

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais  
PPGEM

ESTUDO DAS DEFORMAÇÕES EM ENSAIO DE COMPRESSÃO PLANA NO  
SIMULADOR FISICO GLEEBLE

Vinicius Milan Santos

Porto Alegre

2010

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais  
PPGEM

Vinicius Milan Santos  
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre  
2010

Esta dissertação foi julgada aprovada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência dos Materiais e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora: Dr. Eng. Carlos O. D. Martins (Answers Engenharia LTDA)

Dr. Eng. André Ronaldo Froehlich (UNISINOS)

Dr. Eng. Fabiano Dornelles Ramos (UFRGS)

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Prof. Afonso Reguly, pela amizade, orientação, paciência e pela oportunidade de ingressar no curso de mestrado;

Ao Prof. Telmo R. Strohaecker pelas contribuições importantes para o trabalho e pela oportunidade de ingressar no LAMEF;

A todos os estagiários do GAF especialmente ao Marcelo Macedo (Tevez) pela paciência nas montagens das figuras e ao Bob pelas contribuições para o trabalho;

Ao pessoal do Proeng, principalmente ao Gabriel Tarnowski, Leandro (Tapetinho) e Robson pela realização dos modelamentos computacionais;

A minha família pelo apoio dado nesta longa trajetória principalmente a minha mulher Luciana.

Ao amigo Toni Lima pela contribuição na apresentação do trabalho;

Ao LAMEF em geral por ceder toda a sua estrutura para a realização do trabalho;

À GERDAU – Aços Finos Piratini, por possibilitar a realização deste trabalho cedendo o espaço para os ensaios.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>VII</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....</b>	<b>X</b>
<b>RESUMO.....</b>	<b>XI</b>
<b>ABSTRACT.....</b>	<b>XII</b>
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>3</b>
<b>2.1 EFEITO DA COMPOSIÇÃO E MICROESTRUTURA NA DUCTILIDADE DE TENACIDADE.....</b>	<b>3</b>
2.1.1 O Efeito da Microestrutura .....	3
2.1.2 Efeito de Partículas de Segunda Fase .....	5
<b>2.2 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO NOS AÇOS.....</b>	<b>8</b>
2.2.1 Endurecimento por Densidade de Discordâncias (Encruamento).....	8
2.2.2 Efeito em Outras Propriedades .....	9
<b>2.3 LAMINAÇÃO CONTROLADA E PROCESSOS TERMOMECÂNICOS..</b>	<b>10</b>
2.3.1 Laminação .....	13
<b>2.4 PROCESSO DE RECRISTALIZAÇÃO .....</b>	<b>14</b>
2.4.1 Deformação Plástica .....	14
2.4.2 Recuperação.....	16
2.4.3 Recristalização.....	16
<b>2.5 ATRITO.....</b>	<b>19</b>
2.5.1 Definição .....	19
2.5.2 Atrito nos Metais .....	19
2.5.3 Lubrificação.....	21
<b>2.6 Tensões de Contato .....</b>	<b>22</b>
2.6.1 Geral .....	22
2.6.2 Hipóteses e soluções .....	23
2.6.3 Forma da superfície de contato após o carregamento.....	24
<b>2.7 Simulador Termomecânico Gleeble 3500 .....</b>	<b>25</b>
2.7.1 Considerações Gerais .....	25

2.7.2	A Era das Simulações Físicas e Testes Termomecânicos .....	25
2.7.3	Sistema Térmico da Gleeble 3500.....	26
2.7.4	Sistema Mecânico da Gleeble 3500.....	26
2.7.5	O Desenvolvimento das Novas Simulações Físicas .....	26
<b>2.8</b>	<b>Modelamento Computacional.....</b>	<b>28</b>
<b>3.</b>	<b>METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....</b>	<b>30</b>
3.1	Material.....	31
3.2	Ensaio Gleeble.....	32
3.3	Caracterização dos Corpos de Prova .....	37
3.4	Método de Avaliação das Deformações.....	37
3.5	Modelamento Computacional.....	39
<b>4.</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>41</b>
4.1	Análise Química do Aço AISI 1141 .....	41
4.2	Caracterização Metalúrgica do Aço AISI 1141.....	41
4.2.1	Análise metalográfica .....	41
4.2.2	Análise de tamanho de grão.....	42
4.3	Determinação das Curvas Tensão X Deformação dos Ensaio de Compressão e Tração a Quente.....	43
4.4	Montagem das Micrografias e Determinação das Linhas de Deformação dos Ensaio de Compressão .....	46
4.5	Determinação do Modelamento Computacional.....	48
<b>5.</b>	<b>CONCLUSÃO .....</b>	<b>57</b>
<b>6.</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>58</b>
<b>7.</b>	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>59</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Gradiente de deformação em corpos de prova para ensaios de compressão plana no simulador físico Gleeble.....	2
Figura 2.1 – Desenho mostrando a influencia do teor de carbono na microestrutura e propriedades mecânicas do metal. (PICKERING, 1971).....	4
Figura 2.2 – Efeito das partículas de segunda fase na ductilidade dos metais. (PICKERING, 1971).....	5
Figura 2.3 – Efeito do formato de distribuição dos sulfetos na ductilidade total do metal. (PICKERING, 1983).....	6
Figura 2.4 – Laminação programada: laminação normal e normalizada. (LLEWELLYN, 1994).....	12
Figura 2.5 – Laminação controlada: processo termomecânico. (LLEWELLYN, 1994).....	13
Figura 2.6 – (a) Comportamento tensão – deformação típico para um metal, mostrando as deformações elástica e plástica e o limite de escoamento $\sigma_e$ , conforme determinado pelo método da pré-deformação de 0,002. (b) Comportamento Tensão – Deformação encontrado em alguns aços que apresentam o fenômeno do pico de escoamento descontínuo. (CALLISTER, 2002).....	14
Figura 2.7 – Variação da temperatura de recristalização em função do percentual de trabalho a frio para o ferro puro. A recristalização não ocorre para deformações menores do que a crítica ( $\approx 5\%$ TF). (CALLISTER, 2002).....	17
Figura 2.8 – Efeito na recristalização do crescimento da temperatura de “parada” num aço microligado contendo 0,07% C, 1,4% Mn, 0,25 Si. (LLEWELLYN, 1994).....	18
Figura 2.9 – (a) Duas esferas mantidas em contato pela força F; (b) a tensão de contato apresenta uma distribuição hemisférica através do diâmetro $2a$ da zona de contato.....	23
Figura 3.1 – Fluxograma do presente trabalho.....	31
Figura 3.2 – Câmara de ensaios do simulador Gleeble 3500.....	32
Figura 3.3 – Desenho esquemático mostrando o local onde foram retirados os corpos de prova.....	33
Figura 3.4 – Geometria e dimensões dos corpos de prova e locais de aplicação da carga pelas bigornas da Gleeble.....	34

Figura 3.5 – Aspecto do corpo de prova preparado para o ensaio de compressão.....	34
Figura 3.6 – Diagrama esquemático Temperatura X Tempo da simulação termomecânica.....	35
Figura 3.7 – Desenho esquemático do teste de compressão planar realizado pela Gleeble. (DIGITAL CONTROLGLEEBLE SYSTEM TRAINING SCHOOL, 1998).....	36
Figura 3.8 – Corpo de prova após o processo de preparação padrão para análise metalográfica.....	37
Figura 3.9 – Esquema mostrando o método utilizado para medição das linhas de segregação dos corpos de prova e as direções escolhidas.....	38
Figura 3.10 – Malha utilizado no modelamento computacional.....	40
Figura 4.1 – Micrografia em MO da amostra como recebida, no sentido transversal de laminação, mostrando microestrutura perlítica em matriz ferrítica. Ataque: Nital 2%.....	42
Figura 4.2 – Micrografia em MO da amostra como recebida, no sentido longitudinal de laminação, mostrando microestrutura perlítica em matriz ferrítica e presença e inclusões de sulfeto. Ataque: Nital 2%.....	42
Figura 4.3 – Micrografia em MO da amostra mostrando tamanho de grão austenítico ASTM 9. Ataque: Ácido pícrico + H <sub>2</sub> O.....	43
Figura 4.4 – Curvas Tensão versus Deformação de engenharia dos ensaios de tração uniaxial e compressão planar.....	44
Figura 4.5 – Curvas Tensão versus Deformação real dos ensaios de tração uniaxial e compressão planar.....	45
Figura 4.6 – Imagem em lupa de baixo aumento da macrografia da amostra 40% mostrando inclusões de sulfeto e linhas de deformação. Ataque: HCl.....	46
Figura 4.7 – Imagem mostrando a seqüência de fotos do CP 20% utilizado para medição das linhas de segregação (inclusões de sulfeto). As micrografias mostram em detalhes as linhas de segregação. Ataque: Ácido pícrico + FeCl <sub>3</sub> .....	47
Figura 4.8 – Gradiente de deformação do CP 40%, proveniente da simulação numérica.....	48



Figura 4.9 – Curvas deformação versus distância no eixo B dos valores encontrados no modelamento computacional utilizando dois coeficientes de atito distintos.....	50
Figura 4.10 – Curvas comparativas Deformação Plástica versus Distância no Eixo B entre o modelo computacional e o corpo de prova 20%.....	51
Figura 4.11 – Curvas comparativas Deformação Plástica versus Distância no Eixo B entre o modelo computacional e o corpo de prova 30%.....	52
Figura 4.12 – Curvas comparativas Deformação Plástica versus Distância no Eixo B entre o modelo computacional e o corpo de prova 40%.....	53
Figura 4.13 – Imagem da simulação numérica no software ABAQUS mostrando os valores de deformação para 20% e as distâncias no eixo B.....	54
Figura 4.14 – Imagem da simulação numérica no software ABAQUS mostrando os valores de deformação para 30% e as distâncias no eixo B.....	55
Figura 4.15 – Imagem da simulação numérica no software ABAQUS mostrando os valores de deformação para 40% e as distâncias no eixo B.....	55

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Abreviatura ou

Símbolo	Descrição
ASTM	American Society for Testing and materials
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
$\sigma$	Tensão de Engenharia
$\epsilon_T$	Ductilidade
$\sigma_f$	Tensão de Escoamento
$\rho$	Densidade de Discodâncias
K	Constante de Cisalhamento
$\sigma_0$	Limite de Escoamento
$n$	Índice de Encruamento
$T_f$	Temperatura de Fusão Absoluta
F	Força Normal
W	Carregamento Normal
$\mu$	Coefficiente de Atrito
E	Módulo de Elasticidade
r	Raio da Esfera
$\nu$	Poisson
e	Deformação de Engenharia
$\sigma_T$	Tensão Verdadeira
$\epsilon$	Deformação Verdadeira
MET	Método dos Elementos Finitos
MO	Microscópio Ótico
EDE	Energia de Defeito de Empilhamento

## RESUMO

Este trabalho analisa, através da utilização de simulador físico, o perfil de deformação imposto ao material durante a realização de ensaios de compressão planar de um aço AISI 1141. Para este estudo foi utilizada a temperatura de encharque de 1000°C, uma taxa de deformação de 2/s e três valores de deformações de 20%, 30%, 40%. Após a aplicação da deformação nominal desejada os corpos de prova foram temperados para facilitar a visualização do bandejamento microestrutural. Depois de obtidos os resultados das deformações dos corpos de prova ensaiados foi feito o comparativo dos mesmos com o modelamento computacional realizado via elementos finitos, a fim de comparar comportamento real de deformação com comportamento ideal. Os resultados indicaram comportamentos semelhantes, ou seja, ocorre ausência de deformação na superfície de contato com as bigornas do simulador e valores irrelevantes nas regiões subsuperficiais até máximos valores no centro dos corpos de prova. Esses máximos valores de deformação no centro, chegando a valores mais altos que os programados inicialmente no simulador ocorrem para compensar a ausência de deformação na superfície, ocasionando um equilíbrio ao longo das regiões que recebem solicitações do simulador. Por isso foram feitos imagens no software ABAQUS no intuito de desenvolver e um “mapa de deformações”, a fim de localizar os valores de deformação programados via simulador Gleeble nos corpos de prova envolvidos nos ensaios.

**ABSTRACT**

This work analyses, through of the utilization of a Gleeble physical simulator, the deformation profile of a planar compression test of an AISI 1141 steel. During the study a soaking temperature of 1000°C, deformation rate on 2/s and three deformations of 20%, 30% and 40% were utilized. Afterwards the application of the nominal deformation desired the samples were quenched to facilitate analysis of the deformation along segregation lines preset in the material. The deformations results from samples were compared with Finite Element modeling techniques in order to compare the real behavior with ideal deformation behavior. The results showed up similar behaviors, in other words, the absence of deformation at contact surface against to anvils of the Gleeble machine and values not relevant on subsurface up to maximum values at samples center. Such maximum values at the center reaching to higher than those programmed occurs to compensate the absence of deformation at surface.

## 1. INTRODUÇÃO

Até os dias atuais muitas pesquisas foram realizadas e ainda têm sido feitas a fim de desenvolver materiais otimizados com relação as suas propriedades mecânicas, principalmente para a produção industrial, onde a busca de reduções de custos tornou-se um objetivo indispensável.

Ganhos na produção passam pela correta definição de parâmetros de produção a fim de controlar os processos de lingotamento contínuo e laminação, pois a microestrutura do aço no seu estado bruto influencia diretamente nas propriedades mecânicas finais do material. A escolha dos melhores parâmetros de produção é realizada, sempre que possível, via modelamentos dos processos industriais. Estes podem ser puramente computacionais, seguidos de alguns ensaios para ajuste, ou físicos utilizando corpos de prova em equipamentos que permitem uma simulação física do processo. O simulador físico Gleeble é uma potente ferramenta para a melhoria de processos industriais por permitir um bom controle da temperatura e deformação imposta. Entretanto, trabalhos como de Pereira, (PEREIRA 2002), tem demonstrado a presença de deformação não uniforme no corpo de prova durante a realização de ensaios de compressão plana como pode-se observar na Figura 1.1. As regiões próximas ao ponto de aplicação da carga, região superior e inferior da Figura 1.1, apresentam nenhuma deformação ou valores irrelevantes, enquanto que a região mais ao centro do corpo de prova sofre deformações maiores do que a programada no equipamento. Esta não uniformidade dificulta uma correta correlação microestrutural entre o modelamento físico e o componente real.

Buscando contornar esta dificuldade este trabalho tem por objetivo a construção de mapas da deformação observada em corpos de prova de compressão plana da Gleeble de modo a permitir a escolha do local de análise microestrutural que represente os valores de deformação programados inicialmente pelo simulador Gleeble. Para tanto foram realizados diversos ensaios de compressão plana com o aço AISI 1141 e os resultados foram utilizados para calibração de modelos de elementos finitos desenvolvidos via aplicativos computacionais, além disso, com a presença dos mapas, é possível fazer estudos microestruturais, não apenas nos locais onde há valores de deformação programados inicialmente no simulador Gleeble, mas em qualquer valor de deformação envolvido no sistema.

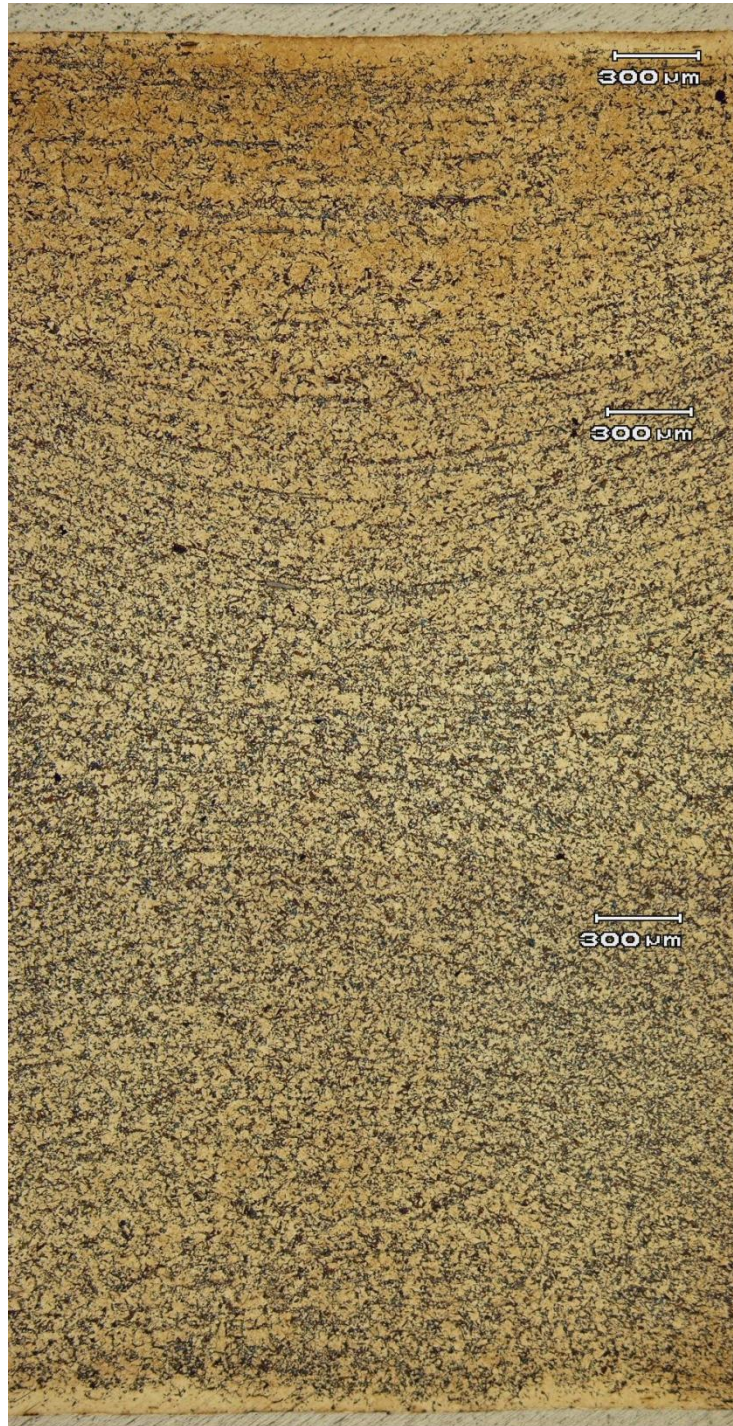


Figura 1.1 – Gradiente de deformação em corpos de prova para ensaios de compressão plana no simulador físico Gleeble.

## **2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 EFEITO DA COMPOSIÇÃO E MICROESTRUTURA NA DUCTILIDADE DE TENACIDADE**

Neste capítulo serão apresentadas algumas características e relações entre a composição das microestruturas dos metais ferrosos e suas propriedades mecânicas, tais como tenacidade e resistência. Outro importante fato a ser ressaltado será os efeitos de partículas de segunda fase e inclusões de elementos não-ferrosos nas suas propriedades mecânicas.

Nos últimos anos as aplicações modernas têm exigido o desenvolvimento de materiais passíveis de conformações em diversos formatos diferentes. Adequados valores de tenacidade, verificados pelos ensaios de impacto, são exigidos durante os processos mecânicos a frio, tais como dobramento, conformação em chapas, extrusão, estampagem, trefilação, etc..., tais testes são de difícil realização, pois demandam muito custo. (PICKERING, 1971)

Na tentativa de correlacionar o desempenho sobre as especificações nas operações de conformação com o comportamento dos aços, simples testes têm sido realizados, tais como o ensaio de tração uniaxial. Estes ensaios são usados para avaliar uma grande quantidade de aços no desenvolvimento de programas na área de tratamentos térmicos. (PICKERING, 1971)

#### **2.1.1 O Efeito da Microestrutura**

As duas principais variáveis microestruturais dos aços estruturais são a quantidade de perlita e o tamanho do grão ferrítico. Embora a perlita, numa quantidade acima da faixa considerada “baixo carbono” não afete o limite de escoamento, o crescimento da mesma (perlita) faz aumentar o limite de deformação plástica, ou o limite de resistência a tração do metal. Tal fato ocorre devido ao aumento da perlita ocasionar diminuição na ductilidade do material, ou seja, na sua capacidade de deformar plasticamente. (GLADMAN and PICKERING, 1963) (IRVINE, 1963). A Figura 2.1 mostra o comportamento do material em função da sua quantidade de carbono.

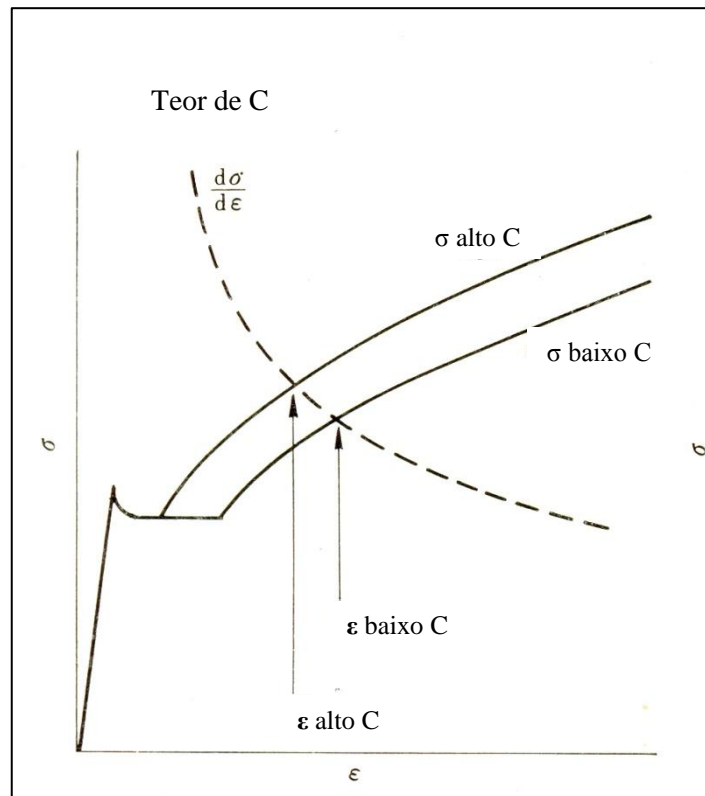


Figura 2.1 – Desenho mostrando a influencia do teor de carbono na microestrutura e propriedades mecânicas do metal. (PICKERING, 1971)

Qualquer efeito e mudanças no limite de elasticidade serão fundamentais no controle da deformação plástica a baixas deformações, por causa da alta taxa de encruamento nestas deformações. A perlita é talvez o fator que mais causa influência na variação do alongamento no metal e este fator não pode ser “ajustado” pelo refino do grão, ou seja, refinar o grão não fornece melhorias do alongamento do metal quando este sofre aumento da quantidade de carbono. (PICKERING, 1971)

A quantidade de perlita ou carbono envolvido no sistema influencia na deformação verdadeira e é inversamente proporcional entre si, causando efeitos muito significativos na capacidade do material de deformar-se plasticamente, reduzindo, também, o seu alongamento. Pelo fato da perlita influenciar na tensão de escoamento há um previsto efeito na diminuição da ductilidade e tenacidade à fratura. (PICKERING, 1971)

A morfologia da microestrutura também causa grande influência na resistência e na tenacidade do metal, como, por exemplo, a formação de lamelas de cementita. Tal modificação na microestrutura acarreta numa significativa diminuição na ductilidade, embora não influencie na taxa de encruamento do metal. Esses efeitos tornam-se mais evidentes quando o teor de carbono aumenta, provavelmente pelo fato de que a presença de



alto teor de perlita no metal aumenta a tensão de escoamento do metal, em contrapartida a esferoidização reduz a tensão de escoamento do material. (PICKERING, 1971)

Embora o refino no tamanho de grão não promova melhorias no alongamento do metal quando este sofre aumento na quantidade de carbono, como visto anteriormente, refinar o grão aumenta tanto o limite de escoamento quanto a taxa de encruamento e, devido às menores distâncias entre os escorregamentos exige mais discordâncias para atuar nas deformações impostas, produzindo densidades de discordâncias maiores. (DINGLEY and McLEAN, 1965).

### 2.1.2 Efeito de Partículas de Segunda Fase

O efeito de partículas de segunda fase é mais claramente observado no aumento da resistência à fratura, o qual elas produzem. O efeito do enxofre na equação 2.1 é uma demonstração do efeito do sulfeto de manganês na resistência à fratura, não estando associada aos “buracos” dos concentradores de tensão em torno das partículas de sulfeto. (PICKERING, 1971)

$$\varepsilon_T = 1,3 - 0,02(\%C) + 0,3(\%Mn) + 0,2(\%S) - 4,4(\%P) + 0,29(Sn) + 0,015d^{-0,5} (65\%) \quad (2.1)$$

Tal equação mostra uma diminuição linear da ductilidade no metal com o aumento da quantidade de enxofre em forma de sulfeto de manganês. Os aparentes efeitos dos diferentes tipos de partículas de segunda fase são devido ao fato de que os sulfetos e óxidos ocorrerem simultaneamente com considerável quantidade de carbeto, dos quais tendem a mascarar as diferenças produzidas pelos distintos tipos de partículas e inclusões.

A Figura 2.2 mostra os efeitos das partículas de segunda fase na ductilidade do metal. (PICKERING, 1971)

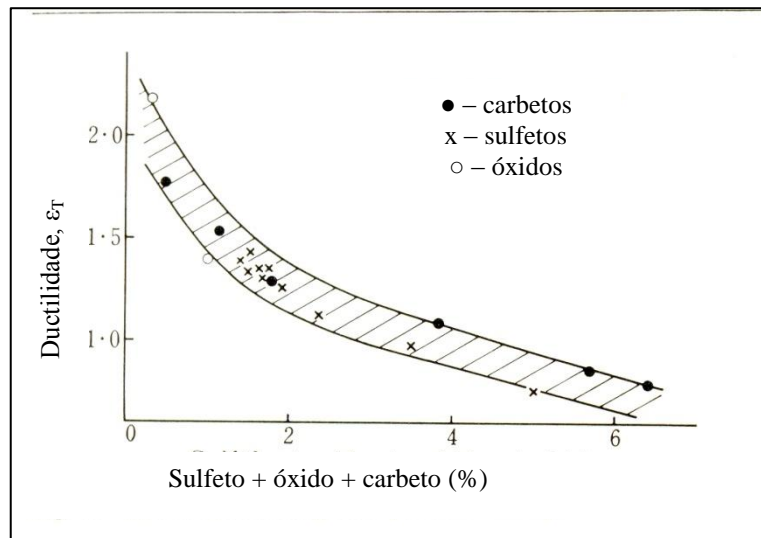


Figura 2.2 – Efeito das partículas de segunda fase na ductilidade dos metais. (PICKERING, 1971)

Nos próximos subcapítulos serão descritos os efeitos das inclusões separadamente nas propriedades mecânicas do metal.

#### 2.1.2.1 O Efeito da Morfologia do Sulfeto

Experimentos foram realizados para demonstrar o efeito da morfologia dos sulfetos como partículas de segunda fase na ductilidade dos aços, tanto no formato alongado quanto na forma achatada. Como resultado, foi constatado um aumento na fração inicial do volume de “vazios” causados pelo aumento do volume de sulfetos e pela deformação à tensão solicitada. (PICKERING, 1971)

Além disso, a diminuição no raio e na área dos sulfetos relacionadas a tensões axiais, diminui a taxa de crescimento dos vazios com o aumento da deformação. Tais experimentos mostraram que algumas coalescências de vazios ocorreram em deformações muito menores do que, teoricamente, seriam exigidos para o início de uma propagação de trinca de uma fratura de características dúcteis, pois aconteceram exatamente onde há concentração dessas inclusões. (PICKERING, 1971)

A dependência do tamanho dos “dimples”, onde se alojam as inclusões, estão diretamente relacionadas à fragilidade à fratura do material, ou seja, quanto maiores os vazios e o raio das suas inclusões mais suscetíveis ao surgimento de trincas. (PICKERING, 1971)

Um comparativo entre as ductilidades nos sentidos longitudinal e transversal em uma barra em função da fração de volume dos sulfetos pode ser visto na Figura 2.3, e

pode-se notar que o formato dos mesmos é relevante para determinar a ductilidade total do material. (PICKERING, 1971)

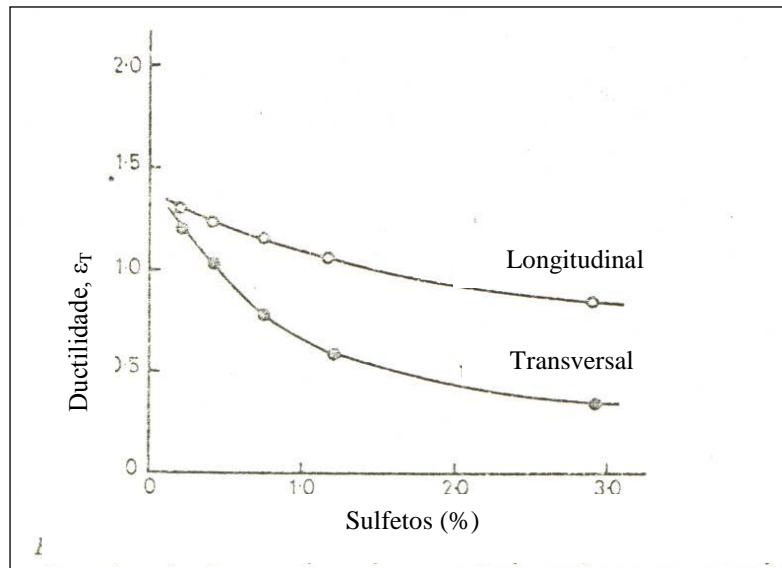


Figura 2.3 – Efeito do formato de distribuição dos sulfetos na ductilidade total do metal. (PICKERING, 1983)

#### 2.1.2.2 Controle da Morfologia das Inclusões

Sulfetos de manganês, geralmente em chapas laminadas a quente, formam grandes partículas alongadas de inclusões no seu interior. Tais partículas têm efeitos altamente prejudiciais na formabilidade do material, principalmente no raio de curvatura paralelo à direção de laminação. (KORCHYNSKY and STUART, 1970)

Estreitas curvaturas conduzem a severas fraturas longitudinais ao longo dessas superfícies tracionadas, ao contrário do sentido transversal onde a probabilidade de fraturas é baixa. A adição de alguns elementos como o cálcio ajudam a controlar o formato das inclusões, especialmente dos sulfetos, prevenindo-os do formato alongado e transformando numa forma globular, conseqüência de uma formação nas temperaturas acima do ponto de fusão dos sulfetos, nas quais acarretam numa significativa redução da ductilidade nas temperaturas de laminação quente. (KORCHYNSKY and STUART, 1970)

Os sulfetos em forma de glóbulos, devido aos seus baixos fatores de tensões residuais na direção transversal, causam crescimento de vazios muito lentos não prejudicando significativamente a ductilidade do metal nesta direção, quando comparado a aços que contêm inclusões no formato de tiras alongadas. (KORCHYNSKY and STUART, 1970)

Essas inclusões modificadas pela adição de elementos tais como zircônio e cálcio, podem trazer benefícios, além da ductilidade, para a tenacidade do metal na direção transversal. (PICKERING, 1971)

## **2.2 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO NOS AÇOS**

Os mecanismos de endurecimento nos aços foram estudados a fim de se entender os processos de otimização das propriedades, buscando as melhores combinações entre resistência mecânica e tenacidade. (PICKERING, 1983)

Os principais mecanismos de endurecimento são:

- Solução sólida;
- Refino de grão;
- Partículas de segunda fase;
- Densidade de discordâncias (encruamento);
- Transformação de fase. (PICKERING, 1983)

### **2.2.1 Endurecimento por Densidade de Discordâncias (Encruamento)**

Encruamento é um fenômeno pelo qual há aumento de dureza e resistência de um metal quando este é submetido a uma deformação plástica. Pode ser conhecida também por endurecimento por trabalho ou trabalho a frio, pelo fato de a temperatura em que a deformação ocorre ser fria em relação à temperatura absoluta de fusão do metal. A maioria dos metais encrua a temperatura ambiente. (CALLISTER, 1999)

A tensão requerida para determinar a deformação em qualquer solicitação de esforço é dada pela equação 2.2:

$$\sigma_f = \sigma_o + K\sqrt{\rho} \quad (2.2)$$

onde “ $\sigma_f$ ” é a tensão de escoamento, “ $\rho$ ” é a densidade de discordância, “ $\sigma_o$ ” é o limite de escoamento devido a outros mecanismos de endurecimento e “ $K$ ” é a constante no qual determina o módulo de cisalhamento e o vetor de Burges. (CORROSION RESISTENCE OF THE AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STAINLESS STEELS IN CHEMICAL ENVIRONMENTS, INTERNATIONAL NICKEL LTD).

A tensão de escoamento é diretamente proporcional à densidade de discordâncias, ou seja, quando a densidade de discordâncias aumenta a tensão de escoamento também cresce. Pode-se concluir que a taxa de encruamento é muito dependente da direção ou

sentido que as discordâncias são distribuídas ou orientadas, e com a interação de uma com as outras. (PICKERING, 1983)

Os fatores que afetam no trabalho a frio dos aços são:

- tamanho de grão inicial, quanto mais refinado o grão maiores são as taxas de encruamento no material;
- a capacidade de escorregamento cruzado das discordâncias, evitando interações entre elas.
- a interação das discordâncias com outras características microestruturais tais como precipitados ou átomos de soluto, dos quais podem “ancorar” as discordâncias e restringir seus movimentos, ocasionando aumento de dureza e resistência mecânica consideráveis;
- as temperaturas de recuperação e recristalização das quais, se excedidas no momento de tensão, resultam na eliminação dessas discordâncias por meio do processo de recuperação, e no caso de trabalho a quente onde a recuperação ocorre, produz uma subestrutura do tipo poligonal. A resistência de tal subestrutura é relacionada ao tamanho de subgrãos pela relação de Hall-Petch. (PICKERING, 1983)

A relação entre tensão e deformação durante o ensaio de tração é geralmente definida pela equação 2.3:

$$\sigma_f = k\varepsilon^n \quad (2.3)$$

onde “ $\varepsilon$ ” é a deformação verdadeira e “ $k$ ” e “ $n$ ” são constantes. A constante “ $n$ ” é o índice de encruamento. (PICKERING, 1983)

## 2.2.2 Efeito em Outras Propriedades

Em geral, o aumento na densidade de discordâncias diminui a capacidade do metal de se deformar plasticamente e a tenacidade do mesmo, pelo aumento da temperatura de transição dúctil-frágil.

F. B. Pickering citou J. M. Kolotyrkin que sugeriu que as discordâncias uniformemente distribuídas são menos prejudiciais para a tenacidade do que àquelas ordenadas aleatoriamente. (Kolotyrkin, Corrosion, 1963)

Também defendeu a idéia de que discordâncias móveis são menos prejudiciais para a tenacidade do que discordâncias “ancoradas” por precipitados ou solutos inseridos na atmosfera do material. (STREINCHER, 1965)

F. B. Pickering também citou Koster que relatou o endurecimento pelas discordâncias ancoradas por átomos de solutos nos interstícios caracterizados pelo atrito interno na microestrutura martensítica, a qual é resultado de tais interações. (SZLARSKO-SMIALOWSKA and JANIĆ-CZACHAR, 1967)

Tal endurecimento citado acima não acontece somente em aços de microestrutura martensítica, podendo ocorrer também em aços bainíticos de baixo carbono. Para tais aços os baixos ângulos dos contornos nos subgrãos englobam grupos ou conjuntos de discordâncias, embora atuando como barreiras para o movimento dessas discordâncias e fornecendo uma melhor resistência para o material, tal fato não impede a propagação de fratura por clivagem e não promove melhorias na sua tenacidade. (ROBINSON, 1960)

## **2.3 LAMINAÇÃO CONTROLADA E PROCESSOS TERMOMECAÑICOS.**

Laminação controlada e tratamentos termomecânicos foram estudados a fim de se entender o comportamento dos metais perante as deformações resultantes dos processos mecânicos dos quais os mesmos são submetidos.

Laminação controlada e processos de tratamentos termomecânicos envolvem simultâneas aplicações de calor e processo de deformação para aços e suas ligas, a fim de mudar suas formas e refinar a microestrutura. A laminação a quente dos metais é um tratamento termomecânico na qual está ligada a uma relevante parte no processo de muitos aços desde os de baixa liga até os aços inoxidáveis altamente ligados. (HONEYCOMBE, 1995)

O processo de fabricação tradicional envolve o vazamento de lingotes de diferentes tamanhos e dimensões, variando entre 1 tonelada até 50 toneladas, dos quais são aquecidas até altas temperaturas (1200°C – 1300°C), então laminadas a quente em tarugos, barras e chapas. Isto conduz a uma mudança no curso original da estrutura fundida pelas recristalizações repetidas dos aços na condição de austenita, e pela redução gradual de heterogeneidades da composição química causada pela segregação durante a solidificação. Além disso, as inevitáveis inclusões não-metálicas (óxidos, sulfetos e silicatos), são deformadas e distribuídas ao longo do material nas mais diversas maneiras. (HONEYCOMBE, 1995)

É de fundamental importância para os engenheiros a busca por desejáveis propriedades mecânicas dos produtos nas práticas modernas de conformação a quente. O

controle da microestrutura do metal deformado é ponto chave favorável nas operações de trabalho a quente. (SERAJZADEH, 2007)

O processo de laminação tornou-se gradualmente uma operação minuciosamente controlada, e vem sendo crescentemente aplicada aos aços com composições cuidadosamente escolhidas para fornecer propriedades mecânicas otimizadas quando a deformação a quente está completa. Este processo, no qual ocorre o controle da temperatura nos seus vários estágios, onde a quantidade de redução em cada passe é pré-determinada e a temperatura final é precisamente definida é chamado de laminação controlada. Através desse controle pode-se obter propriedades mecânicas confiáveis nos aços, principalmente em tubulações de oleodutos, pontes e outras aplicações na área da engenharia. (HONEYCOMBE, 1995)

Desde a sua introdução, um grande número de pesquisas foi desenvolvido a respeito da laminação controlada, as quais conduziram ao desenvolvimento de materiais com vasta otimização nas suas propriedades mecânicas quando comparados àquelas obtidas pelo método convencional com aços tratados termicamente. Os primeiros experimentos foram realizados com aços-carbono comuns e, logo após, tornou-se evidente que o processo fora facilitado de forma muito significativa pela adição de elementos formadores de carbeto e nitreto. Em particular a adição de nióbio causou aumento na temperatura de recristalização do material, permitindo que a laminação controlada fosse levada às mais altas temperaturas. (LLEWELLYN 1994)

No início dos anos 50 os aços ligados com nióbio começaram a se destacar pela alta resistência mecânica em comparação ao aço carbono comuns nas condições de como laminada, mesmo ocorrendo uma queda da sua tenacidade. Para isso é realizada uma normalização nestes aços, a fim de aumentar a resistência ao impacto perdido na etapa anterior. Havia a necessidade de uma solução alternativa para refinar o tamanho de grão nas chapas de aços para amenizar a questão custo-resistência mecânica associada à tradicional normalização. (McNEELY e LLEWELLYN, 1972)

No fim dos anos cinquenta começaram a ser publicados os primeiros relatos das alternativas viáveis para a normalização, onde temperaturas mais baixas foram adaptadas no final do processo, no objetivo de refinar a estrutura e melhorar as propriedades mecânicas do material. Tal prática, conhecida como laminação controlada e mais atualmente chamada de processo termomecânico, vem sendo adotada tanto para laminação a quente quanto para operações de resfriamento acelerado. (LLEWELLYN, 1994)

A Figura 2.4 mostra uma tradicional operação de laminação para chapas. As mesmas são encharcadas a temperaturas entre 1200°C – 1250°C e, então, laminadas até menores espessuras, freqüentemente a temperaturas finais acima de 1000°C. Nos aços-carbono normais, o encharque entre 1200°C – 1250°C produz um tamanho de grão austenítico grosseiro e a laminação logo abaixo deste intervalo, resulta numa rápida recrystalização. Mesmo numa temperatura final de 1000°C a recrystalização e o crescimento de grão serão rapidamente desenvolvidos levando a um tamanho de grão austenítico grosseiro. No resfriamento formará um tamanho de grão ferrítico grosseiro e o material deverá receber a normalização a fim de refinar a sua microestrutura. (LLEWELLYN, 1994)

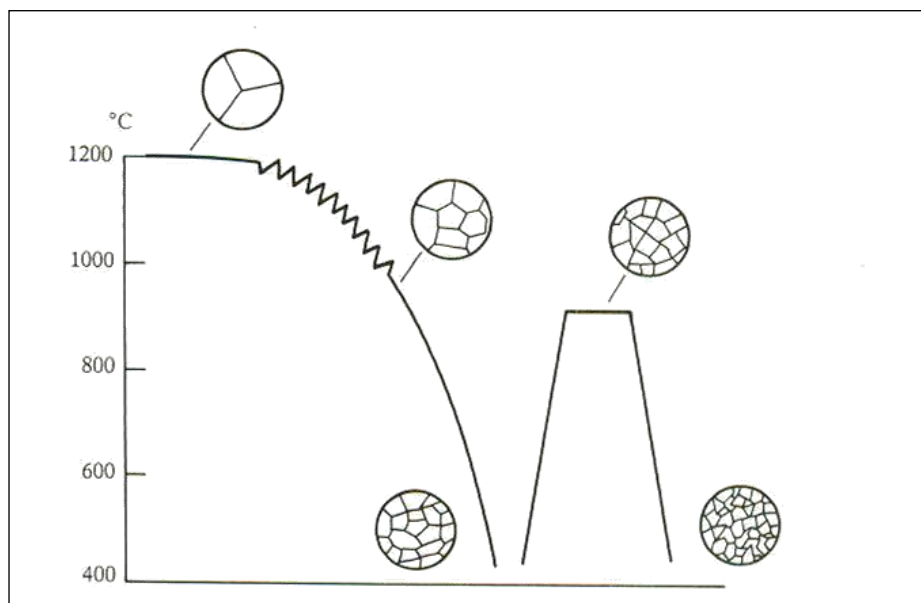


Figura 2.4 – Laminação programada: laminação normal e normalizada. (LLEWELLYN, 1994)

Na laminação controlada, o processo possui dois estágios, conforme Figura 2.5, onde um tempo de espera é introduzida entre o estado bruto e o final. Tal processo permite que as operações finais sejam levadas a temperaturas abaixo da temperatura de recrystalização, onde resulta em finos grãos austeníticos achatados e na transformação para uma estrutura ferrítica de granulação muito fina. (LLEWELLYN, 1994)



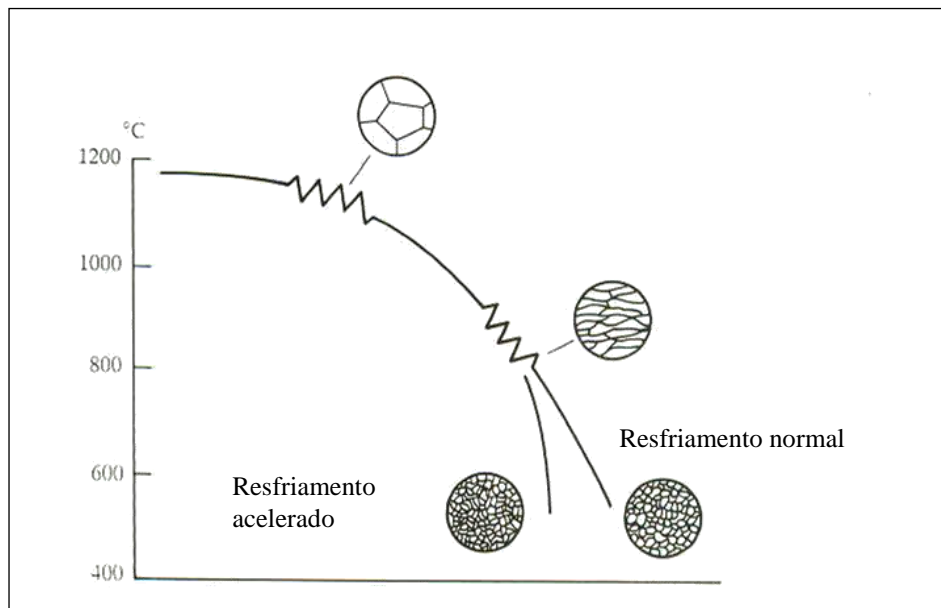


Figura 2.5 – Laminação controlada: processo termomecânico. (LLEWELLYN, 1994)

Um projeto racional de laminação programada para aços microligados requer conhecimentos, tanto das precipitações de carbonitretos quanto da cinética de recristalização da austenita deformada. (WEISS e JONAS, 1979)

### 2.3.1 Laminação

Laminação é o processo de transformação mecânica de metais mais utilizada na prática porque apresenta uma alta produtividade e um controle dimensional do produto acabado que pode ser bastante preciso. (DIETER, 1988)

A laminação a quente é responsável pela redução e/ou desbaste inicial dos lingotes em blocos ou tarugos. Após essa fase surge uma nova etapa de laminação a quente para transformar o produto em chapas grossas, finas, vergalhões, barras, tubos, trilhos e perfis estruturais. (DIETER, 1988)

Na laminação convencional, tanto a quente quanto a frio, o objetivo principal é a diminuição da espessura do metal. Normalmente, nesse processo, o material sofre apenas um pequeno aumento da largura, de maneira que a diminuição da espessura resulta num aumento do comprimento. (DIETER, 1988)

Tamura et al (1988) determinaram três estágios distintos durante a laminação controlada:

- i) intervalo de deformação acima da temperatura de recristalização;
- ii) intervalo de deformação entre a temperatura de recristalização e  $A_{r3}$ ;

- iii) intervalo de deformação de temperatura no campo bifásico (fase  $\gamma + \alpha$ ) entre  $Ar_3$  e  $Ar_1$ .

(TAMURA, OUCHI, TANAKA e SEKINE, 1988)

## 2.4 PROCESSO DE RECRISTALIZAÇÃO

### 2.4.1 Deformação Plástica

É impossível falar a respeito de recristalização sem abordar os mecanismos de deformação plástica. Para a maioria dos materiais metálicos, o regime elástico persiste até deformações de aproximadamente 0,002. À medida que o material é deformado, além desse ponto, a tensão não é mais proporcional à deformação, ocasionando uma deformação permanente e não recuperável denominada deformação plástica. A Figura 2.6 mostra um gráfico do comportamento tensão-deformação em tração até a região plástica para um metal. Observa-se que a transição do regime elástico para o plástico é gradual para grande parte dos metais, ocorrendo uma curva no ponto onde inicia a deformação plástica, aumentando mais rapidamente com o aumento da tensão. (CALLISTER, 2002)

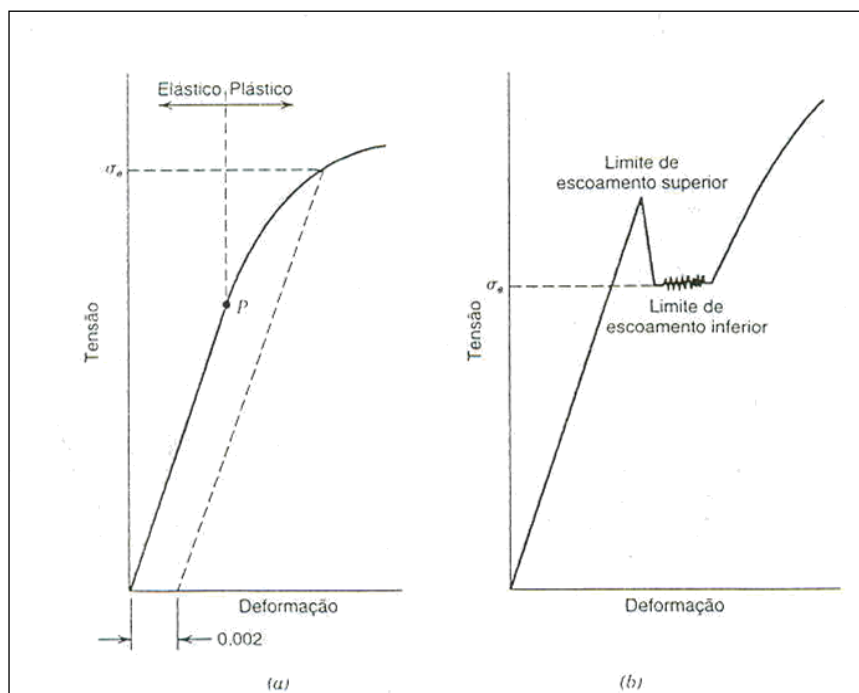


Figura 2.6 – (a) Comportamento tensão – deformação típico para um metal, mostrando as deformações elástica e plástica e o limite de escoamento  $\sigma_e$ , conforme determinado pelo método da pré-deformação de 0,002. (b) Comportamento Tensão – Deformação encontrado em alguns aços que apresentam o fenômeno do pico de escoamento descontínuo. (CALLISTER, 2002)

A deformação plástica é resultado de quebras de ligações atômicas entre átomos vizinhos, formando novas ligações entre eles, pois se movem uns em relação aos outros. O mecanismo de deformação é diferente entre materiais cristalinos e não-cristalinos. Para sólidos cristalinos a deformação ocorre por um processo denominado de escorregamento, envolvendo o movimento de discordâncias (defeito cristalino oriundo de desalinhamento atômico). Para sólidos não-cristalinos e líquidos ocorre por um escoamento viscoso. A deformação plástica, ou permanente, pode ocorrer de quatro maneiras: deslizamento de planos cristalinos causado por movimentos de discordâncias, maclação mecânica, difusão e transformações de fases acompanhadas de grande variação de volume. (CALLISTER, 2002)

#### 2.4.1.1 *Mecanismos de Deformação Plástica*

Durante tal deformação de um material policristalino ocorrem eventos muito relevantes, tais como:

- os grãos mudam de forma;
- a orientação dos grãos muda e eles geralmente adquirem orientação preferencial;
- a quantidade dos contornos de grão por unidade de volume aumenta;
- a quantidade de defeitos puntiformes e de discordâncias por unidade de volume aumentam de várias ordens de grandeza. (CALLISTER, 2002)

A deformação plástica de uma amostra metálica policristalina a temperaturas que podem ser consideradas baixas em comparação a sua temperatura de fusão produz alterações microestruturais e mudanças nas propriedades dos materiais, tais como: alteração na forma do grão, endurecimento por deformação plástica a frio e um aumento na densidade das discordâncias (encruamento). Uma parte da energia gasta na deformação é armazenada no metal na forma de energia de deformação, associadas as zonas de tração, compressão e cisalhamento, sendo ela, denominada energia de discordância.

Essas propriedades e estruturas podem se reverter novamente aos seus estados anteriores ao trabalho a frio mediante um tratamento térmico apropriado. Tal restauração resulta de três processos diferentes que ocorrem a temperaturas elevadas, como: recuperação e recristalização, dos quais podem ser seguidos por um crescimento de grão. (CALLISTER, 2002)

### 2.4.2 Recuperação

Uma parte da energia interna de deformação armazenada é liberada em virtude do movimento das discordâncias durante a recuperação. Com isso ocorre uma redução no número de discordâncias que possuem baixas energias de deformação. Os grãos ainda se apresentam em um estado de energia de deformação elevado, mesmo após o processo de recuperação estar completo. Existe alguma redução no número de discordâncias e são produzidas configurações de discordâncias que possuem baixas energias de deformação. Além disso, algumas propriedades físicas como as condutividades elétricas, térmicas e afins são recuperadas aos seus estados que existiam antes do processo de trabalho a frio. (CALLISTER, 2002)

Em temperaturas maiores que  $0,2 T_f$  ( $T_f$  = temperatura de fusão absoluta), ocorre a aniquilação de intersticiais e lacunas e a migração de defeitos puntiformes para contornos de grão e discordâncias. Temperaturas na faixa de  $0,2$  a  $0,3 T_f$  promovem aniquilação de discordâncias de sinais opostos assim como o rearranjo das mesmas, delineando subcontornos de grão, também denominados contornos de pequeno ângulo. (PADILHA, 2005)

Os materiais com baixa EDE (energia de defeito de empilhamento), que não apresentam estrutura celular após deformação a frio, podem apresentar formação de subgrãos no posterior aquecimento. Nesses materiais de baixa EDE, dependendo da temperatura de recozimento, a recristalização pode ocorrer antes que aconteçam significativa recuperação e formação de subgrãos. (PADILHA, 2005)

### 2.4.3 Recristalização

A recristalização pode ser tratada como uma transformação de fases que se dá por nucleação e crescimento de grão.

Além disso, a recristalização é o processo de formação de novos grãos equiaxiais, livres de deformação, ou seja, possuem dimensões aproximadamente iguais em todas as direções, com baixas densidades de discordâncias, características do processo de trabalho a frio. Através da diferença entre as energias internas do material submetido à deformação e do material sem deformação são gerados novos grãos, dos quais se constituem na forma de núcleos muito pequenos e crescem até que substituam completamente o seu material de origem. Essa diferença de energia é a força motriz para produzir a nova estrutura do material. (CALLISTER, 2002)

As propriedades mecânicas que foram modificadas durante o processo de trabalho a frio são praticamente recuperadas, durante a recristalização, aos mesmos valores de antes, ou seja, o material se torna mais macio, menos resistente e mais dúctil. Além disso, a recristalização de metais que sofreram trabalho a frio pode ser usada para refinar a estrutura do grão. (CALLISTER, 2002)

A cinética de recristalização é um processo de difusão que depende tanto do tempo quanto da temperatura. O comportamento da recristalização de uma liga metálica específica é muitas vezes determinada em termos de uma temperatura de recristalização, onde é atingido o seu término em exatamente 1 hora. Geralmente ela se encontra entre um terço e a metade da temperatura absoluta de fusão de um metal ou liga, dependendo de diversos fatores, entre eles o trabalho a frio a que o material fora submetido anteriormente e à pureza da liga. Existe um nível crítico de deformação plástica a frio abaixo do qual a recristalização não pode ser induzida, conforme a Figura 2.7 normalmente este encontra-se entre 2% a 20% de trabalho a frio. Quando há um aumento do percentual de trabalho a frio melhora-se a taxa de recristalização, pois a temperatura de recristalização diminui e se aproxima de um valor constante ou valor limite em deformações mais elevadas. Deve-se ressaltar, também, que a recristalização ocorre mais rapidamente em metais puros do que em ligas, normalmente por volta de  $0,3 T_f$ . No caso de algumas ligas comerciais, ela pode ser elevada podendo chegar a  $0,7 T_f$ . (CALLISTER, 2002)

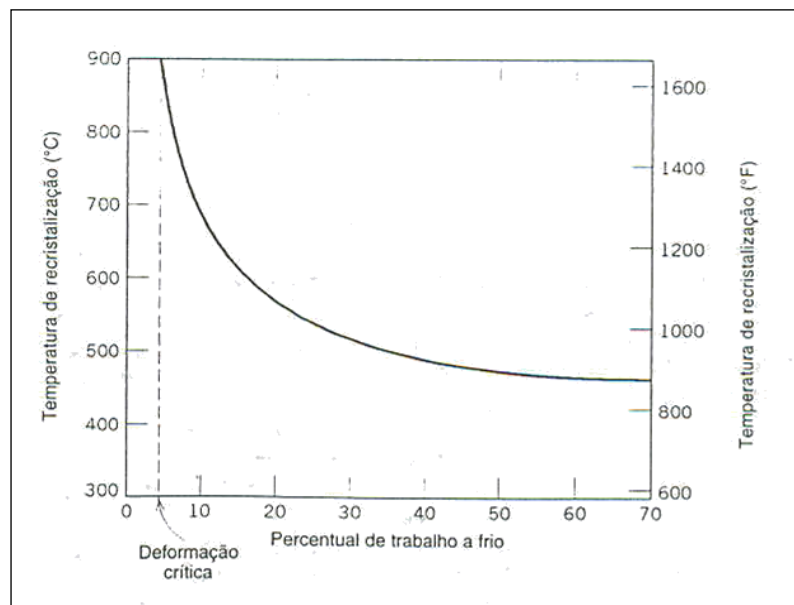


Figura 2.7 – Variação da temperatura de recristalização em função do percentual de trabalho a frio para o ferro puro. A recristalização não ocorre para deformações menores do que a crítica ( $\approx 5\%$  TF). (CALLISTER, 2002)

A maioria das operações de deformação plástica ocorre a temperaturas acima da de recristalização, denominado trabalho a quente. Durante essa deformação a material permanece dúctil e macio, possibilitando grandes deformações. (CALLISTER, 2002)

A taxa de recristalização é rápida apenas em temperaturas logo abaixo das de reaquecimento, aumentando com a temperatura e o grau de deformação. Entretanto, o refino da estrutura austenítica é produzido pelas sucessivas recristalizações entre os passes. O retardamento da recristalização só é obtido pela presença de átomos de soluto, tais como nióbio, vanádio e titânio. Todavia, o maior efeito do nióbio e de outros elementos de liga no retardamento da recristalização e crescimento de grão aparece da precipitação induzida por finos carbonitreto durante o processo de laminação. À medida que a temperatura de laminação diminui torna-se cada vez mais difícil a recristalização, até chegar a estágios onde a mesma cessa. (LLEWELLYN, 1994)

Cuddy (1982) que definiu a “temperatura de parada da recristalização” como a temperatura que a recristalização é incompleta em 15 segundos. Os efeitos dos elementos no comportamento da recristalização são apresentados na Figura 2.8, onde é notado um forte efeito do nióbio no processo. Isso se deve ao fato de que tal elemento possui menor solubilidade na austenita, ocasionando uma maior força motriz para a precipitação, criando maior efeito na elevação da temperatura de recristalização do que os elementos mais solúveis, como o alumínio e o vanádio. (CUDDY, 1982)

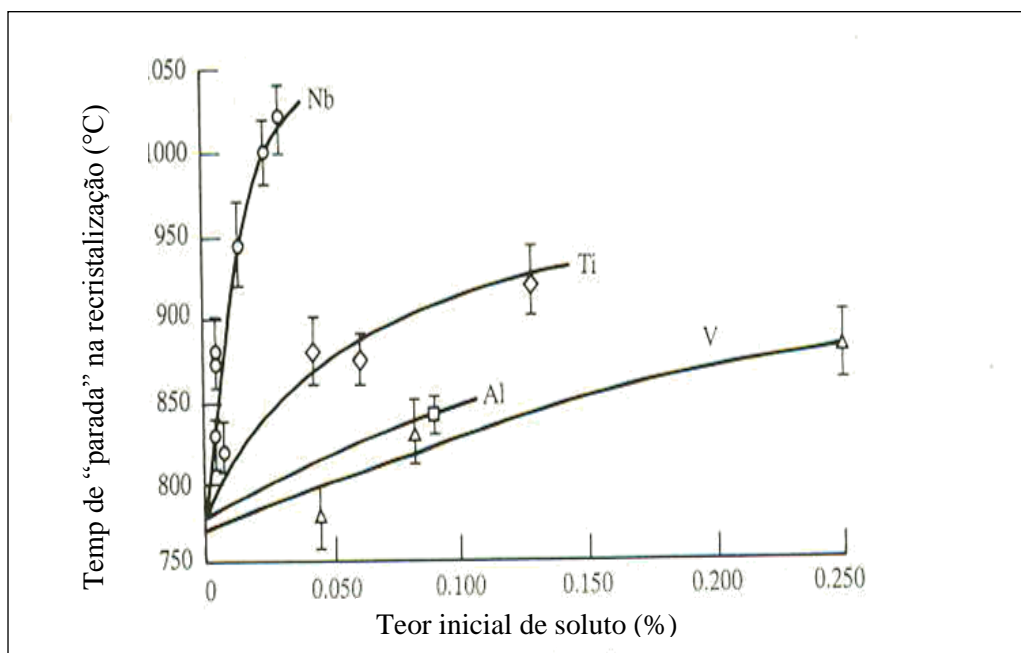


Figura 2.8 – Efeito na recristalização do crescimento da temperatura de “parada” num aço microligado contendo 0,07% C, 1,4% Mn, 0,25 Si. (LLEWELLYN, 1994)

Introduzindo uma espera entre o lingote ou tarugo até a na forma de chapa, a laminação pode ocorrer abaixo de 950°C, onde precipitações induzidas por deformações de Nb (CN) ou TiC são rápidas o suficiente para prevenir a recristalização antes do passe seguinte. (LLEWELLYN, 1994)

Cohen e Hansen (1985) defenderam a idéia de que a recristalização da austenita e precipitação de carbonitreto estão interligadas durante este processo, características subestruturais na austenita deformada promovem a nucleação de sítios pela precipitação de carbonitreto, dos quais inibem a recristalização. (IRVINE, LLEWELLYN and PICKERING, 1961)

## **2.5 ATRITO**

### **2.5.1 Definição**

Pode ser definida como a resistência encontrada por um corpo quando este se move sobre outro corpo. As duas mais importantes classes de atrito são definidas em: estático e dinâmico. Em ambas as classes são necessárias uma força “F” para mover o corpo sobre a face contrária. A razão entre essa força de atrito e o carregamento normal “W” é chamada de coeficiente de atrito, geralmente representado por “ $\mu$ ” na equação (2.4):

$$\mu = \frac{F}{W} \quad (2.4)$$

Foram desenvolvidas leis sobre o atrito baseados na classe de escorregamento para alguns materiais sobre condições fixadas de lubrificação. As leis de atrito são determinadas como:

- a força de atrito é proporcional ao carregamento normal (W);
- a força de atrito é independente da área de contato aparente;
- a força de atrito é independente da velocidade de escorregamento.

(HUTCHINGS, 1992)

### **2.5.2 Atrito nos Metais**

Geralmente o atrito ocorre entre metais em ambientes normais (ar). Os coeficientes de atrito são muito menores do que o vácuo, e tipicamente sem lubrificação, num intervalo entre 0,5 e 1,5 (cada material tem o seu coeficiente particular de atrito). Com exceção do ouro e platina todos os demais metais oxidam na atmosfera, formando filmes óxidos com espessuras entre 1 e 10 nm numa superfície limpa em poucos minutos de exposição ao ar.

Tais filmes possuem um papel fundamental no comportamento do escorregamento, desde que o atrito entre os óxidos superficiais, ou entre o óxido e o metal nu, é quase sempre menor do que os óxidos superficiais de metal nu. (HUTCHINGS, 1992)

Em carregamentos baixos, os filmes de óxido, efetivamente, separam as superfícies dos dois metais e há pouco ou nenhum contato metálico. (HUTCHINGS, 1992)

Em resumo, o atrito no deslizamento de metais puros contra eles mesmos na atmosfera normal, sem lubrificação, é freqüentemente determinado pela presença de óxidos na superfície. Se o filme de óxido não for eliminado durante o escorregamento, a superfície danificada é desprezada, e o óxido determina o seu próprio coeficiente de atrito. O valor de “ $\mu$ ” é quase que freqüentemente menor do que nos carregamentos mais altos, onde o filme de óxido é penetrado, ocorrendo contato metálico entre os locais ásperos. Abaixo destas condições, quando a superfície está prejudicada, ocorre um rápido desgaste, ou seja, em metais onde a camada de óxido é presente ocorre uma proteção maior do que os outros materiais onde o óxido é penetrado, mesmo para carregamentos leves. Quando o óxido é penetrado mesmo em pequenos carregamentos o contato é sempre metálico enquanto que em metais com camada protetora o óxido permanece acima de uma ampla faixa de carregamento (atrito). (HUTCHINGS, 1992)

Em geral os coeficientes de atrito para materiais ligados tendem a ser menores do que para os seus mesmos componentes puros. O coeficiente de atrito varia tanto com a composição química do material quanto com a microestrutura e carregamento. (HUTCHINGS, 1992)

O material que adquire a maior camada de óxido protetora é o  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , mais abaixo fica o  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  e o após o  $\text{FeO}$ . Isso significa que o material  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  necessita de uma maior força de atrito para sua camada de óxido ser penetrada, pois possui alta dureza. (HUTCHINGS, 1992)

Alguns elementos como o alumínio nos aços, por exemplo, segregam-se para a superfície e no vácuo tendem a aumentar o coeficiente de atrito. Oxidação na superfície, entretanto, produz uma camada de óxido de alumínio que promove uma redução no atrito. (HUTCHINGS, 1992)

A temperatura influencia diretamente no atrito dos metais, ou seja, quando a temperatura aumenta as propriedades mecânicas dos metais mudarão, aumentando, também, a sua taxa de oxidação, acarretando uma mudança de fase. (HUTCHINGS, 1992)



Quando os metais são aquecidos no ar, suas taxas de oxidação aumentam elevando dessa forma a sua espessura, alterando também a natureza do filme de óxido. (HUTCHINGS, 1992)

A camada superficial de  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  fornece um coeficiente de atrito mais baixo que o  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , e o óxido predominante que é formado são determinados pela temperatura e pelas composições da liga. (HUTCHINGS, 1992)

Outro fator que influencia com o coeficiente de atrito é a fase do metal. Transformações de fase influenciam tanto as propriedades mecânicas como de atrito, podendo ocasionar grandes modificações para esse parâmetro. O mais drástico efeito pode ser obtido na fusão do metal. Quando o metal atinge a temperatura próxima da sua fusão sua resistência cai rapidamente, e a difusão térmica e o fenômeno da fluência se tornam mais importantes. (HUTCHINGS, 1992)

As transformações no estado sólido também influenciam no atrito. O coeficiente de atrito, associado com uma estrutura cúbica compacta, é alto, enquanto que para uma hexagonal compacta é baixo. (HUTCHINGS, 1992)

### **2.5.3 Lubrificação**

Os lubrificantes, no geral, são utilizados para reduzir a força de atrito entre os metais. Em alguns sistemas de lubrificação, o lubrificante pode não prevenir completamente a rugosidade de contato, porém promoverá a sua redução, reduzindo, também, a resistência mecânica das junções formadas. (HUTCHINGS, 1992)

Uma grande variedade de materiais, gasosos, líquidos ou sólido, podem ser utilizados como lubrificantes. Existem muitos tipos de lubrificações, dentre elas pode-se destacar: hidrodinâmica, elastohidrodinâmica e os lubrificantes sólidos. (HUTCHINGS, 1992)

Os lubrificantes mais utilizados são à base de óleos e graxas, onde a maioria é de origem mineral e diferentes espécies de hidrocarbonetos. Esses hidrocarbonetos são saturados e de longas cadeias (parafinas) com cadeias simples ou ramificadas. (HUTCHINGS, 1992)

Óleos sintéticos são usados como lubrificantes abaixo de condições onde os óleos minerais são inadequados, por exemplo, em temperaturas muito altas ou baixas e que sejam pouco inflamáveis. Todos os óleos sintéticos, entretanto, são mais caros do que os óleos minerais e utilizados somente em casos especiais de aplicação. (HUTCHINGS, 1992)

## 2.6 Tensões de Contato

### 2.6.1 Geral

Tensões de contato ou tensões de Hertz são causadas pela pressão de um corpo sólido em outro numa área limitada de contato. Em certos casos a tensão de contato é criada quando há significativas tensões entre as superfícies de dois corpos, quando estes forem pressionados juntos por carregamentos externos, ou seja, as tensões na superfície de contato ou um pouco abaixo são as maiores causas de um ou ambos os corpos. (BORESI, 1992)

Dentre os exemplos mais comuns pode-se citar o contato entre as rodas de um vagão de trem nos trilhos, entre esferas nas pistas de rolamentos, entre dentes de engrenagens. Muitas vezes os componentes não estão permanentemente fixados, e os contatos são frequentemente cíclicos e se repetem muitas vezes podendo ocasionar falhas por fadiga iniciadas numa fratura localizada (trinca) associadas a tensões localizadas. (BORESI, 1992)

O caso mais geral de tensão de contato ocorre quando cada corpo possui um raio de curvatura duplo, ou seja, quando o raio no plano de rolamento for distinto do raio em um plano perpendicular a este (ambos os planos cruzam-se no eixo da força de contato). (SHIGLEY, 2005)

#### 2.6.1.1 Contato Esférico

Quando duas esféricas sólidas de diâmetros “ $d_1$ ” e “ $d_2$ ” são pressionadas uma contra a outra por uma força “ $F$ ”, uma área circular de contato de raio “ $a$ ” é obtida. Especificando “ $E_1$ ”, “ $\nu_1$ ”, e “ $E_2$ ”, “ $\nu_2$ ” como as respectivas constantes elásticas dessas esferas, o raio é fornecido pela equação:

$$a = \sqrt[3]{\frac{3F}{8} \frac{(1-\nu_1^2)/E_1 + (1-\nu_2^2)/E_2}{1/d_1 + 1/d_2}} \quad (2.5)$$

A pressão dentro da área de contato de cada esfera tem uma distribuição hemisférica, como mostrado na Figura 2.9. A pressão máxima ocorre no centro da área de contato e é:

$$p_{\max} = \frac{3F}{2\pi a^2} \quad (2.6)$$

As equações (2.5) e (2.6) são perfeitamente gerais e também se aplicam ao contato entre uma esfera e uma superfície plana, ou entre uma esfera e uma superfície esférica

interna. Para uma superfície plana utilize  $d=\infty$ . Para uma superfície interna, o diâmetro é expresso como uma quantidade negativa.

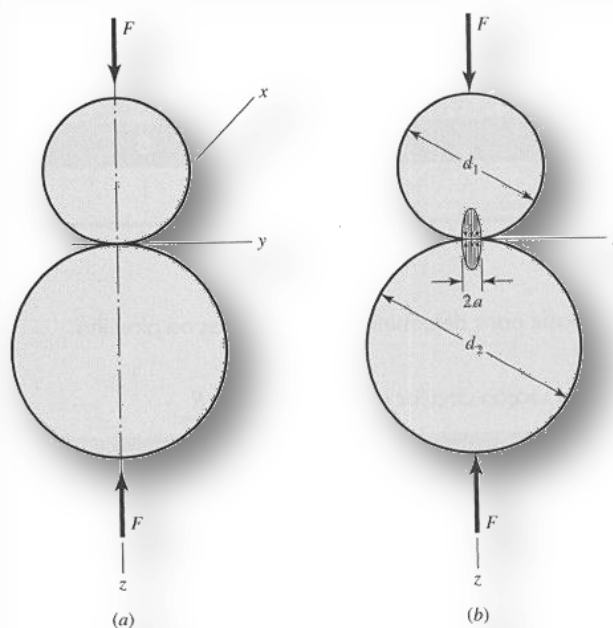


Figura 2.9 – (a) Duas esferas mantidas em contato pela força  $F$ ; (b) a tensão de contato apresenta uma distribuição hemisférica através do diâmetro  $2a$  da zona de contato.

### 2.6.2 Hipóteses e soluções

As soluções dos problemas das tensões de contato nas vizinhanças do ponto de contato de dois corpos são baseadas nas hipóteses a seguir:

- *Propriedades dos materiais:* o material de ambos os corpos forem homogêneos, isotrópicos e elásticos de acordo com a Lei de Hook, porém não precisam, necessariamente, serem feitos do mesmo material.
- *Forma da superfície próxima ao ponto de contato, antes do carregamento:* quando dois corpos estão em contato é comum um plano tangencial nas superfícies dos pontos de contato. É necessária uma expressão para a distância entre às superfícies correspondentes próximas aos pontos de contato. Tais pontos correspondentes são pontos que se localizam nas superfícies e na linha perpendicular ao plano de tangente comum. A equação que expressa as duas distâncias de pontos correspondentes em planos tangentes comuns é necessária para determinar as deformações de dois corpos próximo ao ponto inicial de contato, supondo essas duas distâncias  $D_1$  e  $D_2$ . A distância total é a distância entre pontos correspondentes de

quaisquer superfícies que sofrem contatos, e é determinada por  $d = D_1 + D_2$ . Logo se tem a equação (2.5):

$$d = Ax^2 + By^2 \quad (2.7)$$

, onde “x” e “y” são coordenadas desses eixos como origem no ponto de contato, as coordenadas que se localizam no plano tangente, e “A” e “B” são constantes que dependem do principal raio de curvatura das superfícies no ponto de contato. (BORESI, 1992)

### 2.6.3 Forma da superfície de contato após o carregamento

#### 2.6.3.1 Deformação Elástica no Carregamento

Quando um carregamento é aplicado nos corpos suas superfícies deformam elasticamente próximo ao ponto de contato, a partir daí é formada uma pequena área de contato. Sendo assim, essa pequena área forma pontos equidistante na superfície do plano tangencial em ambos os corpos. (BORESI, 1992)

Quando uma esfera é pressionada contra um plano sobre um carregamento normal “W”, o contato ocorrerá entre duas áreas circulares de raio “a”, segundo a equação (2.6) definida por Hertz (1881):

$$a = \left( \frac{3Wr}{4E} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (2.8)$$

onde o “r” é o raio da esfera e “E” é o módulo de elasticidade, no qual depende do módulo de Young,  $E_1$  e  $E_2$  e Poisson,  $\nu_1$  e  $\nu_2$ , para o material esférico sobre o plano, seguindo a equação (2.7): (HUTCHINGS, 1992)

$$\frac{1}{E} = \frac{(1-\nu_1^2)}{E_1} + \frac{(1-\nu_2^2)}{E_2} \quad (2.9)$$

#### 2.6.3.2 Deformação Plástica no Carregamento

Com o carregamento crescendo entre os dois corpos (um esférico e o outro plano), um ou o outro deve começar a se deformar plasticamente. A situação pode ser simplificada se for considerados 2 casos: o corpo esférico assumir a condição de rígido, e o outro assumir a condição de deformação permanente, ou vice-versa. (HUTCHINGS, 1992)

Testes de dureza foram realizados a fim de estudar a deformação plástica nos materiais. Quando o carregamento normal cresce, a zona de deformação plástica se estende

debaixo da endentação até alcançar a superfície de contato. Neste ponto, o contato da área é extremamente pequeno, com o raio menor do que 1% em relação ao raio do corpo esférico. (HUTCHINGS, 1992)

Resultados similares são encontrados por outros tipos de endentadores mais fortes e de outros formatos, como pirâmides e cones de diferentes ângulos. A constante de proporcionalidade entre a pressão de endentação e o limite de escoamento nestes casos depende da geometria do endentador. A principal pressão de endentação é usada como medição de dureza do material, quando a deformação for totalmente plástica. (HUTCHINGS, 1992)

## **2.7 Simulador Termomecânico Gleeble 3500**

### **2.7.1 Considerações Gerais**

O simulador termomecânico Gleeble é uma ferramenta fundamental para a realização de ensaios que simulam processos de conformação industrial. Para isso é necessária a utilização de forças pelo simulador que agem fornecendo deformações no material ensaiado a altas temperaturas. (www.bleeble.com)

Dentre os ensaios que podem ser feitos no simulador podemos citar: compressão, tração e torção. É possível, também, a realização de ensaios com ausência de deformação, apenas com aquecimento para a simulação de ciclos térmicos, indispensáveis para estudo de materiais soldados. (www.bleeble.com)

### **2.7.2 A Era das Simulações Físicas e Testes Termomecânicos**

Com a introdução do simulador Gleeble 3500 tem-se conduzido a padrões mais elevados no que se diz respeito às máquinas de testes termomecânicos e sistemas de simulações físicas. (www.bleeble.com)

A Gleeble 3500 é um sistema integrado digital fechado em uma câmara onde são contralados os parâmetros térmicos e mecânicos dos testes. De fácil manuseio, a máquina é ligada ao software Windows, combinado com uma série de poderosos processadores, oferece uma interface extremamente amigável para criar, rodar e analisar dados dos testes termomecânicos e programas de simulação física. (www.bleeble.com)

O resultado é um sistema, até então nunca utilizado, para simulação física e testes termomecânicos de materiais.

### **2.7.3 Sistema Térmico da Gleeble 3500**

O sistema de aquecimento através de resistência direta da Gleeble 3500 pode aquecer corpos de prova até taxas de 10°C/segundo, ou pode manter as temperaturas em estado de equilíbrio. Garras com alta condutividade térmica seguram o corpo de prova, tornando o simulador capaz de gerar altas taxas de resfriamento. Um sistema opcional de têmpera pode executar taxas de resfriamento maiores que 10°C/segundo na superfície do corpo de prova. (www.leeble.com)

Termopares ou um pirômetro infravermelho opcional fornecem sinais precisos para controlar as temperaturas do corpo de prova. Devido a alta velocidade no método de aquecimento, o sistema da Gleeble normalmente pode executar testes de até 10 vezes mais rápidos do que fornos convencionais equipados nas máquinas. (www.leeble.com)

### **2.7.4 Sistema Mecânico da Gleeble 3500**

O sistema mecânico da Gleeble 3500 é um sistema servo completo, totalmente hidráulico integrado capaz de exercer uma força estática de 10 toneladas tanto para ensaios de tensão quanto em compressão. Pode-se alcançar velozes taxas de deslocamento, por volta de 1000 mm/segundo. Transdutores LVDT, células de carga, e extensômetros a laser fornecem um “feedback”, garantindo a execução correta e repetibilidade do programa de ensaios mecânicos. (www.leeble.com)

O sistema mecânico permite ao operador programar mudanças de um modo de controle para outro durante o ensaio em questão. Esse recurso proporciona a versatilidade que é necessário para simular muitos processos térmicomecânicos. O programa pode alterar as variáveis de controle a qualquer momento e quantas vezes forem necessárias durante o ensaio. Modos de controle que estão disponíveis incluem o deslocamento do curso, força, extensômetros, tensão e deformação verdadeira e de engenharia. (www.leeble.com)

### **2.7.5 O Desenvolvimento das Novas Simulações Físicas**

O processo de simulações físicas dos materiais envolvem a exata reprodução dos processos térmicos e mecânicos em laboratório do qual o material está sujeito, desde a sua fabricação ou seu uso final. (www.leeble.com)

É utilizada uma pequena amostra do material na simulação, seguindo os mesmo perfis térmicos e mecânicos que é submetido nos processo de fabricação em larga escala. Dependendo da capacidade da máquina no desempenho da simulação, os resultados podem

ser extremamente úteis. Quando os resultados das simulações são necessárias, os resultados podem ser imediatamente transferidas do laboratório para a linha de produção industrial. (www.bleeble.com)

Embora todos os testes de simulação física envolvam física, a diferença fundamental é que as tentativas de simulação física para replicar os processos de produção real em escala de laboratório, de forma que os dados resultantes podem ser utilizados para resolver problemas nos processos de produção real. (www.bleeble.com)

Podemos citar de exemplo a facilidade para aquecer uma amostra de aço a uma temperatura nominal uniforme em um forno, em seguida, aplicar uma força de compressão a fim de medir a deformação a uma dada temperatura. Este é um teste físico, e quando realizado corretamente, deve produzir resultados coerentes. Mas se o pesquisador pretende atingir a microestrutura e as propriedades dos materiais provenientes de um processo, ou deseja-se modelar esse processo de forma a obter melhores resultados de deformações no processo, em seguida, deve ser feita uma simulação física do processo. (www.bleeble.com)

Outro exemplo é se o objetivo do pesquisador, na realização do teste, é para saber como configurar os parâmetros de um laminador de uma nova liga serão necessárias mais informações. Quando um aço é laminado as bordas da chapa são mais escuras do que no meio da chapa e nos cantos, onde as margens se encontram, são mais escuras ainda. Isso ocorre porque as bordas da chapa esfriam mais rapidamente que no centro da chapa. Como resultado temos uma chapa com resfriamento não-uniforme, ou seja, com gradientes de térmicos presentes em cada processo de aquecimento e resfriamento e, portanto, fazem parte de quase todos os processos de fabricação do metal. (www.bleeble.com)

Pesquisas têm mostrado claramente que os gradientes térmicos afetam a ductilidade do material. O pesquisador terá que simular fisicamente tais gradientes térmicos a fim de recolher informações significativas no laboratório que posteriormente pode ser aplicada com êxito para a produção na laminação. (www.bleeble.com)

Geralmente a simulação física deve ser realizada em uma série de etapas: um teste para simular as bordas da chapa, outro para reproduzir parte das bordas, outro para reproduzir regiões centrais da chapa. Os dados podem ser unidos para formar uma previsão exata do modelo que pode ser utilizado para definir os parâmetros de funcionamento para a produção de laminação. (www.bleeble.com)

## 2.8 Modelamento Computacional

O método dos elementos finitos (MEF) é uma técnica de análise numérica destinada à obtenção de soluções aproximadas de problemas regidos por equações diferenciais. (RADE, 2005)

O principal motivo para o uso do MEF é a complexidade dos problemas práticos de engenharia, soluções analíticas em forma fechada tornam-se inviáveis ou mesmo impossíveis, por isso a utilização de técnicas capazes de fornecer soluções numéricas aproximadas. (RADE, 2005)

O MEF é essencialmente um processo de discretização, que visa transformar um problema infinito-dimensional em um problema finito-dimensional, com número finito de incógnita que consiste em dividir o domínio sobre o qual o problema é estudado em regiões interconectadas, chamadas de *elementos*. (RADE, 2005)

Cada um desses elementos possui certo número de pontos denominados de pontos nodais. O conjunto de elementos utilizados na discretização é denominado de *malha*. (RADE, 2005)

Quando definidos os elementos e seus respectivos pontos nodais, no interior de cada elemento são admitidas soluções aproximadas para as variáveis em campo, expressas como funções arbitrarias dos valores que as incógnitas assumem nos pontos nodais. (RADE, 2005)

As incógnitas dos problemas chamados de *graus de liberdade* passam a ser os valores das variáveis de campo nos pontos nodais, sendo o número dessas incógnitas chamado de número de graus de liberdade do modelo. (RADE, 2005)

Dependendo da natureza do problema, após a discretização, o modelo matemático regente resulta representado por um número finito de equações diferenciais ordinárias, cuja resolução numérica conduz aos valores das incógnitas nodais. Uma vez determinadas estas incógnitas, os valores das variáveis de campo no interior dos elementos podem ser avaliados empregando as funções de interpolação. (RADE, 2005)

A precisão da solução obtida depende essencialmente do número de elementos e do tipo de funções de forma empregadas na discretização. Sendo satisfeitas algumas condições, admite-se que a solução do problema discretizado convirja para a solução exata do problema contínuo à medida que se aumenta o número de incógnitas nodais. (RADE, 2005)



A primeira etapa no processo de modelagem computacional de um fenômeno físico consiste na identificação dos fatores que influenciam de maneira relevante no problema. Isso implica na escolha exata e adequada dos princípios físicos e das variáveis dependentes e independentes que descrevem o problema, resultando no modelo matemático descrito acima, constituído por um conjunto de equações diferenciais. A segunda etapa do processo consiste em obter a solução do modelo matemático, tarefa esta atribuída aos métodos numéricos. O MEF teve suas origens na análise estrutural e as suas primeiras aplicações envolviam apenas estruturas reticuladas, mas a crescente demanda por estruturas mais leves, tais como as encontradas na indústria aeronáutica, conduziu ao desenvolvimento de métodos numéricos que pudessem ser utilizados nas análises de problemas mais complexos. Com o passar dos anos o MEF teve suas aplicações estendidas a problemas de mecânica dos fluidos e, desde então, vem consolidando-se como um método mais geral de solução de equações diferenciais parciais. (RIBEIRO, 2004)

### 3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Experimentos foram realizados utilizando o simulador termomecânico Gleeble a fim de avaliar os processos metalúrgicos e mecânicos dos aços. Tais experimentos geram deformações não uniformes, promovendo gradientes ao longo da seção dos mesmos.

O material utilizado foi um aço AISI 1141, tendo como maior característica a presença de MnS, no qual facilita os processos de usinagem. Com isso o material forma uma grande quantidade de segregação e “bandeamento”, proveniente da laminação, facilitando assim a determinação da deformação através da sua microestrutura.

Depois de realizados os ensaios de conformação os corpos de prova foram submetidos à análise metalográfica, a fim de analisar a microestrutura final e determinar a deformação através das linhas de fluxo.

Após realizadas as simulações físicas foram feitas as simulações numéricas a fim de comparar os resultados considerados reais fornecidos pelos ensaios físicos na Gleeble com os resultados considerados “ideais” fornecidos pelo modelamento numérico. Tal modelamento numérico foi realizado no software ABAQUS com o objetivo de estimar a deformação em qualquer ponto do material.

A **Erro! Fonte de referência não encontrada.** apresenta, esquematicamente, o fluxograma das atividades realizadas no desenvolvimento deste trabalho.

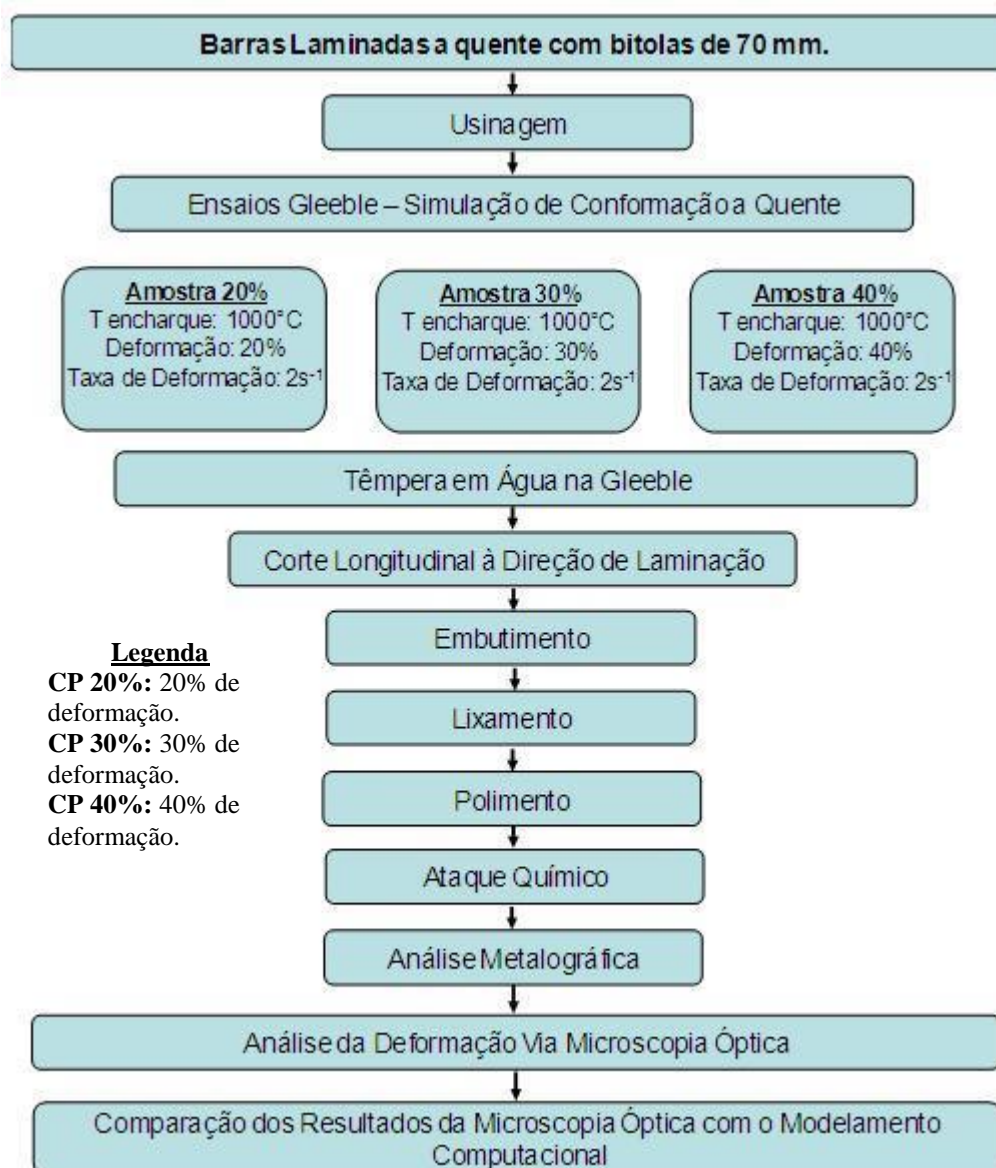


Figura 3.1 – Fluxograma do presente trabalho.

### 3.1 Material

No presente trabalho foi analisado o aço AISI 1141, obtido através de lingotamento contínuo e por seguinte laminado a quente em bitolas de 70 mm.

O material em questão é um aço de médio carbono resulfurado, no qual os teores de enxofre e manganês proporcionam uma melhor usinabilidade no aço. Além disso o manganês em combinação com o enxofre forma inclusões na microestrutura do aço. É importante ressaltar, também, que o manganês proporciona a formação de bandeamento microestrutural facilitando, assim, a determinação da quantidade de deformação no material. (Metals Handbook, 1990)

### 3.2 Ensaio Gleeble

Os ensaios foram feitos no simulador termomecânico Gleeble 3500, na Gerdau – Aços Especiais Piratini. A Figura 3.2 mostra a câmara do simulador termomecânico Gleeble.

As temperaturas são controladas por um sistema computacional, onde é possível realizar tratamentos térmicos programados através de resistências diretas, gerando aquecimento uniforme na superfície do corpo de prova. A distribuição da corrente elétrica pelo material é gerada pela sua geometria e pela configuração das garras de fixação. Termopares soldados na superfície do corpo de prova captam os dados de temperatura. Um sinal de retorno é capaz de controlar precisamente o calor imposto no sistema baseado na temperatura neste instante. (REGULY, 1999)

Garras de cobre, refrigeradas por água foram utilizadas neste trabalho. Grande parte do calor é extraída uniaxialmente, por condução térmica, através das garras de fixação, gerando gradientes térmicos ao longo da zona livre (distância entre as garras). (REGULY, 1999)

A vantagem de se usar aquecimento resistivo direto a aquecimento indutivo é um aquecimento uniforme ao longo da espessura do corpo de prova, da superfície ao núcleo do mesmo. (REGULY, 1999)

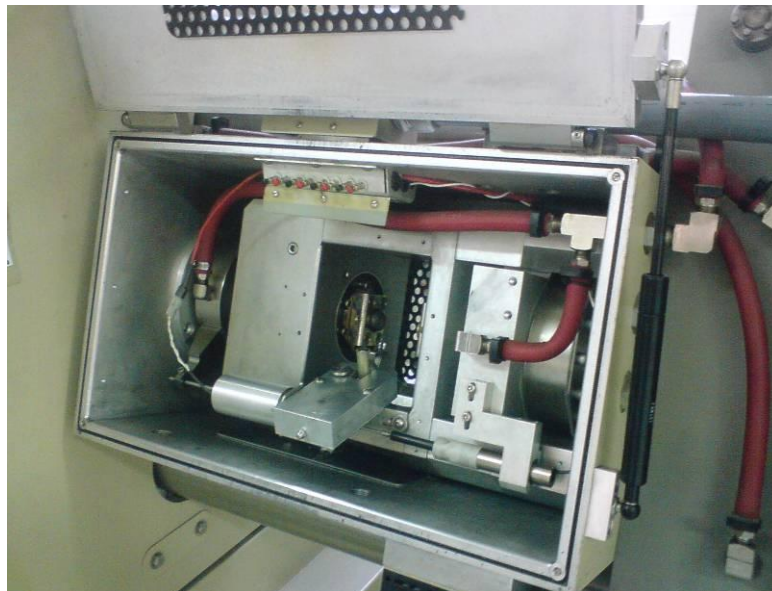


Figura 3.2 – Câmara de ensaios do simulador Gleeble 3500.

O trabalho baseou-se na avaliação do comportamento do aço AISI 1141 via simulador físico Gleeble, em situações distintas de deformação em uma única temperatura

e taxa de deformação, a fim de buscar o desenvolvimento da metodologia para determinação do grau de deformação observado ao longo da seção transversal.

Os corpos de prova foram retirados de regiões próximas à superfície da barra de uma barra laminada de 70 mm de diâmetro, (Figura 3.3).

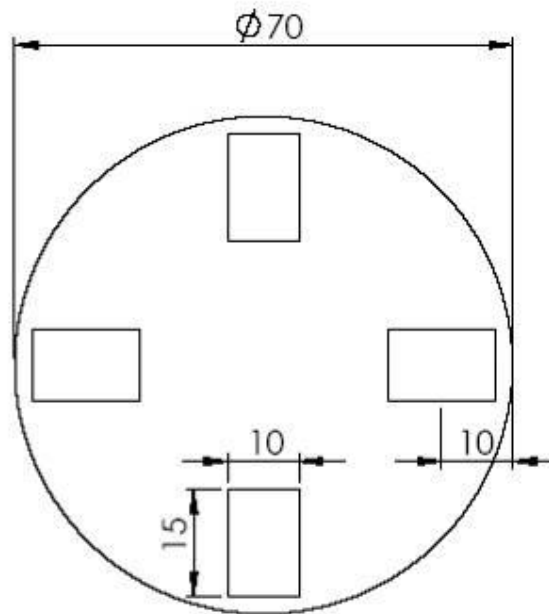


Figura 3.3 – Desenho esquemático mostrando o local onde foram retirados os corpos de prova.

Foram utilizados corpos de prova retangulares com dimensões de 20 mm de altura por 15 mm de largura por 10 mm de profundidade, segundo dimensões padrão do simulador Gleeble.

A Figura 3.4 mostra esquematicamente o corpo de prova e suas dimensões, bem como o local onde foram aplicadas as cargas através das bigornas do simulador Gleeble.

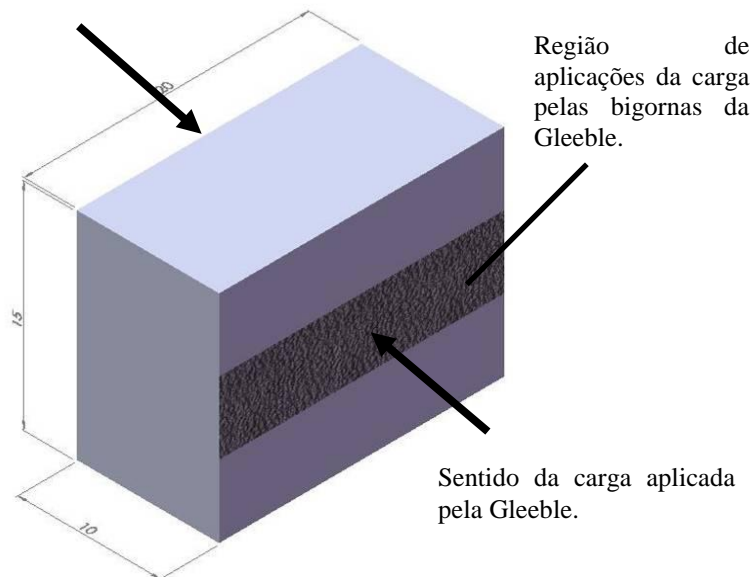


Figura 3.4 – Geometria e dimensões dos corpos de prova e locais de aplicação da carga pelas bigornas da Gleeble.

Antes do corpo de prova ser introduzido na câmara de ensaios da Gleeble foram realizadas três operações: soldagem para fixação dos fios do termopar, fixação das lâminas de tântalo e lubrificação com pasta de grafite.

A função do termopar é permitir o monitoramento da temperatura do processo, a lâmina de tântalo previne a aderência da superfície do corpo de prova com as bigornas de tungstênio da Gleeble e a pasta de grafite reduz o atrito entre os corpos de prova e as mesmas bigornas (Figura 3.5).

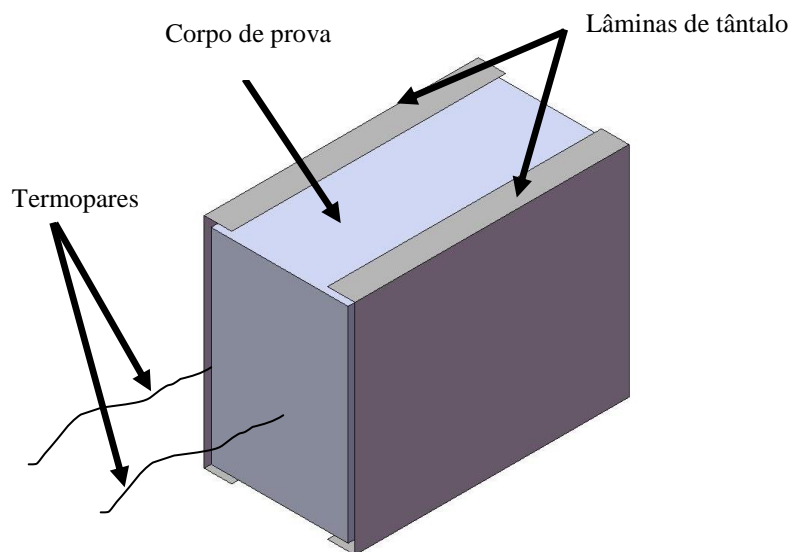


Figura 3.5 – Aspecto do corpo de prova preparado para o ensaio de compressão.

A Figura 3.6 mostra um diagrama esquemático dos ensaios, detalhando os parâmetros envolvidos na simulação termomecânica.

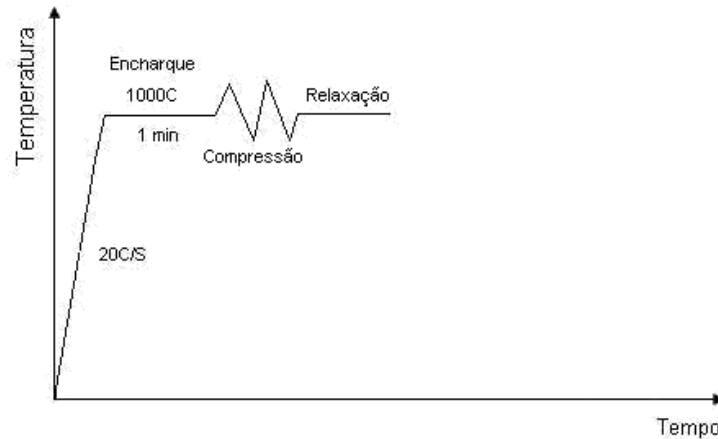


Figura 3.6 – Diagrama esquemático Temperatura X Tempo da simulação termomecânica.

Os ensaios basearam-se em simples tração e compressão onde um corpo de prova em forma de paralelepípedo é submetido a uma compressão primária na espessura ( $h$ ), direção em que resultados na deformação positiva à largura do mesmo (direção  $w$ ). Para minimizar a quantidade de material espalhado na direção do comprimento do corpo de prova ( $t$ ), é necessário que  $t \gg w$ . Quando o espalhamento na direção do comprimento é minimizado, condições de deformação planar são atingidas. (DIGITAL CONTROLGLEEBLE SYSTEM TRAINING SCHOOL, 1998)

A realização de ensaio de tração simples a  $1000^{\circ}\text{C}$  foi com o objetivo de obter, através de sua curva, o valores necessários para o modelamento numérico do ensaio de compressão planar.

As duas principais dificuldades encontradas, tanto nos testes de compressão simples quanto nos processos de conformação, nos quais forças compressivas são atuantes, é o atrito e a deformação heterogênea resultante no sistema, esta última resultante da matriz podendo ocasionar um “embarrilamento” no material ou da geometria das superfícies, ou de instabilidade podendo ocasionar uma flambagem. (WATTS and FORD, 1955)

A Figura 3.7 mostra um desenho esquemático do teste de compressão simples realizado pelo simulador termomecânico Gleeble.

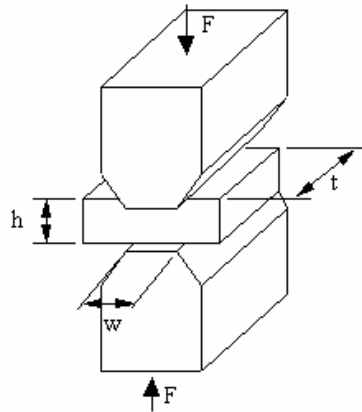


Figura 3.7 – Desenho esquemático do teste de compressão planar realizado pela Gleeble. (DIGITAL CONTROLGLEEBLE SYSTEM TRAINING SCHOOL, 1998)

O corpo de prova é colocado dentro do simulador onde é aquecido até a temperatura de  $1000^{\circ}\text{C}$  para encharque durante 1 minuto, tal procedimento tem o objetivo austenitizar a microestrutura e solubilizar todos os elementos de liga contidos nos corpos de prova.

Após é feita a compressão nessa mesma temperatura ( $1000^{\circ}\text{C}$ ) na taxa de deformação de  $2\text{ s}^{-1}$ , e por fim o corpo de prova é temperado em água no próprio simulador. A razão da têmpera é a melhor visualização das linhas de deformação na microestrutura dos mesmos. A Tabela 3.1 mostra o esquema dos ensaios de compressão na temperatura de  $1000^{\circ}\text{C}$ , taxa de deformação de  $2\text{ s}^{-1}$  e deformações de 20%, 30%, e 40%.

Tabela 3.1 – Esquema dos ensaios em função da temperatura, da taxa de deformação e deformações.

	TEMPERATURA DE ENSAIO ( $^{\circ}\text{C}$ )	TAXA DE DEFORMAÇÃO ( $\text{s}^{-1}$ )	DEFORMAÇÃO (%)
CP 20%	1000	2	20
CP 30%			30
CP 40%			40

Os corpos de prova foram denominados de CP 20%, CP 30% e CP 40%, para deformações de 20, 30 e 40%, respectivamente.



### 3.3 Caracterização dos Corpos de Prova

Após os ensaios de compressão realizados pelo simulador Gleeble, os corpos de prova foram cortados no sentido transversal à direção de laminação e embutidas a fim de analisar a sua seção transversal (Figura 3.8).

Os corpos de prova foram preparados segundo procedimento padrão de metalografia, que consistiu em lixamento (lixas com granulometria de 80, 120, 320, 400, 600, 1200) e polimento (panos de 4  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ ) com pasta de diamante, segundo a Norma NBR 13284. (NBR 13284 – Preparação de corpos de prova para análise metalográfica).

Para o ataque químico foi aplicado detergente líquido neutro na superfície do corpo de prova e rapidamente utilizado um reagente composto de 200 ml de água + 4 gramas de ácido pícrico + 4 gramas de  $\text{FeCl}_3$ , a fim de revelar as linhas de deformação proveniente dos ensaios termomecânicos, segundo a norma NBR 8108. (NBR 8108 – Ataque com Reativos Metalográficos em Ligas Ferrosas)

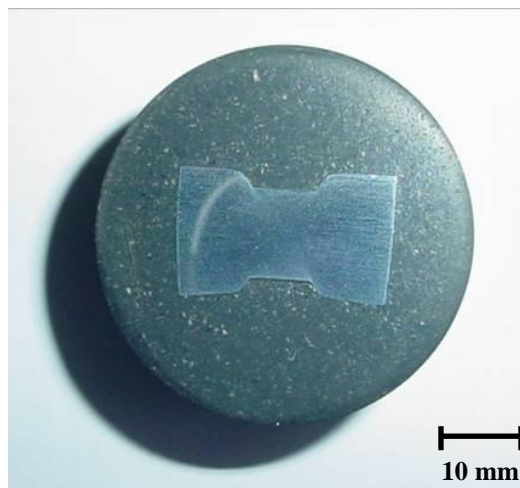


Figura 3.8 – Corpo de prova após o processo de preparação padrão para análise metalográfica.

### 3.4 Método de Avaliação das Deformações

O método de avaliação das deformações foi desenvolvido segundo José Alberto Rodrigues Pereira. (PEREIRA, 2002)

Para avaliação das deformações impostas pelo simulador termomecânico Gleeble foi medida a distância de cada linha de bandeamento escolhida da região sem deformação e as linhas de bandeamento da região com deformação nos corpos de prova a partir da sua superfície.

Cada corpo de prova foi dividido em duas partes: eixo A (região não deformada) e eixo B (região deformada). A Figura 3.9 mostra um desenho esquemático do método de avaliação utilizada no cálculo das deformações através do bandeamento microestrutural e as direções utilizadas para as medições das linhas de deformação e inclusões. Os números mostrados na figura representam, de forma simbólica, os índices das coordenadas A e B e representam, também, cada linha de deformação escolhida para as medições.

Tais deformações são calculadas através do bandeamento proveniente do processo de laminação e, pelo fato de haver heterogeneidade nas mesmas, foram feitos perfis dessas deformações em pontos distintos dos corpos de prova.

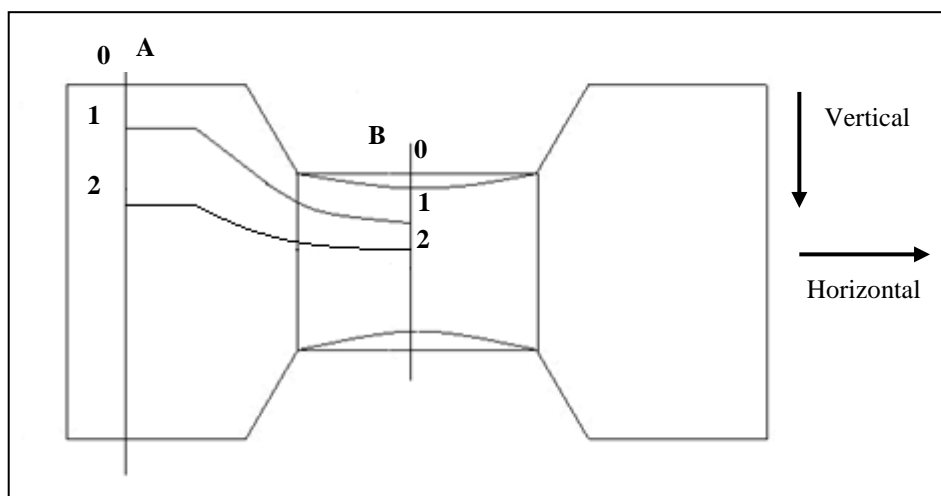


Figura 3.9 – Esquema mostrando o método utilizado para medição das linhas de segregação dos corpos de prova e as direções escolhidas.

Para o cálculo das deformações foi utilizada a equação (3.1) onde o “e” é a deformação de engenharia, o “B” representa a inclusão escolhida no eixo com deformação, o “A” representa a inclusão escolhida no eixo sem deformação e o “n” é o número de cada inclusão escolhida.

$$e = \left( \frac{B_n - A_n}{A_n} \right) \quad (3.1)$$

A partir da deformação de engenharia, pode-se descobrir a deformação verdadeira através da equação (3.2), onde “ε” é a deformação verdadeira.

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (3.2)$$

Para tal foi realizada uma seqüência de imagens reproduzindo a microestrutura dos corpos de prova utilizando o software GIMP, a fim de medir as distâncias entre as linhas de bandeamento dos eixos A e B. Para medição das linhas de segregação foi utilizado o software ImageJ, onde o mesmo possui um dispositivo que desenvolve linhas com suas respectivas medições.

Após determinar os valores de deformações dos 3 corpos de prova foi feito o gráfico Deformação versus Posição no eixo B (parte deformada), onde cada ponto do eixo B plotada no gráfico corresponde à média entre duas distâncias. Os pontos iniciais (ponto 0) das medições tanto no eixo A como no eixo B localizam-se na superfície do corpo de prova.

### **3.5 Modelamento Computacional**

Foi realizada uma análise por elementos finitos do comportamento do corpo de prova utilizando o software ABAQUS versão 6.6, a fim de calcular os gradientes de deslocamento e as deformações ao longo da seção do corpo de prova. Foi realizado também um cálculo numérico considerando a variação do coeficiente de atrito entre o corpo de prova e a bigorna, com o fim de determinar a influência deste coeficiente nos resultados numéricos obtidos.

Para a realização do modelamento computacional foram utilizados os dados da geometria do corpo de prova e da bigorna, e as propriedades elásticas e plásticas do material obtidas dos ensaios de tração a quente realizados na Gleeble. Tais valores estão citados no Capítulo 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO.

Foi considerado o contato entre a bigorna e o corpo de prova, contemplando valores de coeficientes de atrito de 0,25 e 0,5.

Foram realizados 3 modelamentos utilizando estes valores, a fim de determinar a variabilidade das deformações em função do coeficiente de atrito, e escolher o valor que mais aproxime o resultado numérico das medições experimentais.

Os punções foram considerados rígidos e indeformáveis, e o corpo de prova foi simulado utilizando aproximadamente 7600 elementos hexaédricos híbridos de interpolação linear. As condições de contorno aplicadas no corpo de prova foram de simetria nos dois planos, e a na bigorna foi aplicado um deslocamento prescrito correspondente ao nível de deformação desejado no corpo de prova.

A Figura 3.10 mostra a malha utilizado no modelamento computacional com simetria de  $\frac{1}{4}$  utilizada na análise.

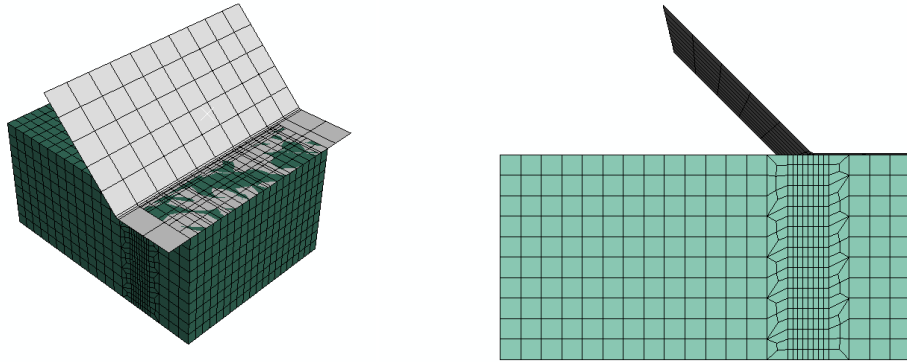


Figura 3.10 – Malha utilizado no modelamento computacional.

O corpo de prova foi dimensionado com as mesmas dimensões da simulação física, sendo a espessura inicial da seção deformada de 10 mm.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Análise Química do Aço AISI 1141

Para realização da análise química foi utilizado um espectrômetro de emissão ótica da marca “Spectro”, segundo a Norma ASTM E 1009 – 95. (ASTM E 1009 – 2006).

A Tabela 4.1 mostra a média da composição química de três análises do aço utilizado nos ensaios.

Tabela 4.1 – Composição química do material em % em peso.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Nb	Mo
0,39	0,14	1,67	0,019	0,083	0,19	0,09	0,064	0,016	<0,005

### 4.2 Caracterização Metalúrgica do Aço AISI 1141

A caracterização metalúrgica baseou-se nos ensaios de metalografia, tamanho de grão e dureza do material.

Foi retirada uma amostra da barra forjada onde foram obtidos 4 corpos de prova (1 para análise química, 2 para ensaios metalográficos e 1 para dureza).

#### 4.2.1 Análise metalográfica

As amostras foram preparadas segundo procedimento padrão de metalografia, que consistiu em lixamento (lixas com granulometria de 80, 120, 320, 400, 600, 1200) e polimento (panos de 4  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ ) com pasta de diamante, segundo a Norma NBR 13284. (ABNT NBR 13284).

Após foi utilizado reagente Nital 2% (98 ml de álcool + 2 ml de ácido nítrico), para ataque químico, a fim de revelar a microestrutura do material, segundo a Norma NBR 8108. (ABNT NBR 8108)

As amostras foram analisadas no microscópio ótico (MO) da marca Olympus BX60M, de onde foram coletadas as micrografias através de uma câmera Olympus DP 12, acoplada ao mesmo microscópio.

As microestruturas foram analisadas nos sentidos longitudinal e transversal da barra laminada em relação ao sentido de laminação. A Figura 4.1 mostra a microestrutura do material como recebido no sentido transversal, apresentando perlita (regiões escuras) em matriz ferrítica (regiões claras).

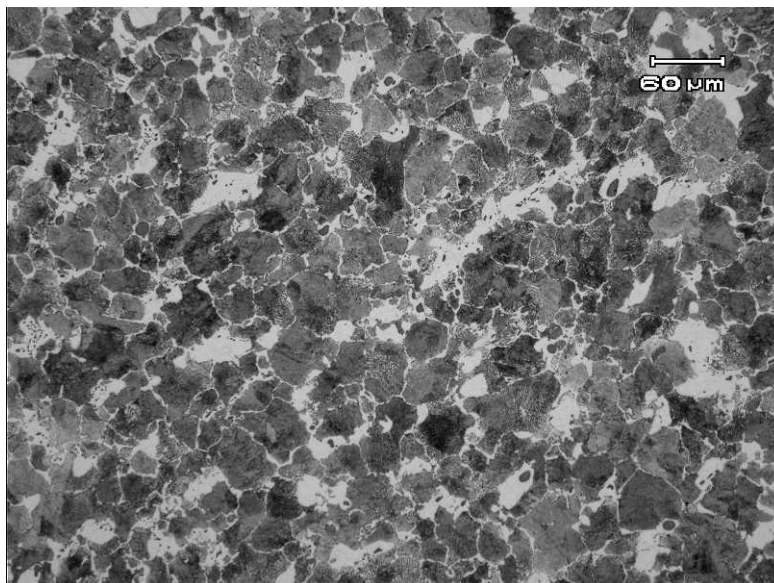


Figura 4.1 – Micrografia em MO da amostra como recebida, no sentido transversal de laminação, mostrando microestrutura perlítica em matriz ferrítica. Ataque: Nital 2%.

A Figura 4.2 mostra a microestrutura do material como recebido no sentido longitudinal, apresentando perlita (regiões escuras) em matriz ferrítica (regiões claras) e presença de inclusões de sulfeto.

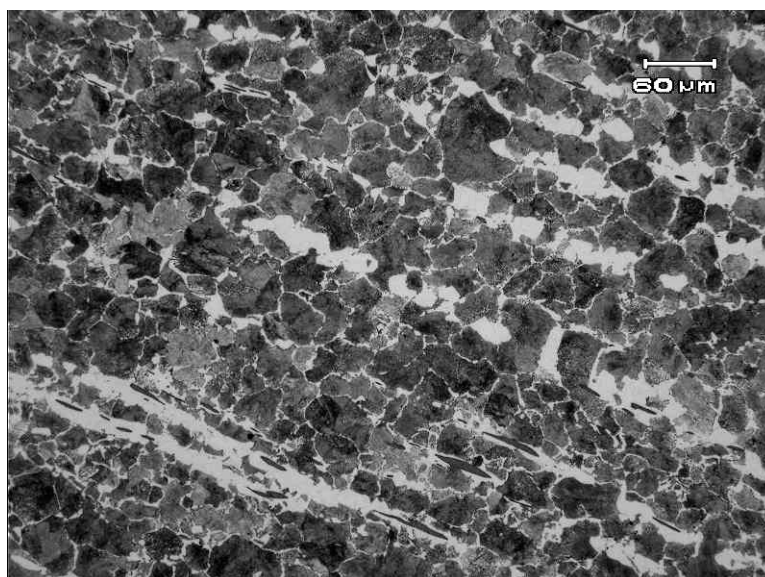


Figura 4.2 – Micrografia em MO da amostra como recebida, no sentido longitudinal de laminação, mostrando microestrutura perlítica em matriz ferrítica e presença de inclusões de sulfeto. Ataque: Nital 2%.

#### 4.2.2 Análise de tamanho de grão

Para análise de tamanho de grão austenítico foram realizados os mesmos procedimentos padrões de metalografia utilizadas para a análise metalográfica, porém o ataque químico foi feito com reagente para contorno de grão (10 g de ácido pícrico + 100

ml de H<sub>2</sub>O). Com a amostra atacada, foi calculado o tamanho de grão austenítico segundo a Norma ASTM E112-96. (ASTM E112-96, 2004)

A Figura 4.3 apresenta a micrografia da amostra revelando tamanho de grão ASTM 9.

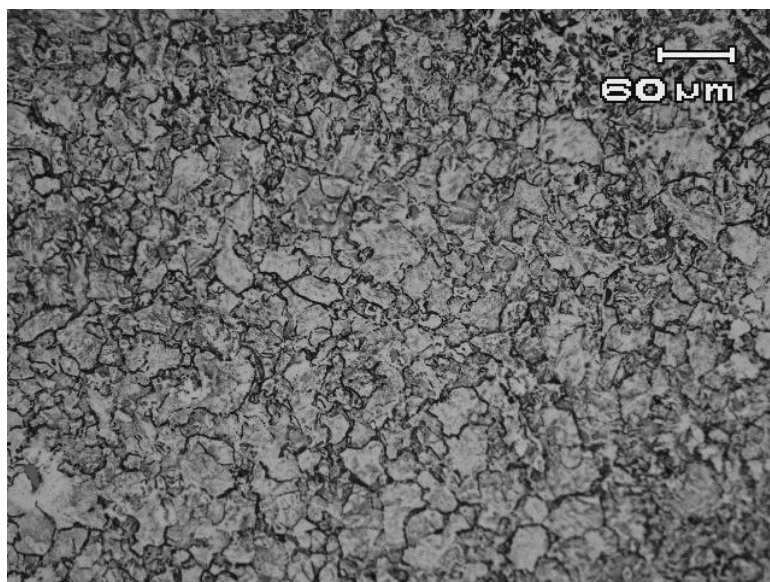


Figura 4.3 – Micrografia em MO da amostra mostrando tamanho de grão austenítico ASTM 9. Ataque: Ácido pícrico + H<sub>2</sub>O.

O ensaio de dureza foi realizado num durômetro da marca Wolpert modelo D-6700, na escala Vickers com carga de 30 Kgf, segundo Norma NBR NM188. (ABNT NBR NM188, 1999)

A Tabela 4.2 mostra os resultados de cinco endentações e a sua média.

Tabela 4.2 – Resultados do ensaio de dureza na escala Vickers.

Medida	1	2	3	4	5	Média ± U
HV	219	214	224	215	220	218,4 ± 26,8

Nota: A incerteza expandida relatada (U) é baseada em uma incerteza padronizada combinada multiplicada por um fator de abrangência k=2,0, fornecendo um nível de confiança de aproximadamente 95%.

### **4.3 Determinação das Curvas Tensão X Deformação dos Ensaios de Compressão e Tração a Quente.**

No presente capítulo serão apresentados os resultados obtidos no procedimento experimental realizados na simulação termomecânica do aço em questão.

A Figura 4.4 mostra as curvas Tensão versus Deformação de engenharia dos ensaios de tração uniaxial e de compressão planar. O gráfico mostra que o limite de resistência mecânica é menor na curva do ensaio de tração uniaxial (curva cinza) do que nas demais curvas, pelo fato de não haver atrito em tal ensaio, diferentemente nas outras curvas onde há atrito em todos os ensaios de compressão planar.

Os valores de tensão e deformação de engenharia foram convertidos a partir das relações das equações (4.1) e (4.2):

$$\sigma_T = \sigma(1 + e) \quad (4.1)$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (4.2)$$

, onde “ $\sigma_T$ ” é a tensão verdadeira e “ $\varepsilon$ ” é a deformação verdadeira, e “ $\sigma$ ” é a tensão de engenharia e “ $e$ ” é a deformação de engenharia. Tal conversão só é válida apenas para deformação uniforme, as curvas de tração foram convertidas até o ponto de tensão máxima, onde se inicia a estricção.

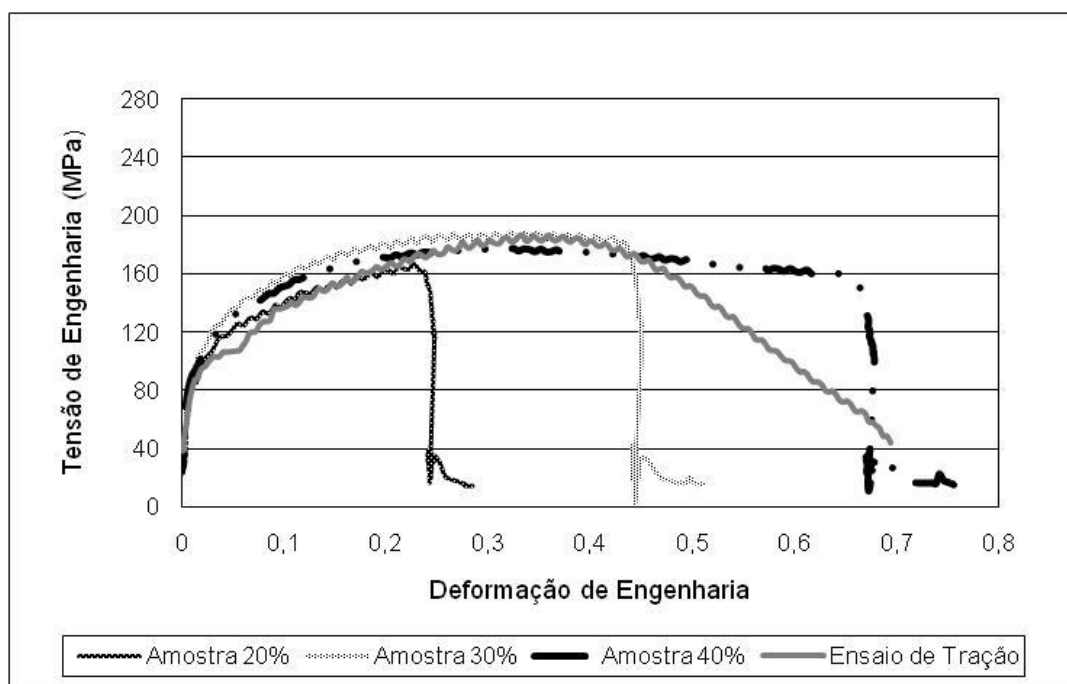


Figura 4.4 – Curvas Tensão versus Deformação de engenharia dos ensaios de tração uniaxial e compressão planar.

A Figura 4.5 mostra as curvas Tensão vs Deformação real dos mesmos ensaios de tração uniaxial e de compressão planar, ambas a 1000°C.



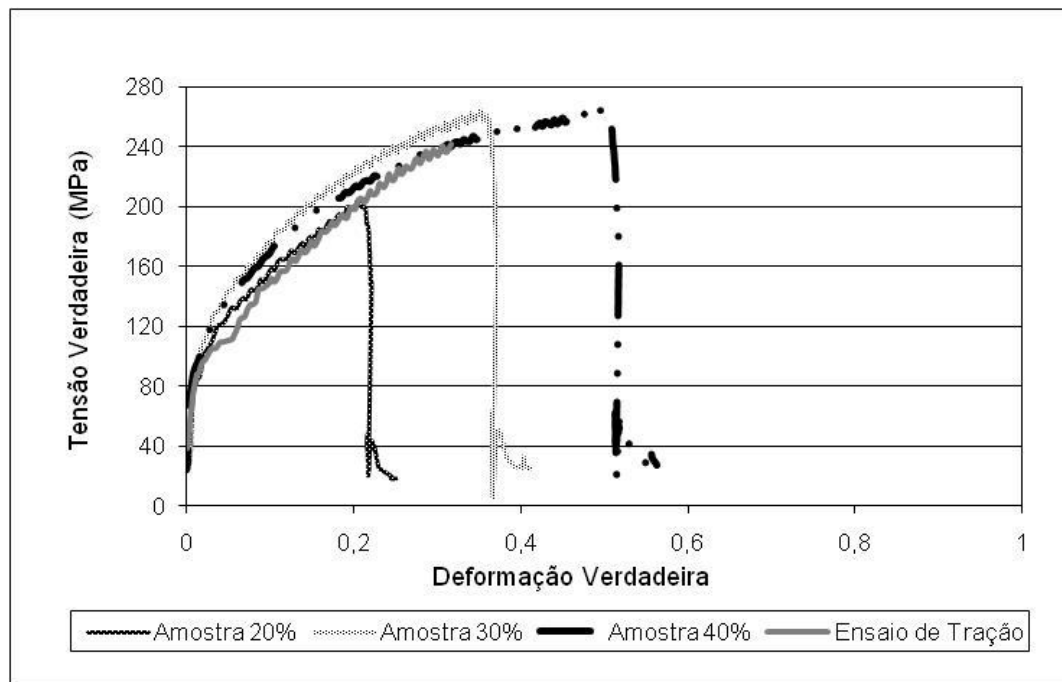


Figura 4.5 – Curvas Tensão versus Deformação real dos ensaios de tração uniaxial e compressão planar.

A partir da inclinação da região, representado pela equação (4.3), foi calculado o módulo de elasticidade “E”, e o valor obtido foi 3,5 GPa.

$$\sigma = E\varepsilon \tag{4.3}$$

, daí obteve-se:

$$\sigma = 3529,41 \varepsilon$$

O coeficiente de Poisson ( $\nu$ ) utilizado foi de 0,3. É a razão entre as deformações específicas longitudinais e laterais.

Através da curva real de tração uniaxial pode-se descobrir a constante “K” e o coeficiente de encruamento “n”. O coeficiente de encruamento “n” é a inclinação e  $\ln k$  o termo independente. Aplicando os logaritmos dos dois lados da equação 4.4 tem-se a reta:

$$\ln \sigma = n \ln \varepsilon + \ln k \tag{4.4}$$

Nesta expressão “K” e “n” são constantes, cujos valores variarão de liga para liga e também dependerá da condição do material (se foi plasticamente deformado ou tratado termicamente). O parâmetro “n” é às vezes denominado expoente de endurecimento por deformação e tem um valor menor do que a unidade. (CALLISTER, 1999).

Então, plotando os valores de  $\ln \varepsilon$  e  $\ln \sigma$  da região plástica da curva da tração verdadeira obtida dos ensaios até a estricção, através de regressão linear chegou-se a reta:

$\ln\sigma=0,5075\ln\varepsilon+5,9163$ , onde  $n=0,5075$  e  $k=\exp(5,9163)=371$  MPa, obtém-se a equação 4.5:

$$\sigma_T = 371\varepsilon^{0,5075} \quad (4.5)$$

Tal equação foi desenvolvida para a realização dos modelamentos computacionais, pois os mesmos necessitam dos valores das  $\sigma_T$ .

#### **4.4 Montagem das Micrografias e Determinação das Linhas de Deformação dos Ensaios de Compressão**

As montagens das micrografias dos corpos de prova envolvidos nos ensaios de compressão foram realizadas a fim de comparar a deformação real realizada no simulador Gleeble e os modelamentos computacionais.

Através da macrografia da Figura 4.6 nota-se deformação irrelevante na superfície de contato do corpo de prova e deformações praticamente irrelevantes nas regiões subsuperficiais com a bigorna da Gleeble. Isso se deve ao fato de existir atrito entre ambos (corpo de prova e bigorna).

O escoamento lateral, perpendicular ao percurso da bigorna acarreta tensões de atrito cisalhantes, nas superfícies de contato da matriz. A presença do atrito causa um desequilíbrio de forças num elemento, na direção longitudinal (direção do comprimento do corpo de prova), que deve ser acomodada pela mudança de pressão lateral  $\sigma_x$  (tensão na direção horizontal da Figura 3.9) de um lado do elemento para o outro. (DIETER, 1988)

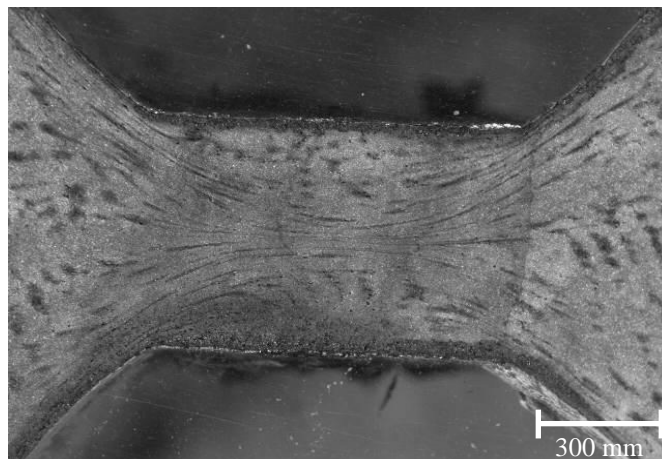


Figura 4.6 – Imagem em lupa de baixo aumento da macrografia da amostra 40% mostrando inclusões de sulfeto e linhas de deformação. Ataque: HCl.

A Figura 4.7 mostra a microestrutura do CP 20% em detalhes parte do eixo denominado A com ausência de deformação representada pela figura 4.7a, a segunda mostra região próxima ao núcleo do eixo denominado B com visível deformação e presença de deformação representada pela figura 4.7b e a terceira mostra a superfície de contato do corpo de prova com a bigorna e região subsuperficial do eixo B com ausência de deformação, representada pela figura 4.7c.

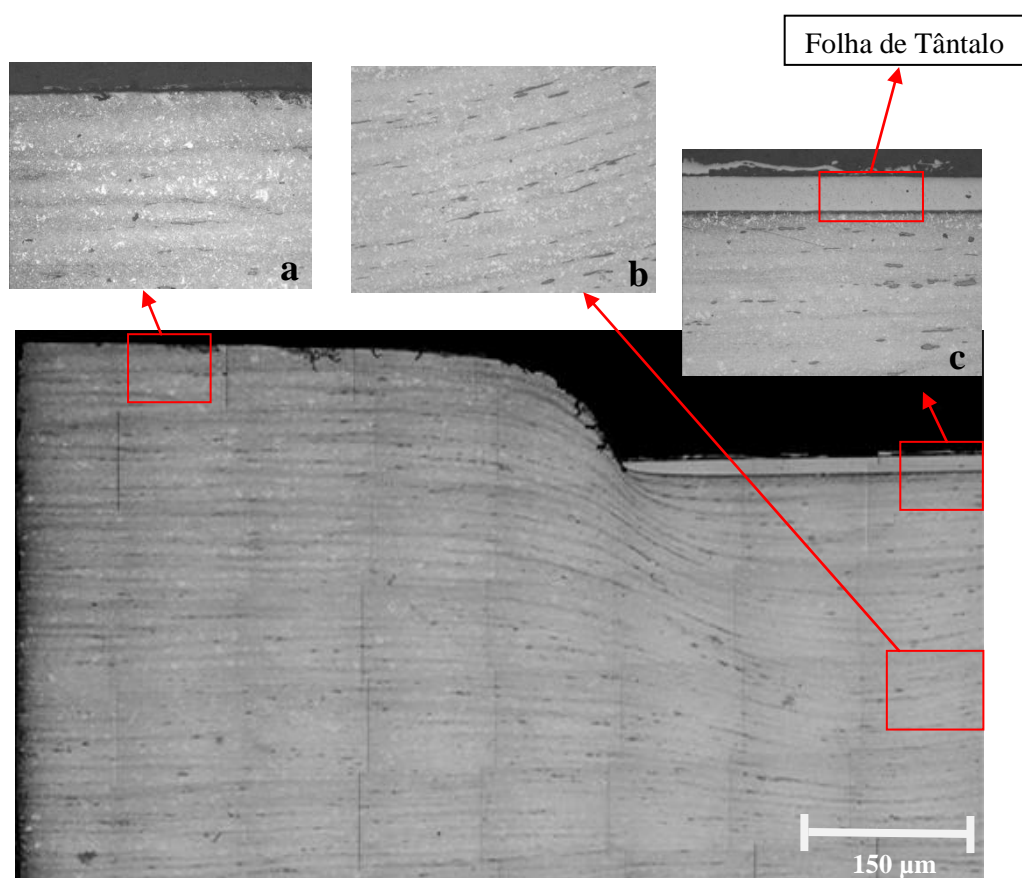


Figura 4.7 – Imagem mostrando a seqüência de fotos do CP 20% utilizado para medição das linhas de segregação (inclusões de sulfeto). As micrografias mostram em detalhes as linhas de segregação. Ataque: Ácido pícrico +  $\text{FeCl}_3$ .

Foram realizadas 12 medições em cada um dos corpos de prova entre as suas linhas de segregação, tanto no eixo A quanto no eixo B e obtidas as deformações entre as superfícies ( $A_0$  e  $B_0$ ) e todas as sucessivas linhas medidas. Os valores destas medições estão dispostos na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Valores das medições nos eixos A e B e as deformações medidas dos corpos de prova.

n	CP 20%			CP 30%			CP 40%		
	Posição no Eixo (mm)		Deformação	Posição no Eixo (mm)		Deformação	Posição no Eixo (mm)		Deformação
	A	B	$\epsilon$	A	B	$\epsilon$	A	B	$\epsilon$
0	0	0		0	0		0	0	
1	0,22	0,21	0,07	0,07	0,067	0,058	0,088	0,086	0,03
2	0,51	0,48	0,07	0,134	0,123	0,085	0,146	0,129	0,123
3	0,69	0,63	0,09	0,258	0,228	0,125	0,439	0,375	0,157
4	0,90	0,83	0,085	0,457	0,395	0,145	0,702	0,595	0,165
5	1,17	1,03	0,09	0,632	0,519	0,20	0,97	0,77	0,23
6	1,47	1,34	0,095	0,938	0,774	0,20	1,463	1,131	0,27
7	1,78	1,55	0,14	1,11	0,863	0,25	1,822	1,318	0,324
8	1,99	1,67	0,175	1,394	0,983	0,35	2,048	1,410	0,375
9	2,20	1,84	0,18	1,596	1,121	0,355	2,267	1,560	0,37
10	3,22	2,42	0,28	3,029	1,987	0,42	3,21	2,12	0,415
11	4,10	3,09	0,285	4,295	2,705	0,465	4,067	2,451	0,51
12	4,80	3,50	0,32	4,912	3,170	0,55	4,905	2,71	0,59

Cada número representado pela letra “n” é uma linha de segregação escolhida para determinar os valores de deformação impostas nos corpos de prova. A posição nos eixos significa a localização de cada linha de segregação escolhida perpendicularmente desde a superfície.

#### 4.5 Determinação do Modelamento Computacional

Os modelamentos computacionais foram realizados no software ABAQUS 6.6 a fim de comparar os seus resultados com os valores das medições reais dos corpos de prova.

A Figura 4.8 mostra o modelamento computacional do corpo de prova 40%. As cores representam cada valor de deformação segundo a legenda na própria figura.

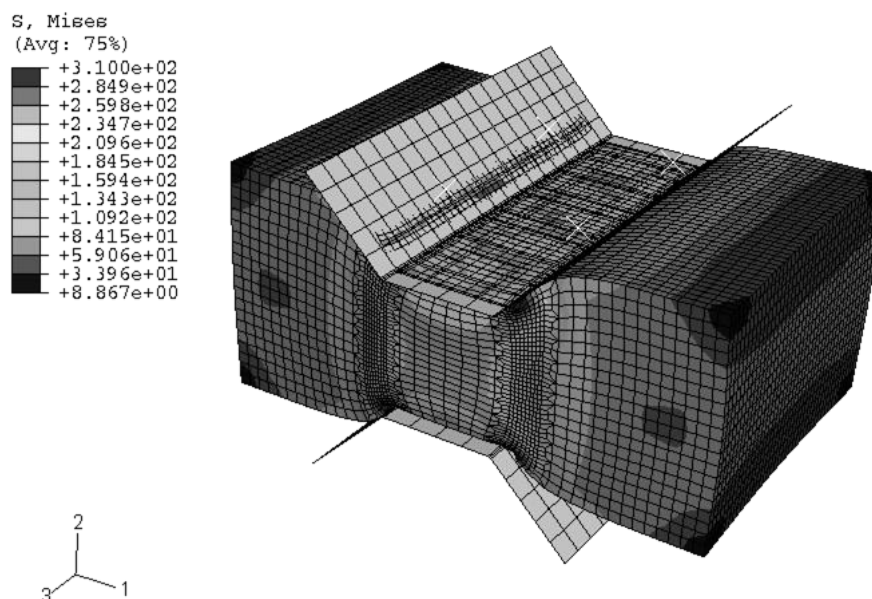


Figura 4.8 – Gradiente de deformação do CP 40%, proveniente da simulação numérica.

A Tabela 4.4 mostra os valores obtidos pelo modelamento computacional na posição do eixo B do corpo de prova e os valores de deformação no mesmo.

Tabela 4.4 – Valores dos modelamentos computacionais no eixo B e das deformações dos corpos de prova.

n	CP 20%			CP 30%			CP 40%		
	Posição no Eixo (mm)		Deformação	Posição no Eixo (mm)		Deformação	Posição no Eixo (mm)		Deformação
	A	B	$\epsilon$	A	B	$\epsilon$	A	B	$\epsilon$
1		0	0,008		0	0,016		0	0,026
2		0,5	0,028		0,5	0,05		0,49	0,073
3		0,97	0,085		0,96	0,14		0,94	0,19
4		1,42	0,155		1,36	0,24		1,31	0,318
5		1,83	0,211		1,72	0,315		1,62	0,417
6		2,21	0,247		2,05	0,37		1,9	0,484
7		2,57	0,268		2,36	0,4		2,14	0,525
8		2,94	0,279		2,65	0,41		2,37	0,55
9		3,29	0,284		2,94	0,42		2,58	0,563
10		3,65	0,287		3,22	0,43		2,8	0,57
11		4	0,287		3,51	0,43		3	0,572

A Figura 4.9 mostra os resultados do modelamento computacional para o CP 20% com dois valores distintos para o coeficiente de atrito.

Foram utilizados os resultados fornecidos pelo coeficiente de atrito de 0,25 dentre os propostos no modelamento computacional, pois o valor do mesmo para aço e carboneto de tungstênio (bigornas da Gleeble) com a presença de lubrificantes encontra-se no intervalo entre 0,1 e 0,2 ([www.engineeringtoolbox.com/friction-coefficients-d\\_778.html](http://www.engineeringtoolbox.com/friction-coefficients-d_778.html)). Além disso, o modelamento não propiciou diferenças relevantes nos resultados entre os atritos de 0,25 e 0,5.

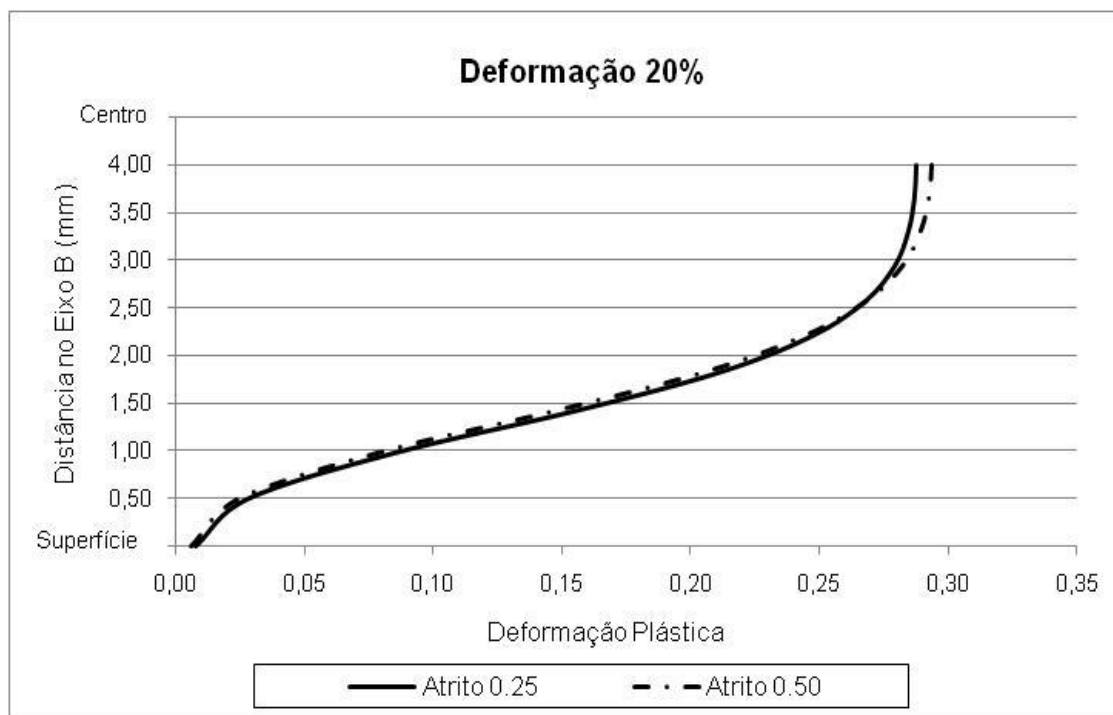


Figura 4.9 – Curvas deformação versus distância no eixo B dos valores encontrados no modelamento computacional utilizando dois coeficientes de atrito distintos.

Através dos valores apresentados na Tabela 4.3 foram feitos os gráficos a fim de comparar as curvas de Deformação versus Posição no Eixo B dos CP 20%, 30% e 40%. As Figura 4.10, Figura 4.11 e Figura 4.12 apresentam os gráficos dos CP 20%, 30% e 40%, respectivamente, com as curvas comparativas entre os valores de deformação encontrados nas montagens através do software ImageJ e os modelamentos computacionais realizados no software ABAQUS.

Além disso, as curvas das medições e dos modelamentos computacionais foram comparadas com os resultados do trabalho de Pereira (PEREIRA, 2002), realizado em simulador termomecânico Gleeble utilizando materiais similares, porém com alguns valores de deformações distintas. As deformações de 25%, 27% e 48% foram escolhidas, pois são os valores mais próximos às deformações utilizadas nos ensaios de simulação propostos no presente trabalho.

Na Figura 4.10 observam-se valores similares de deformação entre as medições do CP 20% e o modelamento computacional desde a superfície de contato das bigornas até a distância de 3,5 mm no eixo B (centro da peça) ou deformação plástica de 30%. Nas distâncias por volta de 1 mm e 2 mm as curvas se cruzam, fornecendo valores iguais entre elas, a partir desse ponto (2 mm) ambas resultam numa queda da deformação plástica ficando praticamente constantes até o centro da peça (entre 2,5 e 3,5 mm) para uma deformação máxima de 30%.

O presente trabalho foi baseado no trabalho de Pereira (2002) a fim de comparar os resultados obtidos pelo mesmo com os resultados obtidos neste trabalho, tanto nas simulações físicas quanto nas simulações numéricas. As curvas entre os valores da tendência do CP 20% e dos valores obtidos no trabalho de mestrado de Pereira, com deformação de 25%, mostram algumas diferenças relevantes entre si. A primeira delas é que até a distância de 1 mm a partir da superfície no eixo B não há qualquer deformação sofrida no material de Pereira, enquanto que nas simulações físicas e nas simulações numéricas do presente trabalho há valores de deformação em torno de 10% nesta região (1 mm).

Infelizmente as análises realizadas pelos ensaios de Pereira para a deformação 20% mostradas pela Figura 4.10, foram feitas até 4 mm (centro do CP), a partir da superfície de contato com a bigorna da Gleeble, não fornecendo o valor máximo de deformação para tal ensaio.

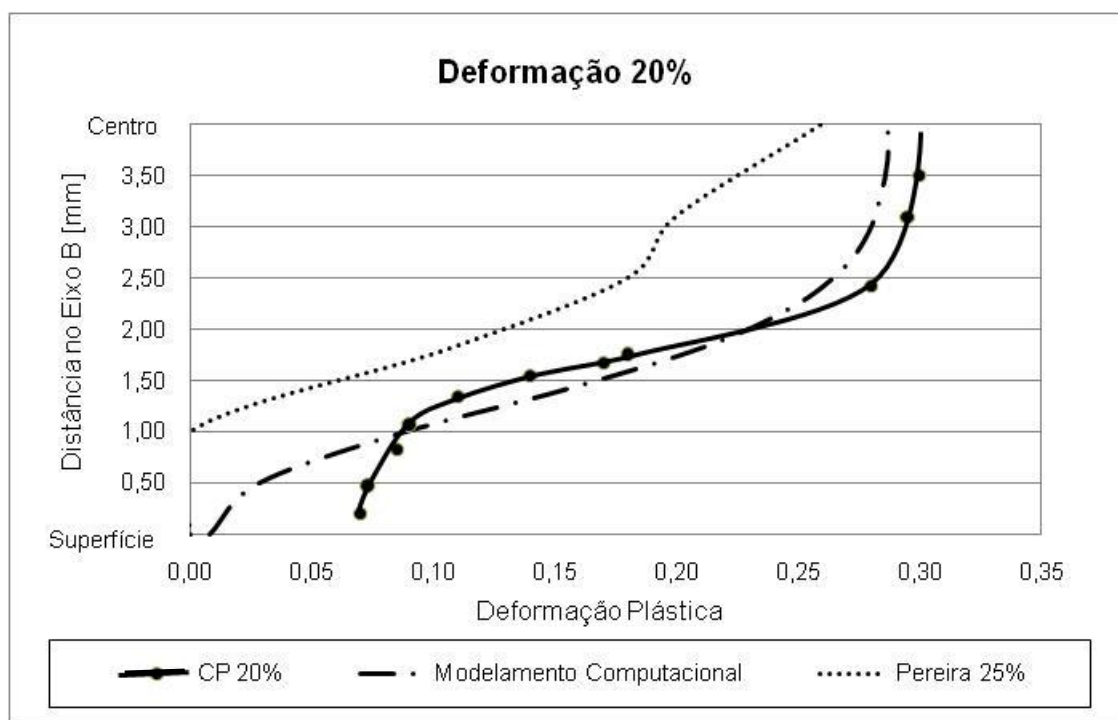


Figura 4.10 – Curvas comparativas Deformação Plástica versus Distância no Eixo B entre o modelo computacional e o corpo de prova 20%.

A Figura 4.11 mostra, praticamente, o mesmo comportamento do CP 20%, porém com valores para deformação plástica e distância no eixo B um pouco distintas, ou seja, as curvas, tanto do modelamento computacional quanto das medições são similares até o momento em que a curva torna-se constante nos valores de deformação plástica, a partir da distância no eixo B de 2,5 mm, ou deformação plástica por volta de 40%. O que diferencia

as curvas é que os valores das deformações das medições são maiores dos que as encontradas no modelamento, embora a tendência entre elas seja similar.

Com relação ao trabalho de mestrado de Pereira nota-se o mesmo comportamento do gráfico anterior, ou seja, não ocorre deformações até a distância de 1 mm do eixo B e a curva é constante até máximas deformações de 35% por volta de 3 mm do CP.

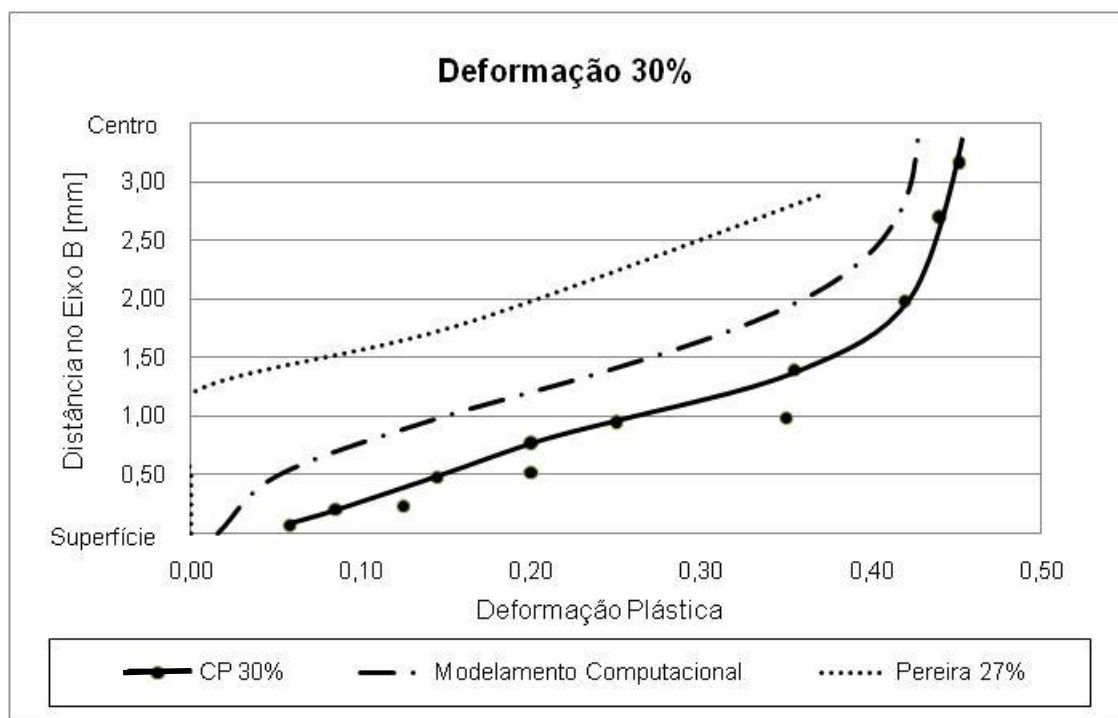


Figura 4.11 – Curvas comparativas Deformação Plástica versus Distância no Eixo B entre o modelo computacional e o corpo de prova 30%.

Em nível de comparação foram utilizadas as curvas do modelamento computacional com as curvas das medições. Pode-se perceber que alguns pontos ficaram fora da curva, caracterizando assim uma curva de tendência, pois podem ocorrer variações nos valores tais como, erro nas medições das montagens, segregação de elementos de liga, dos quais podem afetar a dureza e conseqüentemente a capacidade de deformação.

A Figura 4.12 mostra comportamento similar entre a curva do modelamento computacional e a curva das medições do CP 40% com valores semelhantes de deformação principalmente nas distâncias do eixo B entre 1 e 1,5 mm e deformações entre 25% e 35%, local onde a curva do modelamento e a curva das medições se cruzam.

Os valores de deformação da curva do modelamento tornam-se constantes por volta de 60%, ou a partir da distância no eixo B de 2,5 mm. Infelizmente não foi possível a comparação entre o modelamento computacional e a curva das medições do CP 40% a



partir dessa distância (2,5 mm) pela dificuldade encontrada nas medições das linhas de segregação no centro do corpo de prova corrente.

O comportamento da curva de Pereira mostrou-se similar às curvas anteriores do mesmo autor, ou seja, ausência de deformação até distâncias por volta de 1 mm a partir da superfície de contato com a bigorna da Gleeble. Ao longo do resto da curva o comportamento é crescente não ocorrendo uma constante dos valores de deformação quando estes são máximos, como ocorre tanto nas curvas das simulações físicas quanto nas simulações numéricas.

Tal acontecimento, de ausência de deformação até 1 mm de profundidade, pode ter ocorrido pelo fato de existir um grande atrito na superfície nos ensaios realizados por Pereira provavelmente por falta de lubrificante nas bigornas do simulador Gleeble com a superfície dos corpos de prova.

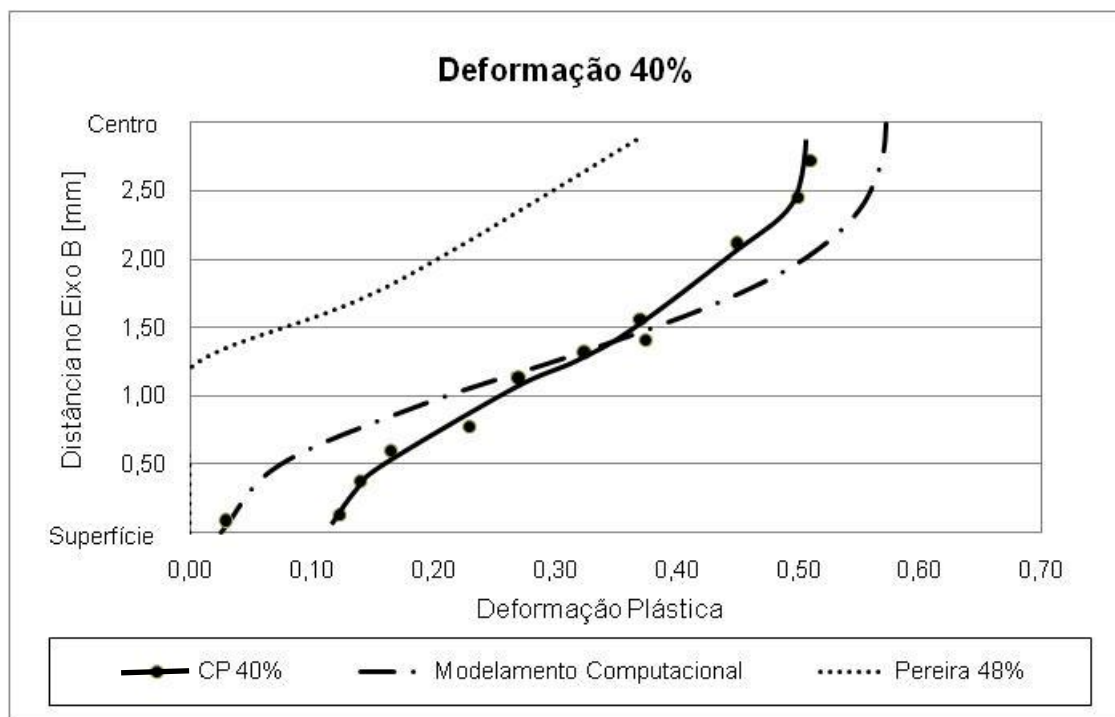


Figura 4.12 – Curvas comparativas Deformação Plástica versus Distância no Eixo B entre o modelo computacional e o corpo de prova 40%.

Ambas as curvas (medições dos corpos de prova e modelamentos), caracterizaram-se por valores praticamente nulos ou muito baixos nas regiões superficiais (área de contato das bigornas da Gleeble) ou subsuperficiais, por volta de 0,25 mm da superfície de contato. Isso se deve ao fato de haver atrito nas mesmas, restringindo as forças no eixo horizontal, transversal à direção de laminação (Figura 3.9).

As curvas relacionadas ao modelamento computacional e das medições mostraram tendências similares entre si, ou seja, os valores de deformação crescem praticamente constante ao passo que as medições vão se afastando da superfície de contato e se aproximando do centro da peça, local de máxima deformação.

Outro fato que deve ser ressaltado é que os valores de deformação programados nos ensaios da Gleeble ocorrem em distâncias no eixo B entre 1,5 e 2 mm, tanto nos resultados dos modelamentos computacionais quanto nas medições dos corpos de prova para todas as deformações utilizadas.

Para uma melhor visualização dos gradientes de deformação dos corpos de prova foram feitas imagens através do software ABAQUS, fornecendo um “mapa” desses valores. As Figura 4.13, Figura 4.14, Figura 4.14, Figura 4.15 mostram imagens das simulações numéricas mostrando os gradientes de deformação diferenciados pelas cores representados pela legenda inseridas no mesmo, além disso, foram adicionadas as distâncias no eixo B, reproduzindo assim um “mapeamento” dos corpos de prova.

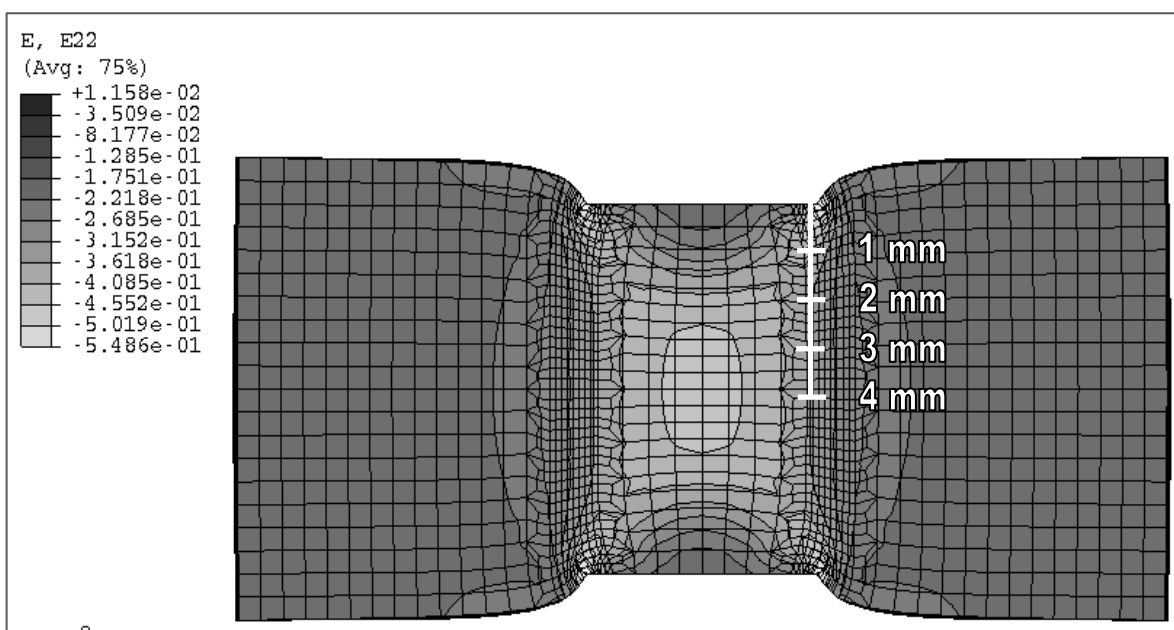


Figura 4.13 – Imagem da simulação numérica no software ABAQUS mostrando os valores de deformação para 20% e as distâncias no eixo B.

Através das imagens puderam-se construir os “mapas” propostos pelo trabalho. Isso facilitou a análise dos gradientes de deformação fornecidos pelos modelamentos computacionais.

Pode-se observar que em todas as imagens das simulações numéricas o valor programado nos ensaios do simulador termomecânico Gleeble ocorre nas distâncias do eixo B entre 1,5 e 2 mm e todas elas estão caracterizadas em tons de cinza intermediários.

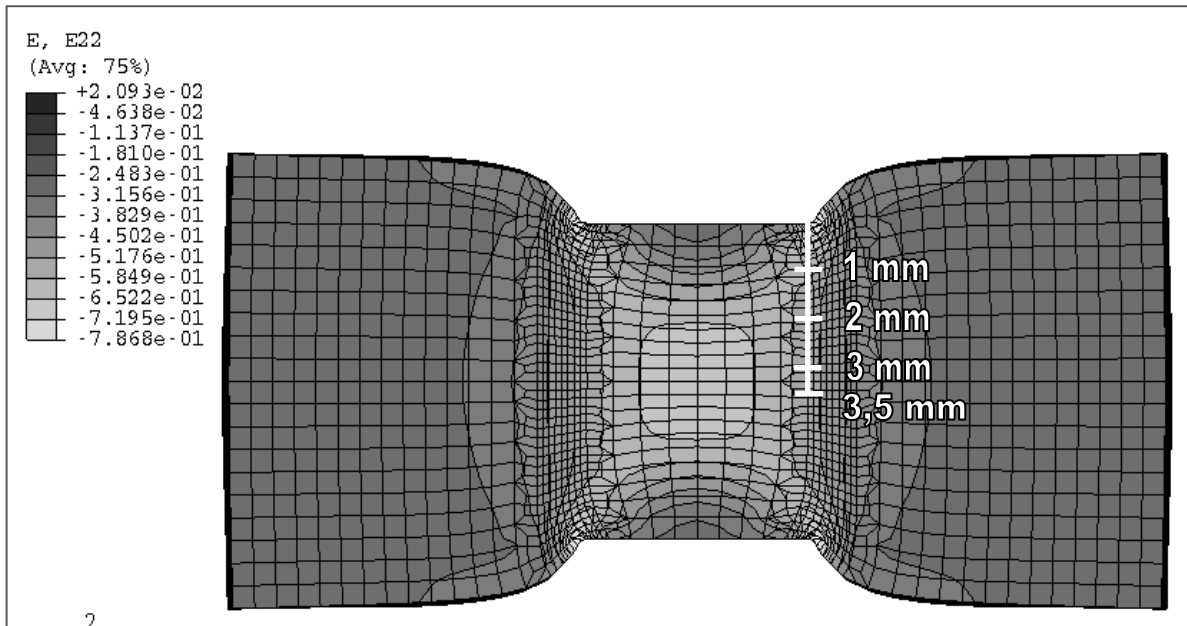


Figura 4.14 – Imagem da simulação numérica no software ABAQUS mostrando os valores de deformação para 30% e as distâncias no eixo B.

Outro fato relevante a ser ressaltado é a grande faixa dos valores de deformação máxima em todas as imagens, caracterizado pela cor cinza de tom mais claro no centro do corpo de prova. Isso se deve ao fato de haver uma compensação pela ausência de deformação ou de valores irrelevantes desta nas regiões superficiais e subsuperficiais dos corpos de prova, caracterizados pelos tons mais escuros de cinza.

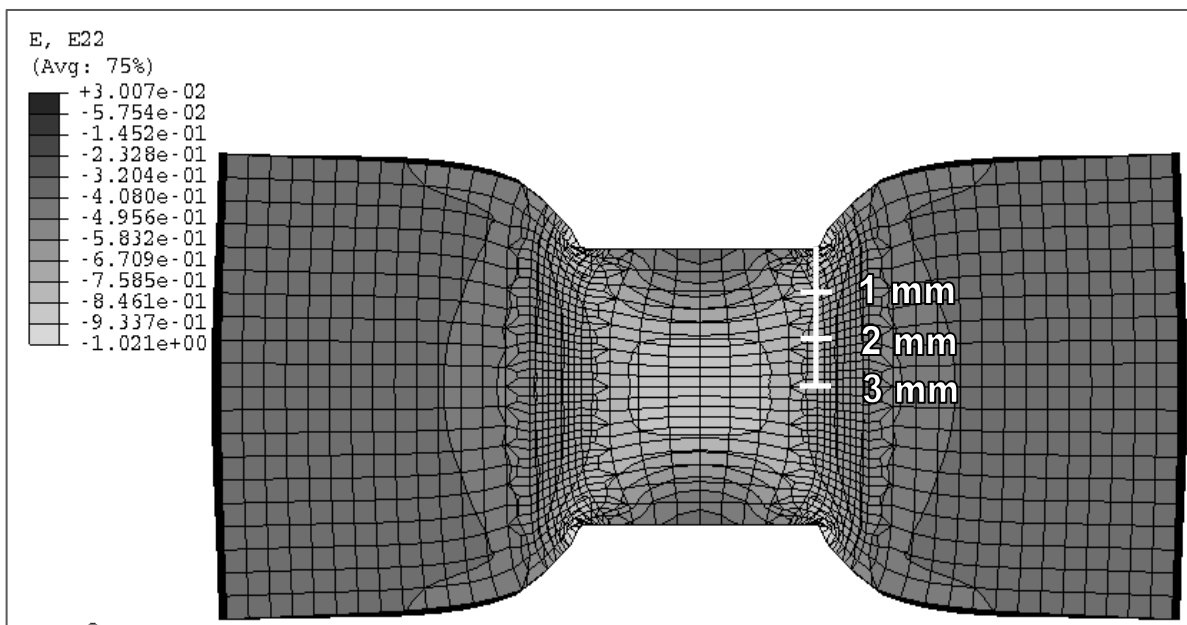


Figura 4.15 – Imagem da simulação numérica no software ABAQUS mostrando os valores de deformação para 40% e as distâncias no eixo B.

Ocorreram variações entre as curvas do modelamento computacional e as curvas das medições em todos os ensaios. O modelamento computacional gera resultados “ideais” ao contrário da realidade das deformações impostas nos ensaios Gleeble.

Para tal pode ser descrito que o modelamento é a idealização matemática de um problema de engenharia, como idealização há fatores, detalhes, que ficam fora da análise, como por exemplo: a anisotropia do material presente no “bandeamento” do mesmo, e o ajuste da curva tensão versus deformação do material considerada pelo software.

A presença de “bandeamento” microestrutural influencia de forma determinante nos valores de deformação, tal característica é considerada homogênea na sua distribuição no modelamento computacional, fato que não ocorre na realidade dos materiais, bem como a presença de inclusões no “bandeamento”, fato que não é considerado no modelamento.

## 5. CONCLUSÃO

A comparação entre os resultados entre as medições dos corpos de prova ensaiados na Gleeble e os resultados do modelamento computacional foi satisfatória dentro da proposta do trabalho e da realidade dos ensaios.

Os corpos de prova mostraram comportamentos semelhantes entre si, ou seja, ocorre ausência de deformação na superfície, local de contato com as bigornas da Gleeble e deformações muito baixas em regiões subsuperficiais.

Nas regiões centrais dos corpos de prova onde houve deformação, a deformação máxima é maior do que os valores de deformações programadas na Gleeble no momento dos ensaios, tal fato ocorre para compensar as baixas deformações tanto na superfície quanto em regiões próximas a ela.

Os valores de deformações programados no simulador termomecânico Gleeble para os ensaios propostos localizaram-se nas distâncias entre 1,5 mm e 2 mm no eixo B para todos os corpos de prova.

Pode-se concluir com isso que no intervalo citado acima encontra-se a região ideal para a realização de análises microestruturais, pois nesta (região) localizam-se os valores de deformações iguais aos programados na Gleeble quando realizados as simulações físicas, e, a partir disso, analisar o comportamento microestrutural dos valores de deformação programados na Gleeble e poder compará-los com outras regiões do corpo de prova.

## **6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

No desenvolvimento deste trabalho pode-se constatar a complexidade das análises de deformação dos aços altas temperaturas. Com isso foram citadas algumas sugestões de trabalhos futuros.

- Utilizar valores de deformações com intervalos maiores, baixa, média e altas de deformação para uma melhor comparação.

## 7. REFERÊNCIAS

ABAQUS Software – versão 6.6.

ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR 8108: Ataque com reativos metalográficos em ligas ferrosas**, 1983.

ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR 13284: Preparação de corpos de prova para análise metalográfica**, 1995.

ABNT, Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR NM188: Materiais metálicos – Dureza Vickers - Parte 1: Medição da dureza Vickers**, 1999.

ASTM, American Society for Testing and Materials. **ASTM E1009–95: Standard Practice for Evaluating an Optical Emission Vacuum Spectrometer to Analyze Carbon and Low-Alloy Steel**, 2006.

ASTM, American Society for Testing and Materials. **ASTM E112-96: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**, 2004.

BORESI, A. P.; Schmidt, R. J.; Sidebottom, O. M. Advanced Mechanics of Materials. **Department of Civil and Architectural Engineering**, Box 3295, University of Wyoming, Laramie, WY 82071, 5<sup>o</sup> ed., 1992, p. 692-693, 695.

CALLISTER, W .D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**-ed. 6, 2002, p.86-87, 91, 120-122, 125.

CORROSION RESISTENCE OF THE AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STAINLESS STEELS IN CHEMICAL ENVIRONMENTS, **INTERNATIONAL NICKEL LTD.**

CUDDY, L. J. In Proc. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite. **Met. Soc. AIME**, 1982.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**—ed. 2, 1998, p.504, 518-519.

---

DIGITAL CONTROLGLEEBLE SYSTEM TRAINING SCHOOL: **Gleeble Systems and Applications**, DynamicSystems Inc., New York, 1998.

DINGLEY, D. J. and Mc LEAN, D. **Acta Met.**, **15**, p. 885, 1965.

GIMP 2.6.3, **GNU Image Manipulation Program**, Copyright © 1995-2008.

GLADMAN, T. and PICKERING, F. B. **ISI SPEC. REP.** No 81, p. 10, 1963.

HONEYCOMBE, R and Bhadeshia, H.K.D.H. **Steels—Microstructure and Properties—**ed. 2, 1995,p. 201.

HUTCHINGS, I. M. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. **Department of Materials Science and Metallurgy University of Cambridge**. 1992, p. 15-16, 22-23, 36-38, 40-42, 58, 60.

IMAGEJ 1.33u, Wayne Rasband, **National Institutes of Health**, USA.

IRVINE, K. J. et al **ISIJ**, 205, P. 944, 1963.

IRVINE, K. J.; Llewellyn, D.T. e Pickering, F. B. **ISIJ**, 1961.

KORCHYSNKY, M. and STUART, J. **London Scandinavian Symposium on High Strength Low Alloy Steels**, Nuremberg, (May, 1970).

KOJIMA, A. Ferrite Grain Refinement by Large Reduction per Pass in Non-Recrystallization Temperature Region of Austenite. **ISIJ International**, 1996, Vol. 36, p. 603-610.

KILOTYRKIN, J. M. **Corrosion**, 19, p. 261, 1963

LLEWELLYN, D.T. **Steels: Metallurgy & Applications—**ed. 2, 1994, p.74-78.



METALS HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys.** Vol. 1, Tenth Edition, 1990, p.22-23.

MCNEELY, V. J. e Llewellyn, D. T. **Sheet Metal Industries**, 49, nº 1, 17, 1972.

PADILHA, A. F. e Siciliano, F. Jr. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. **Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, 2005-ed. 3, p. 29,31,33.

PEREIRA, J. A. R. **Simulação Física do Processo de Forjamento de uma Biela de Aço Microligado ao Nióbio.** (Dissertação de Mestrado) – Programa: Engenharia de Metalúrgica e Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2002.

PICKERING, F. B. **Toward Improved Ductility and Toughness.** British Steel Corporation Special Division, 1971, p. 9-13.

PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels.** Department of Metallurgy, Sheffield City Polytechnic, Sheffield, England, APPLIED SCIENCE PUBLISHERS LTD, p.10, 31-32, 1983.

RADE, D. A. **Introdução ao Método de Elementos Finitos**, 2005.

REGULY A. **Fragilidade à Têmpera dos Aços SAE 5160.** 43-44f. (Dissertação de Doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 1999.

RIBEIRO, F. L. B., Introdução ao Metodo dos Elementos Finitos. **COPPE/UFRJ – Programa de Engenharia Civil**, 2004.

ROBINSON, F. P. A., **Corr. Tech.**7, p. 237, 1960.

SERAJZADEH, S. A Study on Kinetics of Static and Metadynamic Recrystallization During Hot Rolling. **Materials Science and Engineering**, (448), 2007, p. 146-153.

SHIGLEY, J. E.; Mischke, C. R.; Budynas, R. G. **Projeto de Engenharia mecânica**. 7<sup>o</sup> ed., p. 168.

STREINCHER, M. A., **J. Electrochem**, Soc., 103, p. 375, 1965.

SZLARSKO-SMIALOWSKA, Z. and JANIK-CZACHAR, M., **Corr. Sci.** **7**, p. 65, 1967.

TAMURA, I.; Ouchi C.; Tanaka, T. e Sekine, H. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels, **Butterworths**, 1998.

WATTS, A. B.; FORD, H. **Proc. Inst. Mech. Eng.**, Vol. 169, pp. 1141-1156, 1955.

WEISS, I. and Jonas J. J. Interaction Between Recrystallization and Precipitation During the High Temperature Deformation of HSLA Steels, **Metallurgical Transactions**, Vol, 10A, 1979, p. 831-840).

[WWW.ENGINEERINGTOOLBOX.COM/FRICTION-COEFFICIENTS-D\\_778.HTML](http://WWW.ENGINEERINGTOOLBOX.COM/FRICTION-COEFFICIENTS-D_778.HTML)

[WWW.GLEEBLE.COM](http://WWW.GLEEBLE.COM)