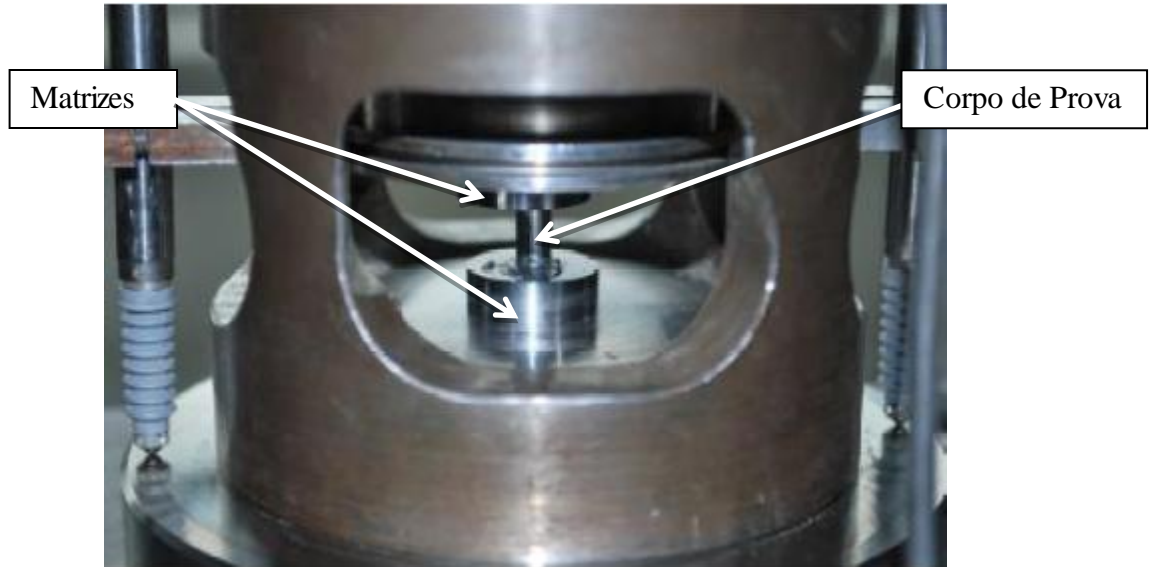


Figura 3.3:Execução do ensaio de compressão.

Com o intuito de caracterizar o efeito Bauschinger para o material AISI 1045 utilizado neste trabalho, foram executados ensaios de tração-compressão, ou seja, uma carga trativa é aplicada no corpo de prova até uma determinada quantidade de deformação plástica, o carregamento é aliviado e então é aplicada uma carga compressiva até atingir-se uma quantidade de deformação plástica. Os ensaios foram realizados utilizando-se uma máquina termomecânica Gleeble® 3500 que pode ser visualizada na figura 3.4. A máquina de ensaios Gleeble® 3500 também foi um recurso disponibilizado pelo *Stiftung Institut für Werkstofftechnik (IWT)* da Universidade de Bremen, Alemanha. Os corpos de prova utilizados no ensaio foram confeccionados conforme figura 3.5.



Figura 3.4: Foto da máquina Gleeble® 3500 com controles (esquerda) e câmara e porta-amostras (direita).

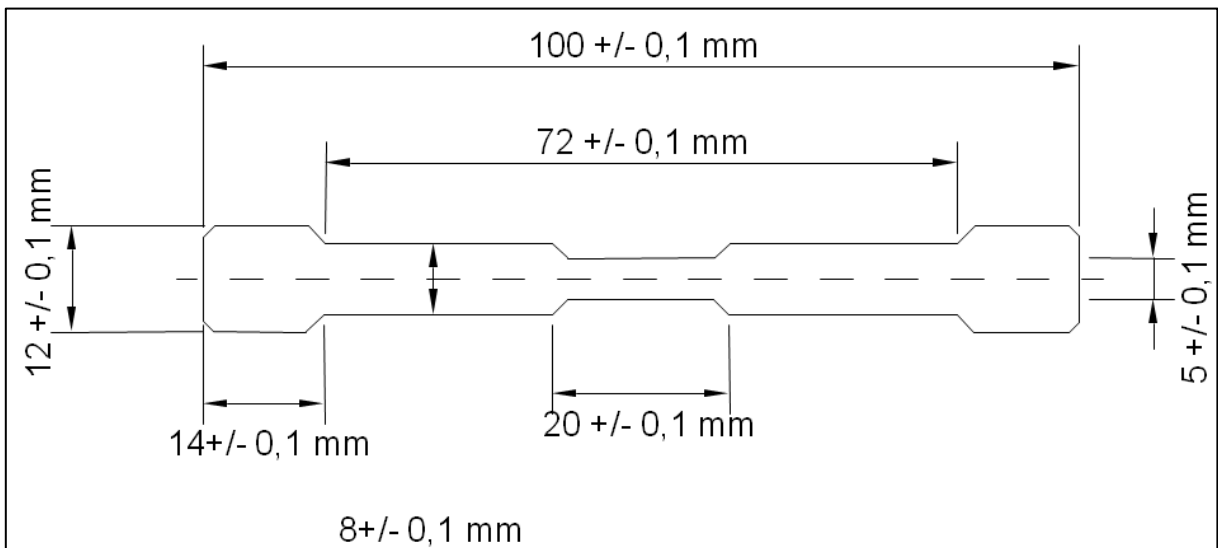


Figura 3.5: Forma e tamanho da amostra para ensaios de tração uniaxial.

A deformação longitudinal foi medida em dois lados opostos do corpo de prova, marcas de calibre foram soldadas no corpo de prova a uma distância de 10 mm ao longo da extensão da região de 20 mm do corpo de prova. Extensômetros a laser foram utilizados e o deslocamento foi medido por meio de dois feixes de laser. A deformação transversal no centro do corpo de prova foi medida pelo mesmo método.

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente e também à 80°C e 120 °C, por meio de aquecimento por condução. A temperatura é medida por termopares no centro do corpo de prova. Primeiramente, o corpo de prova é acoplado na máquina de ensaios termomecânicos e a câmara é despressurizada. O vácuo é então mantido dentro da câmara durante todo o teste. Em seguida, o corpo de prova é aquecido até a temperatura programada e após a estabilização da temperatura é então realizado o teste de tração-compressão à taxa de deformação controlada e constante de $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Após o teste completo, o corpo de prova é resfriado até a temperatura ambiente por meio da suspensão do vácuo e retorno da pressão ambiente na câmara. Durante o ensaio são coletados os dados de temperatura (T), tensão (σ), deformação longitudinal (ϵ_l) e transversal (ϵ_r).

Três corpos de prova extraídos do lote B foram submetidos aos ensaios de tração-compressão e a Tabela 3.3 apresenta as condições de cada ensaio. Todos os corpos de prova foram submetidos à carregamento em tração até atingir a deformação total de 0,02 e após foram submetidos à carregamento em compressão até a deformação total de 0,02.

Tabela 3. 3: Corpos de prova do ensaio de tração-compressão e temperatura do ensaio.

Corpo de Prova	Lote do Material	Temperatura (° C)
1	B	25
2	B	80
3	B	120

3.4 Expressões matemática para a curva de escoamento

A partir das curvas tensão vs deformação obtidas através dos ensaios de tração uniaxial dos quatro lotes, foram determinadas expressões matemáticas das curvas de escoamento. Utilizaram-se dois modelos de curvas de escoamento: o modelo Ramberg-

Osgood e o modelo Ludwig Hollomon, ambos abordados na seção 2.4. O modelo Ludwig Hollomon utilizado corresponde a Eq. 2.22 e o modelo Ramberg-Osgood corresponde a Eq. 2.30.

A seguinte metodologia foi seguida para cada uma das quatro curvas:

- a) Identificação do limite elástico e da banda de Lüders (banda de Lüders)
- b) Cálculo da tensão e deformação verdadeiras.
- c) Separação dos dados da porção elástica, banda de Lüders e porção de deformação plástica.
- d) Cálculo do módulo de Young a partir da porção elástica da curva através do Microsoft Excel solver[®].
- e) Cálculo do valor médio de tensão e deformação da banda de Lüders.
- f) Cálculo da expressão de acordo com a equação Ramberg Osgood para deformações até 0,05, 0,06, 0,07 e 0,08 de deformação total através do Microsoft Excel solver[®].
- g) Cálculo da expressão de acordo com a equação de Ludwig Hollomon para 1% à 10% de deformação total através do Microsoft Excel solver[®].

Após a determinação das curvas de escoamento, as mesmas foram plotadas e avaliadas comparando-as com as curvas tensão versus deformação verdadeira. A partir desta análise o modelo foi escolhido de acordo com seu comportamento em relação às curvas verdadeiras e o modelo escolhido foi utilizado para determinação de uma curva de escoamento média dos quatro lotes.

3.5 Comparação da curva de escoamento com dados da literatura e extrapolação

A literatura apresenta diversas curvas de escoamento para aço AISI 1045, com diferentes comportamentos que variam de acordo com a variação dos fatores que foram abordados na seção 2.5, tais como composição química, tamanho de grão, temperatura, taxa de deformação.

Uma pesquisa bibliográfica, na qual curvas de escoamento de diferentes literaturas foram coletadas, foi realizada a fim de construir-se um banco de dados. Este banco de dados com curvas de escoamento obtidas em diferentes taxas de deformação serviu de comparativo para a curva de escoamento média obtida neste trabalho.

O banco de dados utilizado neste trabalho contém curvas de escoamento extraídas de duas principais fontes:

- Fonte 1: Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe de Eckart Doege e Heinz Meyer-Nolkemper Saeed. Editora Hanser. (DOEGE, et al., 1986)
- Fonte 2: Banco de dados do software de simulação por elementos finitos Simufact MSC.SuperForm® V 10.0

A partir das curvas de escoamento em diferentes taxas de deformação obtidas das fontes utilizadas e da curva de escoamento experimental obtida para o material AISI 1045 utilizado neste trabalho, cuja taxa de deformação do ensaio foi de $0.005s^{-1}$, foram realizadas extrapolações, a fim de simular qual seria o comportamento deste material em maiores taxas de deformação.

No gráfico da Figura 3.6 podem ser visualizadas as curvas de escoamento do material Ck45 em duas diferentes condições de composição química, W1 e W2, conforme Tabela 3. **Erro! Fonte de referência não encontrada.**

Tabela 3. 4: Composição química dos materiais DIN Ck45* (Fonte 1).

<i>Material</i>	<i>Condição</i>	<i>%C</i>	<i>%Si</i>	<i>%Mn</i>	<i>%P</i>	<i>%S</i>
W1	Recozido	0,52	0,40	0,82	0,036	0,042
W2	Recozido	0,45	0,12	0,48	0,036	0,042

Na Figura 3.7 observam-se as curvas de escoamento do material AISI 1045 conforme banco de dados do software Simufact MSC.SuperForm® V 10.0 (Fonte 2). O software não divulga a composição química do material, pois a curva deve ser interpretada como uma curva genérica.

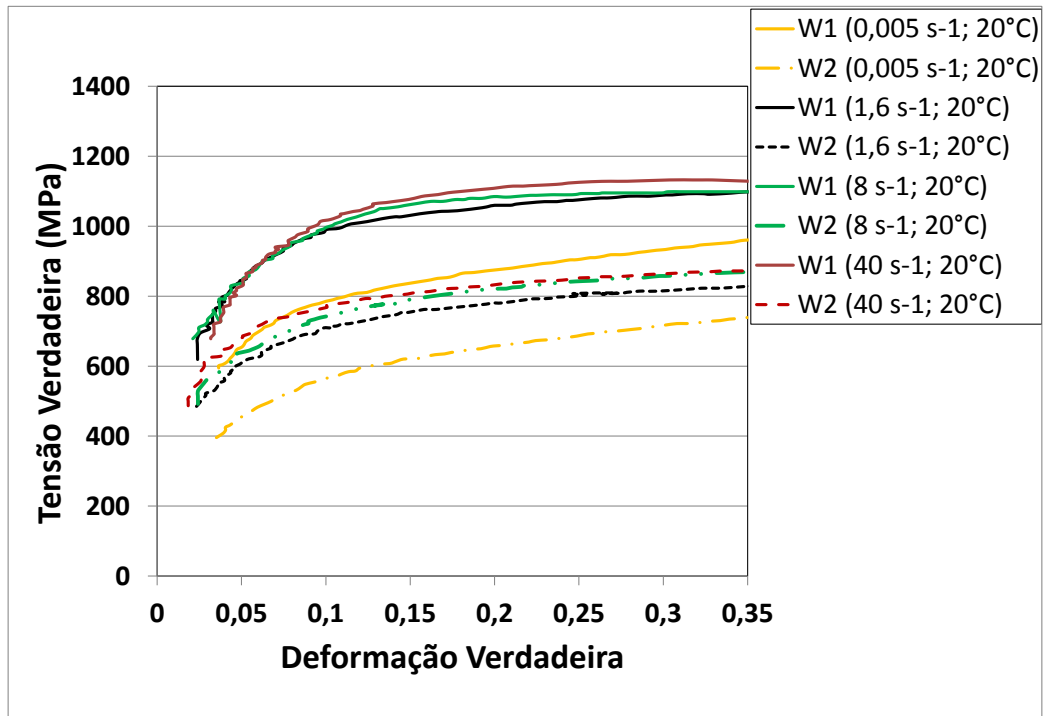


Figura 3.6: Curvas de escoamento para o aço Ck 45 à 20°C, taxas de deformação $0,05s^{-1}$, $1,6s^{-1}$, $8s^{-1}$, $40s^{-1}$. Adaptado de: Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe.

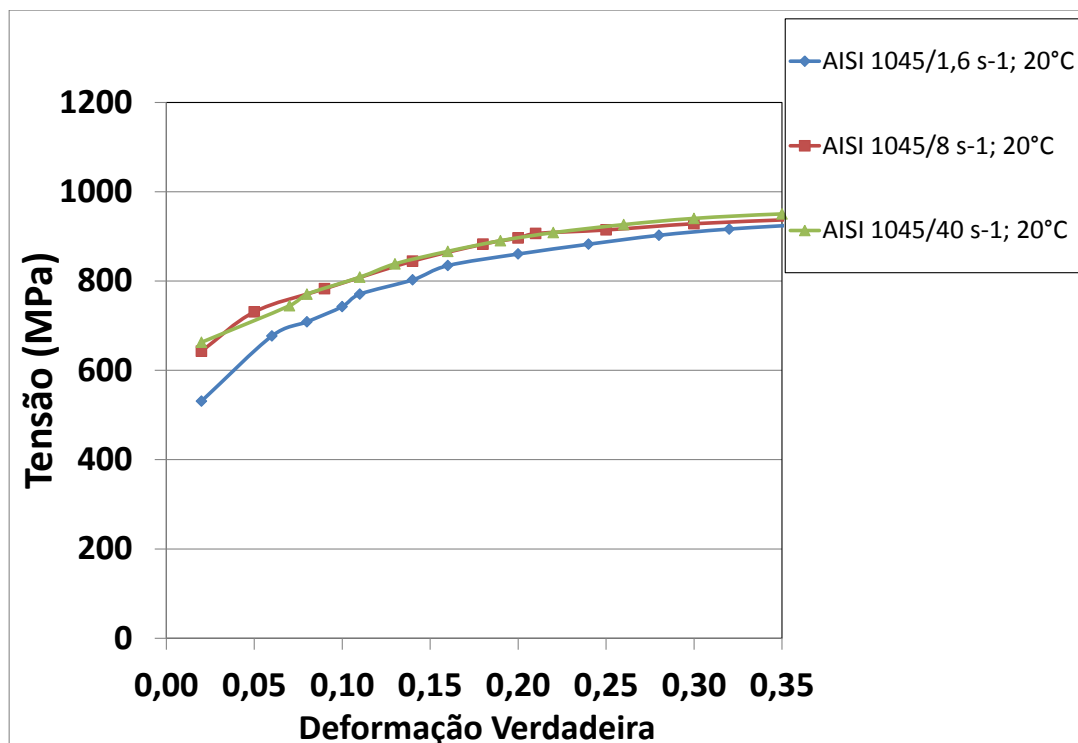


Figura 3.7: Curvas de escoamento para aço AISI 1045 à 20 °C, taxas de deformação $1,6s^{-1}$, $8s^{-1}$, $40s^{-1}$. Adaptado de: banco de dados software Simufact MSC.SuperForm® V 10.0.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Material e Composição Química

Tabela 4.1. Composição química dos lotes de aço AISI 1045. Análise por OES.

Batch	C	Si	Mn	P	Cr	Ni	Mo	Cu
A	0,434	0,237	0,789	0,024	0,126	0,0762	0,0289	0,093
B	0,443	0,232	0,662	0,027	0,086	0,0546	0,0147	0,078
C	0,438	0,229	0,758	0,025	0,145	0,112	0,0279	0,173
D	0,443	0,246	0,676	0,020	0,088	0,105	0,0194	0,117

Analisando-se os resultados das composições químicas dos lotes, pode-se observar que o percentual de Carbono não varia significativamente entre os lotes e os lotes B e D são os que apresentam percentuais de Carbono ligeiramente maiores. Conforme a classificação de composição química dos aços AISI SAE J403 (SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS, 2009), o percentual mínimo de Carbono para um aço AISI 1045 é de 0.43%, portanto o material analisado apresenta-se nesta condição. A variação do percentual de Manganês, que segundo norma AISI SAE J403 deve ser entre 0.60 a 0.90 %, também não é muito significativa. Nota-se que os lotes B e D que apresentam maior percentual de Carbono são os que apresentam menor percentual de Manganês. O elemento Silício, que sensivelmente favorece o aumento de resistência mecânica, também apresenta pouca variação de percentual entre os lotes. O percentual de Fósforo está dentro dos limites permitidos segundo classificação AISI SAE J403.

Por sua vez, os percentuais dos elementos Cromo, Níquel e Molibdênio, apresentam maiores variações entre os lotes. Estes elementos são considerados elementos de liga presentes como solução sólida na ferrita e influenciam assim a resistência mecânica da mesma.

4.2 Análises Metalográficas e Macrográficas

A Figura 4.1 mostra a análise de inclusões da seção longitudinal do lote D. A primeira vista, todos os lotes apresentaram inclusões não-metálicas alongadas como esperado para este

aço médio carbono. Estas inclusões acinzentadas alongadas provavelmente são Sulfetos de Manganês. Alguns óxidos globulares também puderam ser identificados. Baseando-se nestas análises de inclusões e não em investigações quantitativas mais detalhadas, todos os lotes aparentam similaridade quanto às inclusões não metálicas.

Conforme Figura 4.2, a microestrutura do material consiste em ferrita e perlita, típica de aços médio carbono. As imagens são representativas da seção axial das barras e as amostras foram previamente preparadas conforme procedimentos experimentais descritos na seção 3.



Figura 4.1: Análise de inclusões secção longitudinal lote D. Presença de inclusões alongadas de MnS.

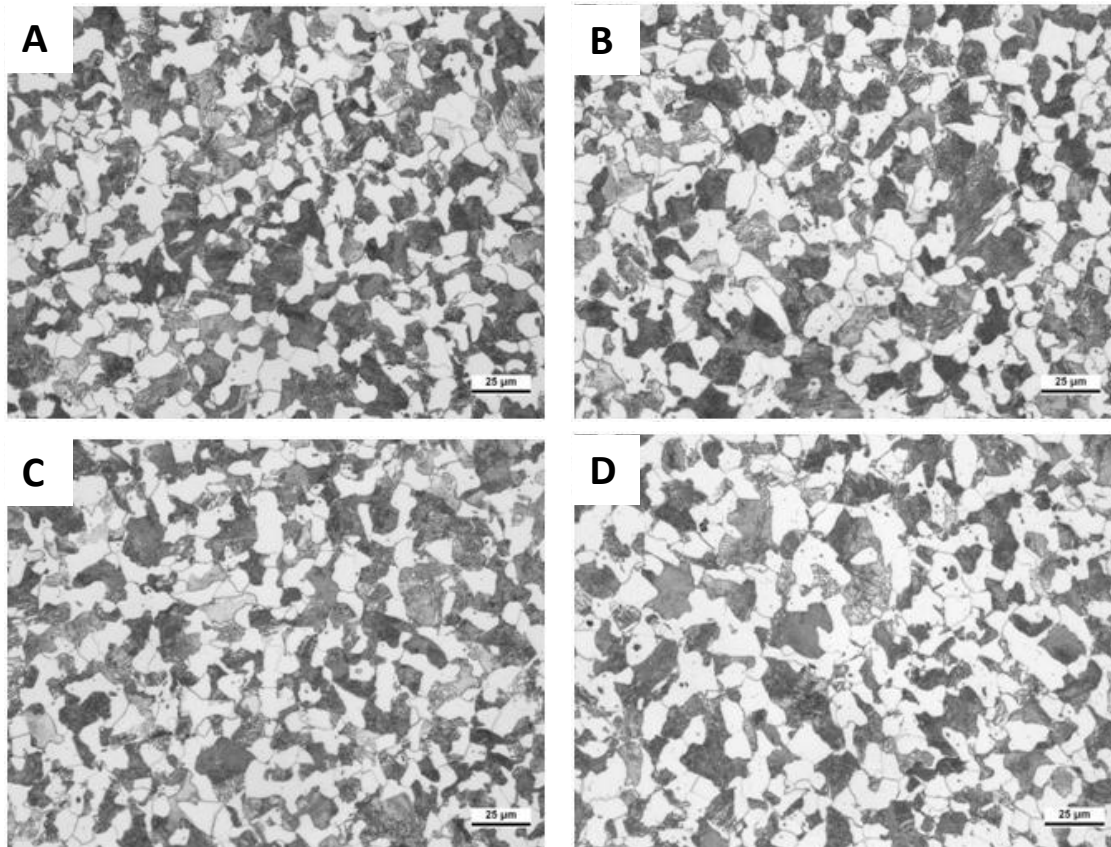


Figura 4.2: Seção axial ataque Nital 2%. Aumento 500 x. A) material lote A. B) material lote B. C) material lote C. D) material lote D.

A análise da microestrutura por imagem através do software QWin Pro® V3.2.1 mostra que os quatro lotes analisados possuem tamanho de grão ferrítico médio em torno de 11 pela norma ASTM E 1382 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2010a), o que é um tamanho de grão considerado fino, típico deste processo. Os lotes apresentaram uma pequena variação se comparando os tamanhos de grão ferrítico da seção axial e da seção longitudinal. Enquanto a seção axial apresentou um tamanho médio de 5.7 μm , a seção longitudinal apresenta um tamanho de grão médio de 6.5 μm , isto porque a seção longitudinal tem seus grãos alongados devido ao processo de fabricação da matéria prima.

A fração volumétrica de ferrita, também determinada através do programa de análise de imagem, mostra que os lotes possuem quantidades variando entre 45 e 52 %. Este volume de ferrita está fortemente ligado à composição química do aço AISI 1045 e à taxa de resfriamento típica do processo.

Tabela 4.2: Fração volumétrica de ferrita e tamanho de grão ferrítico.

Seção	Lote	Fração volumérica ferrítica (%)	Tamanho de grão linear de ferrita horizontal (μm)	Tamanho de grão G (ASTM/DIN)
Axial	A	47,2	6,00	10,9
	B	49,7	5,58	10,9
	C	45,8	5,60	11,1
	D	51,5	5,77	10,9
Longitudinal	A	51,0	7,40	10,7
	B	48,1	6,62	10,8
	C	45,8	6,35	11,0
	D	52,9	6,41	10,9

Os gráficos da figura 4.3 mostram a distribuição de tamanho de grão G na secção axial das amostras. A distribuição reforça que o tamanho médio das amostras é 11. Pode-se verificar um perfil semelhante de distribuição de tamanho de grão das amostras dos quatro lotes com cerca de 20 a 25% de grãos com tamanho de grão G 11 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2010a).

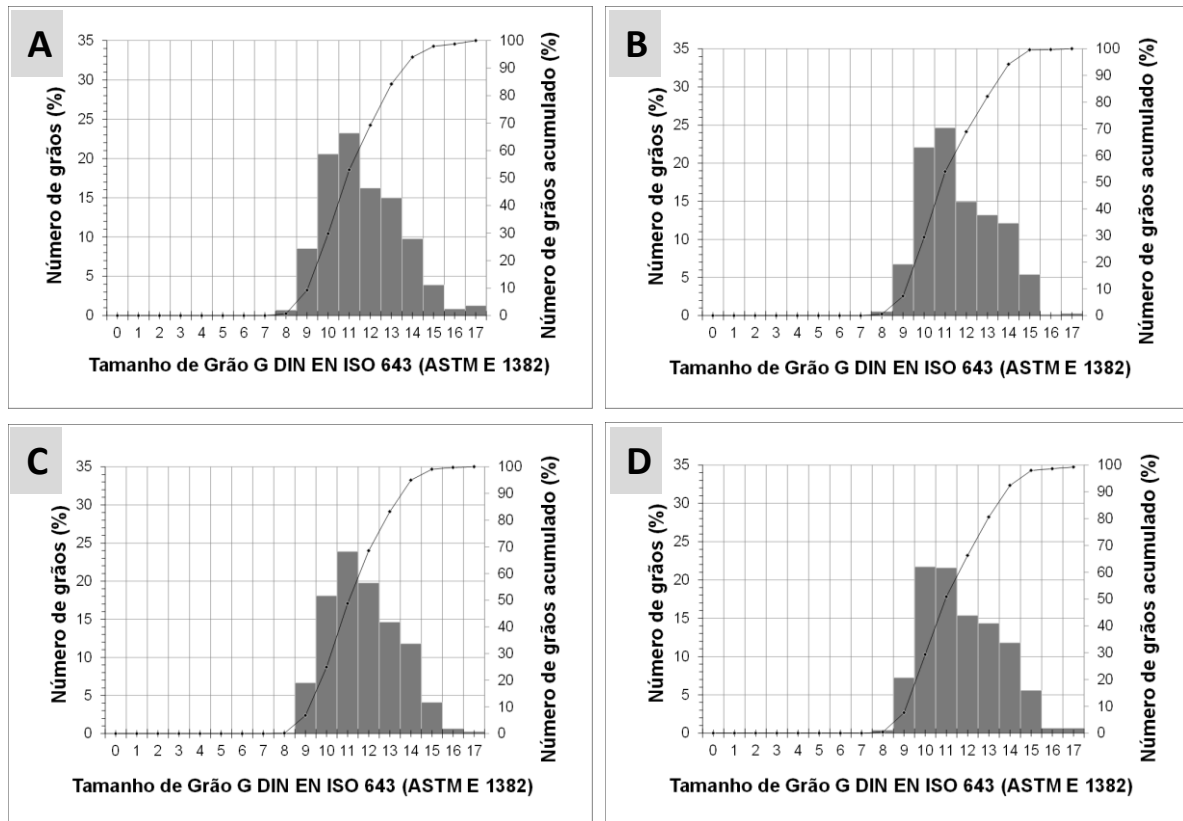


Figura 4.3: Distribuição do tamanho de grão secção axial. A) Lote . B) Lote B. C) Lote C. D) Lote D.

Segregações

As macrografias das secções longitudinal e transversal das barras podem ser observadas das figura 4.4 à figura 4.7. A homogeneidade e heterogeneidade das segregações, assim como a posição de linhas de segregação são diferentes entre os lotes. Os lotes A e B parecem ser mais homogêneos enquanto os lotes C e D são claramente mais heterogêneos em relação à distribuição da composição química local, como indicado pelas linhas de segregação. É possível visualizar mais claramente nas figura 4.5 que para o lote C a linha de segregação não se encontra no centro da barra e sim ligeiramente deslocada para a direita. O mesmo deslocamento é mais acentuado no lote D. Também podemos observar o deslocamento das linhas de segregação nas imagens da secção axial das barras onde há uma imagem clara da linha escura de segregação (alta concentração do elemento) e uma segregação negativa (baixa concentração do elemento) ao redor da linha central. A figura 4.7 mostra este deslocamento das linhas de segregação bem como a área com heterogeneidade da

segregação. É possível observar que os lotes C e D apresentam uma área maior de heterogeneidade, principalmente o lote C.

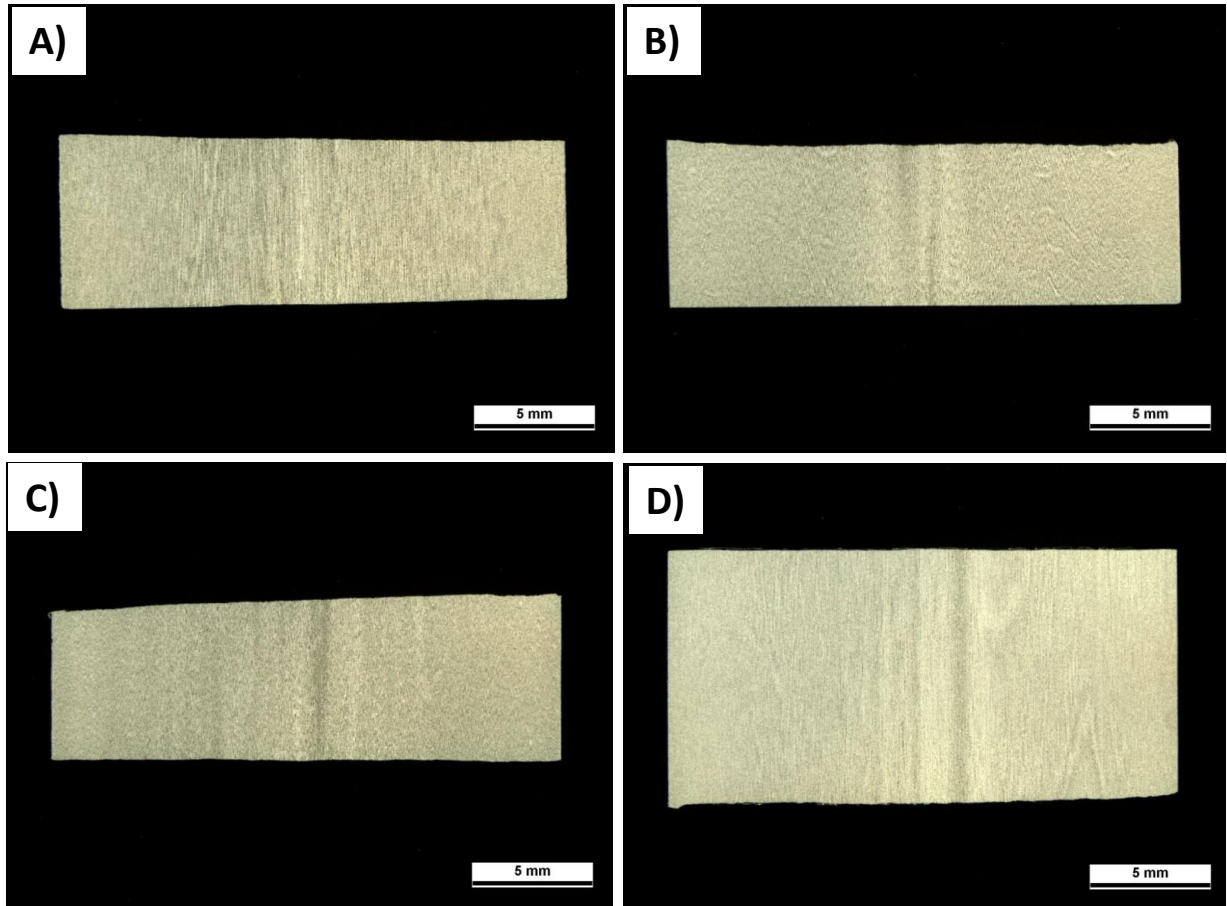


Figura 4.4: Macrografia da seção longitudinal das amostras. Ataque solução aquosa 50% HCl.
a) Lote A; b) Lote B; c) Lote C; d) Lote D.

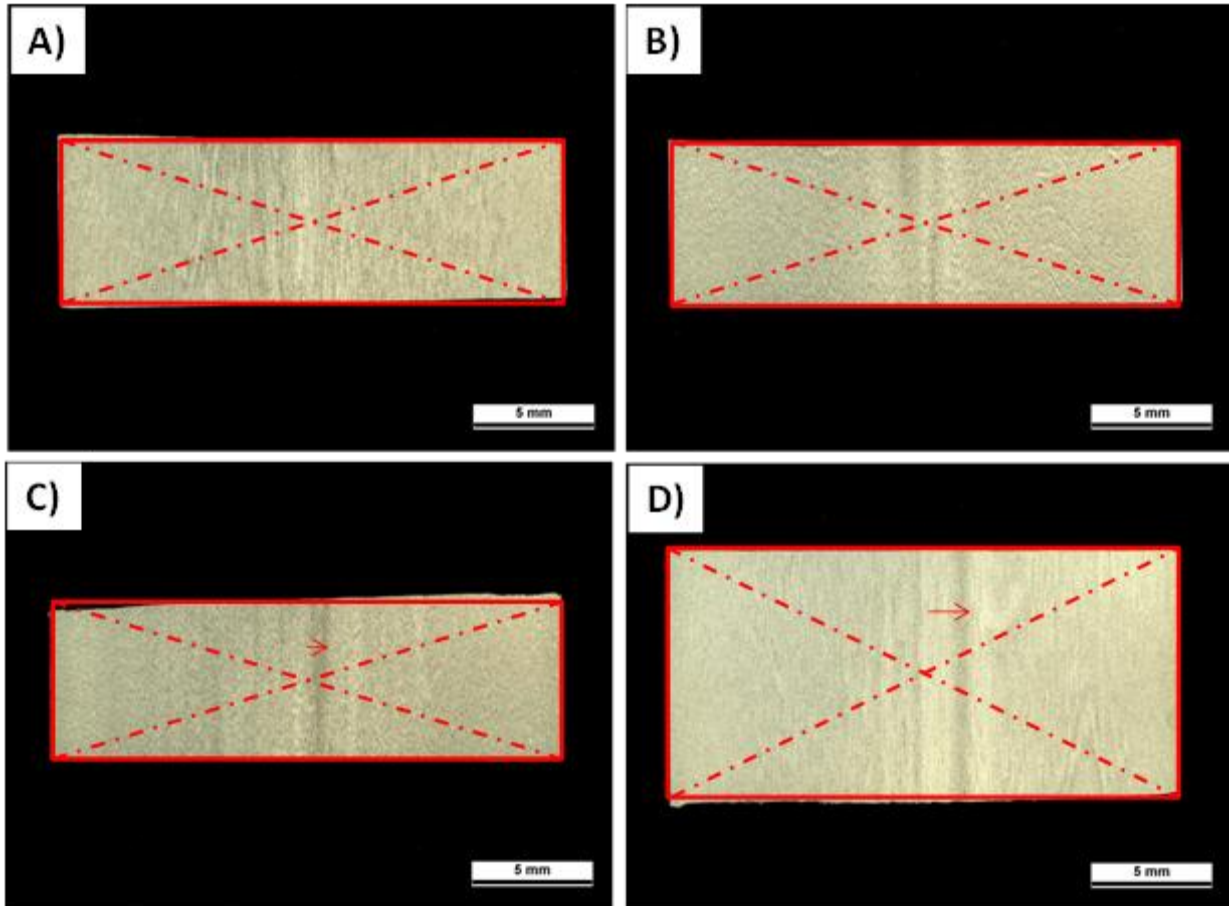


Figura 4.5: : Macrografia da seção longitudinal das amostras. Cruzamento das linhas vermelhas tracejadas representa a linha central. Ataque solução aquosa 50% HCl. a) Lote A; b) Lote B; c) Lote C; d) Lote D.

Também podemos observar nas imagens segregações tipo A e tipo V, segregações típicas do processo de lingotamento contínuo. A macrosegregação em A ocorre quando o líquido interdendrítico, com mais solutos, flutua em relação ao líquido no interior do lingote, se acentuando uma diferença de composição entre suas partes. A macrosegregação em V ocorre no volume que solidifica por último, onde a contração de solidificação e o fluxo de metal alimentador que vem de cima para baixo criam canais descendentes de 45° que se unem na região central (LESOULT, 2005).

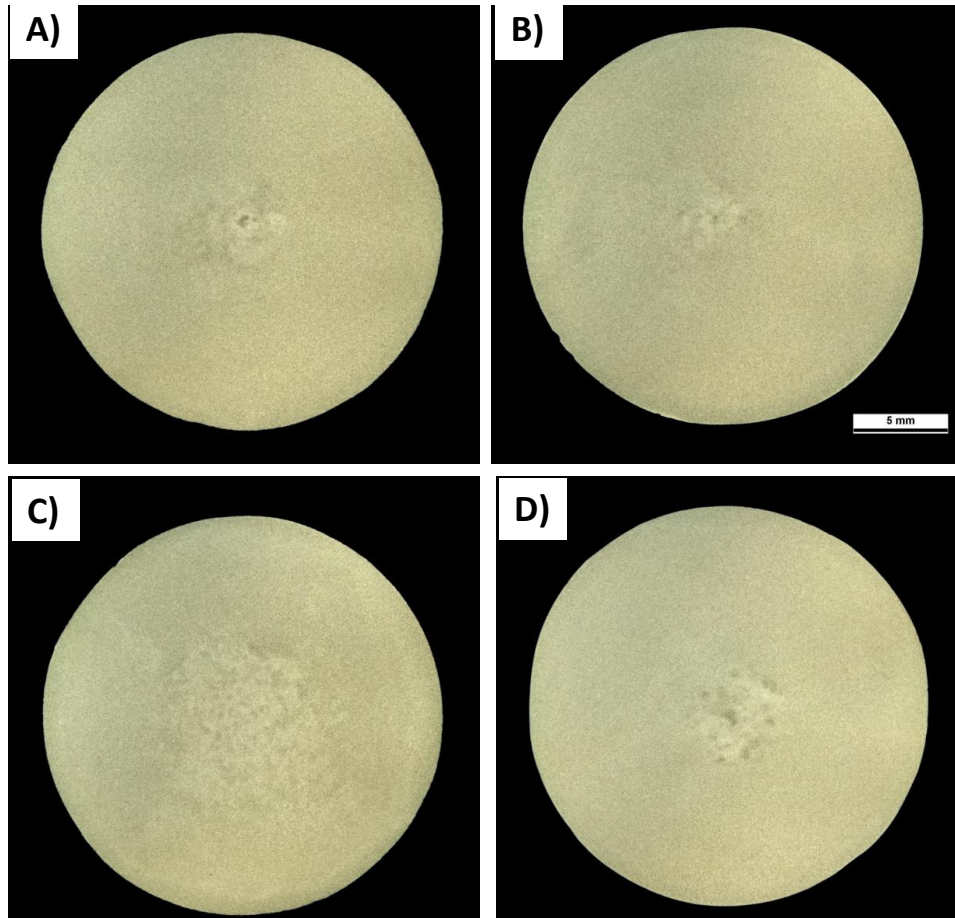


Figura 4.6: Macrografia da seção transversal das amostras. Ataque solução aquosa 50% HCl. a) Lote A; b) Lote B; c) Lote C; d) Lote D.

A produção de lingotes de aço com melhores propriedades de estrutura e homogeneidade química é um dos principais objetivos das empresas produtoras de aço. De fato as propriedades finais dos produtos conformados podem ser fortemente afetadas pela microestrutura, segregação e defeitos do lingote (LESOULT, 2005). Uma das finalidades do agitador eletromagnético no lingotamento contínuo é promover um movimento induzido que ajuda na redistribuição dos solutos presentes na liga, reduzindo problemas relacionados à segregação. A presença de segregação negativa e positiva presente nas barras analisadas pode estar fortemente relacionada com variações bruscas no movimento do fluido e estas variações podem ser minimizadas conforme a posição do agitador no tarugo e a utilização de mais de um agitador (TRINDADE, 2002).

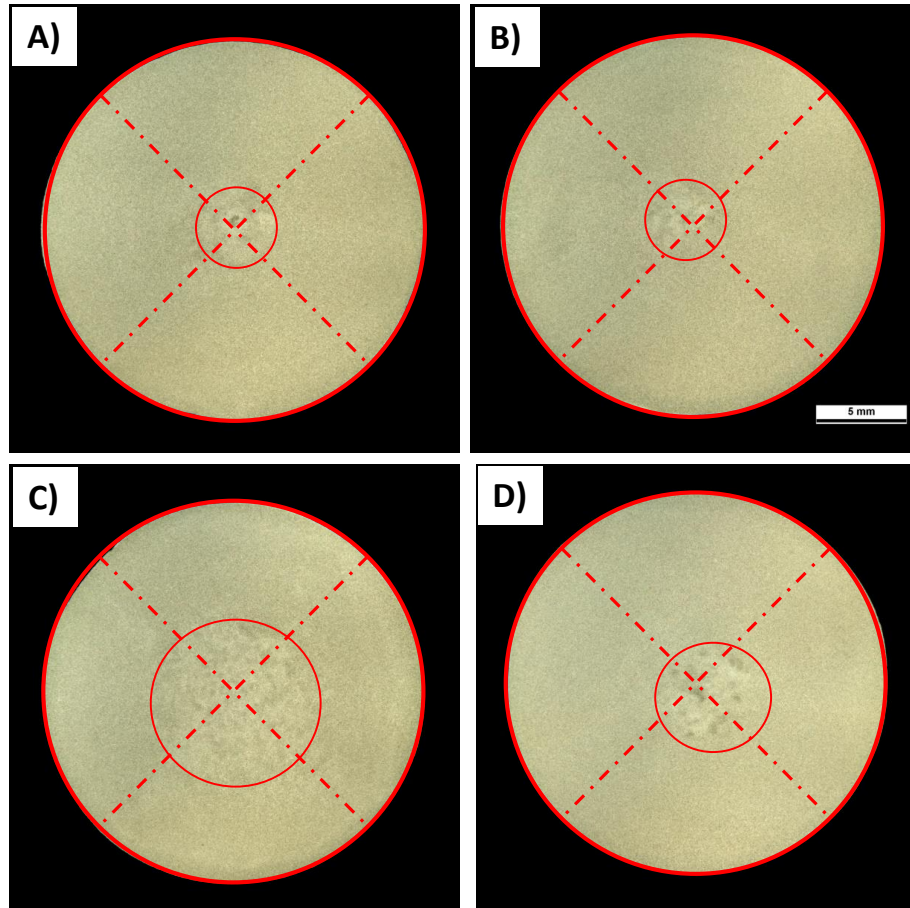


Figura 4.7: Macrografia da seção transversal das amostras. Ponto de cruzamento das linhas vermelhas tracejadas representa o centro. Círculo vermelho representa região de heterogeneidade da segregação. Ataque solução aquosa 50% HCl. a) Lote A; b) Lote B; c) Lote C; d) Lote D.

O bandeamento, como já tratado na seção é uma condição da microestrutura tipicamente causada principalmente pelo processo de laminação, o que resulta em uma microestrutura heterogênea ao longo das barras. Na figura 4.8 é mostrado o bandeamento que pode ser observado na seção longitudinal nas amostras analisadas neste trabalho. Todas as amostras apresentaram bandeamento, o que pode influenciar no comportamento mecânico do material.



Figura 4.8: Metalografia secção longitudinal da amostra do lote D. Presença de bandeamento.

4.3 Ensaios mecânicos

4.3.1 Ensaios de tração - Curvas tensão vs deformação

As curvas convencionais de tensão-deformação experimentais obtidas para os materiais através dos ensaios de tração uniaxial estão plotadas na figura 4.9. As propriedades mecânicas estão sumarizadas na tabela 4.3.

Tabela 4.3: Propriedades mecânicas por ensaio de tração.

Lote	Escoamento (MPa)	Resistência Mecânica (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Alongamento uniforme - sob força máxima (%)
A	387	688	216	12,2
B	385	663	203	12,6
C	398	688	208	11,5
D	372	653	200	12,3
Média	382	673	206	12,2
Desvio Padrão	12	16	6	0,4

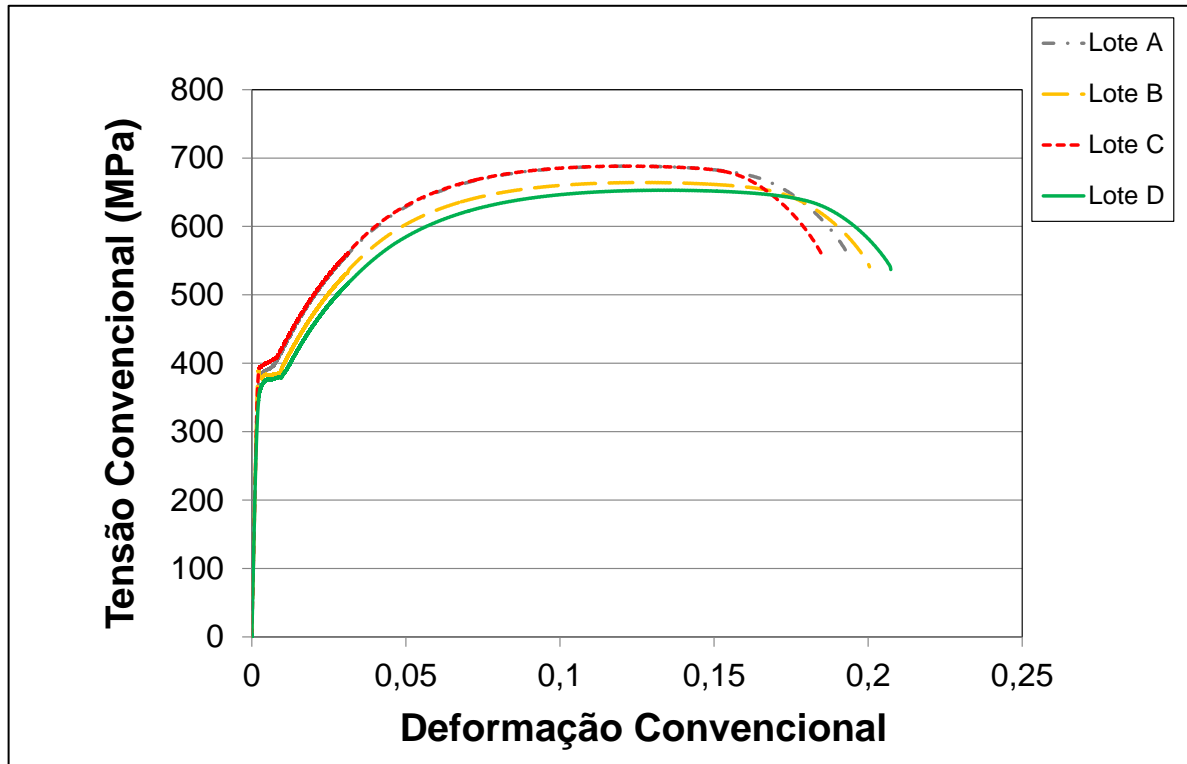


Figura 4.9: Curvas tensão versus deformação convencionais

As curvas de tensão convencional versus deformação convencional apresentam-se típicas para o material em questão. Os valores de módulo de elasticidade, escoamento e resistência mecânica e alongamento uniforme estão de acordo com os valores encontrados na literatura. Na tabela 4.4 são apresentadas as propriedades mecânicas dos aços AISI 1045 de acordo com a literatura.

Tabela 4.4: Propriedades mecânicas por ensaio de tração.

Material	Escoamento (MPa)	Resistência Mecânica (MPa)	Módulo de Young (GPa)	Alongamento uniforme – na ruptura (%)
Aço médio carbono (ASM HANDBOOK, 1990)	310 - 485	585 - 690	200	10 - 16,0

Analisando-se as curvas, pode-se afirmar que o comportamento mecânico é similar para os quatro lotes e que as variações observadas são comuns e coerentes com o fato de que

o comportamento mecânico é fortemente influenciado por diferenças na composição química, microestrutura e tamanho de grão. É possível verificar que os lotes A e C apresentam valores de resistência mecânica mais altos, 688 e 688 MPa respectivamente, que os lotes B e D, 653 e 653 MPa respectivamente, o que neste caso não pode ser explicado pelas diferenças de composição química e microestrutura. Entretanto, observando-se o escoamento destes mesmos dois lotes, pode-se verificar que, diferente dos lotes B e D, eles não apresentam banda de Lüders definida. A banda de Lüders não está presente para aços que já sofreram uma prévia deformação plástica, o que sugere que os lotes A e C apresentam um histórico de pré-deformação. A hipótese é a de que os lotes A e C podem ter sofrido uma maior penetração da deformação plástica durante a etapa de pré-endireitamento. Na figura 4.10 pode-se observar a região de deformação plástica e a região de deformação elástica da barra. Durante as etapas do processo de trefilação, a penetração da deformação plástica pode variar, portanto pode-se levantar a hipótese de que esta penetração foi maior para as amostras dos lotes A e C que para as amostras dos lotes B e D, de maneira que atingiu a área utilizada para os corpos de prova, que possuem diâmetro de 5 mm conforme figura 3.2.

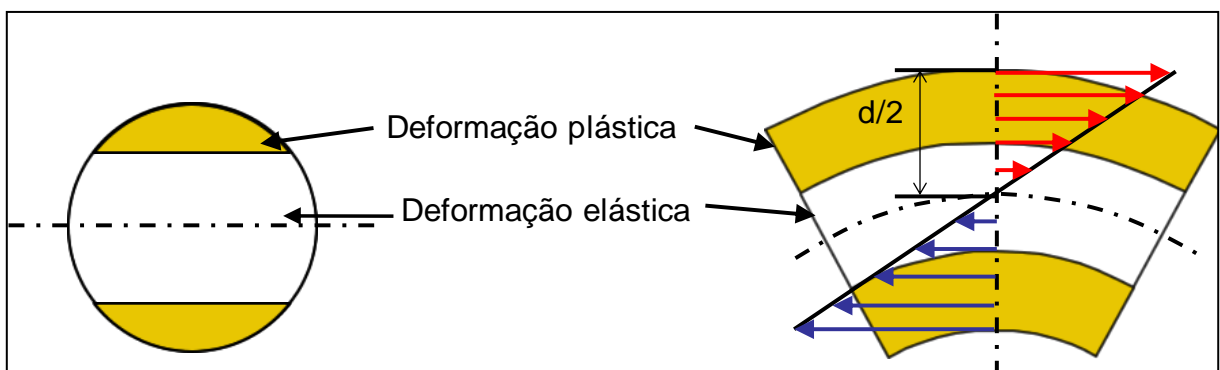


Figura 4.10: Representação das regiões de deformação plástica e elástica durante o processo de trefilação (YOSHIDA, et al., 2010).

Além da possível contribuição da etapa de pré-endireitamento, estas variações de presença da banda de Lüders entre os lotes também podem estar associadas a diferenças nos níveis de deformação durante o processo de laminação (FERNANDES, 2007).

4.3.2 Ensaio de compressão

A comparação dos resultados das curvas de tensão versus deformação verdadeira dos ensaios de tração e de compressão do material do lote A está apresentada no gráfico da Figura 4.11. A região de deformação elástica difere entre os dois ensaios isto se deve à diferenças no método de aquisição dos dados de deslocamento do corpo de prova. Durante o ensaio de tração, os clip gauges foram fixados na região do comprimento de medida de 20 mm, enquanto durante o ensaio de compressão, os clip gauges foram fixados nas hastes da máquina de ensaios. Como consequência, as deformações elásticas são mais altas para o ensaio de compressão. Se desconsiderados os desvios da região de deformação elástica, ambas as curvas tensão versus deformação apresentam comportamento muito similar a partir de deformações de 0,013. Não são observadas diferenças substanciais na resistência entre os testes de tração e compressão. Apesar do teste de compressão ser capaz de fornecer informações sobre o comportamento plástico do material em altas deformações, o mesmo não é capaz de fornecer resultados acurados em baixas deformações. Em outras palavras, devido ao método de aquisição do deslocamento não há sensibilidade suficiente para determinação do limite de escoamento e baixas deformações. Considerando que o interesse principal deste trabalho é o estudo do comportamento elasto-plástico do material em questão em baixas deformações, as curvas originadas por ensaio de tração foram utilizadas para a determinação da curva de escoamento do material.

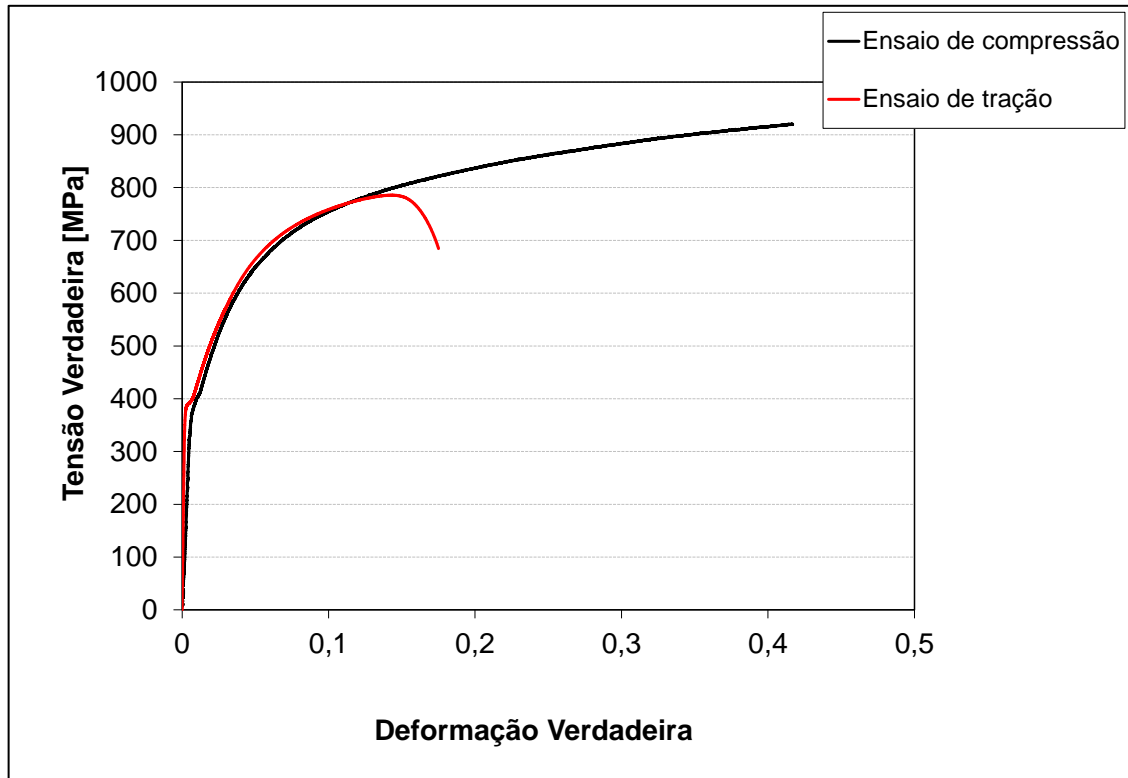


Figura 4.11. Comparação entre curvas tensão versus deformação verdadeira dos ensaios de tração e compressão para o material do lote A.

4.3.3 Ensaio de tração-compressão e o Efeito Bauschinger

Os resultados dos ensaios de tração-compressão mostram que o material analisado apresenta o efeito Bauschinger, isto significa diferenças na curva tensão versus deformação em deformações posteriores. Se aplicada uma mudança na direção de carregamento, o material apresenta um significativo efeito Bauschinger, o que significa que ao alterar a direção de carregamento trativo para compressivo, praticamente não há aumento na resistência ao escoamento se comparado com os dados de tração. Como pode ser observado na Figura 4.12, o efeito Bauschinger ocorre à temperatura ambiente, bem como à temperatura de 80 °C e à 120 °C. Além disso, o efeito Bauschinger é menos significativo a medida que a temperatura do ensaio aumenta, o que pode estar associado ao encruamento e recuperação dinâmica (DIETER, 1986). Variações locais de tensão para a curva tensão versus deformação à temperatura de 120 °C podem estar relacionadas restrições transientes ao movimento das

discordâncias e ao efeito da temperatura na leitura do sistema de medição (ALBERTAZZI, 2004).

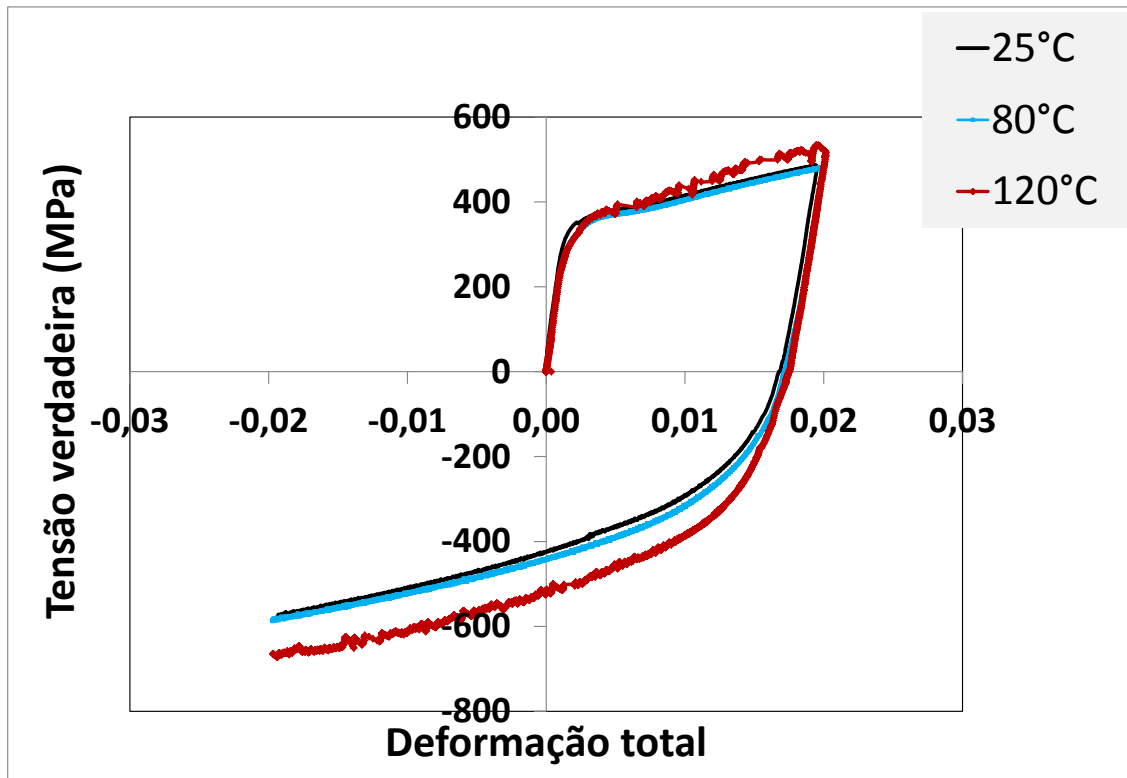


Figura 4.12: Curvas tensão versus deformação (material lote B) a partir de testes de tração-compressão para três diferentes temperaturas (25°C, 80°C e 120°C).

Uma consequência prática deste resultado pode ser exemplificada em processos de simulação, onde pode ser importante considerar os resultados demonstrados pelos ensaios de tração-compressão. Por exemplo, para o pré-endireitamento, etapa na qual ocorre deformação em uma direção e provavelmente na etapa de trefilação propriamente dita ocorre deformações em direções opostas, então o efeito Bauschinger irá ocorrer. Além disso, já foi observado nos ensaios de tração que os lotes podem apresentar diferentes condições de pré-deformação ao longo da secção das barras dependendo da penetração da deformação plástica em etapas anteriores. Assim são esperadas diferenças importantes no comportamento mecânico dependendo da história de deformação plástica prévia do material.

4.4 Expressões Matemáticas para as curvas de escoamento

4.4.1 Ramberg – Osgood

O gráfico da figura 4.13 mostra a curva tensão verdadeira vs deformação verdadeira obtida para o lote A e juntamente estão as curvas obtidas através da equação de Ramberg – Osgood.

As quatro curvas Ramberg – Osgood, calculadas a partir de diferentes porções da curva tensão verdadeira vs deformação verdadeira, apresentam comportamento similar entre elas. Todas começam a divergir da curva original a partir de uma certa quantidade de deformação de cerca de 0,05. A partir da comparação das curvas, estabeleceu-se a utilização da faixa de deformação total até 0,05 para o cálculo da equação por Ramberg –Osgood utilizando-se. Esta definição é padrão para o cálculo da equação para os demais lotes.

Assim, a curva Ramberg – Osgood apresenta comportamento satisfatório, similar à curva de escoamento original, até deformações de cerca de 0,05 e melhor se assemelha à curva de escoamento original quando calculada a partir dos dados da porção de deformações total de até 0,05 da curva original. As figuras 4.14 a 4.16 apresentam a comparação da curva calculada por Ramberg-Osgood com a curva de tensão vs deformação original para os demais lotes.

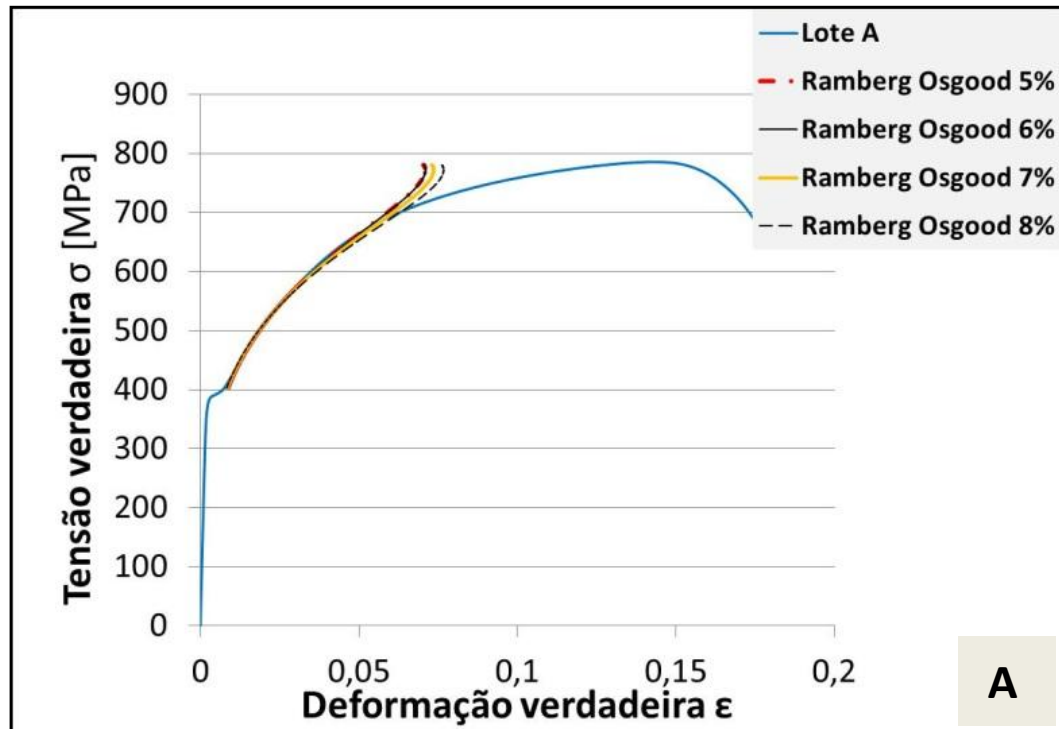


Figura 4.13: Comparação das curvas de escoamento calculadas via equação Ramberg-Osgood com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote A.

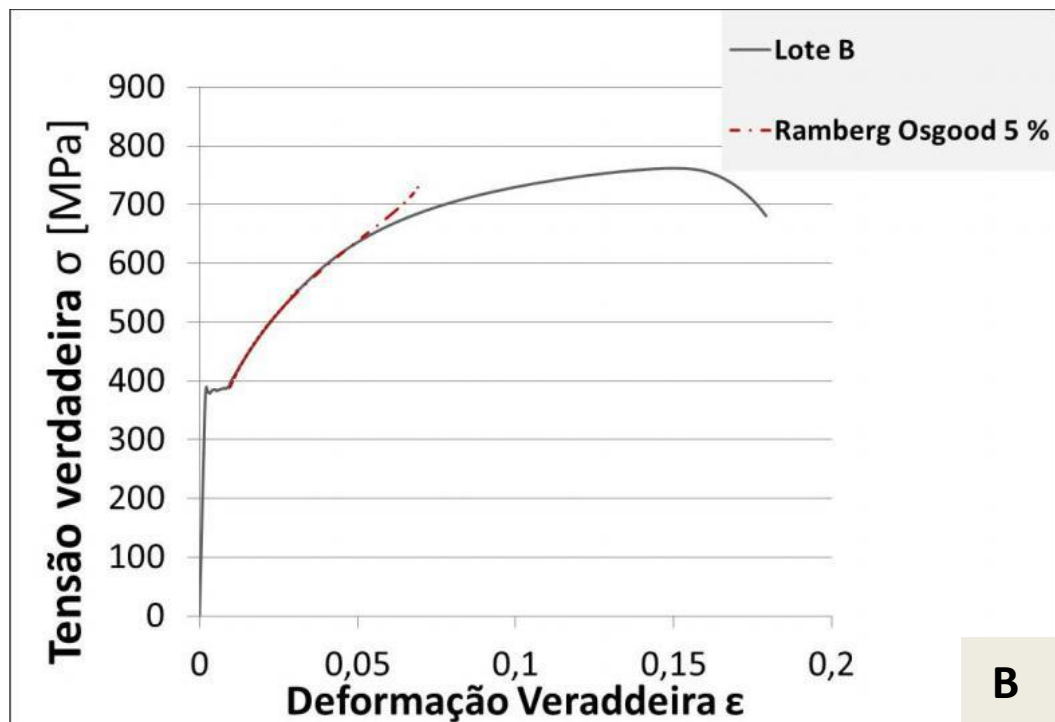


Figura 4.14: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ramberg-Osgood com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote B.

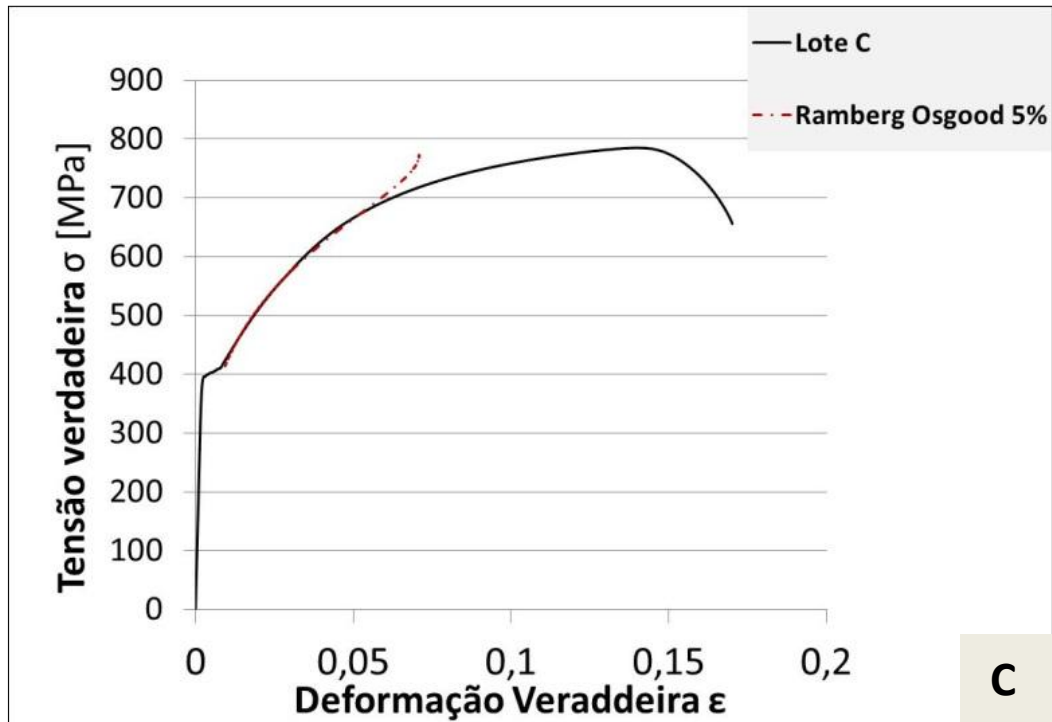


Figura 4.15: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ramberg-Osgood com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote C.

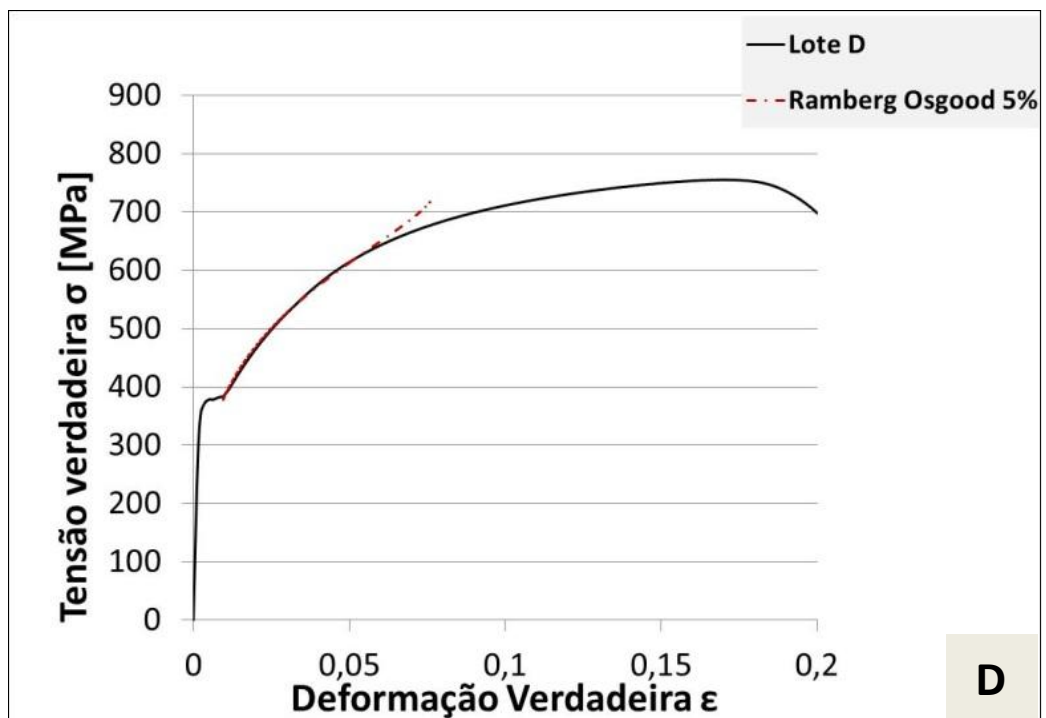


Figura 4.16: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ramberg-Osgood com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote D.

4.4.2 Ludwig - Hollomon

A equação de Ludwig-Hollomon foi calculada a partir da porção entre 0,01 a 0,1 de deformação das curvas tensão versus deformação verdadeira para os quatro lotes de amostra. Comparando-se o comportamento das curvas Ludwig-Hollomon com o comportamento das curvas tensão-deformação verdadeiras, observa-se que equação Ludwig-Hollomon apresenta comportamento satisfatório entre 0,01 e cerca de 0,03 de deformação; apresenta valores de tensão ligeiramente menores entre 0,03 e 0,07 de deformação e a partir de 0,07 passa a ultrapassar os valores de tensão. Nos gráficos das figura 4.17 a 4.20 estão as curvas tensão versus deformação verdadeira para cada lote e a respectiva curva calculada a partir da equação de Ludwig-Hollomon.

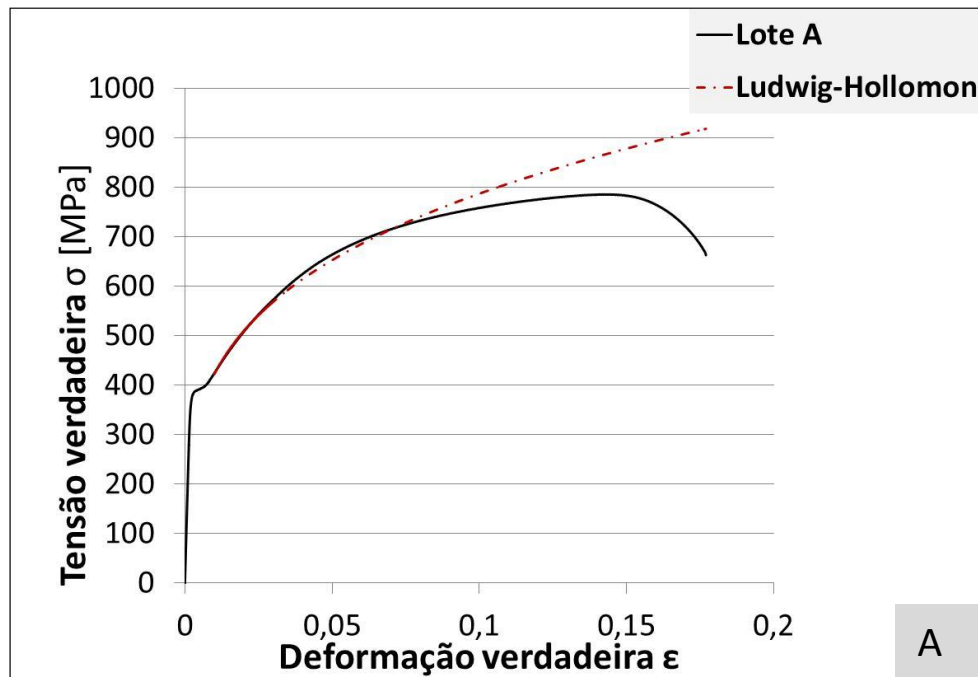


Figura 4.17: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ludwig-Hollomon com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote A.

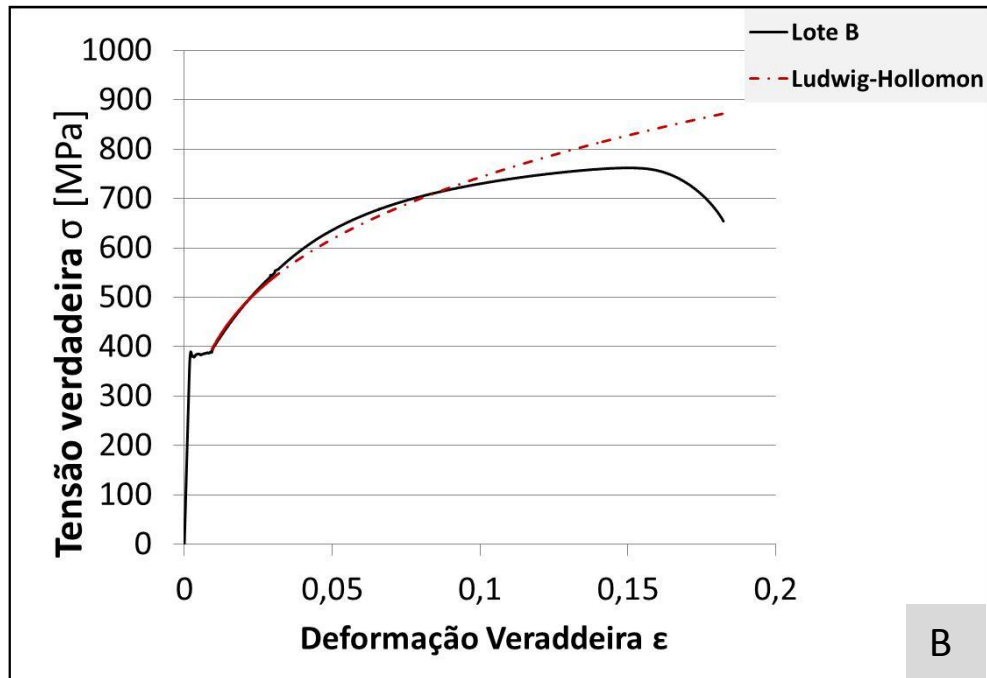


Figura 4.18: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ludwig-Hollomon com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote B.

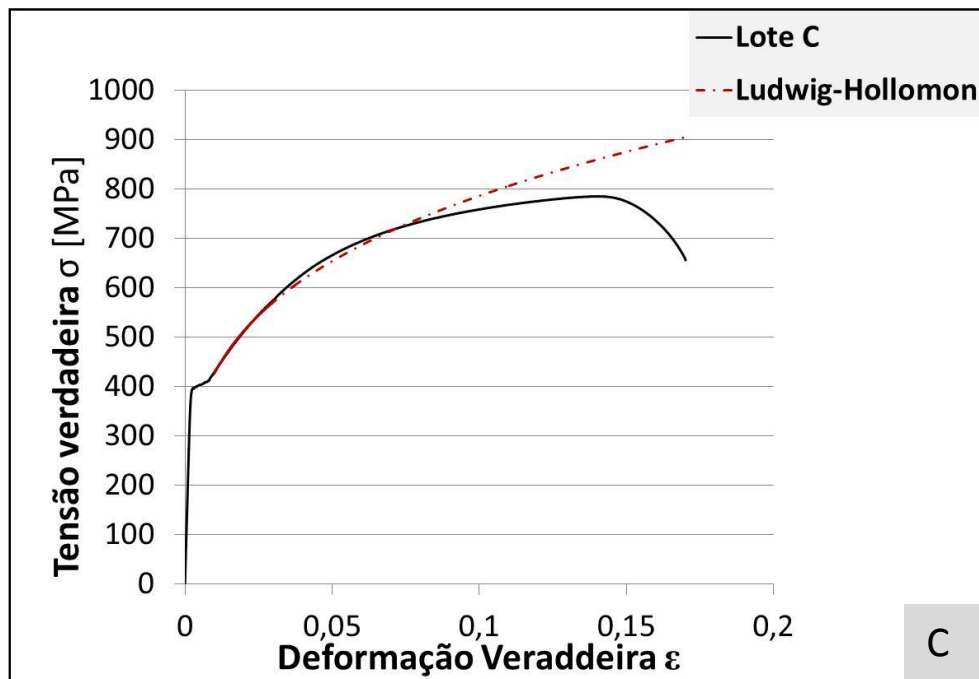


Figura 4.19: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ludwig-Hollomon com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote C.

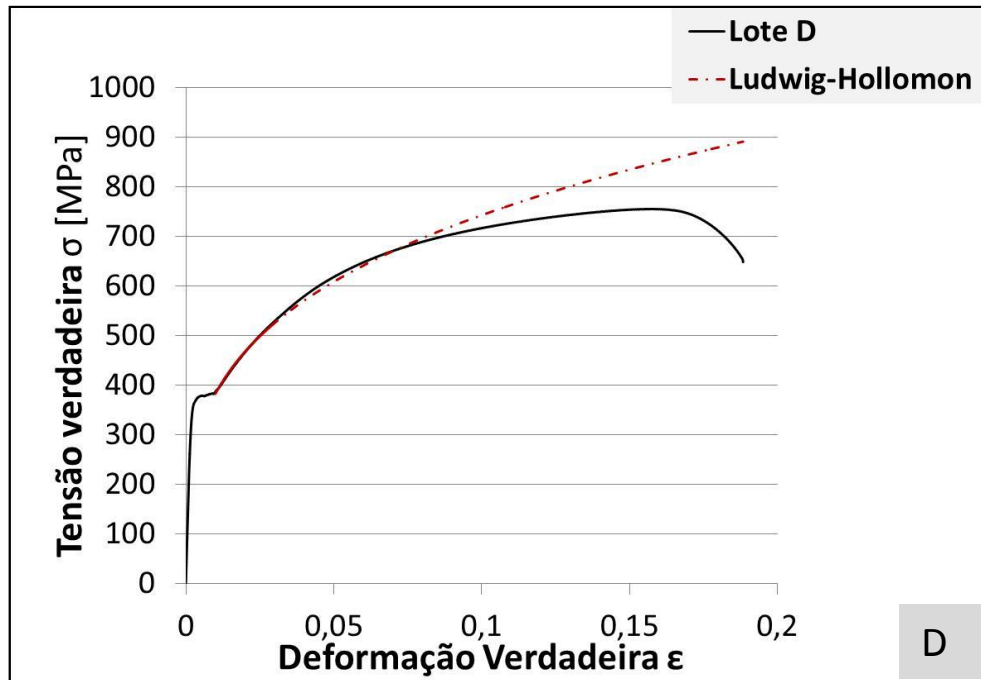


Figura 4.20: Comparação da curva de escoamento calculada via equação Ludwig-Hollomon com a curva tensão versus deformação verdadeira para o lote D.

4.4.3 Ramberg-Osgood vs Ludwig-Hollomon

Avaliando-se os resultados obtidos acima para as curvas Ramberg-Osgood e Ludwig-Hollomon, a segunda apresenta um comportamento mais satisfatório ao descrever a curva de escoamento do material utilizado neste trabalho. A equação de Ramberg-Osgood passa a assumir valores muito superiores à tensão verdadeira a partir de deformações de cerca de 0,05, enquanto a equação de Ludwig-Hollomon apresenta um comportamento similar à curva original até deformações de 0,07.

A equação de Ludwig-Hollomon foi então a escolhida para utilizar como dado da simulação computacional. Assim, as curvas de escoamento Ludwig-Hollomon dos quatro lotes foram utilizadas para obter-se uma curva média, que pode ser visualizada no gráfico da figura 4.21.

Segue a curva de escoamento média calculada pela equação de Ludwig Hollomon:

$$\sigma = 1413,6\varphi^{0.26} \quad (\text{Equação 4.1})$$

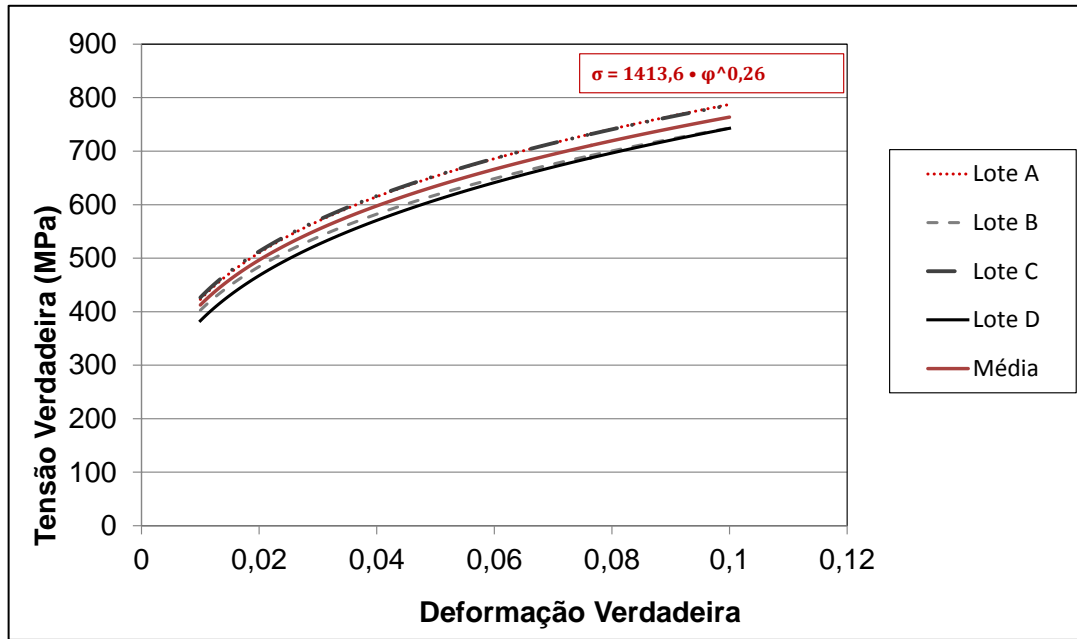


Figura 4.21:Curvas de escoamento obtidas das curvas experimentais e curva média calculada.

A Figura 4.22 abaixo mostra a comparação da curva de escoamento da (Equação 4.1) com as curvas de tensão versus deformação verdadeira dos lotes A, B, C e D. A partir do escoamento até cerca 0,1 de deformação verdadeira total, a curva demonstra-se satisfatória e pode ser utilizada como dado de entrada para a simulação computacional da trefilação do material. Para deformações acima de 0,1, a curva não é indicada pois os valores de tensão passam a assumir valores muito acima dos valores reais. Para maiores deformações é indicada a utilização de curvas de compressão para o cálculo de novas equações que representem o comportamento plástico do material.

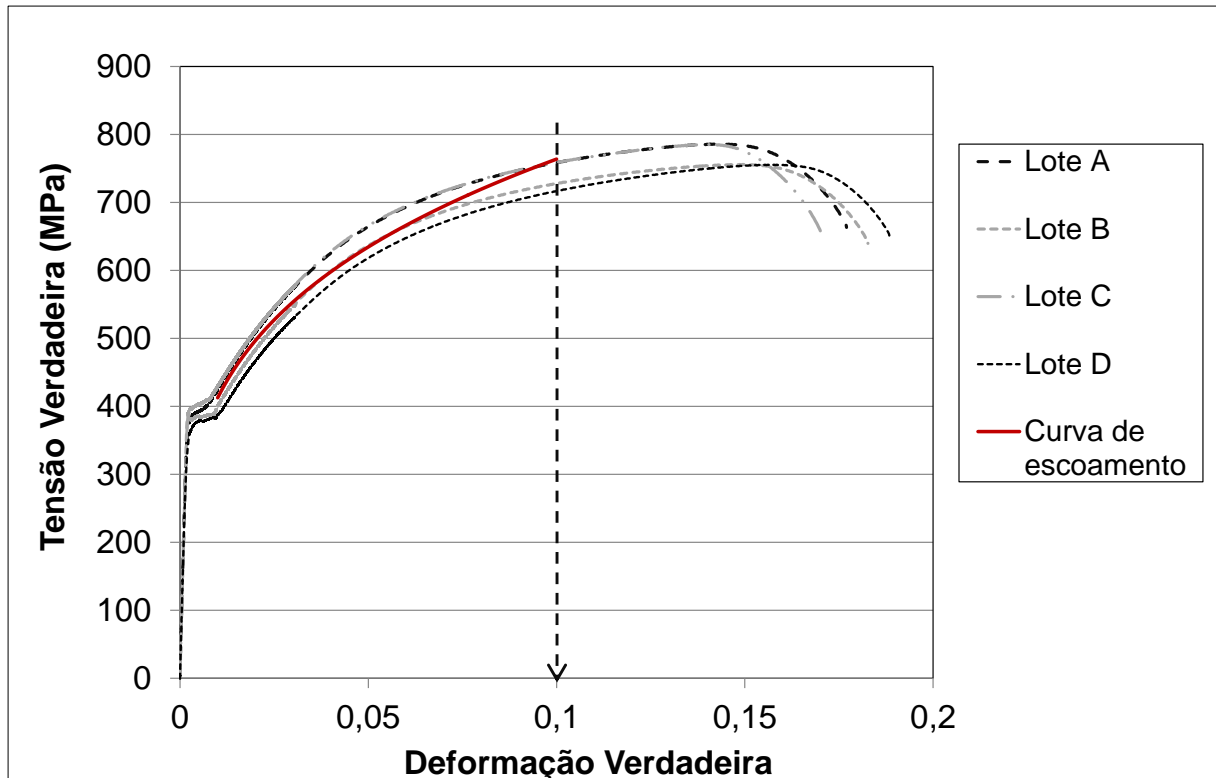


Figura 4.22: Curvas tensão versus deformação verdadeira dos lotes e curva de escoamento média calculada a partir do modelo de Ludwig-Hollomon. Destaque para o limite da faixa de representatividade da equação.

4.5 Comparação da curva de escoamento com dados da literatura e extrapolação

A fim de se comparar as curvas de escoamento obtidas para o material analisado nesta dissertação com dados da literatura, foram utilizadas curvas de escoamento de aço similar ao AISI 1045 de duas fontes conforme descrito no capítulo 3.5. As fontes apresentam curvas de deformação em diferentes taxas de deformação: $0,005 \text{ s}^{-1}$, $1,6 \text{ s}^{-1}$, 8 s^{-1} , e 40 s^{-1} e então os dados foram utilizados para extrapolar a curva de escoamento experimental para maiores taxas de deformação. Esta extrapolação foi feita através de uma curva média baseada na tendência dos valores de tensão para certas deformações conforme taxa de deformação. Em outras palavras, foi obtido um ponto médio dos valores de tensão de escoamento das curvas da literatura para dado valor de deformação, à dada taxa de deformação. Estes valores foram então utilizados para obterem-se curvas de tendência para cada taxa de deformação e a partir destas foram calculada as curvas de escoamento. No gráfico da Figura 4.23 estão apresentados os dados e as linhas representam a tendência de aumento da tensão de escoamento para cada

quantidade de deformação conforme aumento da taxa de deformação. A Figura 4.24 mostra as curvas de escoamento resultantes deste método para as taxas de deformação citadas acima a partir dos dados das fontes. Abaixo seguem as equações obtidas para as três diferentes taxas de deformação:

$$\dot{\epsilon} = 1.6 \text{ s}^{-1} \quad \sigma = 1428,8\phi^{0.25} \quad (\text{Equação 4.2})$$

$$\dot{\epsilon} = 8 \text{ s}^{-1} \quad \sigma = 1441,9\phi^{0.25} \quad (\text{Equação 4.3})$$

$$\dot{\epsilon} = 40 \text{ s}^{-1} \quad \sigma = 1511,5\phi^{0.23} \quad (\text{Equação 4.4})$$

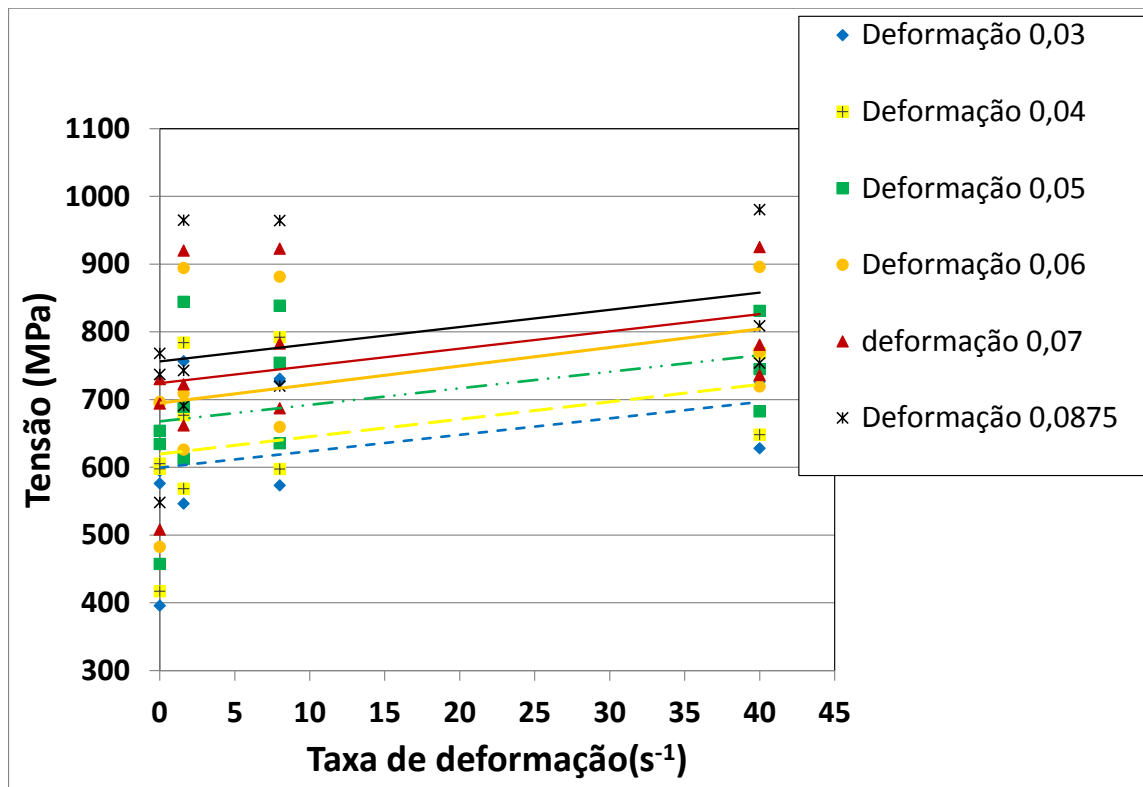


Figura 4.23. Valores de tensões de escoamento para o aço AISI 1045 em diferentes deformações e diferentes taxas de deformação. As linhas representam a tendência de aumento da tensão de escoamento aumento da taxa de deformação.

Tanto a (Equação 4.1) quanto as (Equação 4.2), (Equação 4.3) e (Equação 4.4) apresentam valores elevados de Coeficiente de Resistência em comparação ao que geralmente se encontra na literatura. Isto se deve ao fato de que o ajuste aos dados tenha sido feito para baixas deformações. Quando o interesse está focado em maiores deformações, as curvas são obtidas a partir de faixas maiores de deformações, sendo a faixa de menores deformações não considerada para o ajuste das curvas. Portanto, as curvas de escoamento obtidas pelo método

descrito, da mesma maneira que a curva experimental, simulam o comportamento plástico do material em deformações de até 0,1. Para maiores deformações, as tensões passam a assumir valores muito altos.

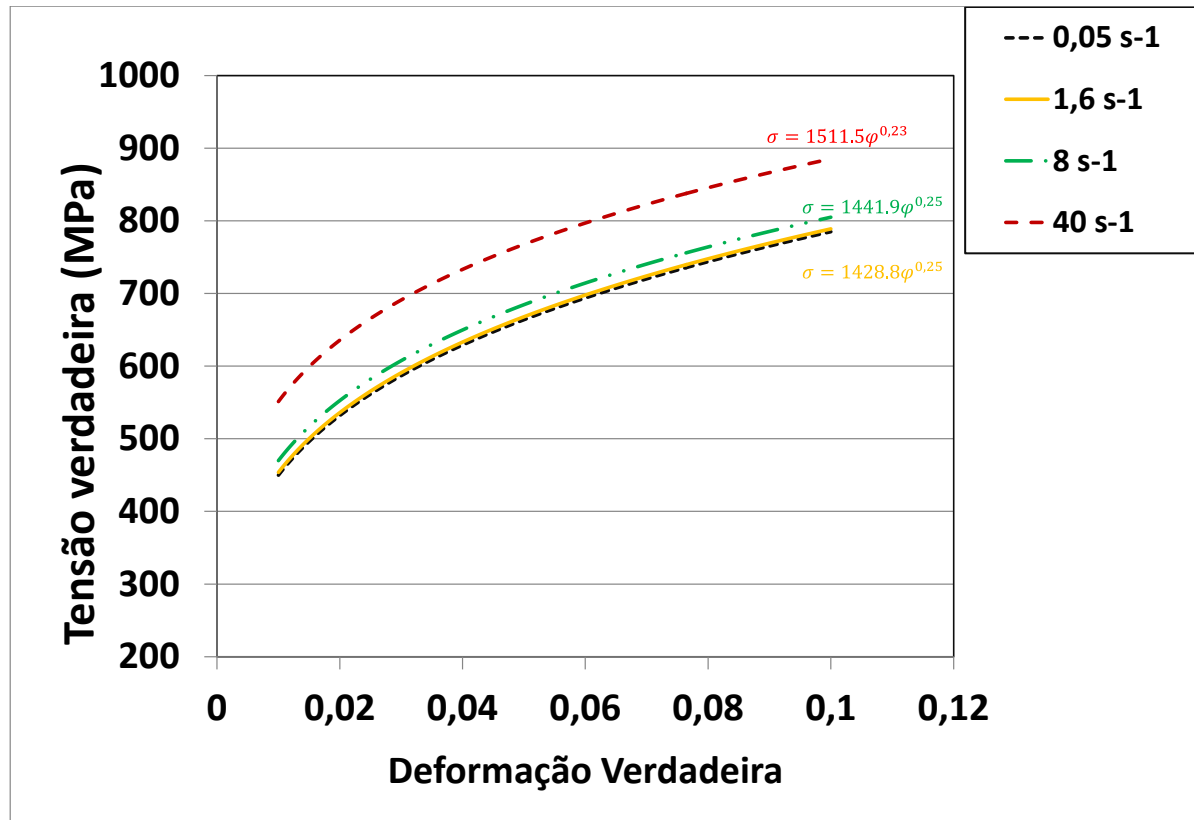


Figura 4.24. Curvas de escoamento para diferentes taxas de deformação extrapoladas a partir da curva de escoamento experimental do aço AISI 1045 e dos dados das fontes.

Comparando-se a curva de escoamento calculada a partir da curva experimental do material deste trabalho com as curvas fornecidas pela literatura e com as curvas extraídas do software Simufact MSC.SuperForm® V 10.0, fica claro que não estão disponíveis dados precisos sobre a região de baixas deformações abordada neste trabalho. Nos gráficos das Figuras 4.25 e 4.26 esta expressa esta deficiência de dados. Esta deficiência pode influenciar no resultado de simulação dependendo do interesse da pesquisa. Sem estes dados, torna-se importante considerar a necessidade do estudo do comportamento elasto-plástico do material de interesse em baixas deformações.

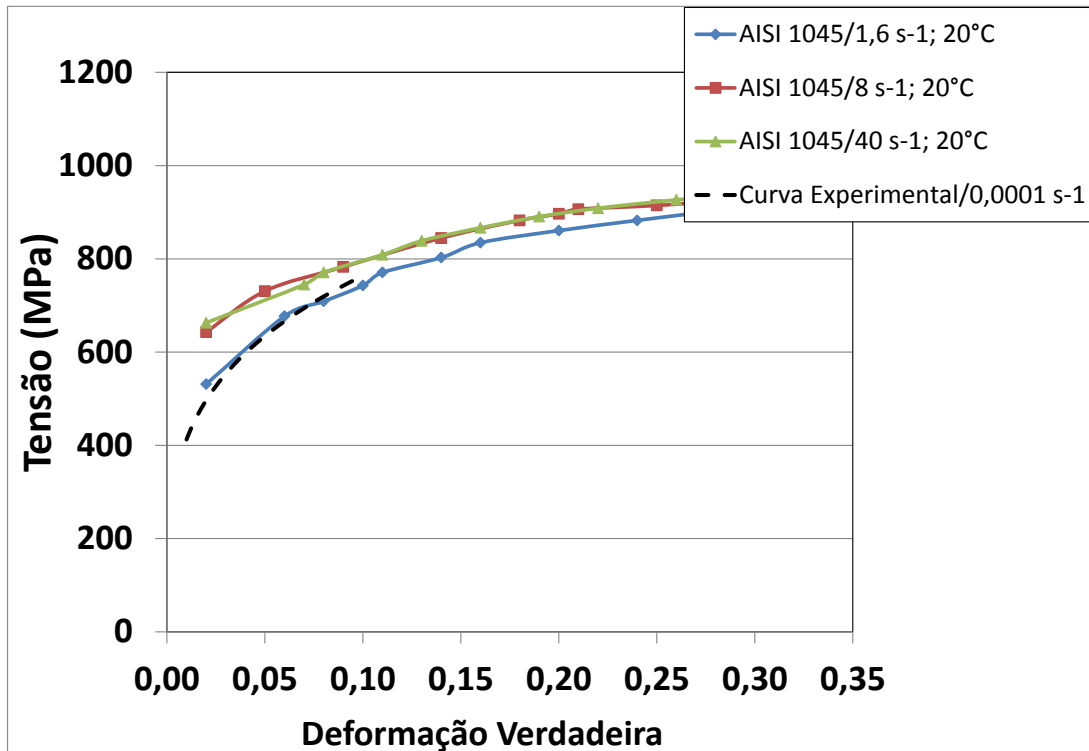


Figura 4.25. Comparação da curva de escoamento experimental com as curvas extraídas do banco de dados software Simufact MSC.SuperForm® V 10.0.

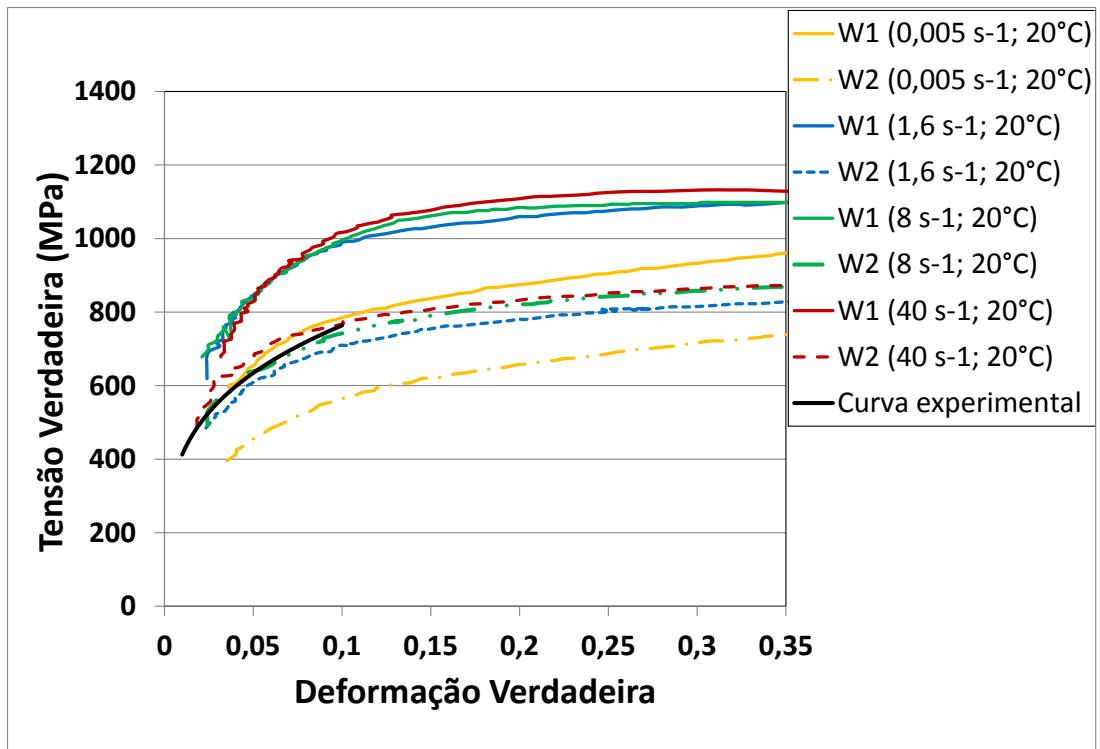


Figura 4.26. Comparação da curva de escoamento experimental com as curvas do aço Ck 45 da literatura Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe.

5 CONCLUSÕES:

Conforme investigado neste trabalho é possível concluir:

A microestrutura do material constitui-se de perlita e ferrita, típicas para a classe de aço médio carbono, com quantidades variando de ferrita variando entre 45 e 52 %.

O tamanho de grão axial ferrítico médio conforme norma DIN EN ISO 643 (ASTM E 1382) é de 11, tamanho de grão considerado fino.

O material dos quatro lotes de fio-máquina de aço AISI 1045 analisados neste trabalho apresentaram heterogeneidades quanto à segregação ao longo da secção longitudinal das barras. Portanto o processo de laminação pode resultar em grandes diferenças entre os lotes do ponto de vista segregação.

As propriedades mecânicas, tais como Módulo de Young, resistência mecânica, alongamento, e tensão de ruptura tiveram pouca variação entre os lotes de aço AISI 1045 analisados.

O Efeito Bauschinger foi evidenciado e pode ser significativo para a faixa de deformações avaliada. Além disso, o efeito Bauschinger é menos significativo a medida que a temperatura do ensaio aumenta, para a faixa de temperatura analisada (25 - 120°C).

Foram detectadas diferenças do comportamento plástico do material, alguns lotes (como os A e D), não apresentaram a banda de Lüders o que indica uma maior penetração de deformação plástica durante a etapa de pré-deformação ou ainda nas etapas posteriores de laminação. No entanto este comportamento não afetou significativamente as propriedades em deformação plástica do material.

As curvas de escoamento calculadas a partir do modelo numérico Ramberg-Osgood passam a assumir valores de tensão muito superiores à tensão verdadeira experimental do material a partir de 0,05 de deformação.

As curvas calculadas a partir do modelo de Ludwig-Hollomon apresentam um comportamento muito similar à curva tensão versus deformação até a deformação de 0,07.

A curva de escoamento média calculada apresenta-se satisfatória até 0,1 de deformação verdadeira total não sendo indicada para prever o comportamento do material a deformações acima deste valor.

As curvas de escoamento com taxas de deformação 1.6 s^{-1} , 8 s^{-1} , e 40 s^{-1} foram estimadas com base nos dados da literatura e podem ser utilizadas para obtenção de resultados

mais precisos em simulações de tensões, deformações e tensões residuais para baixas deformações.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

- Realizar a simulação computacional com a curva de escoamento experimental e as curvas estimadas em diferentes taxas de deformações e comparar os resultados com os resultados de simulação utilizando-se as curvas do banco de dados do software;
- Investigação da influência da temperatura na curva de escoamento do material;
- Investigação do comportamento do material em maiores deformações (acima de 0,1).

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

(ASM HANDBOOK, 1990) ASM HANDBOOK. **Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**, ASM Handbook Committee, ASM International, 1990, p 363-379

(ASM INTERNATIONAL, 2002) ASM INTERNATIONAL. **Atlas of stress-strain curves**. 2nd. Materials Park, OH: ASM International, 2002. iv, 816 p.

(AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2011) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3 – 11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**, ASTM International, 2011.

(AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2010a) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1382 - 97(2010): Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis**, ASTM International, 2010.

(AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2004) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 8M-04: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]**, ASTM International, 2004.

(AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2010b) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E111 - 04(2010): Standard Test Method for Young's Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus**, ASTM INTERNATIONAL, 2010.

(AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2009) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E9-09: Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature**, ASTM International, 2009.

(ABDELLA, et al., 2011) ABDELLA, K. et al. **Inversion of three-stage stress-strain relation for stainless steel in tension and compression**. Journal of Constructional Steel Research, v. 67, n. 5, p. 826-832, May 2011.

(ABDELLA, 2012) ABDELLA, K. **A three-stage full-range stress-strain inversion for stainless steel alloys as an explicit function of temperature**. Thin-Walled Structures, v. 53, p. 9-14, Apr 2012.

(ABEL, et al., 1972) ABEL, A.; MUIR, H. **Bauschinger Effect and Discontinuous Yielding**. Philosophical Magazine, v. 26, n. 2, p. 489-&, 1972.

(ABEL, et al., 1973) ABEL, A.; MUIR, H. **Bauschinger Effect and Stacking-Fault Energy**. Philosophical Magazine, v. 27, n. 3, p. 585-594, 1973.

(ALBERTAZZI, 2004) ALBERTAZZI, A. G. Jr. **Apostila Metrologia Parte I – 2004**. Laboratório de Metrologia e Automatização Departamento de Engenharia Mecânica Universidade Federal de Santa Catarina. Disponível em <http://www.demec.ufmg.br/disciplinas/ema092/Documentos/APOSTILA_PARTE_I.pdf>. Acesso em: 24 out.2012.

(BLACK, et al., 2008) BLACK, J. T.; KOHSER, R. A.; DEGARMO, E. P. **DeGarmo's materials and processes in manufacturing**. 10th. Hoboken, NJ: Wiley, 2008. xvi. 1010 p.

(BRINKSMEIER, et al., 2006) BRINKSMEIER, E.; RENTSCH, R.; SACKMANN, T. **Consideration of core segregations on the formability of bearing steel**. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, v. 37, n. 1, p. 40-44, Jan 2006.

(CALLISTER, et al., 2010) CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering : an introduction**. 8th. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, 2010. xxiii, 885, 82 p.

(CHIAVERINI, 2002) CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**, 7th. Associação Brasileira de Metalurgia, São Paulo, 2002, 599 p.

(DAGNESE, et al., 2011) DAGNESE, J. ; ROCHA A. S. ; HIRSCH, T. K. . **Investigation of Influence of Bauschinger Effect on the Mechanical Properties of an AISI 1045 Steel**. In: Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia, 2011, São Paulo. Anais do 66º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia, 2011

(DAVIS, 2004) DAVIS, J. R. **Tensile Testing**. 2nd. Materials Park, OH: ASM International, 2004, 283 p.

(DAVIS, et al., 1990) DAVIS, J. R.; ASM INTERNATIONAL. HANDBOOK COMMITTEE. **Properties and selection--irons, steels, and high-performance alloys**. 10th. Materials Park, OH: ASM International, 1990. xi, 1063 p.

(DIETER, 1986) DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. 3rd. New York: McGraw-Hill, 1986. xxiii, 751 p.

(DIETER, et al., 2003) DIETER, G. E.; KUHN, H. A.; SEMIATIN, S. L. **Handbook of workability and process design**. Materials Park, OH: ASM International, 2003. vi, 414 p.

(DIETENBERGER, et al., 2005) DIETENBERGER, Michael; BUYUK, Murat; KAN, Cingdao. **Development of a High Strain-Rate Dependent Vehicle Model**. DYNAmore GmbH. In: 4th LS-DYNA ANWENDERFORUM, 2005, Bamberg. p. 1 - 10.

(DOEGE, et al., 1986) DOEGE, E., MEYER-NOLKEMPER, H. ; SAEED, I. **Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe**. s.l. : Hanser Verlag Munchen Wien, 1986, 223 p.

(FERNANDES, 2007) FERNANDES, R. C. O. **Efeito da Temperatura de Encharque no Recozimento Contínuo e das Deformações na Laminação de Encruamento sobre as Propriedades Mecânicas de um Aço Microligado Laminado a Frio**. Dissertação, Programa

de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas: Universidade Federal de Minas Gerais, 2007.

(HEMMERICH, et al., 2011) HEMMERICH, E. et al. **The effect of pre-strain on the material behaviour and the Bauschinger effect in the bending of hot rolled and aged steel.** Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, v. 528, n. 9, p. 3302-3309, Apr 15 2011.

(HOJNY, et al., 2011) HOJNY, M.; GLOWACKI, M. **Mechanical Behaviour of C45 Grade Steel Deformed in Semi-Solid State.** 11th International Conference on the Mechanical Behavior of Materials (Icm11), v. 10, 2011.

(HOSFORD, 2010) HOSFORD, W. F. **Mechanical behavior of materials.** 2nd. Cambridge ; New York: Cambridge University Press, 2010. xv, 419 p.

(HUNKEL, et al., 2007) HUNKEL, M. et al. **Distortion of components due to segregations of a low alloy SAE 5120 steel after blank and case hardening.** Z. Wekst. Wärmebeh, v.62, p. 144 – 149, 2007.

(KADKHODAYAN, et al., 2009) KADKHODAYA, M.; MOSAYEBI, J. **An Investigation into the Different Hardening Models in Reverse Forming of Thin Sheets.** Advances in Mechanical Engineering, v. 2009, Article ID 874202, 7 p., 2009.

(KOBAYASHI, et al., 1989) KOBAYASHI, S.; OH, S.-I.; ALTAN, T. **Metal forming and the finite-element method.** New York: Oxford University Press, 1989. xvii, 377 p.

(KRAUSS, 2003) KRAUSS, G. **Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels.** Metallurgical and Materials Transactions B - Process Metallurgy and Materials Processing Science, v. 34, n. 6, p. 781-792, Dec 2003.

(KRAUSS, 2005) KRAUSS, G. **Steels : processing, structure, and performance.** Materials Park, Ohio: ASM International, 2005. xix, 613 p.

(KUHN, et al., 2000) KUHN, H.; MEDLIN, D.; ASM INTERNATIONAL. HANDBOOK COMMITTEE. **Mechanical testing and evaluation.** Materials Park, OH: ASM International, 2000. xiv, 998 p.

(LEE, et al., 2011) LEE, Y.L.; AHN, S.Y. **Interactive visualization of elasto-plastic behavior through stress paths and yield surfaces in finite element analysis.** Finite Elements in Analysis and Design, v. 47, p. 496–510, May 2011.

(LESOULT, 2005) LESOULT, G. **Macrosegregation in steel strands and ingots: Characterisation, formation and consequences.** Materials Science and Engineering A, v. 413-414, p. 19-29, Dez. 2005.

(MALAVOLTA, 2008) MALAVOLTA, A. T. **Metodologia para determinação dos parâmetros utilizados em uma nova superfície de escoamento anisotrópica para**

processos de conformação de chapas metálicas.Tese de doutorado. Universidade de São Carlos. 2008

(MEYERS, et al., 2008) MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical behavior of materials**. 2nd. Cambridge ; New York: Cambridge University Press, 2009. xxii, 856 p.

(MONDARDO, 2012) MONDARDO, M. M. **Análise da influência de parâmetros do processo de trefilação de barras cilíndricas de aço AISI 1045 via simulação numérica computacional**. Dissertação. PPGEM:UFRGS, 2012.

(NUNES, 2008) NUNES, R. M. **Análise de tensões residuais no processo de trefilação combinada do Aço AISI 1048 visando minimizar distorções pós processamento**. Dissertação. PPGEM:UFRGS, 2008.

(OZTURK, et al., 2011) OZTURK, A; GULGEC, M. **Elastic-plastic stress analysis in a long functionally graded solid cylinder with fixed ends subjected to uniform heat generation**. International Journal of Engineering Science, v. 49, p. 1047-1061, Jul 2011.

(RAO P., et al., 2012) RAO P., D., CHOUDHARY, B.K.; ISAAC, S. E.; SRINIVASAN, V.S.; MATHEW, M.D. **Influence of strain rate and temperature on tensile stress-strain and work hardening behaviour of 9Cr-1Mo ferritic steel**. Materials Science and Engineering: A, v. 538, p. 110-117, Mar 2012.

(RASMUSSEN, 2001)RASMUSSEN, K. JR. **Full-range Stress-strain Curves for Stainless Steel Alloys**. Research Report N R811. Centre for Advanced Structural Engineering - Department of Civil Engineering Sydney.Austrália, Nov. 2001, 45 p.

(RENTSCH, et al., 2012) RENTSCH, R.; PRINZ, C. **Finite element analysis of the hot rolling process on the origins of inhomogeneities related to steel bar distortion**. Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik, v. 43, n. 1-2, p. 73-77, Jan 2012.

(SAE INTERNATIONAL, 2009) SAE INTERNATIONAL. **J403: Chemical Composition of SAE Carbon Steels**. SAE International, 2009.

(SCHOLTES, et al., 1985) SCHOLTES, B.; et. al., **Die Auswirkungen des Bauschingereffekts auf das Verformungsverhalten von normalgeglühtem Stahl Ck 45**, Steel Research 56 No.3, p 157-162. 1985.

(SCHAEFFER, et al., 2007) SCHAEFFER, L.; ROCHA, A S. **Conformação de Metais - Cálculos Aplicados em Processos de Fabricação**. 1, Imprensa Livre, Porto Alegre, 2007, 223 p.

(SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS, 2009)SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **SAE J403: Chemical Compositions of SAE Carbon Steels**, SAE International, 2009.

(SUNG, et al., 2010) SUNG, J. H.; KIM, J. N.; WAGONER, R. H. **A plastic constitutive equation incorporating strain, strain-rate, and temperature**. International Journal of Plasticity, v. 26, n. 12, p. 1746-1771, Dec 2010.

(TRINDADE, 2002) TRINDADE, L.B. **Modelo Matemático de um Agitador Eletromagnético**. Tese. PPGEM: UFRGS, 2002.

(WANG, 2002) WANG, Z. **Residual Stress in the forming of Materials**. In: TOTTEN, G. E.; HOWES, M. A. H.; INOUE, T. Handbook of residual stress and deformation of steel. Materials Park, Ohio: ASM International, 2002. vii, 499 p.

(YOSHIDA, et al., 2010) YOSHIDA, M.; ASAKAWA, M.; KAJINO, S. **Improvement of straightness in rotational blade straightener for superfine wire**. Wire Journal International, v. 43, n. 9, p. 64-70, 2010.