

UNESP

Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2003



1110000545



***"Influência do Processo de
Lingotamento nas Propriedades
Mecânicas de um Aço Utilizado em
Cilindros de Laminação "***

MAURO DE JESUS OLIVEIRA

222



MAURO DE JESUS OLIVEIRA

INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE LINGOTAMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS UTILIZADOS EM CILINDROS DE LAMINAÇÃO

Dissertação apresentada a Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de projetos e materiais

Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães

Guaratinguetá
2003

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

545

545



Data: 24/5/04
Valor: 20,00
C/D/T: D

MAURO DE JESUS OLIVEIRA

INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE LINGOTAMENTO
NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS
UTILIZADOS EM CILINDROS DE LAMINAÇÃO

Oliveira, Mauro de Jesus
O48i Influência do processo de lingotamento nas propriedades
mecânicas de aços utilizados em cilindros de laminação / Mauro
de Jesus Oliveira.- Guaratinguetá : [s.n.], 2003
104f.: il.

Bibliografia: f. 100-104

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2003

Orientador: Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães

1. Microestrutura. 2. Lingotamento. 3. Propriedades mecânicas
I. Título

CDU 620.18(043)

Guaratinguetá
2003

BIBLIOTECA
DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ

**“INFLUÊNCIA DO PROCESSO DE LINGOTAMENTO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO UTILIZADO EM
CILINDROS DE LAMINAÇÃO”**

MAURO DE JESUS OLIVEIRA

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

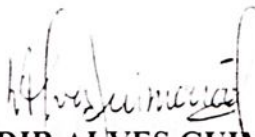
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Dr. José Luz Silveira
Coordenador

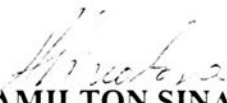
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. VALDIR ALVES GUIMARÃES
Orientador / Unesp-Feg



Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN
Unesp-Feg



Prof. Dr. AMILTON SINATORA
USP/SP

Setembro de 2003

DADOS CURRICULARES

MAURO DE JESUS OLIVEIRA

NASCIMENTO 27.03.1974 – SÃO PAULO- SP

FILIAÇÃO Manoel dos Passos Oliveira
Terezinha de Jesus Oliveira

1989-1992 Curso Técnico em Mecânica
Liceu de Artes e Ofícios de São Paulo –
Escola Técnica – São Paulo

1993-1999 Curso de Graduação
Engenharia Metalúrgica
FEI – Faculdade de Engenharia Industrial –
S.B. do Campo

Engenheiro de Vendas e Assistência Técnica
UEN- Cilindros de Laminação Aços Villares Sidenor S.A.



Em especial aos meus pais

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a meus pais que sempre me apoiaram em todas as minhas realizações e momentos de minha vida

Ao Eng^o Miguel Ângelo de Carvalho, pela oportunidade para realização desse trabalho

Ao Eng^o Carlos Morone, pelo incentivo e apoio

Ao Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães, por sua orientação, paciência, dedicação e auxílio fundamentais para a execução desse trabalho.

Ao Lucas pelo Help

A todo corpo técnico da Aços Villares em Especial ao Laboratório de Cilindros pela ajuda.

Este trabalho contou com o apoio e o suporte Financeiro de Aços Villares –
Sidenor S.A.



*Qualquer coisa que contradiga
a lógica e a experiência
deve ser abandonada*

Dalai Lama



OLIVEIRA, M. de J., **Influência do Processo de Lingotamento nas propriedades mecânicas de aços utilizados em cilindros de laminação**, 2003. 84p. , Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do campus de Guaratinguetá, Universidade do Estado de São Paulo. Guaratinguetá, 2003.

O aumento das exigências de qualidade superficial em laminações a frio de aços e de alumínio, demandam cilindros de laminação com propriedades mecânicas e microestrutura cada vez mais homogêneas e com menores níveis de inclusões. Essas inclusões, além de serem possíveis causadoras de marcas na superfície do laminado, são zonas de concentração de tensão no interior do material, que influenciam nas propriedades mecânicas desses metais. Através da comparação entre os materiais fabricados pelos dois diferentes processos de lingotamento empregados na fabricação de cilindros de laminação, lingotamento convencional indireto e lingotamento seguido por refusão por eletro escória condutora (ESR), observou-se ganhos expressivos de resistência à fadiga por flexão rotativa, para o ESR, devido ao seu maior grau de limpeza. Nas análises por microscopia óptica, foram efetuadas a quantificação e morfologia das inclusões presentes em cada um dos materiais através de análise de imagem. Já nas observações em microscópio eletrônico de varredura, foi possível identificar como as inclusões intensificam a tensão, sendo as geradoras das fraturas nos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

PALAVRAS-CHAVE: Lingotamento, ESR, Limpeza dos Aços, Cilindros de Laminação, Propriedades Mecânicas, Inclusões.

OLIVEIRA, M. de J., **The Influence of Different Melting Processes in the Mechanical Properties of Rolling Mill Rolls Forged Steel.**, 2003. 84p. , Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do campus de Guaratinguetá, Universidade do Estado de São Paulo. Guaratinguetá, 2003.

The increase in requirements for surface quality in cold strip mills and aluminium mills demands higher homogeneous microstructure and mechanical properties of the rolling mill rolls and thus, lower levels of internal inclusions.

These inclusions are possible causes of surface defects in the rolled material. Besides, they are stress concentrators in the roll body and might influence the mechanical properties of such metals.

By comparing two different casting processes utilised in rolling mill rolls manufacturing, conventional ingot pouring and ingot pouring followed by Electro Slag Remelting - ESR, it could be observed an increase in fatigue resistance of the ESR material due to its higher cleanliness.

Analyses of both materials were performed by optical microscopy using image analyses software. Scanning electronic microscopy observations showed the stress concentration effect of the inclusions, decreasing the fatigue resistance of the conventional material.

KEYWORDS: Melting, ESR, Steel Cleaness, Rolling Mill Rolls, Mechanical Properties, Inclusions.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

1 INTRODUÇÃO	21
1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS	21
1.2 OBJETIVOS	25
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
2.1 LINGOTAMENTO CONVENCIONAL	26
2.2 LINGOTAMENTO SEGUIDO DE REFUSÃO POR ELETRO ESCÓRIA CONDUTORA (ESR)	29
2.3 DIFERENÇAS NA SOLIDIFICAÇÃO ENTRE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E ESR	32
2.4 CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE O PROCESSO DE FORJAMENTO À QUENTE (PROCESSOVILLARES)	35
2.4.1 Recalque	36
2.4.2 Desbaste	37
2.4.3 Acabamento	39
2.5 INFLUÊNCIA DO PROCESSO ESR NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS	42
2.6 EFEITO DA QUANTIDADE DE IMPUREZAS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	46
2.7 EFEITO DA MICROESTRUTURA PRÉVIA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	49

3 MATERIAIS E MÉTODOS	51
3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	51
3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS PRELIMINARES	54
3.3 RETIRADA DOS CORPOS DE PROVA (CDP'S)	55
3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS	57
3.4.1 Têmpera	58
3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO	59
3.6 ENSAIO DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA	61
3.7 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	62
3.8 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA	64
3.9 ENSAIO DE DUREZA	66
3.10 RETIRADA DE CDP'S PARA QUANTIFICAÇÃO E ANÁLISE METALOGRÁFICA	66
3.10.1 Quantificação e morfologia das inclusões	67
3.10.2 Caracterização de fases por microscopia óptica	68
3.10.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise por microsonda	70
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	71
4.1 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO	72
4.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY	74
4.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA	77
4.4 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA	79
4.5 RESULTADO DOS ENSAIOS DE DUREZA VICKERS	81
4.6 ANÁLISE MICROESTRUTURAL	82
4.7 QUANTIFICAÇÃO E MORFOLOGIA DE INCLUSÕES	87



4.8 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) E MICRO-ANÁLISE	93
4.8.1 Material convencional	93
4.8.2 Material ESR	96
5 CONCLUSÕES	99
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	100

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 - Esquema de preparação de carga de metal para	
Lingotamento Convencional.....	06
FIGURA 2.2 - Esquema de um equipamento ESR.....	09
FIGURA 2.3 - Diferenças na solidificação no lingotamento	
Convencional x ESR.....	13
FIGURA 2.4 - Processo de refusão e a localização da poça de metal	
líquido.....	14
FIGURA 2.5 - Etapa de Recalque. Lingote e Ferramental.....	16
FIGURA 2.6 - Etapa de Desbaste.....	18
FIGURA 2.7 - Primeira Fase do Acabamento.....	19
FIGURA 2.8 - Segunda Fase do Acabamento.....	20
FIGURA 2.9 - Terceira Fase de Acabamento.....	20
FIGURA 2.10 - Microestrutura de Material para cilindro de laminação	
após forjamento (200 X).....	21
FIGURA 2.11 - Microestrutura de Material para cilindro de laminação	
após forjamento (1000 X).....	21
FIGURA 2.12 - Resistência à tração e limite de escoamento <i>versus</i>	
profundidade radial para um material de cilindro de	
laminação com 5% Cr.....	22
FIGURA 2.13 - Alongamento percentual <i>versus</i> profundidade radial para	
um material de cilindro de laminação com 5% Cr.....	23
FIGURA 2.14 - Redução de Área percentual <i>versus</i> profundidade radial	
para um material de cilindro de laminação com 5% Cr....	23
FIGURA 2.15 - Exemplo de lascamento sub-superficial ocasionado pela	
presença de inclusão não metálica na região de trabalho do	
cilindro.....	27
FIGURA 2.16 - Microestrutura de material com evidencias de nucleação	
de carbonetos em contornos de inclusão (1000 X).....	29

FIGURA 3.1 - Ciclo térmico preliminar de cilindro após forjamento antes da retirada dos CDP's para ambos materiais.....	34
FIGURA 3.2 - Esquema de retirada de anel do esboço forjado.....	35
FIGURA 3.3 - Esquema de corte para a retirada de amostras a serem usinadas para os perfis de Corpos de Prova de Tração e Flexão Rotativa.....	36
FIGURA 3.4 - Esquema mostrando as rotas de tratamento térmico.....	38
FIGURA 3.5 - Curva TTT obtidas experimentalmente através de ensaio de dilatométrica para o aço VC10.....	39
FIGURA 3.6 - Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração ASTM E8M.....	40
FIGURA 3.7 - Geometria do corpo de prova utilizado no ensaio de flexão rotativa. Segundo a norma ASTM E606.....	41
FIGURA 3.8 - Representação de um ensaio de flexão rotativa.....	42
FIGURA 3.9 - Geometria do corpo de prova utilizados nos ensaios de impacto Charpy.....	43
FIGURA 3.10 - Esquema de realização do ensaio Charpy.....	44
FIGURA 3.11 - Máquina para nucleação de trincas em um corpo de prova do tipo SE(B).....	45
FIGURA 3.12 - Corte da amostra no sentido transversal e longitudinal ao raio do cilindro onde será realizada a quantificação de inclusões.....	47
FIGURA 4.1 - Resultados do ensaio de Fadiga por Flexão Rotativa.....	59
FIGURA 4.2 - Micrografia do aço VC10 obtido por lingotamento convencional no estado como fornecido (200 Vezes) Nital 4%, 30 Seg.....	63
FIGURA 4.3 - Micrografia do aço VC10 obtido por lingotamento convencional no estado como fornecido (1000 Vezes) Nital 4%, 30 seg	63

FIGURA 4.4 - Micrografia do aço VC10 obtido pelo processo ESR no estado como fornecido (200 vezes) Nital 4%, 30 Seg....	64
FIGURA 4.5 - Micrografia do aço VC10 obtido pelo processo ESR no estado como fornecido (1000 vezes) Nital 4%, 30 Seg..	64
FIGURA 4.6 - Micrografia do aço VC10 obtido por lingotamento convencional no estado temperado Nital 4%, 30 Seg.....	65
FIGURA 4.7 - Micrografia do aço VC10 obtido pelo processo ESR no estado temperado Nital 4%, 30 Seg.....	65
FIGURAS 4.8 - Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção longitudinal na superfície do material ESR.....	69
FIGURAS 4.9 - Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção longitudinal na superfície do material LC.....	69
FIGURAS 4.10 - Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção transversal na superfície.....	69
FIGURAS 4.11 - Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção transversal na superfície do material LC.....	69
FIGURAS 4.12 - Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção longitudinal a 35mm da superfície do material ESR.....	70
FIGURAS 4.13 - Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção longitudinal a 35mm da superfície do material LC.....	70
FIGURAS 4.14 - Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção transversal a 35mm da superfície do material ESR.....	70
FIGURAS 4.15 - Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção transversal a 35mm da superfície do material LC.....	70
FIGURA 4.16 - Morfologia das inclusões para material convencional, 100 vezes sem ataque.....	72

FIGURA 4.17 - Morfologia das inclusões para material ESR, 100 vezes sem ataque.....	72
FIGURA 4.18 - Fractografia da região de início de fratura do CDP de flexão Material convencional, 200 vezes.....	73
FIGURA 4.19 - Fractografia da região de início de trinca, 1000 vezes.....	74
FIGURA 4.20 - Resultado da análise por micro-análise para o material convencional.....	74
FIGURA 4.21 - Fractografia da região central do CDP para o material convencional, 1500 vezes.....	75
FIGURA 4.22 - Fractografia da região de início da propagação da trinca do material ESR, 200 vezes.....	76
FIGURA 4.23 - Região de início de fratura para material ESR ,1000 vezes.....	77
FIGURA 4.24 - Resultado da análise por microsonda para material ESR.....	77
FIGURA 4.25 - Fractografia da região central do CDP para material ESR 1500 vezes.....	78

LISTA DE TABELAS

TABELA 3.1 - Especificação de Composição Química para os aços VC10.....	31
TABELA 3.2 - Composição Química em peso da Eletroescória.....	32
TABELA 3.3 - Nomenclatura adotada para cada condição metalúrgica estudada neste trabalho.....	37
TABELA 4.1 - Resultados obtidos pelo ensaio de tração para o aço VC10 nas diversas condições metalúrgicas estudadas.....	52
TABELA 4.2 - Resultados referentes ao ensaio de impacto Charpy (J).....	54
TABELA 4.3 - Análise estatística dos resultados dos ensaios de Impacto charpy (material no estado como fornecido).....	55
TABELA 4.4 - Análise estatística dos resultados dos ensaios de impacto charpy (material no estado temperado).....	56
TABELA 4.5 - Resultados referentes ao ensaio de Tenacidade à Fratura....	57
TABELA 4.6 - Análise estatística dos resultados dos ensaios de tenacidade a fratura.....	58
TABELA 4.7 - Valores médios para quantificação das inclusões para ambos materiais.....	61
TABELA 4.8 - Valores médios para quantificação das inclusões para ambos materiais.....	67
TABELA 4.9 - Parâmetro de circularidade das Inclusões para ambos materiais em função da distância da superfície do cilindro.....	68



LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AB	razão entre a área de um pit e a menor de área de um retângulo ao redor deste
A_i	Área inicial dos Corpos de Prova de Tração
A_f	Área final dos Corpos de Prova de Tração
C	Carbono
CDP's	Corpos de Provas
Cr	Cromo
Dd_R	Diâmetro do lingote desbastado em metros
D_i	Diâmetro inicial dos Corpos de Prova de Tração
D_L	Diâmetro do lingote
D_M	Diâmetro da mesa do cilindro bruto de forjamento.
DMT	Departamento de Materiais e Tecnologia
D_R	Diâmetro médio do lingote após o recalque
ESR	Electro Slag Remelting
ESR-CF	Material obtido por Eletro Slag no estado conforme fornecido
ESR-950/7	Material obtido por Eletro Slag, aquecido a 950°C e manutenção por 30 minutos; Resfriamento a 7°C/s
FEA	Forno Elétrico a Arco
GD	Grau de Deformação
GR	Grau de Redução
Lo	Comprimento útil dos Corpos de Prova de Tração
LC	Lingotamento convencional
LC-CF	Material obtido por lingotamento convencional no estado conforme fornecido
LC-950/7	Material obtido por lingotamento convencional, aquecido a 950°C e manutenção por 30 minutos; Resfriamento a 7°C/s



MEV –	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mo	Molibdênio
RA	Redução de Área
S	Enxofre
TTT	Tempo, Temperatura e Transformação
<i>T</i>	Tempo em horas
V	Vanádio

LISTA DE SÍMBOLOS

ΔG	Energia livre de Gibbs
ε	Alongamento total
Φ	Redução em área
$\sigma - N$	curva de Wöhler
σ_e	Limite de escoamento
σ_t	Limite de resistência à tração



1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

Em seus primórdios, as laminações apenas objetivavam produzir grandes quantidades de produtos a serem vendidos com preocupações secundárias sobre qualidade. Em algumas usinas, a produção estava somente interessada em laminar produtos com qualidade visivelmente aceitável, ou seja, isento apenas de marcas ou riscos superficiais. Cuidados sobre os carregamentos nos passes de laminação, precisão dimensional, qualidade de superfície e propriedades metalúrgicas tinham importância secundária.

Com os progressos do século XX a demanda pela qualidade dos laminados cresceu. A razão de redução dos cilindros, isto é, espessura do laminado *versus* diâmetro do cilindro aumentou: cilindros de apoio (*Back Ups*) suportavam cilindros de trabalho menores e as carcaças de laminadores tornaram-se mais robustas. Todos esses esforços tornaram-se necessários não muito para manter os níveis de tensão nos equipamentos baixos, mas sim, para aumentar a rigidez e minimizar as deflexões por razões de precisão dimensional das tiras laminadas.



O desenvolvimento dos cilindros está diretamente associado com a evolução das técnicas e equipamentos de laminação. Em seu princípio a tecnologia de fabricação era bastante rudimentar. Os cilindros fabricados em ferro fundido eram despejados diretamente num sistema de moldes com o corpo dos cilindros colocados em uma coquilha metálica e seus pescoços em moldes de areia.

Esses cilindros eram fabricados com um ferro fundido, contendo baixíssimas adições de elementos de liga e sua microestrutura era constituída de uma matriz perlítica com elevados teores de carbonetos. A resistência ao desgaste era relativamente boa devido aos carbonetos, mas a tenacidade era muito moderada devido a fragilização da matriz perlítica por esses carbonetos. Além do mais, sua resistência mecânica e dureza eram baixas.

A evolução dos cilindros de laminação não se deu somente pelo aumento das cargas mecânicas a que estavam impostos. O aumento das exigências de qualidade superficial das tiras laminadas, principalmente em aplicações nas indústrias automobilísticas e de eletrodomésticos (conhecida como Linha Branca), teve e tem importante papel no desenvolvimento de materiais cada vez mais nobres para a fabricação de cilindros de laminação (LEE et al., 2002).

Atualmente existem diversos estudos em andamento visando correlacionar a textura do cilindro com a qualidade superficial da tira, utilizando modernas técnicas estatísticas além de sofisticados equipamentos que avaliam e traçam perfis topográficos das superfícies do cilindro e da tira laminada, (TORO; BATALHA, 1999).



Os cilindros de aço forjado e temperado utilizados nessas aplicações, poderão apresentar aspereza (alta rugosidade) na superfície durante o uso na laminação, e esta será impressa no produto. Este tipo de aspereza é proveniente das dendritas de solidificação do lingote.

Esse fenômeno ocorre pela característica de solidificação do aço na lingoteira. Durante a solidificação o componente mais puro do aço solidifica-se primeiro e se desenvolve para a dendrita.

A interdendrita é preenchida com o componente concentrado e as impurezas, terminando assim a solidificação. Devido a isso, surge uma diferença de composição química entre a dendrita e a interdendrita, que após o tratamento térmico desse aço fará com que surjam pequenas diferenças de dureza entre elas. Esta variação causa uma diferença de resistência ao desgaste e conseqüentemente surge asperezas na superfície do laminado.

Nos processos de fundição convencional, não é possível eliminar esse efeito completamente, sendo então, necessário submeter o lingote a processos de refusão controlada como a Refusão por Eletro Escória Condutora (ESR – Electro Slag Remelting).

Além disso, materiais com solidificação controlada tendem a ter propriedades mecânicas superiores oferecendo melhor performance e acabamento.



No lingotamento convencional (LC), o metal líquido é despejado diretamente em um molde metálico, sem controle de solidificação, já no lingotamento seguido por ESR após a solidificação do lingote feito pelo processo convencional, este é submetido a uma refusão com parâmetros controlados.

De forma geral pode-se dizer que os lingotes produzidos por ESR são praticamente livres de defeitos macroscópicos como porosidade de solidificação, grandes segregações e inclusões macroscópicas causadas pela escoria (MAUER, 1983), no entanto, o processamento por lingotamento convencional possui a vantagem de ser mais econômico que os processos de refino secundário e os cilindros produzidos por esse método ainda possuem grande aplicação na indústria.



1.2 OBJETIVOS

Dentro do exposto, esse trabalho tem por objetivos analisar as diferenças nas propriedades mecânicas e metalúrgicas para um material de mesma especificação de composição química utilizado na fabricação de cilindros de laminação produzidos por dois diferentes processos de fundição: LC e ESR.

Ambos materiais serão analisados no estado como fornecido, ou seja, bruto após fundição e forjamento e em outras condições microestruturais obtidas por tratamento térmico, objetivando simular as situações reais dos cilindros de laminação em sua etapa final de fabricação, pretendendo identificar possíveis diferenças e influências dos processos de lingotamento sobre as propriedades mecânicas desses materiais. Para esse estudo serão realizadas caracterizações microestruturais por microscopia óptica e eletrônica de varredura, além de ensaios mecânicos de tração, impacto, fadiga e tenacidade à fratura.



2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LINGOTAMENTO CONVENCIONAL

Os aços utilizados para a fabricação de cilindros de trabalho para aplicação em laminadores de tiras a frio, são materiais ligados principalmente ao cromo e molibdênio com pequenas adições de vanádio. Estes materiais são temperados superficialmente por indução e revenidos a baixa temperatura (150 a 200°C) para possibilitar a obtenção de elevados níveis de dureza e resistência ao desgaste. Não são utilizados altos teores de elementos de liga, pois a obtenção de uma microestrutura refinada tornar-se-ia difícil (CARVALHO, 1995).

A seqüência de preparação desses metais pode ser observada esquematicamente na Figura 2.1 sendo esta dividida em cinco etapas básicas na fabricação de cilindros fundidos por LC, e seis para os confeccionados pelo processo ESR.

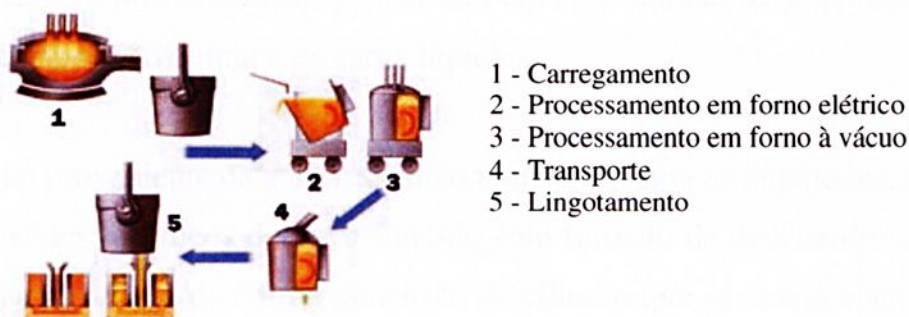


Figura 2.1 - Esquema de preparação de carga de metal para Lingotamento Convencional

A etapa inicial do lingotamento convencional é o carregamento, nesta fase a carga metálica básica é formada por sucata de aço ao carbono, cavacos de usinagem de cilindros e pela adição de ferro ligas.

A carga é balanceada de forma a evitar que o teor de cromo seja superior a 0,60%, pois acima desse valor, o cromo seria preferencialmente oxidado e a eliminação de fósforo seria prejudicada.

Este carregamento que pode ser chamado inicialmente de "carga fria" é então transportado a um forno elétrico de fusão, constituído de três eletrodos de grafite, onde será efetuada a fusão do metal.

Nesta etapa são controlados os teores de fósforo e é feita a adição de ferro ligas para estabilização dos teores de cromo, carbono e enxofre. Em seguida este banho é transferido ao forno panela para uma desgaseificação sob vácuo. Durante esse processamento é realizada ainda a retirada de impurezas e correções da composição química da carga líquida.

O metal proveniente da aciaria é então transferido para as lingoteiras, que são grandes moldes metálicos de ferro fundido com formato de dodecaedros, de tamanhos variados de acordo com a dimensão do cilindro que se deseja obter. O vazamento é feito de forma indireta através de canais de transferência laterais que irão preencher as lingoteiras, (REBELLATO; MORONE; NOGUEIRA, 1993).



2.2.2. LINGOTAMENTO SEGREGADO DE REFUSÃO POR ELETRÓ

Durante o lingotamento, a solidificação do metal não pode ser controlada, apenas monitorada, obtendo-se um lingote de estrutura bastante grosseira de formação aleatória. O resultado dessa solidificação é um lingote com três regiões características obtidas na fundição de grandes massas em moldes metálicos: coquilhada fina, colunar (intermediária) e dendrítica, onde verifica-se a formação de diversos tipos de segregações durante a solidificação.

A estrutura de solidificação obtida em lingotes fabricados por LC, é de um tipo bastante comum encontrado em fundição de ligas em moldes metálicos. O lingote consiste de uma camada externa de grãos equiaxiais finos, que envolve a camada de cristais colunares intermediários, e uma zona equiaxial dendrítica central.

Esse tipo de mecanismo de solidificação raramente produz uma estrutura muito refinada. Vários tipos de segregação são formados durante o resfriamento, devido ao comportamento dos cristais equiaxiais no molde assim como Segregações V, Segregações em A (ou V inversa) e segregações negativas (OHNO, 1988).

Figura 2.1 - Formação esperada de um lingotamento LC

A estrutura de lingotamento LC é formada em moldes metálicos e é caracterizada por ser bastante grosseira. O molde não é aquecido e o metal é fundido a uma temperatura acima do ponto de fusão. A solidificação ocorre de fora para dentro, formando uma estrutura de grãos equiaxiais finos na periferia, uma zona de grãos colunares intermediários e uma zona central de grãos dendríticos.

2.2 LINGOTAMENTO SEGUIDO DE REFUSÃO POR ELETRO ESCÓRIA CONDUTORA (ESR)

A Figura 2.2 apresenta um esquema de uma planta ESR. O eletrodo consumível é submerso num banho de escória líquida contido em um molde metálico, refrigerado a água, que fornece corrente elétrica ao sistema.

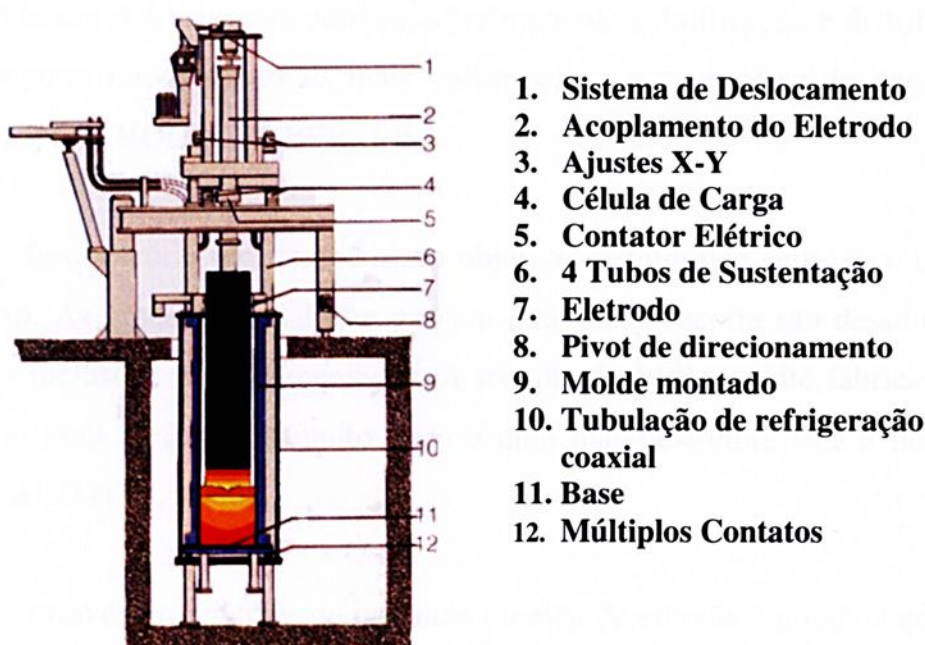


Figura 2.2 - Ilustração esquemática de um equipamento ESR

A escória é fundida separadamente em outra unidade de fusão e é despejada no espaço entre o eletrodo e o molde metálico. O molde não é apenas o local onde o metal líquido fica armazenado, exercendo também a função de eletrodo não consumível.

A passagem de corrente elétrica através da escória, aquece-a em temperaturas acima do ponto de fusão do aço, levando então, o eletrodo a uma fusão contínua por toda sua extensão.

O metal líquido formado, passa através da escória reativa e fica armazenada em uma poça de metal líquido contido no molde. Esse metal é solidificado quando em contato com as paredes do molde metálico refrigerado, formando um outro lingote com características de solidificação e distribuição de componentes microestruturais mais uniformes, que o processo de lingotamento convencional (HOLZGRUBER, 1983).

Essa escória tem também um objetivo metalúrgico específico dentro do processo. As gotas de metal que passam através da escória são dessulfuradas e grandes inclusões são fragmentadas. A tecnologia ESR permite fabricar um aço com um grau de limpeza muito bom e uma macroestrutura fina e homogênea (GASPARD et al., 2000).

Através do controle da potência elétrica de entrada é possível controlar a taxa de fusão (meltrate) imposta ao eletrodo, formando uma maior ou menor poça de metal líquido, tendo como consequência um lingote sob condições controladas de fusão e solidificação (KAJIOKA et al., 1980).

A aplicação do processo ESR é especificada também em função do produto a ser laminado, por exemplo, o caso de folhas finas de alumínio onde se requer uma estrutura homogênea com carbonetos finamente dispersos em todo o volume do cilindro produzido (MEDOVAR; CHERNETS, 2000).



As condições de operação do equipamento ESR irão afetar a superfície final do lingote e o tamanho da poça de metal líquido formada na parte inferior do sistema. Essa morfologia é quem indica qual a velocidade que o metal está passando pela escória.

Estudos realizados, mostraram que uma poça de metal muito grande, diminui o grau de limpeza do material, além de alterar suas propriedades mecânicas (KAJIOKA et al., 1980).

Para lingotes obtidos pelo processo ESR tem-se uma estrutura de solidificação também com três zonas características: equiaxial fina, colunar e equiaxial dendrítica.

Os controles de fusão e solidificação são parametrizados pela aplicação das leis de Ohm e Joule para transmissão de eletricidade e energia. Assim sendo, pode-se afirmar que uma maior taxa de fusão é diretamente influenciada pela quantidade de energia elétrica fornecida ao sistema (HOLZGRUBER, 1983).

Por causa dos efeitos da película de escória, as superfícies dos lingotes gerados pelo processo ESR são praticamente isentas de grandes defeitos. Além disso, no caso desses lingotes, é possível variar os parâmetros de solidificação do metal através do controle da vazão de água do sistema de resfriamento, bem como, da taxa de fusão do metal. Dessa forma, é possível obter lingotes com espaçamento interdendríticos específicos, caso necessário.

As macroestruturas dos lingotes ESR são geralmente mais homogêneas, e o controle das macrosegregações é o fator de maior importância na qualidade dos lingotes obtidos por esse processo (YUE, 1989).



2.3 DIFERENÇAS NA SOLIDIFICAÇÃO ENTRE LINGOTAMENTO CONVENCIONAL E ESR

As diferenças de macroestruturas existentes nos lingotes são em grande parte corrigidas durante o processamento mecânico de forjamento a quente, que quebra as irregularidades da estrutura bruta de fundição, mais proeminente nos materiais fundidos por processos convencionais.

A estrutura sofre modificações para uma morfologia mais favorável, através dos fenômenos de recuperação e recristalização¹, durante o processo de deformação mecânica a quente. Entretanto, a estrutura final obtida ainda não é completamente homogênea.

Essa variação muitas vezes é indesejada, pois, no caso da laminação de folhas polidas de alumínio com espessuras muito pequenas (0,10mm), quaisquer variações de dureza, imperceptíveis nos ensaios de macrodureza, são suficientes para causar marcas na superfície das folhas laminadas.

Como a solidificação ocorre na direção do fluxo de calor, geralmente perpendicular à interface líquido/sólido, o volume de líquido contido no substrato tem influência direta na macro e microestruturas, parâmetros que podem apenas serem controlados pelo processo ESR.

A definição do fluxo de calor resulta em uma estrutura de solidificação tipo dendrítica, que, comparada com as estruturas equiaxiais encontradas no centro dos materiais fabricados pelo processo convencional possuem uma reduzida microsegregação (HOLZGRUBER, 1983).

¹ Tais fenômenos foram comprovados através de estudos práticos realizados em Aços Villares S/A



As diferenças macroestruturais entre LC e ESR podem ser esquematicamente observadas na Figura 2.3.

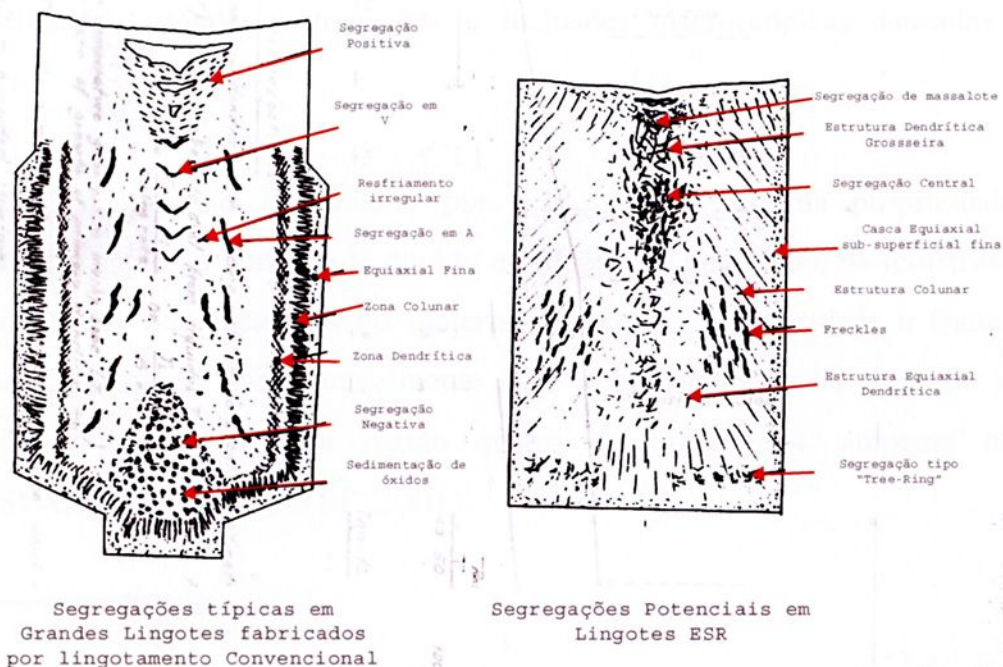


Figura 2.3 - Ilustração das diferentes macroestruturas formadas durante a solidificação no lingotamento Convencional x ESR (HOLZGRUBER, 1983)

Um controle preciso da velocidade de fusão e solidificação, profundidade e perfil da poça de metal líquido, durante o processo permite minimizar o número de células de carbonetos eutéticos e os níveis de segregação em materiais com uma composição química carregada (Ligas com 5% de cromo, por exemplo) (DONALDSON, 1987).

De forma geral, pode-se dizer que os lingotes produzidos por ESR são praticamente livres de defeitos macroscópicos como: porosidades de solidificação, grandes segregações e inclusões macroscópicas causadas pela escória.

Os materiais produzidos por ESR, podem ter sua propriedade de resistência a fadiga aumentada devido a redução no tamanho e na redistribuição das inclusões não metálicas do material, entretanto, a tenacidade à fratura do material, diminui consideravelmente caso a profundidade da poça de metal líquido, representado pela região quatro da Figura 2.4, aumente muito, (GASPARD et al, 2000; OTT, 2001).

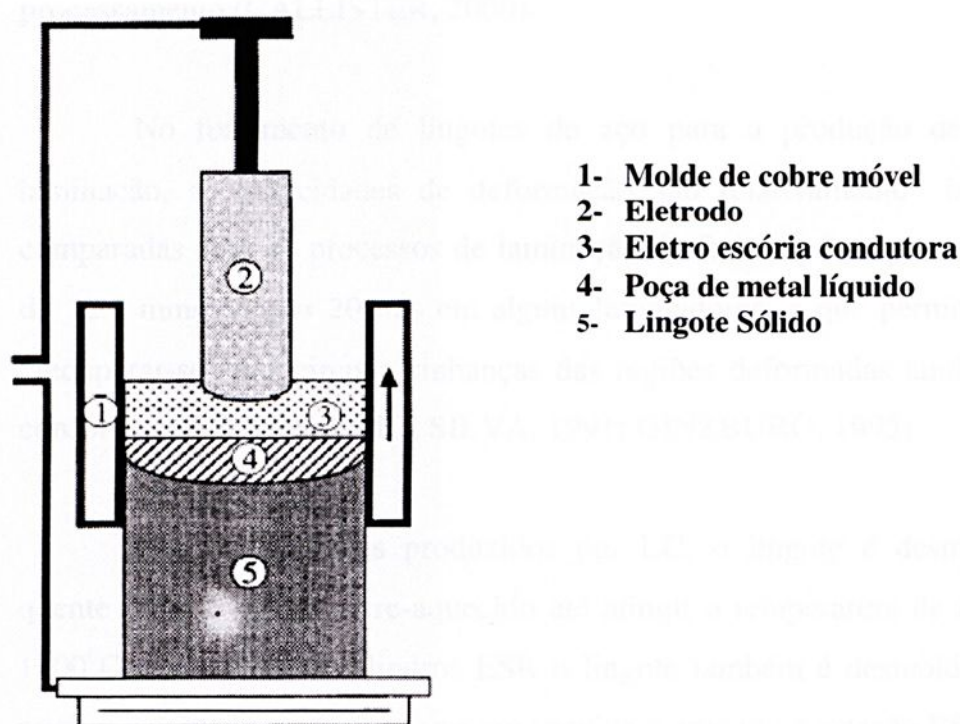


Figura 2.4 Ilustração do Processo de refusão e a localização da poça de metal líquido

2.4 CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE O PROCESSO DE FORJAMENTO À QUENTE (PROCESSO VILLARES)

A introdução de deformações plásticas no material com temperaturas relativamente baixas, comparadas com seu ponto de fusão, produzem mudanças tanto no aspecto microestrutural quanto nas propriedades do metal. Tais alterações incluem: mudança na morfologia dos grãos, endurecimento por deformação e um aumento na densidade de discordâncias.

Uma outra parte da energia gasta durante a conformação, mantém-se armazenada no material na forma de *energia de deformação*, a qual está associada com as tensões de tração e compressão, além das zonas de cisalhamento localizadas em torno das novas discordâncias criadas a partir de tal processamento (CALLISTER, 2000).

No forjamento de lingotes de aço para a produção de cilindros de laminação, as velocidades de deformação são relativamente baixas quando comparadas com os processos de laminação de fio-máquina, por exemplo, cerca de 12,7 mm/s *versus* 20 m/s em alguns laminadores, o que permite ao material “recuperar-se” nas circunvizinhanças das regiões deformadas ainda durante sua conformação (CARVALHO; SILVA, 1991; GINZBURG, 1995).

Para os materiais produzidos por LC, o lingote é desmoldado ainda quente (650 a 750°C), e re-aquecido até atingir a temperatura de forjamento de 1200°C max., Para os cilindros ESR o lingote também é desmoldado a quente, porém, é deixado resfriar ao ar e em seguida é enviado a estação ESR descrito no item 2.2 sendo posteriormente re-aquecido para forjamento. O processo de forjamento envolve várias etapas como recalque, desbaste e acabamento que serão descritas a seguir.



2.4.1 Recalque

A etapa de recalque é realizada com uma matriz superior em forma de disco, conhecida por chapéu e com a craveira como matriz inferior, Figura 2.5.

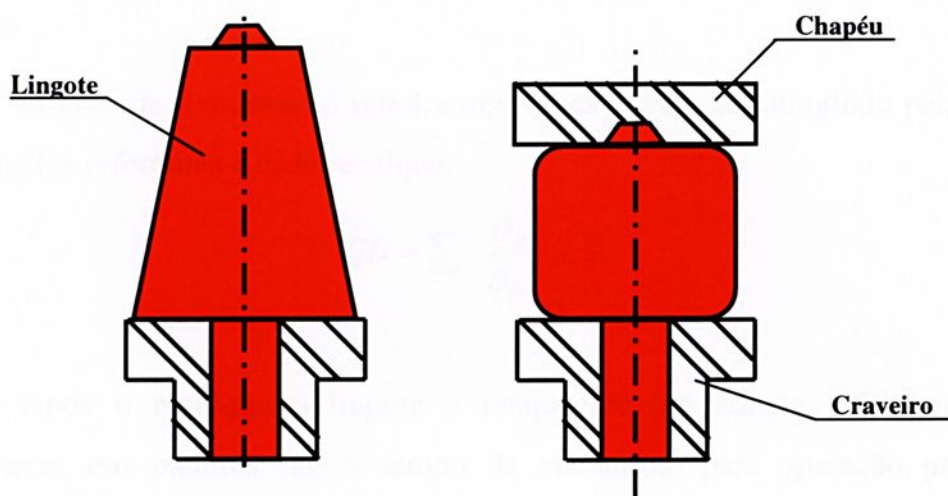


Figura 2.5 Etapa de Recalque. Lingote e Ferramental

O recalque é realizado sempre que não se atinja grau de deformação (GD) igual a três vezes, conforme a equação (2.1)

$$GD = \frac{D_L^2}{D_M^2} < 3 \quad (2.1)$$

onde D_L é o diâmetro do lingote e D_M é o diâmetro da mesa do cilindro bruto de forjamento.

Por questões operacionais os lingotes de cilindros LC e ESR possuem diâmetros diferentes, tendo como consequência diferentes GD^2 para esses materiais.

² Esse grau de deformação é especificado pelo fabricante para que possíveis segregações ou vazios de solidificação existentes nos lingotes, possam ser eliminados, e estão entre 3 a 3,3 para os fabricados pelo processo convencional, e entre 1,6 a 2 para os ESR.

O lingote é então recalcado de tal forma que:

$$GD = \frac{D_R^2}{D_M^2} \geq 3 \quad (2.2)$$

onde D_R é o diâmetro médio do lingote após o recalque.

O grau de deformação igual a três vezes deverá ser atingindo pela soma das parcelas referentes a cada recalque:

$$GD = \sum \frac{D_R^2}{D_M^2} \geq 3 \quad (2.3)$$

Após o recalque o lingote é reaquecido até atingir 1150°C e deve permanecer em patamar até o tempo de encharque para operação posterior determinado pela equação 2.4:

$$t = 4 \cdot D_R + 1 \quad (2.4)$$

onde t é o tempo em horas e D_R é o diâmetro médio do lingote após o recalque, em metros.

2.4.2 Desbaste

A etapa de desbaste sucede a etapa de recalque, porém pode ser a primeira etapa do forjamento, desde que se atinja o grau de deformação mínimo especificado. Tais variações afetam a manipulação durante o desbaste mas não afetam a operação como um todo.

A Figura 2.6 esquematiza a seqüência de forjamento durante a etapa de desbaste, em que o lingote é inicialmente rebaixado para um diâmetro padronizado para a primeira fase, sendo em seguida forjada a região do pé para um diâmetro de 20 mm maior que o diâmetro da mesa do cilindro bruto de forjamento num comprimento de aproximadamente 700 mm (segunda fase), por onde o desbastado será manipulado na etapa de acabamento.

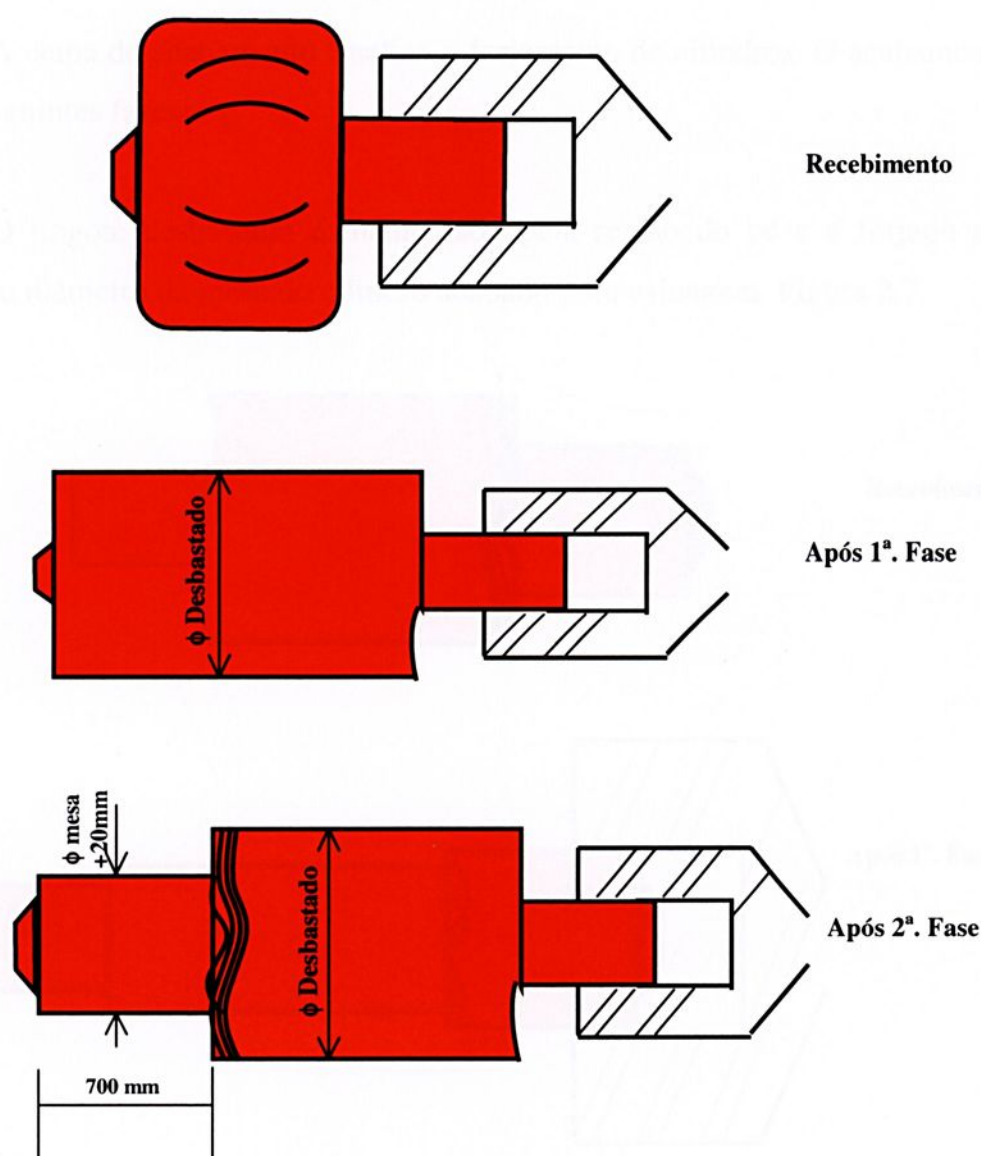


Figura 2.6 Etapa de Desbaste

O lingote desbastado então retorna ao forno para rea aquecimento destinado ao novo recalque ou ao acabamento, e o tempo de patamar é dado por:

$$t = 4 \cdot D_R \quad (2.5)$$

onde t é o tempo em horas e D_R é o diâmetro do desbastado em metros.

2.4.3 Acabamento

A etapa de acabamento finaliza o forjamento de cilindros. O acabamento tem as seguintes fases:

O lingote desbastado é manipulado pela região do pé e é forjado até alcançar o diâmetro da mesa do cilindro acabado para usinagem. Figura 2.7.

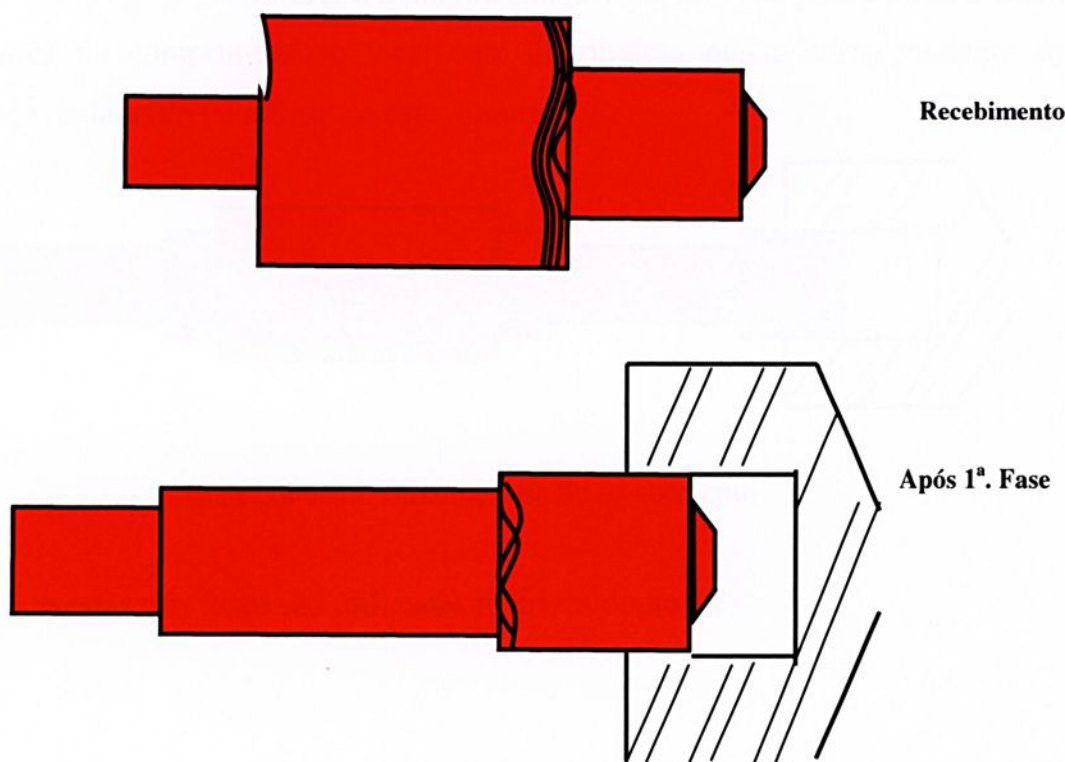


Figura 2.7 Primeira Fase do Acabamento

Nesta fase, marca-se no comprimento o local para distribuir a massa correspondente ao pescoço do lado da cabeça e forja-se o mesmo, Figura 2.8.

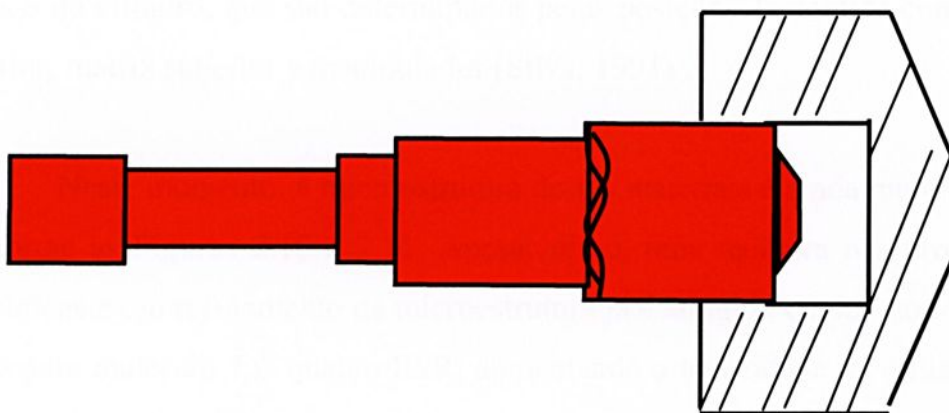


Figura 2.8 Segunda Fase do Acabamento

Após girar o cilindro, a manipulação passa a ser feita pela cabeça e então se marca no comprimento o local para distribuir a massa correspondente ao pescoço do lado do pé e forja-se este. Figura 2.9.

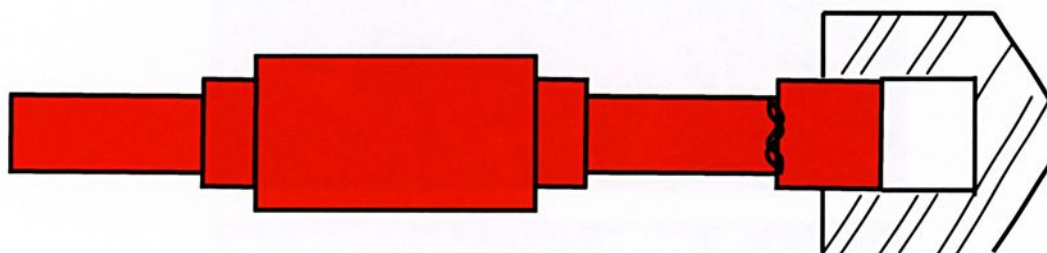
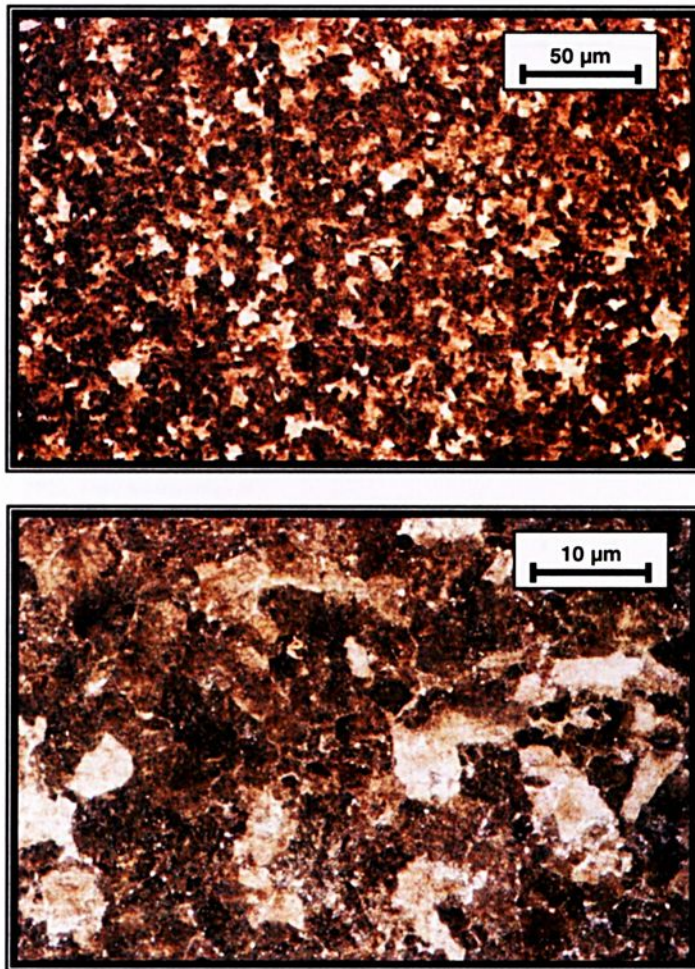


Figura 2.9 Terceira Fase de Acabamento

Nestas três fases são utilizadas matrizes duplos V.

É realizada uma inspeção visual onde se corrige qualquer empenamento de forjamento através da aplicação de forças sobre três pontos no esboço do cilindro, que são determinados pelas posições de contato com a matriz inferior, matriz superior e manipulador (Silva, 1991) .

Neste momento, a microestrutura destes materiais é ainda muito grosseira conforme as Figuras 2.10 e 2.11. Apesar disso, uma melhora nas propriedades mecânicas e um refinamento da microestrutura já é atingido devido ao forjamento tanto para materiais LC quanto ESR, aumentando a tenacidade do cilindro antes mesmo do seu resfriamento.



Figuras 2.10 e 2.11 Microestrutura de Material para cilindro de laminação após forjamento – 200 e 1000 vezes Nital 4% 10 seg

2.5 INFLUÊNCIA DO PROCESSO ESR NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS

Estudos realizados por OTT(2001), et al, em cilindros de apoio com aços de mesma composição fabricados em Forno Elétrico a Arco (FEA) ou LC em comparação com o ESR, mostram que os materiais produzidos por esse processo, possuem uma constância maior de propriedades em toda sua extensão, conforme pode ser observado nas Figuras 2.12, 2.13 e 2.14 para um aço com 0,88%C e 5%Cr.

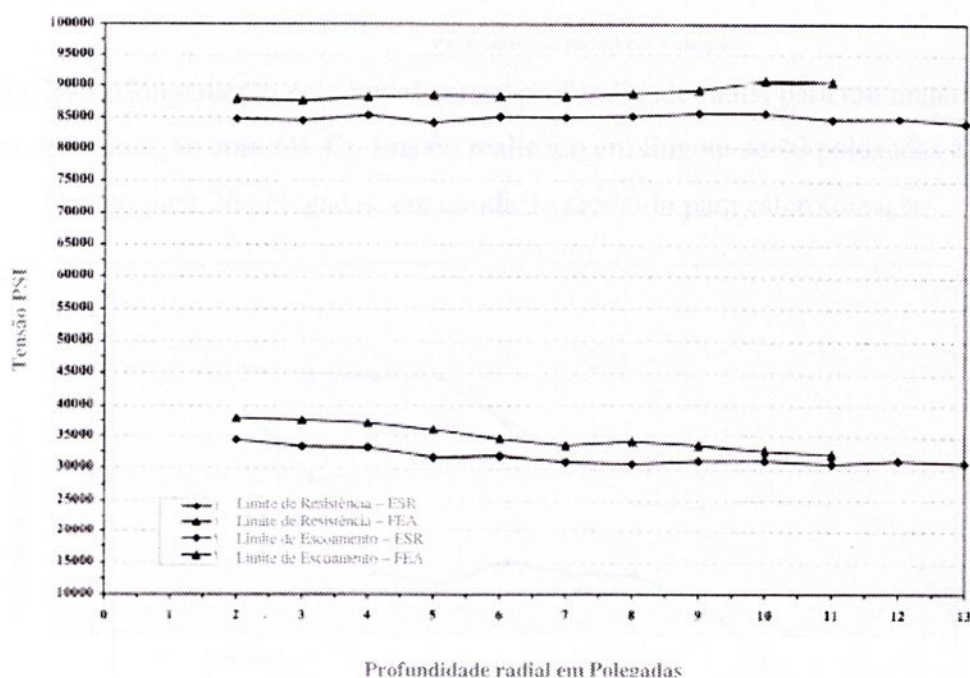


Figura 2.12 Resistência à tração e limite de escoamento *versus* profundidade radial para um material de cilindro de laminação com 5% Cr. Ensaio realizado em lingote de 40 polegadas e blank forjado para 26 polegadas, em condição recozido para esferoidização.

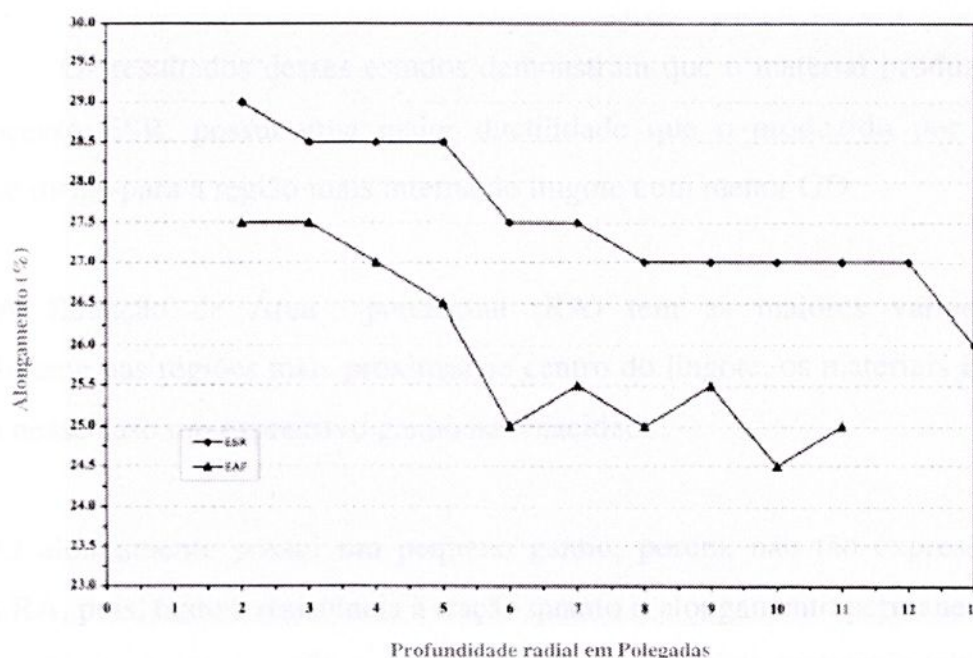


Figura 2.13 Alongamento percentual versus profundidade radial para um material de cilindro de laminação com 5% Cr. Ensaio realizado em lingote de 40 polegadas e blank forjado para 26 polegadas, em condição recozido para esferoidização.

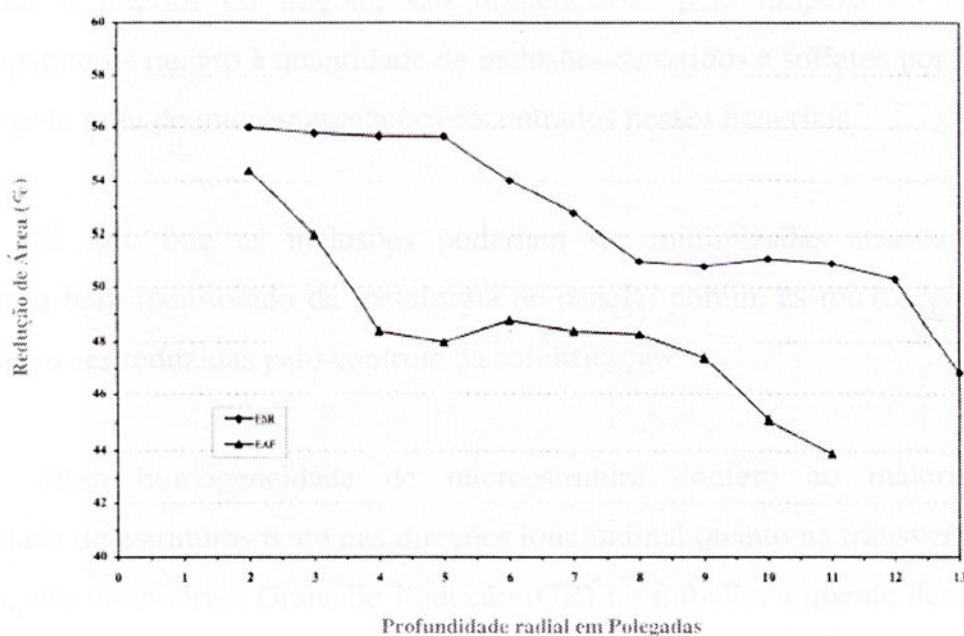


Figura 2.14 Redução de Área percentual *versus* profundidade radial para um material de cilindro de laminação com 5% Cr. Ensaio realizado em lingote de 40 polegadas e blank forjado para 26 polegadas, em condição recozido para esferoidização.

Os resultados desses estudos demonstram que o material produzido pelo processo ESR, possui uma maior ductilidade que o produzido por LC quando se dirige para a região mais interna do lingote com menor GD.

A Redução de Área percentual (RA) tem as maiores variações principalmente nas regiões mais próximas ao centro do lingote, os materiais ESR mostram nesse caso um expressivo ganho na tenacidade.

O alongamento possui um pequeno ganho, porém, não tão expressivo quanto a RA, pois, tanto a resistência à tração quanto o alongamento permanecem relativamente constantes quando comparados com os materiais convencionais.

As propriedades mecânicas, particularmente na transversal caminhando-se para o interior do lingote, são influenciadas pela limpeza do material, principalmente quanto à quantidade de inclusões de óxidos e sulfetos por um lado como pelo grau de microsegregações encontrados nesses materiais.

É fato que as inclusões poderiam ser minimizadas através de um processo bem monitorado de metalurgia de panela, porém, as microsegregações só podem ser reduzidas pelo controle da solidificação.

Essa homogeneidade de microestrutura confere ao material uma igualdade de estruturas tanto nas direções longitudinal quanto na transversal, bem como, são necessários Graus de Redução (GR) no trabalho a quente desses aços bem menores para obtenção de propriedades mecânicas satisfatórias, enquanto que para materiais fundidos pelo processo anterior, essas reduções são em geral maiores que 2,5 para se obter propriedades mecânicas desejadas na direção longitudinal (HOLZGRUBER, 1983).



Nas outras direções, radial e transversal, as propriedades são bastante inferiores se comparadas com a longitudinal, independentemente do grau de deformação a quente imposto ao material.

Outro ganho proporcionado por esse processo é a distribuição homogênea dos carbonetos formados nesses materiais, o que ajuda a prevenir um desgaste preferencial em algumas regiões empobrecidas de carbonetos, que podem gerar ou propagar possíveis redes de trincas por entre essas regiões.



2.6 EFEITO DA QUANTIDADE DE IMPUREZAS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

O termo “aço limpo” é comumente utilizado para descrever aços que têm baixos níveis de enxofre, fósforo, nitrogênio, oxigênio e hidrogênio como solutos; níveis controlados de cobre, zinco, chumbo, níquel, cromo, bismuto, antimônio e magnésio; e uma baixa frequência de produtos defeituosos que podem estar relacionados com a presença de óxidos formados durante a fabricação do aço, a metalurgia de panela, fundição e ou laminação. (www.cimm.com.br).

Sobre esse aspecto, é importante salientar o efeito das inclusões nos aços. Durante a fabricação, alguns materiais podem contaminar o banho combinando-se com ele. Essas contaminações encontradas no aço incluem silício, alumínio e enxofre, que combinados com oxigênio formam inclusões. Cada tipo de inclusão afeta a resistência à fadiga de maneira diferente.

Inclusões com pouca plasticidade como alumina, cálcio-aluminatos, nitretos e carbonitretos são as mais prejudiciais, assim como os sulfetos que também são nocivos. Em alguns estudos foi verificado que além do efeito da natureza das inclusões, sua morfologia e tamanho afetam a resistência a fadiga dos materiais. Essa, decresce com inclusões maiores e mais agulhadas (NOGUEIRA, 1986).

A quantidade total de grupos de inclusões pode ser representada pela quantidade de oxigênio no banho; um elevado teor de oxigênio no aço faz diminuir a vida a fadiga do material devido a provável elevada concentração de inclusões de óxidos.



As tensões causadas pelo contato repetitivo do cilindro em movimento por sobre as inclusões, causa uma tensão adicional no material em torno da inclusão. As micro-trincas, aumentam, fragilizando o material. Eventualmente essas trincas afloram à superfície levando pequenas partículas ao rompimento causando o defeito conhecido como Spalling. Figura 2.15.



Figura 2.15 Exemplo de lascamento sub-superficial ocasionado pela presença de inclusão não metálica na região de trabalho do cilindro (Sychterz, 2002)

Processos de fusão ou desgaseificação a vácuo controlam a quantidade de inclusões não metálicas no banho. Constantes desenvolvimentos são realizados, visando reduzir cada vez mais, os níveis de impurezas contidos no metal com o objetivo de elevar a resistência a fadiga desses materiais.

A resistência à fadiga é diretamente afetada pela quantidade de inclusões não metálicas contidas no metal, essas são geradoras de concentradores de tensão onde tais micro-trincas podem se desenvolver.

A quantidade reduzida de inclusões presentes nos cilindros produzidos pelo processo ESR, reduz a incidência desses concentradores de tensão, tendo como consequência um aumento de sua resistência à fadiga, (OLIVEIRA, 2000).

Algumas pesquisas tem demonstrado que a distribuição e tamanho de carbonetos também afeta a resistência à fadiga de contato. Os estudos de Stickels (1974) e Chilton (1981) mostraram que materiais com a presença de carbonetos com diâmetros médios de $1,40\text{ }\mu\text{m}$, tem resistência à fadiga cerca de 2,5 vezes menor que um material com carbonetos de diâmetro médio de $0,56\text{ }\mu\text{m}$.

A morfologia dos carbonetos também pode influenciar na resistência ao desgaste desses materiais, bem como, na sua capacidade de reter a rugosidade superficial durante aplicação, característica essa muito importante na laminação a frio (OTT, 1997).



Figura 2.10: Micrografia do material para cilindros de laminação, com 100x de aumento, mostrando a distribuição dos carbonetos no material. (OTT, 1997, p. 20).

2.7 EFEITO DA MICROESTRUTURA PRÉVIA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Comumente, após conformação mecânica, tanto os materiais produzidos por LC quanto ESR, são submetidos a tratamentos térmicos preliminares que, produzem um refinamento na microestrutura e uma redistribuição dos carbonetos (NOGUEIRA, 1986).

Entretanto, um fenômeno de nucleação de carbonetos nas periferias das regiões de interface pode ocorrer em eventuais inclusões existentes para materiais menos limpos devido ao aumento da energia livre (ΔG), que favorece a nucleação de fases em seus contornos, tornando a estrutura mais propensa a microconcentradores de tensão em regiões localizadas, como pôde ser observado em alguns estudos (CAMPOS FILHO, 1978).

A Figura 2.16 mostra um material que foi submetido a um tratamento térmico preliminar de normalização após forjamento, posteriormente tratado para a condição final, evidenciando a presença de carbonetos nos contornos de uma inclusão de sulfeto de manganês para um material produzido por LC.

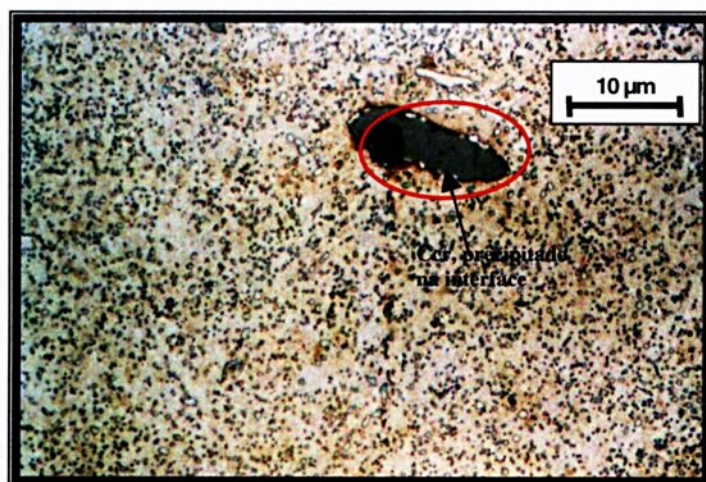


Figura 2.16 microestrutura de material para cilindro de laminação, com tratamento térmico preliminar de normalização com evidências de nucleação de carbonetos em contornos de inclusão, 1000 vezes, Nital 4%, 30 seg

A redistribuição de carbonetos na austenita depende do estado prévio em que o material se encontrava, ocorrendo a dissolução preferencial dos carbonetos em certas regiões da matriz. Para compreender tal fato, serão definidas duas regiões na estrutura de acordo com a microsegregação do material:

A. As regiões correspondentes aos antigos centros dos eixos principais e aos braços das dendritas no estado bruto de fusão; são regiões empobrecidas em elementos de liga.

B. As regiões entre os braços das dendritas e entre dendritas distintas, para onde os elementos de liga com coeficiente de distribuição menor que um são macrosegregados; são regiões ricas em elementos de liga e em sulfetos de manganês.

Essas regiões podem ser identificadas, mesmo no material já trabalhado mecanicamente, pelas diferenças de ataques químicos e pela presença de inclusões de sulfetos de manganês nas regiões interdendríticas. Nem todas as regiões interdendríticas apresentam sulfetos, mas as regiões com sulfetos, em aços acalmados, correspondem a regiões interdendríticas.

Durante a austenitização, ocorre a dissolução preferencial dos carbonetos nas regiões de centros de dendritas para os estados normalizado e temperado previamente. Os carbonetos de maiores dimensões permanecem não dissolvidos nas regiões interdendríticas.

Além de afetar a distribuição dos carbonetos após têmpera, o estado prévio afeta as dimensões destes constituintes. Com o aumento do tempo de recozimento, tem-se um aumento das dimensões médias e máximas dos carbonetos, (OLIVEIRA, 2000).



3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

No presente trabalho, foram estudados dois aços utilizados na fabricação de cilindros de laminação denominados pelo fabricante como **VC10**, com uma mesma especificação de composição química, cuja porcentagem em peso dos principais elementos estão mostradas na Tabela 3.1 fornecidos por Aços Villares/Sidenor – (UEN Cilindros de Laminação) obtidos por processos distintos de aciaria.

Tabela 3.1 Especificação de Composição Química para os aços VC10

Elemento (%)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P	S
Material									
VC10	0,900	0,300	0,700	4,500	<0,250	0,250	0,070	<0,025	<0,010

Foi realizado o acompanhamento dos dois lingotes de onde foram extraídos os corpos de prova, desde o processo de composição de carga sólida de forno até seu vazamento (refusão somente para o ESR).

O primeiro, ou convencional, foi elaborado em aciaria elétrica em forno com três indutores com capacidade para noventa toneladas, seguido de um processo de desgaseificação a vácuo em estação de tratamento tipo SKF a uma pressão entre 1~2 Torr. As correções de composição química para esses metais é efetuada no próprio forno de fusão.

Posteriormente, a panela com o metal líquido foi transferida para a estação de lingotamento, onde se obtiveram seis lingotes distintos de aproximadamente quinze toneladas e 802 mm de diâmetro cada por lingotamento indireto, dos quais foi escolhido apenas um para se extraírem os corpos de prova (CDPs).



Evitou-se a contaminação do metal líquido por oxigênio, ou ainda que este aprisionasse outros gases da atmosfera no interior da lingoteira pelo arraste de ar gerado pelo grande volume de metal, optando-se por lingotamento indireto.

Para o material obtido por ESR, a etapa de lingotamento foi bastante semelhante a anterior, tendo como diferencial o tratamento do banho em forno-panela para correção de composição química, e o lingotamento indireto de quatro lingotes em lingoteiras com 680 mm de diâmetro de onde também foi escolhido um lingote para retirada dos CDPs.

Após a obtenção do lingote, também chamado de eletrodo-consumível para esse processo, aquele é soldado em um eletrodo não consumível que fechará o circuito elétrico gerando calor por efeito Joule provocando uma fusão localizada na ponta do eletrodo, que passará através de uma eletroescória condutora a qual funcionará como um filtro, retirando as impurezas que poderiam causar inclusões no metal solidificado.

A composição química em peso da escória utilizada no processo ESR está apresentada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2. Composição Química em peso da Eletroescória

	CaF ₂	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MgO	S ₂ O ₁₅
Massa (KG)	47,5	37,5	47	9	9	80
%	20,65	16,30	20,43	3,91	3,91	34,78

Após a refusão pelo processo ESR obteve-se um lingote com diâmetro 736,6 mm. Esse lingote foi transferido a frio para a forjaria, onde foi reaquecido até as temperaturas de forjamento especificadas, e forjado para a obtenção de um cilindro bruto de forjamento.

Já o material produzido por lingotamento convencional é desmoldado a quente, aproximadamente 680°C, e transferido para os fornos de reaquecimento para ser submetido ao processo de forjamento.

Ambos materiais foram aquecidos até as temperaturas de forjamento em forno à óleo pesado (OC₄), com capacidade para cento e cinquenta toneladas de carga, e posteriormente, submetidos ao processo de forjamento a quente em prensa de 9000 toneladas força (Shoelleman/Villares), entre 1000°C à 1200°C em três etapas: recalque, desbaste e acabamento, permanecendo durante cinco horas no forno para reaquecimento entre cada uma dessas etapas.

No processo de forjamento desses materiais, utilizou-se um grau de redução entre 3 a 3,3 para o convencional e um grau de redução entre 1,6 a 2 para o ESR. Essa diferença de grau de redução é dada entre outras coisas pela razão entre comprimento e diâmetro dos lingotes brutos, 802 mm para o convencional e 736,6 mm para o ESR. Entretanto, os materiais produzidos pelo processo de refusão requerem menor grau de deformação para que se atinjam os níveis de resistência mecânica desejados para essas aplicações, (SHAHHOSSEINI, SHAHHOSSEINI; AGDAMOHAMMADI,2000).



3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS PRELIMINARES

Após o forjamento, os esboços foram transferidos ainda quentes para as estações de tratamentos térmicos preliminares³ de normalização direta (Figura 3.1), onde são posicionados em cima de rolos para que girem sobre o próprio eixo, sofrendo um resfriamento com auxílio de ventiladores até que sua temperatura esteja homogeneizada em torno de 300°C. Seguem então para um forno a gás onde serão submetidos a um ciclo térmico de alívio de tensões a baixas temperaturas.

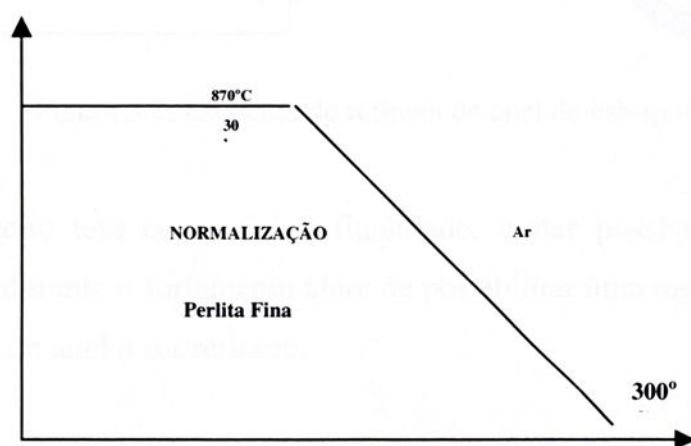


Figura 3.1. Ciclo térmico preliminar de cilindro após forjamento antes da retirada dos CDPs para ambos materiais

Os CDPs foram extraídos dos esboços desses cilindros após essa fase do processo.

Nas análises realizadas procurou-se ao máximo simular as condições operacionais do cilindro. Em face disto, utilizou-se ciclos térmicos que pudessem conferir ao material a maior dureza possível. Tais ciclos tiveram como base as curvas Tempo, Temperatura e Transformação (TTT) para esse material obtidas experimentalmente.

³ Esses tratamentos são realizados nos cilindros objetivando uma homogeneização de estrutura para então se proceder aos tratamentos térmicos de endurecimento superficial ao cilindro. (Nogueira, M.A.S)

3.3 RETIRADA DOS CORPOS DE PROVAS (CDPS)

Partindo dos cilindros após os tratamentos térmicos preliminares, ainda em seu estado bruto de forjaria, sem usinagem de desbaste, procedeu-se a retirada de um anel com 50 mm de coroa distando 50 mm da borda da mesa para cada condição de lingotamento, conforme esquematizada na Figura 3.2.

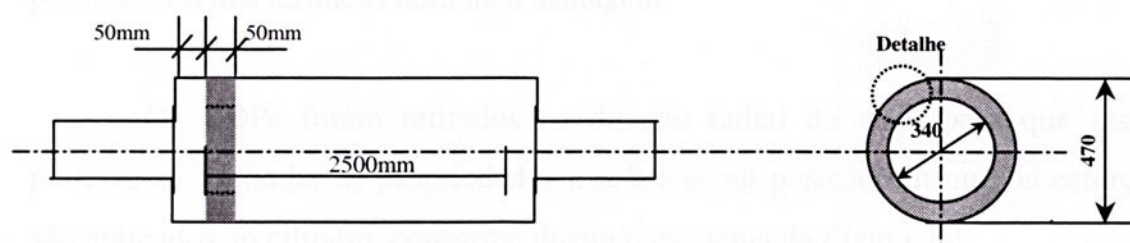


Figura 3.2. Esquema de retirada de anel do esboço forjado

Esse recuo tem como única finalidade: evitar possíveis defeitos que possam ocorrer durante o forjamento além de possibilitar uma melhor planicidade em ambas faces do anel a ser retirado.

Essa retirada foi feita em torno horizontal através da inserção de um bedame de metal duro na face da mesa, sendo limitado a 150 mm de comprimento devido às elevadas tensões localizadas na ferramenta de corte que, poderiam acarretar sua quebra.

Dos anéis, com 470 mm de diâmetro externo, foram retiradas amostras para a verificação das propriedades mecânicas através da realização de ensaios de: tração, impacto Charpy, fadiga por flexão rotativa e ensaios de tenacidade a fratura, além de CDPS para análises metalográficas em duas condições microestruturais distintas para os dois diferentes processos de lingotamento.

Após a retirada dos anéis procedeu-se o corte desses em quatro partes, dos quais extraíram-se os CDPs retalhando cada um dos quatro pedaços com o auxílio de uma serra de fita, em forma de pequenos tarugos de face quadrada, usinado-os posteriormente com os formatos específicos para cada ensaio, atentando sempre em mantê-los refrigerados com óleo solúvel para evitar possíveis efeitos térmicos durante a usinagem.

Os CDPs foram retirados na direção radial do anel, para que assim pudesse se avaliar as propriedades mecânicas na posição em que os esforços são aplicados ao cilindro, conforme ilustra o esquema da Figura 3.3.

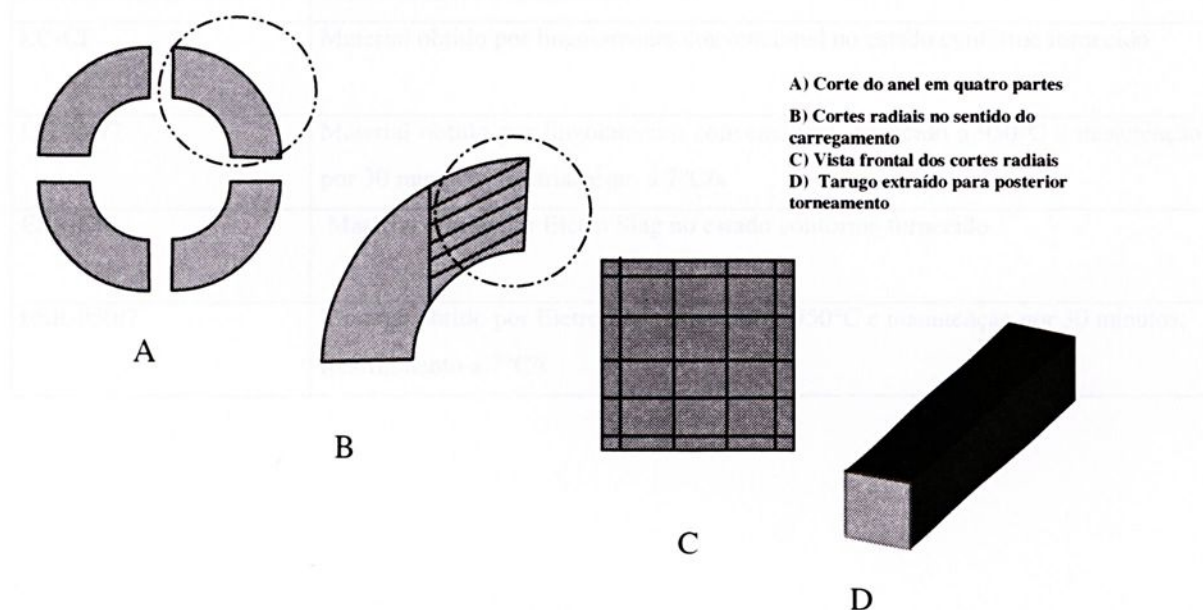


Figura 3.3 Esquema de corte para a retirada de amostras a serem usinadas para os perfis de Corpos de Prova de Tração e Flexão Rotativa.

3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Neste trabalho, foram usadas duas condições microestruturais diferentes, sendo elas: como fornecida e temperada em ar forçado. Sendo assim, temos duas condições diferentes para cada aço: Lingotamento convencional conforme fornecido, Lingotamento convencional temperado, ESR conforme fornecido e ESR temperado. A nomenclatura utilizada para identificação dos CDPs está demonstrada na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Nomenclatura adotada para cada condição metalúrgica estudada neste trabalho.

NOMENCLATURA	TRATAMENTO TÉRMICO
LC-CF	Material obtido por lingotamento convencional no estado conforme fornecido
LC-950/7	Material obtido por lingotamento convencional, aquecido a 950°C e manutenção por 30 minutos; Resfriamento a 7°C/s
ESR-CF	Material obtido por Eletro Slag no estado conforme fornecido
ESR-950/7	Material obtido por Eletro Slag, aquecido a 950°C e manutenção por 30 minutos; Resfriamento a 7°C/s

3.4.1 TÊMPERA

A têmpera foi realizada em um forno tipo Mufla, da marca EDG. Os CDPs foram aquecidos a uma taxa de aquecimento de $15^{\circ}\text{C}/\text{mim}$ até um patamar de 950°C , onde se consistiu a austenitização e foram mantidos no patamar por 30 minutos. O resfriamento foi feito a uma taxa média de $7^{\circ}\text{C}/\text{s}$ por meio de ventilação forçada (GUIMARÃES, V.A., 1997). Conforme Figura 3.4.

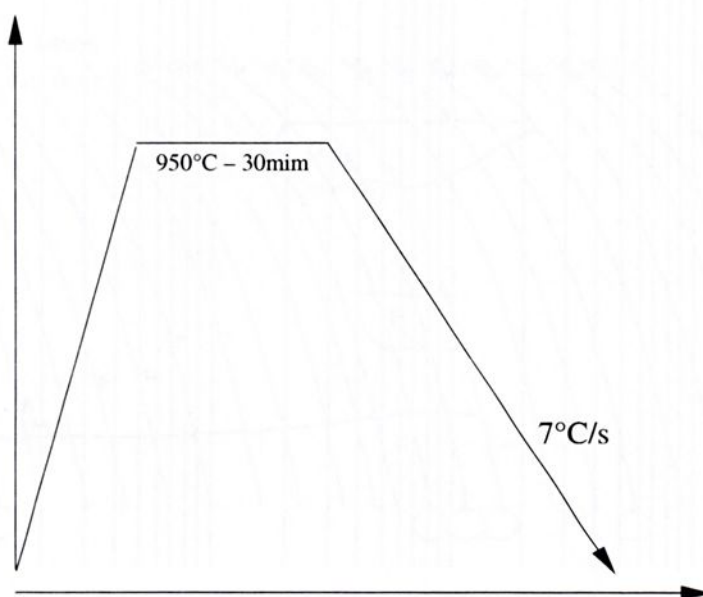


Figura 3.4 – Esquema mostrando as rotas de tratamento térmico.

Os parâmetros para se estabelecer o ciclo de aquecimento, bem como a temperatura de austenitização para esse aço, foram obtidos experimentalmente através de ensaios de dilatométrica, conforme curva TTT abaixo, Figura 3.5:

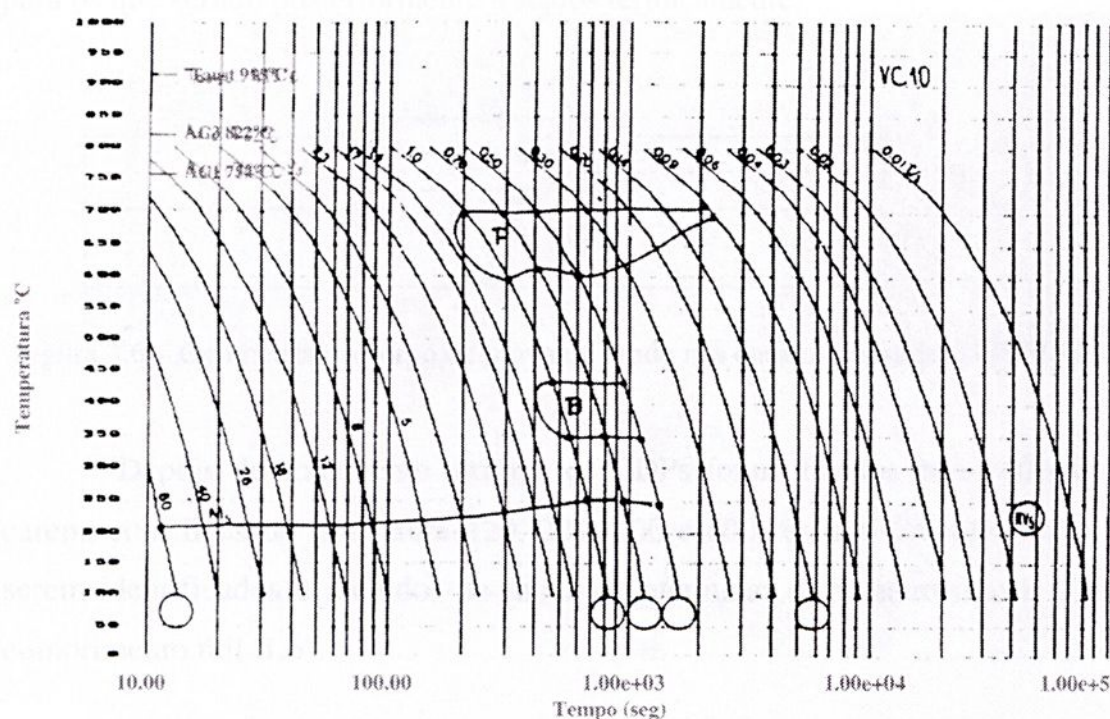


Figura 3.5 Curva TTT obtidas experimentalmente através de ensaio de dilatométrica para o aço VC10 (EPUSP, 2000)

3.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram preparados 5 CDPs por condição, apropriados para o ensaio de tração conforme ASTM E8M (1998) com geometria indicada na Figura 3.6.

Os CDPs foram usinados deixando-se um pequeno sobremetal de 0,3 mm para os que seriam posteriormente tratados termicamente.

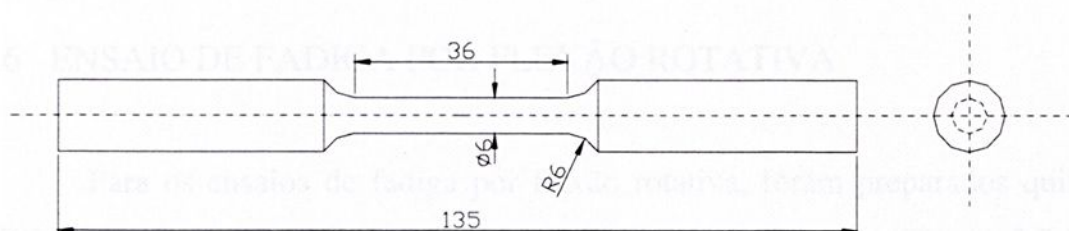


Figura 3.6 – Geometria do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração ASTM E8M.

Depois do tratamento térmico os CDPs foram lixados para retirada da carepa com lixas de gramatura 120, 220, 400 e 600 respectivamente, a fim de serem identificados e medidos de modo a determinar o diâmetro inicial (D_i) e comprimento útil (L_o).

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina MTS no DEMAR da Faculdade de Engenharia Química de Lorena (FAENQUIL), com capacidade para 10 toneladas força, onde foram determinados os parâmetros de limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t), alongamento total (ϵ) e redução em área (Φ).

Para o cálculo do limite de escoamento, foi usado o critério de 0,2% de deformação plástica, haja vista as curvas de carga em função da deformação dos CDPs, que foram traçadas, não apresentavam patamar de escoamento definido.

Para o cálculo da redução de área foram realizadas medições do diâmetro inicial (d_i) utilizando-se um paquímetro, para o cálculo da área inicial (A_i). Após a fratura, utilizou-se um projetor de perfis modelo MP320 fabricado por Carzeiss Jena, com projeção para medição episcópica e ampliação de vinte vezes, onde verificou-se o menor (d_1) e o maior (d_2) diâmetro da estrição para o cálculo da área final (A_f).

3.6 ENSAIO DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA

Para os ensaios de fadiga por flexão rotativa, foram preparados quinze CDPs segundo ASTM E606 (1998) com geometria indicada na Figura 3.7. Em virtude da pouca disponibilidade do material, só foi possível realizar o ensaio de fadiga na condição tratada em cada um dos materiais.

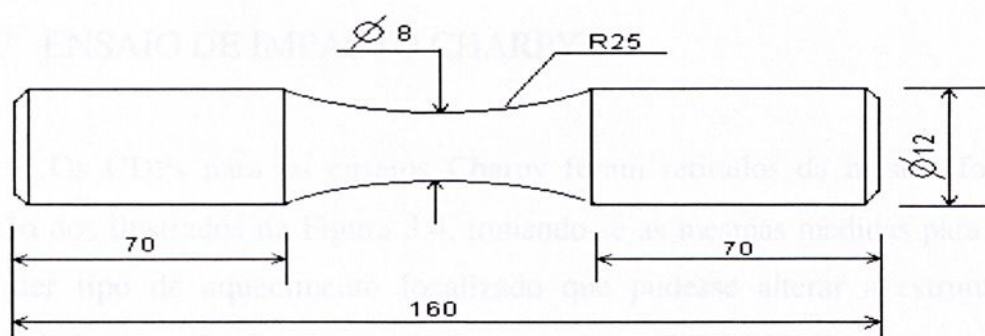


Figura 3.7 – Geometria do corpo de prova utilizado no ensaio de flexão rotativa, segundo a norma ASTM E606

Para a realização destes ensaios foi utilizada uma Máquina para Ensaios de Fadiga por Flexão Rotativa, modelo UBM-1, da marca alemã VEB Werkstoffprüfmaschinen, com capacidade de realizar quatro ensaios independentes, a uma rotação de 1000 a 6000 rpm e com carga máxima de 900 N.

Todos os ensaios foram feitos em um único bocal. Foi plotada uma curva $\sigma - N$ ou curva de Wöhler. A Figura 3.8 representa um esquema simplificado da realização do ensaio de flexão rotativa e apresenta as forças envolvidas no ensaio.

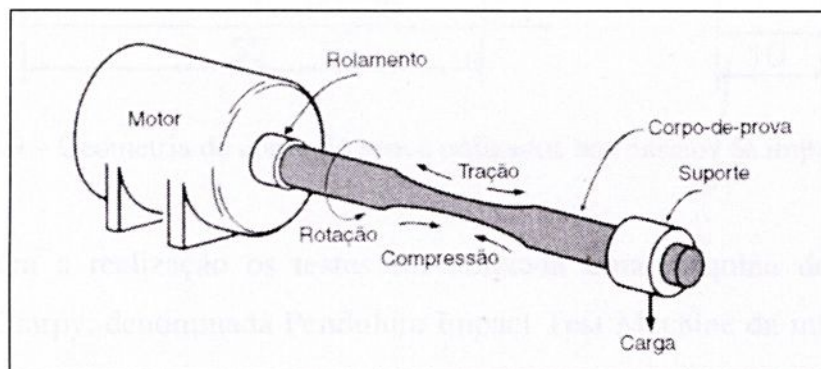


Figura 3.8 – Representação de um ensaio de flexão rotativa.

3.7 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

Os CDPs para os ensaios Charpy foram retirados da mesma forma e direção dos ilustrados na Figura 3.4, tomando-se as mesmas medidas para evitar qualquer tipo de aquecimento localizado que pudesse alterar a estrutura do material. Foram usinados de acordo com a norma ASTM E23(1998), com entalhe em “V”, formando um ângulo de 45°, profundidade de aproximadamente 2 mm, na direção C-R.

A geometria está indicada na Figura 3.9 tendo sido preparados cinco corpos de prova por condição.

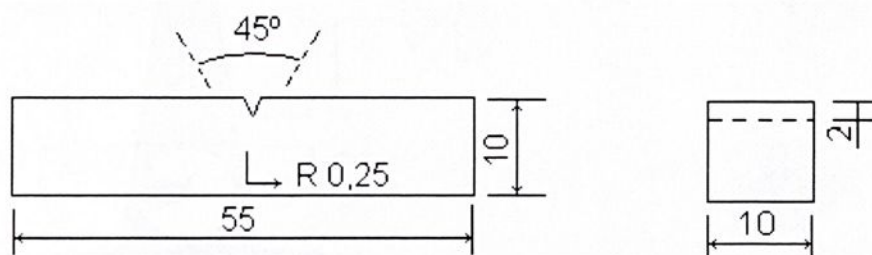


Figura 3.9 – Geometria do corpo de prova utilizados nos ensaios de impacto Charpy

Para a realização os testes foi utilizada uma máquina de ensaios de impacto Charpy, denominada Pendulum Impact Test Machine da marca Mohr & Federhaff AG de origem alemã, com as seguintes características:

Energia Absorvida 15 - 30 kpm;

Ângulo de Partida - $161,45^\circ$;

Raio do Pêndulo - 770 mm.

A Figura 3.10 mostra um esquema simplificado de funcionamento de uma máquina de ensaio de impacto e o posicionamento correto do corpo de prova Charpy tipo A.

O ensaio foi realizado à temperatura ambiente para todas condições, visto que a temperatura de trabalho destes cilindros é aproximadamente 80°C . Dessa forma, não é necessário realizar o ensaio em temperaturas muito elevadas ou sub-zero.

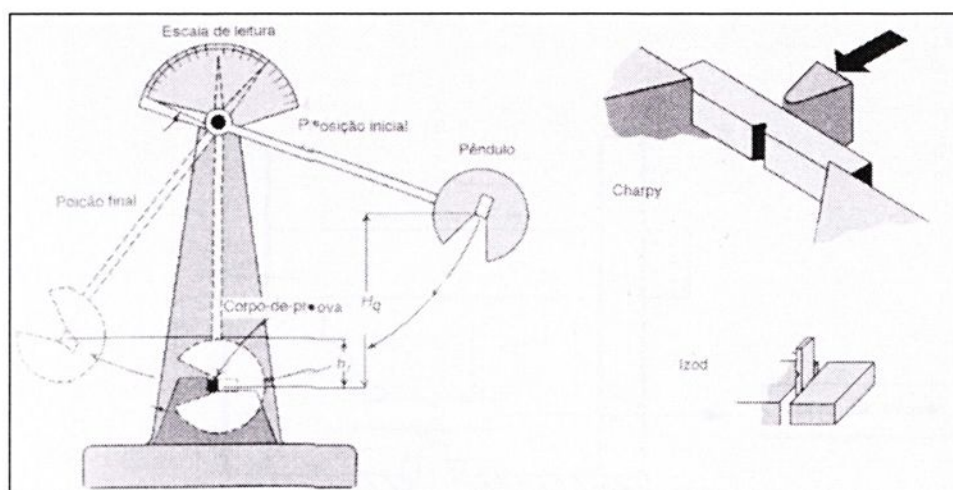


Figura 3.10 – Esquema de realização do ensaio Charpy

3.8 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

Foram realizados ensaios de tenacidade à fratura tipo K_{IC} , que se baseia na medida do fator de intensificação de tensão quando a trinca atinge um tamanho crítico. Os CDPs apropriados para os ensaios de tenacidade à fratura, tipo SE(B) com flexão em três pontos, foram especificados segundo a norma ASTM E 399 (1990).

Inicialmente foram nucleadas as trincas de fadiga nos corpos de prova do tipo flexão em três pontos. Foi gerada uma pré-trinca por fadiga na raiz do entalhe de cada um dos corpos de prova. A nucleação das pré-trincas foi realizada em equipamento desenvolvido nas dependências do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) desta faculdade, conforme Figura 3.11.

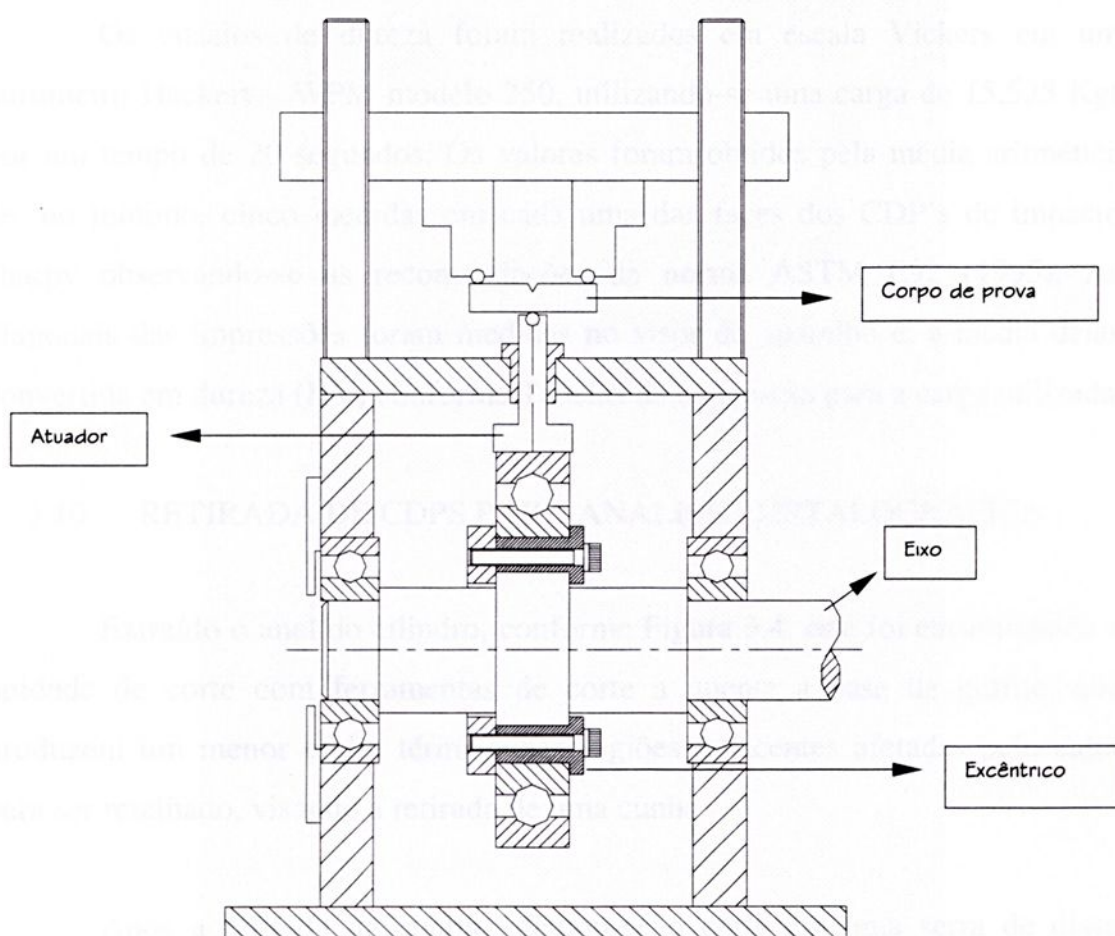


Figura 3.11 – Representação esquemática da máquina de fadiga para nucleação de trincas em um corpo de prova do tipo SE(B).

3.9 ENSAIO DE DUREZA

Os ensaios de dureza foram realizados em escala Vickers em um durômetro Heckert – WPM modelo 250, utilizando-se uma carga de 15,525 Kgf por um tempo de 20 segundos. Os valores foram obtidos pela média aritmética de, no mínimo, cinco medidas em cada uma das faces dos CDP's de impacto charpy observando-se as recomendações da norma ASTM E92 (1995). As diagonais das impressões foram medidas no visor do aparelho e, a média delas convertida em dureza (HV) conforme Tabelas de conversão para a carga utilizada

3.10 RETIRADA DE CDPS PARA ANÁLISES METALOGRÁFICA

Extraído o anel do cilindro, conforme Figura 3.4, este foi encaminhado a unidade de corte com ferramentas de corte a quente a base de grafite, que produzem um menor efeito térmico nas regiões adjacentes afetadas pelo calor para ser retalhado, visando a retirada de uma cunha.

Após a retirada da cunha, efetuou-se o corte em uma serra de disco abrasivo para extração de uma pequena placa com 5 x 10 x 50mm que posteriormente foi dividida em doze pequenas partes, conforme esquema da Figura 3.12, para então embuti-las em baquelite, separadamente nos sentidos transversal e longitudinal.



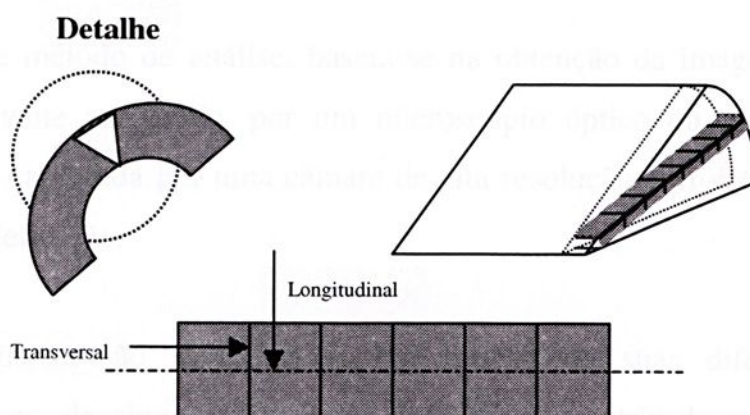


Figura 3.12. Esquema de corte da amostra final onde será realizada a quantificação de inclusões no sentido transversal e longitudinal ao raio do cilindro. As setas indicam quais regiões serão preparadas e observadas metalograficamente.

Após o seccionamento das amostras, estas foram embutidas e identificadas separadamente (1 a 6, transversal e longitudinal) em baquelite em equipamento PANAMBRA Struers Tempopress 2.

3.10.1 Quantificação e Morfologia das Inclusões

As análises foram efetuadas nas seções transversal e longitudinal das amostras, visando realizar uma varredura em toda a extensão da vida útil do cilindro, buscando nessa investigação encontrar divergências na distribuição volumétrica das inclusões nessa extensão.

A preparação metalográfica foi efetuada de acordo com ASTM E 768-80 (Reapproved 1993), *Standard Practice for Preparing and Evaluating Specimens for Automatic Inclusion Assessment of Steel*, em politizes metalográficas Panambra Struers e o método para determinação das frações de inclusões foi ASTM E 1245 – 95 (Reapproved 2000), *Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis*.

Esse método de análise, baseia-se na obtenção da imagem de uma amostra previamente preparada, por um microscópio óptico ou eletrônico de varredura, que é capturada por uma câmara de alta resolução e projetada em um monitor de alta definição.

As inclusões são classificadas em função de suas diferenças de intensidade de tons de cinza, comparadas cada uma a matriz da amostra sem ataque. As medidas são realizadas com base nas diferenças dos elementos de imagem. Essas medidas são feitas em cada campo de imagem capturado.

Foram utilizados os parâmetros de razão de aspecto, area-box, área e circularidade das inclusões no sentido longitudinal e transversal ao raio dos cilindros, objetivando identificar os tipos de inclusões como também a influência dos diferentes graus de deformação na sua morfologia, (CODARO et al., 2002).

Uma avaliação estatística confiável depende muito do tipo do material analisado, bem como a variabilidade das medidas. Nesse estudo serão realizadas medições em 20 campos de imagem para cada amostra, totalizando 240 campos processados, possibilitando assim uma avaliação estatística confiável.

Utilizou-se nessa quantificação um microscópio óptico *Nikon Epiphot 200* com lâmpada de *Xenônio* contraste em campo claro (Filtro Verde), Acoplado a uma câmara digital *Pixera 120ES* O software utilizado foi *Image Pro e Material Pro*.



3.10.2 Caracterização de fases por microscopia óptica

Os CDPs para caracterização de fases, retirados dos CDPs de tração, foram cortados em uma cortadeira modelo Mesotom fabricada pela Struers – Panamba Industrial e Técnica S.A.

Depois de devidamente retiradas, as amostras foram embutidas em baquelite em uma embutidora Termopress 2 fabricada pela Struers – Panamba Industrial e Técnica S.A.; após o embutimento, as amostras foram lixadas em uma lixadeira Knuth Rotor. O lixamento foi feito com uma seqüência de lixas de granulação 220, 320, 400, 600 e 1000. O polimento foi feito em uma politriz modelo AP 2 também fabricada pela Struers – Panamba Industrial e Técnica S.A., utilizando alumina diluída na proporção de 3/1 (três partes de água para uma parte de alumina).

O ataque foi feito por imersão durante um período de 5 a 20 segundos (dependendo da condição analisada) em um becker contendo Nital 2% (2 ml de ácido nítrico e 98 ml de álcool etílico). Imediatamente após o ataque, as amostras foram lavadas em água corrente e álcool e então, secadas por ventilação.

As amostras, em várias condições do material, foram observadas e fotografadas em um banco metalográfico Nikon modelo Epiphot 200 e o software utilizado foi o Image-Pro Plus. O aumento utilizado foi de 500 vezes, onde foram realizadas observações qualitativas e quantitativas de aspectos microestruturais.



3.10.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise por microsonda

As análises em MEV foram efetuadas objetivando caracterizar os tipos de fratura para cada um dos materiais, além de investigar a presença de possíveis concentradores de tensão (inclusões) nos CDPs de flexão rotativa.

Foi retirada de cada uma das duas extremidades fraturadas dos CDPs de flexão rotativa⁴, um fragmento com 20 mm de comprimento que foi acoplado à unidade de análise do Microscópio eletrônico Jeol com uma câmara de vácuo Noran modelo EDS, de propriedade de Villares Metals-Sidenor, acoplado a um analisador de imagem Image Tool em uma workstation Sun, com uma microsonda Superprobe 733.

A varredura foi efetuada sob uma tensão de 25 Kev e corrente de $2 \cdot 10^{-9}$ ampére e foram fotografadas as regiões de fraturas com ampliação de 200, 1000 e 1500 vezes.

A microanálise foi efetuada a fim de identificar a composição química da região de início de fratura dos CDPs, e os valores obtidos são em porcentagem peso dos constituintes encontrados.

⁴ Foi escolhida uma das amostras de cada um dos materiais submetidas a uma carga de 300 N.



4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Primeiramente, foram realizados e discutidos os ensaios mecânicos para obtenção das propriedades desses materiais nas duas condições microestruturais simuladas. As análises microestruturais para caracterização dos materiais bem como as análises por MEV, foram feitas nos CDPs após sua utilização nos ensaios de fadiga. Procurando dessa forma, padrões comparativos entre os dois materiais para justificar possíveis divergências entre eles.

As análises para quantificação e determinação da morfologia das inclusões, foi feita para se identificar os tipos e quantidades de inclusões presentes em cada material e o efeito do forjamento e dos diferentes graus de deformação nas inclusões existentes.

Já a microscopia eletrônica foi utilizada para identificar possíveis diferenças quanto as características das fraturas dos CDPs de fadiga, bem como, localizar o início de fratura.



4.1 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os resultados obtidos nos ensaios de tração apresentados na Tabela 4.1, permitem observar inicialmente que, as amostras ensaiadas não apresentaram patamar de escoamento definido na curva tensão-deformação, e o limite de escoamento foi determinado tendo-se como base o critério de 0,2% de deformação plástica.

Tabela 4.1 – Resultados obtidos pelo ensaio de tração para o aço VC10 nas diversas condições metalúrgicas estudadas.

CP	$\sigma_{e(0.2)}$ (MPa)	σ_t (Mpa)	ϵ %	Φ %
ESR-CF	563,40 ± 11,76	1054,87 ± 14,01	14,74 ± 1,54	14,21 ± 2,94
LC-CF	549,58 ± 11,27	1041,05 ± 27,73	18,09 ± 1,94	20,03 ± 0,03
ESR-950/7	1077,70 ± 94,28	1944,71 ± 196,01	2,49 ± 1,38	3,07 ± 2,59
LC-950/7	832,90 ± 64,58	1963,92 ± 23,92	3,35 ± 1,65	2,86 ± 0,42

De forma geral, pode-se dizer que houve um ganho acentuado de resistência mecânica quando as amostras foram submetidas ao tratamento térmico. No entanto, os resultados obtidos não apresentaram diferenças significativas entres as condições de lingotamento.

A amostra obtida por lingotamento convencional e tratada termicamente (LC 950/7), apresentou valores inferiores de limite de escoamento, quando comparada com a obtida pelo processo ESR. Porém, o limite de resistência a tração foram praticamente idênticos.

As amostras ensaiadas na condição do material como fornecido apresentaram alongamento percentual entre 14 a 18%, sendo que estes valores foram reduzidos a valores inferiores a 4% após as amostras serem submetidas ao tratamento térmico. Estes resultados estão de acordo com a caracterização microestrutural realizada para as condições submetidas ao tratamento térmico.

Os resultados mostraram também valores superiores de alongamento quando o aço foi fabricado por lingotamento convencional e ensaiado no estado como fornecido. Após o tratamento térmico esta diferença deixou de ser significativa.

Nota-se que o material convencional, no estado sem tratamento térmico, possui valores maiores de redução de área, 20,03% para a condição LC-CF e 14,21% para a condição ESR-CF. Essa diferença pode estar relacionada com refinamento da microestrutura.

No material convencional o grau de redução imposto no forjamento é maior quando comparado com o ESR (3 a 3,3 para o convencional e entre 1,6 a 2 para o ESR). Tal deformação mecânica adicional, faz com que sua estrutura, apesar de menos “limpa” seja mais refinada, justificando os resultados obtidos no ensaio.

Durante a propagação de uma trinca em uma estrutura cristalina os contornos de grão servem como barreiras forçando as microtrincas a se desviar por vários planos distintos. Em uma estrutura mais refinada a quantidade de grãos é maior, o que por conseqüência, torna esses materiais mais tenazes (HERTZBERG,1989).



4.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY

De acordo com a Tabela 4.2 observa-se que os valores de energia absorvida pelo ensaio de impacto foram extremamente baixos mostrando que o material em todas as condições pesquisadas está bastante fragilizado, indicando índices reduzidos de tenacidade. Pôde ser observado também que não houve diferença significativa nos resultados de impacto Charpy, tanto para o aço produzido por lingotamento convencional quanto para o ESR.

Tabela 4.2 – Resultados referentes ao ensaio de impacto Charpy (J)

CP	ESR-CF (J)	LC-CF (J)	ESR-950/7 (J)	LC-950/7 (J)
1	0,7	0,5	0,4	0,4
2	0,5	0,6	0,5	0,4
3	0,5	0,8	0,4	0,4
4	0,5	0,8	0,8	0,4
5	0,6	0,8	0,4	0,5
Média	0,56	0,7	0,5	0,42
Desv.Padrão	0,09	0,14	0,17	0,04

Para o grupo de resultados obtido no ensaio, foi efetuada análise estatística, a fim de avaliar se o grupo de amostras eram equivalentes através do critério de ANOVA ou análise de variância para as duas condições microestruturais, indicando que para um nível de confiabilidade de 95% não há diferenças significativas entre as amostras, como pode ser observado a seguir nas Tabelas 4.3 e 4.4:

Análise de dados para a condição conforme fornecido

Tabela 4.3 - Análise estatística dos resultados dos ensaios de impacto charpy (material no estado como fornecido).

Teste-F: duas amostras para variâncias		
H0: S1 = S2		
	Variável 1	Variável 2
Média	0,7	0,56
Variância	0,02	0,008
Observações	5	5
Gl	4	4
F	2,5	
F crítico uni-caudal	6,388234	
As amostras podem ter suas variâncias consideradas equivalentes ?		
2,5< 6,388 (V ou F)?	alfa =0,05	
se V= rejeito H0: S1≠S2 se	alfa =0,05	
F = Aceito H0: S1=S2		
Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes		
	Variável 1	Variável 2
Média	0,7	0,56
Variância	0,02	0,008
Observações	5	5
Variância agrupada	0,014	
Hipótese da diferença de média	0	
Gl	8	
Stat t	1,870829	
P(T<=t) bi-caudal	0,098282	
t crítico bi-caudal	2,306006	

Aceito H0 – mesma média alfa=5%

t < t Crítico, então amostras são equivalentes para um grau de confiabilidade de 95%.

Análise de dados para a condição tratada termicamente

Tabela 4.4 - Análise estatística dos resultados dos ensaios de impacto charpy (material no estado temperado).

Teste-F: duas amostras para variâncias

	Variável 1	Variável 2
Média	0,5	0,42
Variância	0,03	0,002
Observações	5	5
Gl	4	4
F	15	
F crítico uni-caudal	6,388234	

As amostras podem ter suas variâncias consideradas equivalentes ?

15>6,38 (V ou F)? alfa = 5%

se V= rejeito H0: S1≠S2 se

F = Aceito H0: S1=S2

Teste-t: duas amostras presumindo variâncias diferentes

	Variável 1	Variável 2
Média	0,5	0,42
Variância	0,03	0,002
Observações	5	5
Hipótese da diferença de média	0	
Gl	5	
Stat t	1	
P(T<=t) bi-caudal	0,363217	
t crítico bi-caudal	2,570578	

Aceito H0 - mesma média alfa=5%

t < t Crítico, então amostras são equivalentes para um grau de confiabilidade de 95%.

4.3 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados segundo a norma ASTM E399 (1997) para as amostras do aço no estado como fornecido. O parâmetro de tenacidade definido foi o K_{IC} uma vez que, as amostras ensaiadas não apresentaram espessura suficiente para atender os requisitos exigidos pela norma, para a determinação do parâmetro K_{IC} .

Os ensaios não foram realizados nas amostras submetidas aos tratamentos térmicos devido ter ocorrido dificuldades na nucleação da pré-trinca uma vez que, o material temperado estava muito fragilizado.

A Tabela 4.5 mostra os resultados obtidos pelos ensaios de tenacidade à fratura, onde não foi possível verificar diferenças significativas entre as duas amostras pesquisadas. As análises de variância mostradas a seguir confirmam os resultados para um grau de confiança de 95%.

Tabela 4.5 – Resultados referentes ao ensaio de Tenacidade à Fratura

CP	K_{IC} – ESR-CF (MPa.m ^{1/2})	K_{IC} – LC-CF (MPa.m ^{1/2})
1	43,45	40,37
2	42,85	43,25
3	38,02	46,66
4	47,31	44,47
5	45,78	45,54
Média	43,48	44,1
Desv.Padrão	3,54	2,42

Tabela 4.6 - Análise estatística dos resultados do ensaios de tenacidade a fratura

Teste-F: duas amostras para variâncias		
H0: S1=S2		
	Variável 1	Variável 2
Média	44,058	40,482
Variância	5,84767	98,50707
Observações	5	5
Gl	4	4
F	0,059363	
P(F<=f) uni-caudal	0,009068	
F crítico uni-caudal	0,156538	
As amostras podem ter suas variâncias consideradas Equivalentes ?		
0.05>0.156538? (V ou F)		alfa = 5%
V: Rejeito Ho: S1#S2		
F: Aceito H0: S1=S2		
Teste-t: duas amostras presumindo variâncias equivalentes		
	Variável 1	Variável 2
Média	44,058	40,602
Variância	5,84767	99,28947
Observações	5	5
Variância agrupada	52,56857	
Hipótese da diferença de média	0	
Gl	8	
Stat t	0,753669	
P(T<=t) bi-caudal	0,472644	
t crítico bi-caudal	2,306006	
Aceito H0 – mesma média	alfa=5%	

t < t Crítico, então amostras são equivalentes para um grau de confiabilidade de 95%.

Segundo Hertzberg(1989), o controle dos níveis de impureza de ligas metálicas é tido como um dos mais eficientes meios para o melhoramento da tenacidade à fratura. Elementos como o enxofre e seus óxidos são responsáveis pela queda de tenacidade em ligas metálicas. No entanto, nas amostras pesquisadas por este trabalho, não foi possível detectar melhoria de tenacidade nos CDPs com melhor controle microestrutural obtido pelo processo ESR.

4.4 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA

A Figura 4.1 mostra os resultados dos ensaios realizados por flexão rotativa nas amostras submetidas ao tratamento térmico. Através da análise destes resultados, fica evidente que as amostras processadas por ESR apresentaram vida em fadiga maior em relação ao aço produzido por lingotamento convencional.

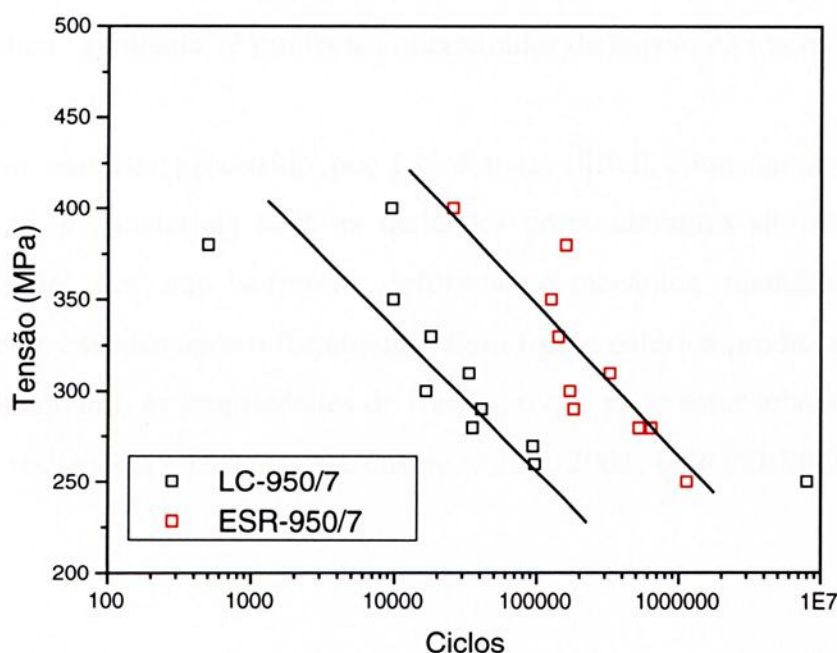


Figura 4.1 - Resultados do ensaio de Fadiga por Flexão Rotativa

Consultando a literatura, constata-se que a influência de aspectos microestruturais se dá tanto em altos como em baixos níveis de solicitação por fadiga. Estudos realizados por Yoder (1980) e Tanaka (1980) mostraram a influência do tamanho de grão no aumento da vida em fadiga de ligas metálicas. Existem ainda relatos na literatura com relação a benéfica influência da refusão a vácuo de ligas metálicas na vida em fadiga (Cooke et al., 1975).

Deste modo, os resultados de fadiga obtidos por este trabalho indicam que houve influência da forma de processamento do aço. O controle microestrutural com níveis reduzidos de impureza, pode ter sido responsável pelo melhor comportamento em fadiga das amostras submetidas ao processo ESR.

Além disso, a morfologia de possíveis inclusões contidas no material tem fundamental importância na resistência à fadiga de materiais metálicos. Sulfetos podem sofrer deformação mecânica durante o processo de forjamento, e sua característica “agulhada” é um forte concentrador de tensão na microestrutura.

No material produzido por LC é mais difícil controlar a presença de sulfetos. Já nos materiais ESR as inclusões preponderantes são do tipo óxido globular que, por não sofrerem deformação mecânica mantém sua forma praticamente esférica após o forjamento. Essa forma esférica produz um ganho na anisotropia quanto as propriedades de fratura, o que pode estar relacionado com o ganho de resistência à fadiga nesse ensaio, (OTT, 2001; HERTZBERG, 1989).



4.5 RESULTADO DOS ENSAIOS DE DUREZA VICKERS

A Tabela 4.7 apresenta os valores de dureza para ambos materiais nas duas condições microestruturais analisadas:

Tabela 4.7 Resultados dos ensaios de dureza para ambos materiais

	Bruto		Após Trat. Térmico	
	ESR (82633)	LC (82730)	ESR (82633)	LC (82730)
CDPs	HV 15,625Kg	HV 15,625Kg	HV 15,625Kg	HV 15,625Kg
1	333	312	762	802
2	322	322	802	802
3	322	322	802	894
4	322	312	802	802
5	322	312	802	802
Média	324,2	316	794	820,4
Desv.Padrão	4,92	5,48	17,89	41,14

Os resultados mostram valores bastante semelhantes para esse ensaio, como a dureza de matriz é dada basicamente pelo teor de carbono nas ligas de aço não eram esperadas grandes variações. O material apresenta apenas uma maior homogeneidade provavelmente relacionada com sua melhor distribuição de componentes.

4.6 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A análise microestrutural foi realizada com o objetivo de se caracterizar a microestrutura do aço VC 10, nas condições como fornecido e temperado, fabricado tanto por lingotamento convencional como por ESR.

Como citado, as amostras para análise microestrutural foram retiradas dos corpos de prova de fadiga por flexão rotativa e dos corpos de prova de tração, sendo elas na condição como fornecido e tratadas termicamente.

As micrografias das Figuras 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 mostram as microestruturas obtidas para a condição CF do material convencional e ESR. As Figuras 4.6 e 4.7 mostram as microestruturas para a condição temperada. A microestrutura do aço VC10 no estado bruto (CF) é basicamente constituída de perlita fina e carbonetos do tipo M_3C , além disso, possui grandes quantidades de carbonetos do tipo M_7C_3 , em geral formados por carbonetos de Cromo (Cr_7C_3) finos e dispersos na matriz uma vez que esse material possui grande quantidade de cromo em sua composição. Essa microestrutura é encontrada tanto no aço produzido através do lingotamento convencional quanto para o produzido por ESR.

A diferença entre os dois está na distribuição dos componentes que é menos homogênea no aço produzido por lingotamento convencional, e podem ser observadas presenças de colônias de carbonetos concentradas em certos pontos no mesmo aço.



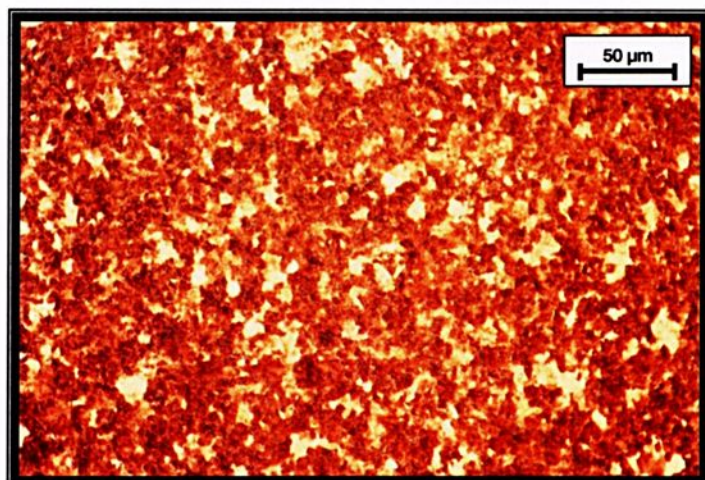


Figura 4.2 – Micrografia do aço VC10 obtido por lingotamento convencional no estado como fornecido (200 Vezes) Nital 4%, 30 seg

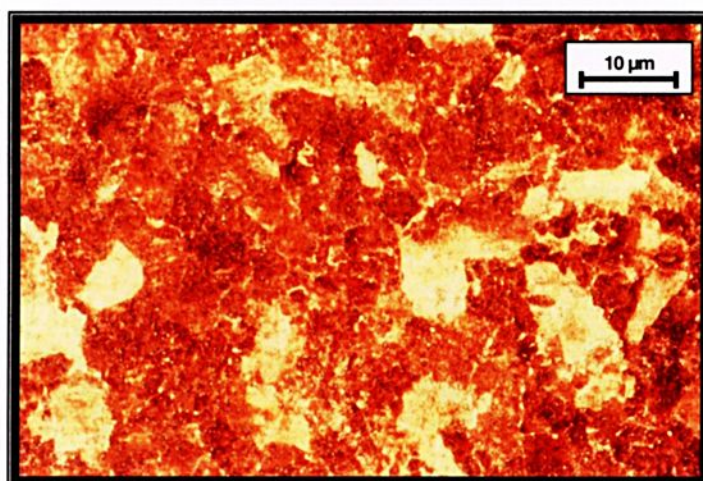
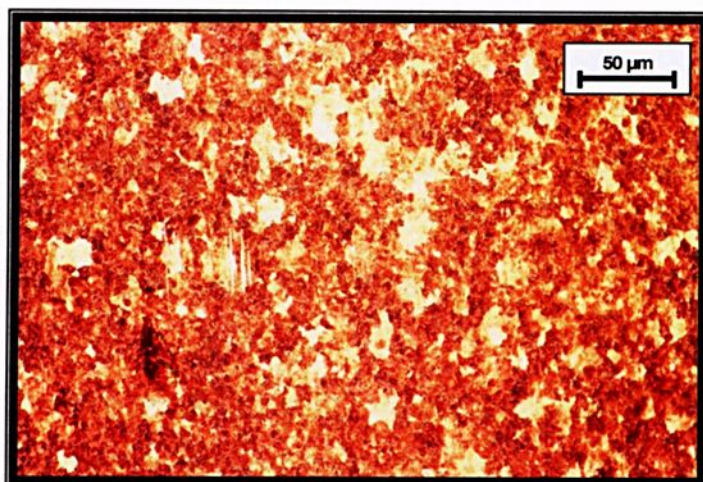
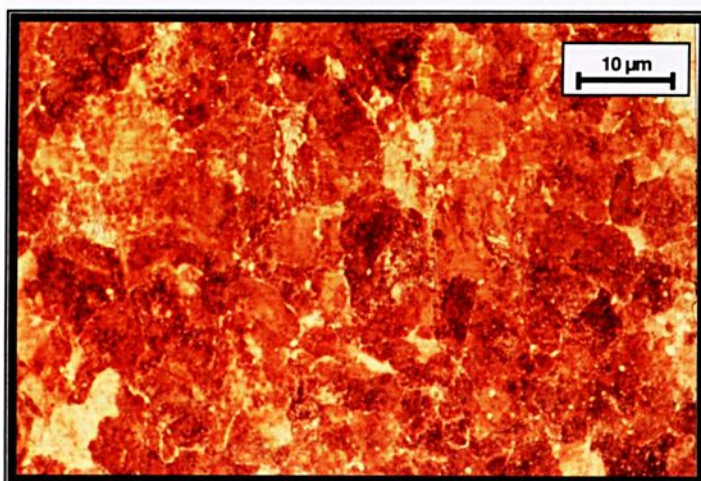


Figura 4.3 – Micrografia do aço VC10 obtido por lingotamento convencional no estado como fornecido (1000 Vezes) Nital 4%, 30 seg



**Figura 4.4 – Micrografia do aço VC10 obtido pelo processo ESR no estado como fornecido
(200 vezes) Nital 4%, 30 seg**



**Figura 4.5. – Micrografia do aço VC10 obtido pelo processo ESR no estado como fornecido
(1000 vezes) Nital 4%, 30 Seg**

Já a microestrutura para a condição temperada é formada de martensita fina, carbonetos primários do tipo M_3C e carbonetos secundários formados no processo de resfriamento do aço. A quantidade desses carbonetos é maior ou menor em função da velocidade de resfriamento.

A temperatura de têmpera desse material é elevada, de 920°C a 940°C , favorecendo o surgimento de carbonetos secundários.

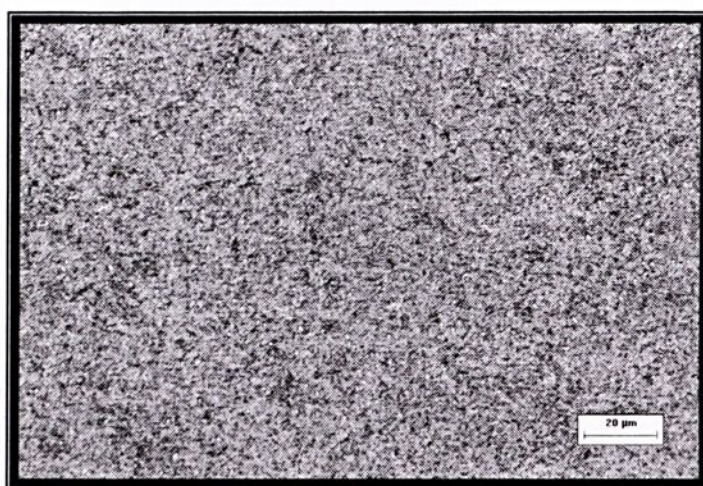


Figura 4.6 – Micrografia do aço VC10 obtido por lingotamento convencional no estado temperado Nital 4%, 30 Seg

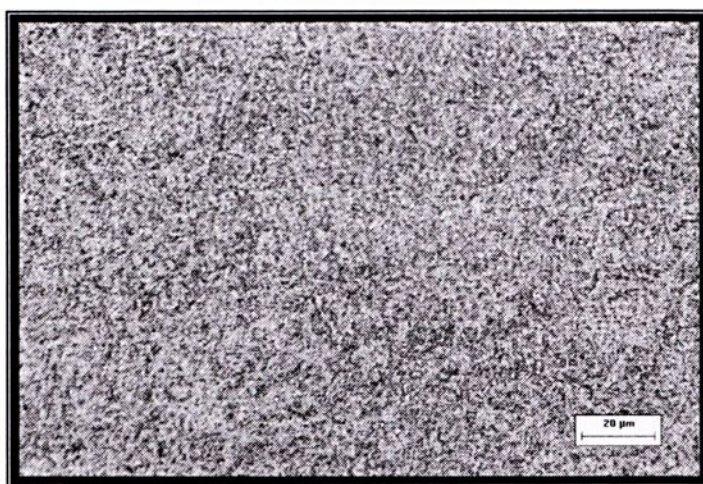


Figura 4.7 – Micrografia do aço VC10 obtido pelo processo ESR no estado temperado Nital 4%, 30 seg

Não existem diferenças microestruturais significativas, com exceção das inclusões, entre os materiais analisados na condição após tratamento térmico, há apenas uma melhora na distribuição dos constituintes, principalmente dos carbonetos, proporcionando uma maior homogeneidade para o material ESR

Tabela 3.3 Área e o tamanho para cada constituinte de acordo com o tamanho do material

Área das inclusões em um				
	ESR 5mm	ESR 25mm	LC 5mm	LC 25mm
Longitudinal	5,80	9,45	10,27	14,49
Transversal	51,93	18,78	60,42	133,83
Total	11,73	18,45	32,24	32,52
Desv. Padrão	21,30	44,12	11,16	94,23

De acordo com o gráfico a seguir, a área de cada constituinte no material analisado é apresentada. Observa-se também que há uma diferença entre os materiais analisados, principalmente no que diz respeito ao tamanho das inclusões.

De acordo com o gráfico a seguir, a área de cada constituinte no material analisado é apresentada. Observa-se também que há uma diferença entre os materiais analisados, principalmente no que diz respeito ao tamanho das inclusões.

4.7 QUANTIFICAÇÃO E MORFOLOGIA DE INCLUSÕES

O tamanho e forma das inclusões encontradas em cada um dos materiais, possuem características distintas como pode ser observado nas Tabelas 4.8 e 4.9. Nota-se claramente o menor tamanho das inclusões no material ESR quando comparadas ao material convencional, tanto na superfície quanto mais para o centro do cilindro, em ambas direções analisadas.

Tabela 4.8 Área das Inclusões para ambos materiais em função da distância da superfície do cilindro

Área das Inclusões em μm				
	ESR 5mm	ESR 35mm	LC 5mm	LC 35mm
Longitudinal	6,80	9,45	30,27	74,49
Desv.Padrão	51,03	18,78	80,42	129,83
Transversal	11,79	12,95	32,26	32,52
Desv.Padrão	20,80	44,29	61,95	94,23

Esse fato ocorre devido a ação de limpeza da eletro-escória no processamento desses aços. Observa-se também, que há uma maior variação no tamanho e morfologia das inclusões do material fabricado por lingotamento convencional, demonstrando sua maior heterogeneidade em relação ao ESR.

Já na análise do parâmetro de circularidade dessas inclusões, é possível observar que as mesmas nos materiais ESR possuem valores próximos a um, indicando uma morfologia mais típica de óxidos globulares, enquanto para os materiais convencionais essa morfologia tende a sulfetos lamelares com valores maiores a um, que são mais prejudiciais quanto a resistência à fadiga.

Tabela 4.9 Parâmetro de circularidade das Inclusões para ambos materiais em função da distância da superfície do cilindro

Circularidade				
	ESR 5mm	ESR 35mm	LC 5mm	LC 35mm
Longitudinal	1,22	1,04	1,17	1,23
Desv.Padrão	0,56	0,18	0,45	0,49
Transversal	1,08	1,07	1,11	1,22
Desv.Padrão	0,26	0,26	0,34	0,47

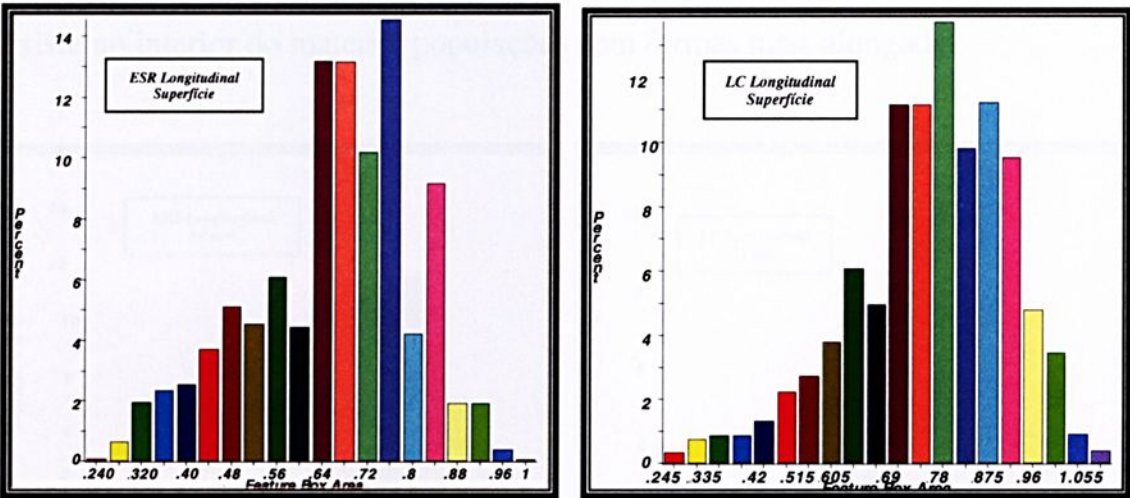
A diferença no tamanho das inclusões, pode estar relacionada com as velocidades de resfriamento do metal líquido dentro do molde metálico (lingoteira), que são muito maiores para os materiais convencionais. Fato esse, observado pela menor desvio padrão da área das inclusões para o material ESR que possui parâmetros de solidificação controlados.

Segundo Cardano et al. (2002), é possível identificar alguns tipos de população de partículas em um material através da análise de imagem por microscopia óptica pelo padrão denominado “area-box (AB)”, definido como a razão entre a área de um pit e a menor de área de um retângulo ao redor deste. Definido-se três classes geométricas distintas de partículas onde a razão AB pode ser classificada de três maneiras:

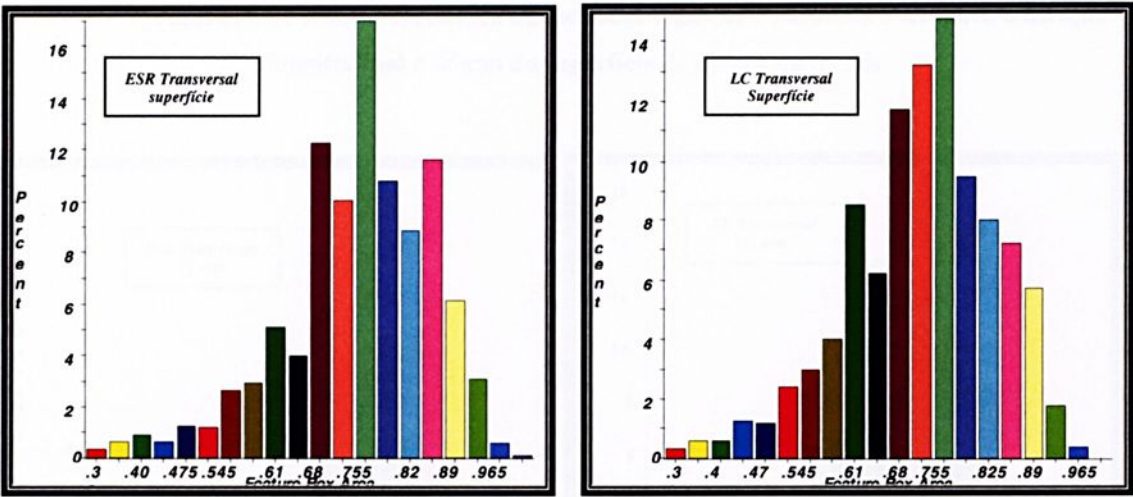
- AB com valores em torno de $\frac{1}{2}$ simulam cones;
- AB com valores em torno de $\pi/4$ simulam círculos ou semi-círculos;
- AB com valores iguais a 1 simulam retângulos que representariam formas cilíndricas no interior do material.

Dessa forma, admitindo-se óxidos como partículas esféricas ou semi esféricas e sulfetos como uma morfologia lamelar ou agulhada é possível, através desse método, identificar quais os principais tipos de inclusões presentes em cada material.

Nas Figuras 4.8 à 4.15 é possível identificar, através dos padrões AB, qual a distribuição morfológica das inclusões de ambos materiais. Os gráficos são apresentados nas direções longitudinal e transversal na superfície e a 35mm de profundidade para ambos materiais

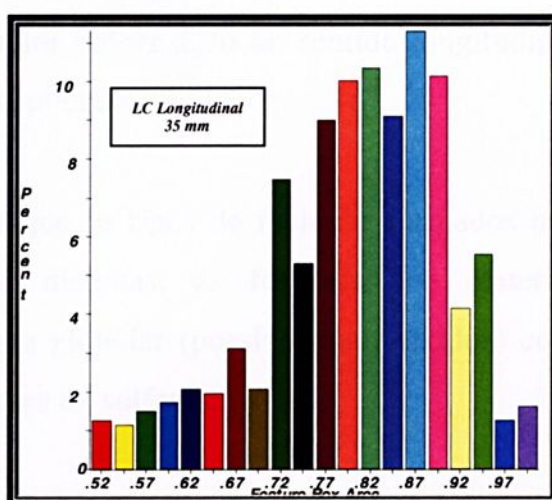
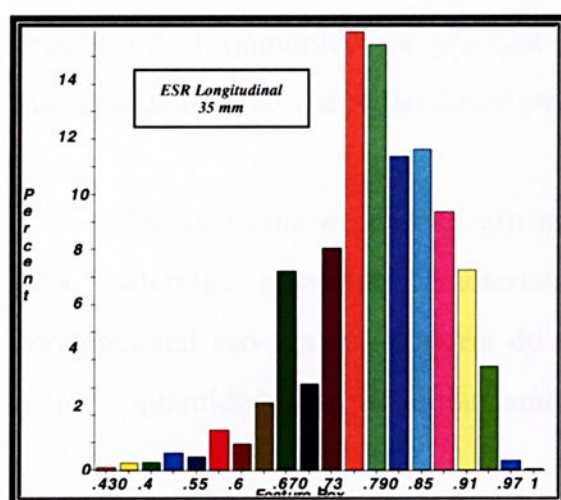


Figuras 4.8 e 4.9 Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção longitudinal na superfície de ambos materiais

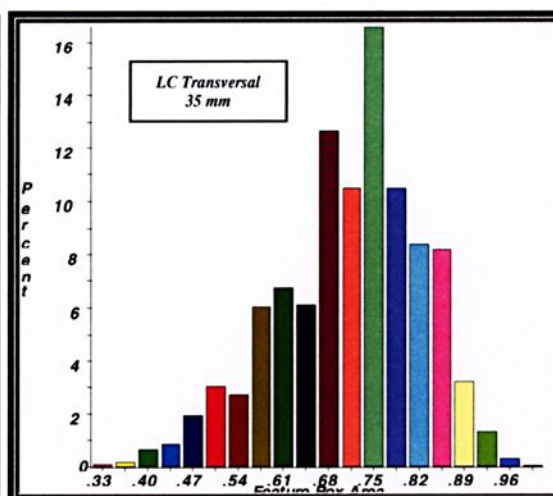
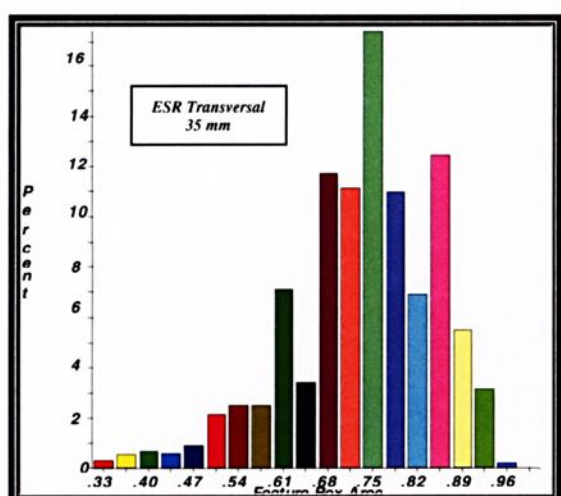


Figuras 4.10 e 4.11 Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção transversal na superfície de ambos materiais

Observa-se, que na superfície para o material ESR existe uma tendência maior de inclusões circulares, valores mais próximos de $\pi/4$ (0,785), para ambas direções. Já no convencional, nota-se também esse fato, porém, há uma quantidade de concentração de valores maiores que $\pi/4$, indicando que existe no interior do material populações com formas mais alongadas



Figuras 4.12 e 4.13 Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção longitudinal a 35mm da superfície de ambos materiais



Figuras 4.14 e 4.15 Morfologia de inclusões segundo o parâmetro AB para a direção transversal a 35mm da superfície de ambos materiais

Nas regiões mais ao centro das amostras analisadas, observa-se o mesmo comportamento das inclusões para ambos materiais, entretanto, para o material convencional a tendência em formar inclusões alongadas é ainda maior.

A diferença de morfologia das inclusões, da superfície para o núcleo, pode ser atribuída às deformações mecânicas impostas ao material durante o processo de forjamento, que provoca maior deformação no sentido longitudinal que é perpendicular a direção do esforço aplicado.

Dessa forma é possível afirmar que os tipos de inclusão formados nos dois materiais, possuem característica distintas; as formadas no material convencional são em sua maioria do tipo globular (possivelmente óxidos) com maiores quantidades de partículas lamelares ou sulfetos.

As Figuras 4.16 e 4.17, exemplificam as inclusões encontradas nos materiais convencionais e ESR, respectivamente, demonstrando as diferenças apontadas pela caracterização efetuada pelo padrão “area-box (AB)”.

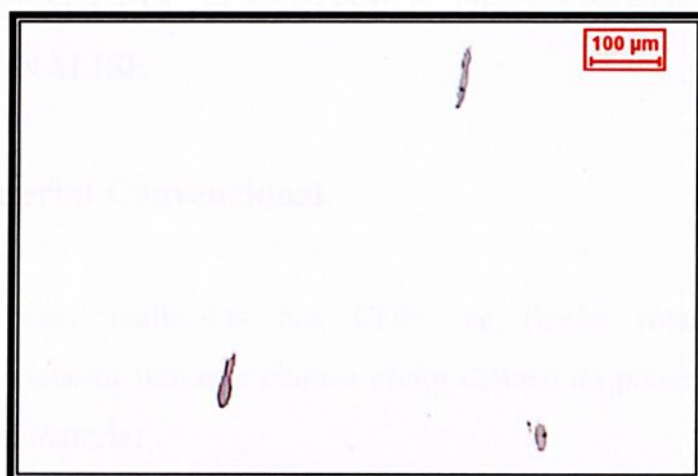


Figura 4.16. Morfologia das inclusões para material convencional. 100 vezes sem ataque

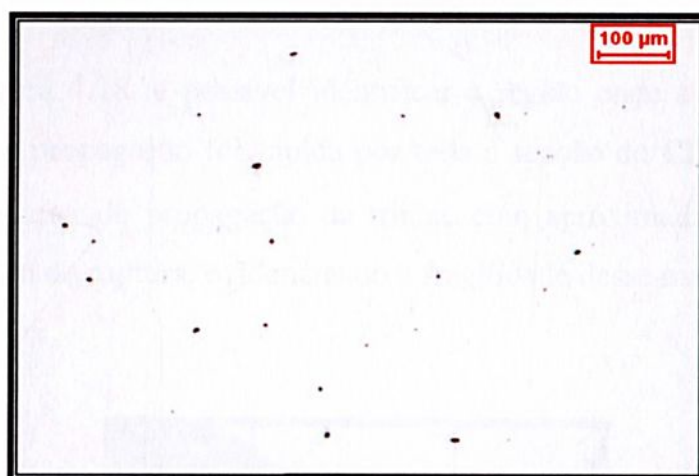


Figura 4.17. Morfologia das inclusões para material ESR. 100 vezes sem ataque

4.8 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) E MICRO-ANÁLISE

4.8.1 Material Convencional

As análises realizadas nos CDPs de flexão rotativa permitiram caracterizar de maneira bastante clara o efeito danoso da presença de inclusões não metálicas no material.

Como observado no ensaio de fadiga a diferença de resistência a esse esforço no material convencional é uma ordem de grandeza menor, quando comparado com o material ESR.

Na Figura 4.18. é possível identificar a região onde a fratura teve seu início e como a propagação foi rápida por toda a secção do CDP. Nota-se uma área muito pequena de propagação da trinca, com aproximadamente 100 μm , seguida da região de ruptura, evidenciando a fragilidade desse material.



Figura 4.18. Fractografia da região de início de fratura do CDP de flexão. 200 vezes

Na Figura 4.19, com maior ampliação, observa-se a presença de uma partícula, identificada através do ensaio de micro-análise, como resquício de uma inclusão não metálica, indicada na Figura 4.20.

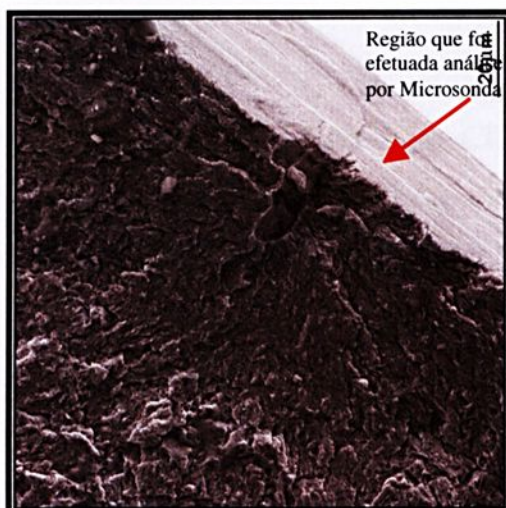


Figura 4.19. Fractografia da região de início de trinca identificando a presença de uma partícula e as zonas de tensão formadas em detrimento de sua presença. 1000 vezes

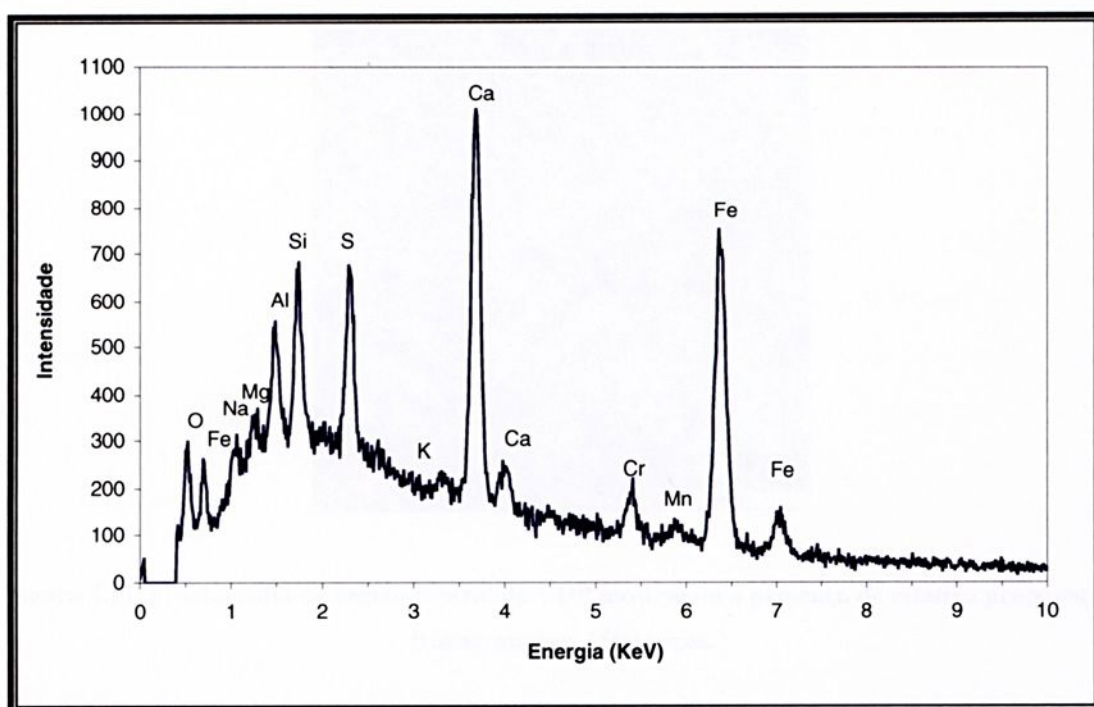


Figura 4.20 Resultado da análise por micro-análise identificando a presença de uma inclusão não metálica.

Essa inclusão, atuou como um concentrador de tensão no material, tendo sido a responsável pelo início da fratura do CDP durante o ensaio, justificando dessa forma, o porquê de sua menor vida útil quando comparado com material ESR para esse ensaio.

Com maior magnitude na região central do CDP, é possível notar a característica da fratura bastante frágil, porém, existe uma relativa propagação transgranular, como pode ser observado na Figura 4.21.

Segundo Sasaki e Kikushi (2003), o estado de triaxilidade de tensões no cume de uma trinca, pode ser alterado pelos seus diferentes mecanismos de propagação, que atuam localmente reduzindo as tensões, formando barreiras para que a fissura não se propague. Callister (2000), relaciona a característica transgranular da fratura com ganhos de tenacidade no material.

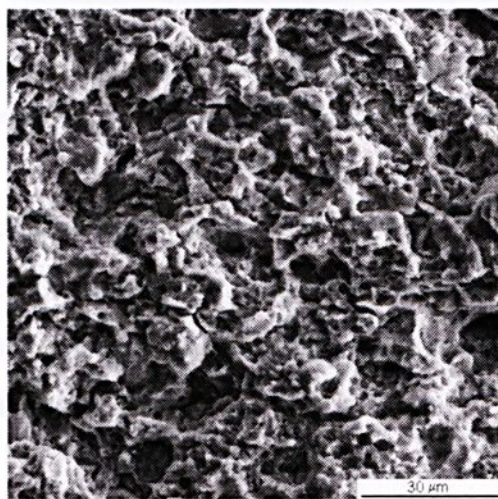


Figura 4.21. Fractografia da região central do CDP mostrando a presença de relativa propagação transgranular. 1500 vezes.

4.8.2 Material ESR

Nas análises realizadas nos CDPs do material ESR não encontrou-se nenhum tipo de inclusão não metálica como a que foi observada no material convencional. A Figura 4.22 identifica a região de início da fratura sem a presença de uma inclusão como concentradora de tensão.

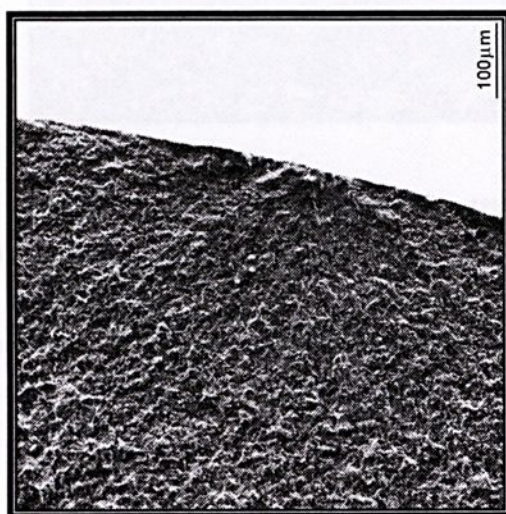


Figura 4.22. Fractografia da região de início da propagação da trinca do CDP não tendo sido identificada a presença de concentrador de tensão. 200 vezes.

Com maior ampliação, Figura 4.23, foi possível identificar o início da fratura no rompimento de um grão do material, com sua propagação posterior para o núcleo. Caracterizou-se a composição química dessa partícula através da micro-análise demonstrada na Figura 4.24.



Figura 4.23. Região de início de fratura para material ESR, mostrando a pequena zona de propagação de trinca e o começo da zona de ruptura. 1000 vezes.

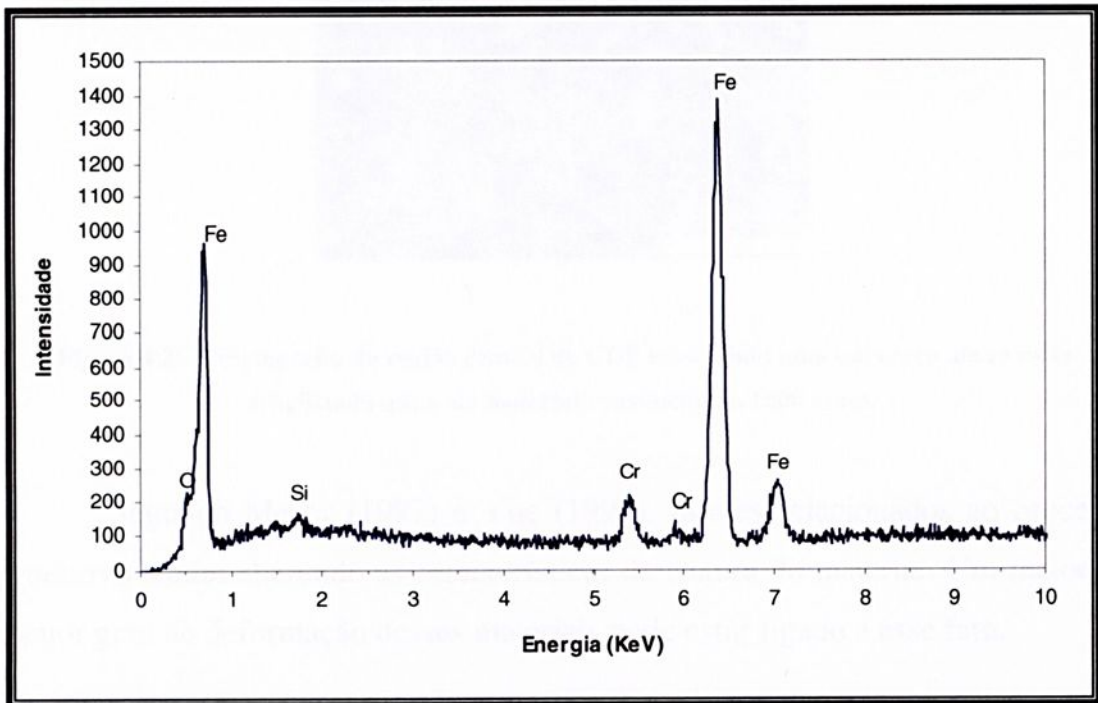


Figura 4.24. Resultado da análise por microsonda identificando a presença de uma partícula metálica possivelmente um grão do material

Nota-se entretanto, que a característica de início de fratura é bastante distinta da apresentada pelo material convencional, sendo possível observar, apesar de pequena, uma zona de propagação da trinca antes da zona de ruptura, bastante característica dos ensaios de fratura (Lupson, 2003)

Todavia, comparado-se a Figura 4.21 (material convencional) com a Figura 4.25, uma pequena diferença na característica da fratura pode ser notada, tendo, o material ESR, um comportamento levemente mais frágil.

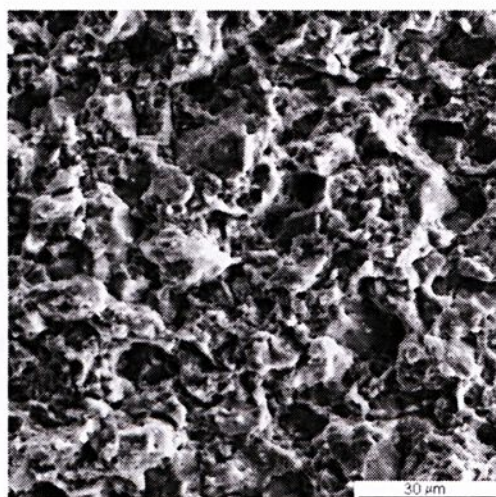


Figura 4.25 Fractografia da região central do CDP mostrando uma estrutura ainda mais fragilizada que a do material convencional. 1500 vezes.

Segundo Meyer (1997) e Yue (1997), fatores relacionados ao processo produtivo atuam alterando as características da fratura do material. Um maior ou menor grau de deformação desses materiais pode estar ligado a esse fato.

McMahon (1967) relata que trincas são muito mais propensas a ocorrer em regiões de contornos de grão fragilizados ou junto a presença de partículas frágeis de segunda fase, como resultado da interação de maclas ou planos de escorregamento nessas regiões preferenciais.

5 CONCLUSÕES

Baseado nos ensaios e análises efetuados é possível concluir que:

- O material no estado como fornecido apresentou microestrutura constituída de perlita fina com grandes quantidades de carbonetos do tipo M_7C_3 , em geral formados por carbonetos de cromo (Cr_7C_3). A microestrutura do aço obtida pelo processo ESR foi mais homogênea com carbonetos finos dispersos pela matriz. Após o tratamento térmico a microestrutura foi constituída de martensita fina, característica da têmpera de aços de alta resistência;
- Houve ganho acentuado de resistência mecânica em tração quando as amostras foram submetidas ao tratamento térmico em relação as amostras no estado como fornecido, no entanto, não foi detectada diferença significativa de resistência entre as condições de lingotamento (lingotamento convencional e ESR);
- As amostras obtidas pelo processo ESR seguido de têmpera apresentaram vida em fadiga superior em relação ao aço produzido por lingotamento convencional. O melhor controle microestrutural das amostras obtidas pelo processo ESR, provavelmente foi responsável pelo aumento de resistência à fadiga;
- Os tipos de inclusões formados, apesar da mesma composição química especificada para os dois materiais analisados, possuem características bastante distintas, e estas, influenciam diretamente na maior vida à fadiga por flexão rotativa observada para o material ESR.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 8M – 00b**: METRIC, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric], 2000

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E606**: Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing¹, 1992

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 23**: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2001

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 399**: Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, 1997

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 768**: Standard Guide for Preparing and Evaluating Specimens for Automatic Inclusion Assessment of Steel, 1999

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 1245**: Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis, 2000

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 92**: Standard test methods for Vickers hardness of metallic materials, 1995

CALLISTER, W. D.; Phase transformations in metals: development of microstructure and alteration of mechanical properties. In: **Material Science and Engineering** an Introduction: 5th Ed. New York: John Wiley, 2000. P. 294~327

CAMPOS FILHO, M. P. de.; DAVIS, G.J.; Nucleação e crescimento de cristais. In: **Solidificação e Fundição de Metais e suas ligas**; Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 1978. p. 11~27

CARVALHO, M. A.; **Simulação do Desgaste de Materiais para cilindros de trabalho utilizados na Laminação a frio de Tiras de Aço**, 1995 Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais) Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1995

CARVALHO, M.A.; SILVA, C.A., **Processo de Fabricação de Cilindros de Forjados de Aço para Laminação a Frio de Tiras de Aço ou Alumínio**; S. Caetano do Sul: Aços Villares S/A, 1991. Relatório Técnico

CODARO, E.N. et al; An image processing method for morphology characterization and pitting corrosion evaluation, **Materials Science and Engineering A**, Lausanne, v.334, n.1-2, p. 298~306, sep.2002

CHILTON, J.M.; ROBERTS, M.J. Factors influencing the performance of forged hardened steel rolls. **Iron and Steel Engineer**, v. 58, n.1, p. 77~82, jan., 1981

COOKE, R.J. et. al. Slow fatigue crack growth and threshold behaviour of a medium carbon alloy steel in air and vacuum. **Engineering Fracture Mechanisms**, v.7, n.1, p. 69~77, mar; 1975

CORBETT, R. B (Ed.). **Rolls for the metalworking industries**. Warrendale: Iron and Steel Society, 1990., p.1-31

DONALDSON, T.; Cast ESR Steel Work rolls In: **Mechanical Working and Steel Processing Proceedings**, 1987.p. 15~20

EMBRAER; Dados técnicos dos cilindros de aço forjado, **Manual de Assistência Técnica**; 52-54; Brasil; 1985

EPUSP, Curva de resfriamento contínuo e TTT do material VC10, **relatório interno**; Aços Villares AS, 2000

GASPARD, C. et al. Application of ESR technology to the manufacturing of bimetallic HSS rolls for cold and hot strip mills. In: **MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE**, 42, 2000., Iron Steel Society , 2000. P. 655~663

GINZBURG, W.B., **Stell rolling Technology Theory and Prattice**, ch.2, 353-389

GJONNES, L. ; **Development of surface topografy during cold rolling of twin -roll cast aluminium**, local: Villares Metals. 1989. Technical report,

GUIMARÃES, V.A.; **Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e micromecanismos de fratura de um aço microligado com nióbio e titânio**. 1997. 180f. Tese (Doutorado em engenharia mecânica) _ Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997.



HERTZBERG, R.,W.; Microstructural aspects of fracture toughness. In: **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**; 3rd Ed. New York: John Willey, 1989. Cap. 10, p. 353~419

HOLZGRUBER, W.; Electroslag Remelting of Steel – Basic Principles of the Process and its state of application; **Apostila de Treinamento**, Villares Metals S.A, 1983

KAJIOKA, H.; SATO, N.; SOEJIMA, K.; SAKAGUSHI, S.; Effects of various melting parameters on the qualities of electro slag remelting ingots, **Nippon Steel Corp**, Technical Research Institute, Japan, 1980

KIKUCHI, M.;SASAKI, J.; On The Damage Mechanics Analysis of the Dimple Fracture under Constraint Constraint Conditions, **Mechanical Engineering Department**, Science University of Tokyo, Japan, 2003

LEE, G. E AT AL.; Rolls for the Metalworking Industries, ed. ISS, Section I – **Principles of Roll Metallurgy**, 11~93, 2002

LYCKSTRÖM, B.; Progressos recentes na qualidade dos cilindros na laminação a quente e a frio; **Apresentação de documento nos seminários de tecnologia siderúrgica sueca sobre “Tecnologia de laminadores de aço”**, Suécia; 1999;

MAUER, G. E.; Macrosegregation in ESR and VAR Processes, **Journal of Metals**, EUA 1999

MC MAHON, C.J.; **Fundamental Phenomena in the material sciences**, vol 4, plenum, NY, 1967, p. 247

MEDOVAR, L.B.; CHERNETS, A.V; OUS, V.I.; OMES, N.M; Electroslag Technologies and Repair of Mill Rolls, **Rolls 2003**, Session N. 6 Special applications.

MEDOVAR, B.I.; MEDOVAR, L.B.; CHERNETS, A.V.; Ukrainian ESS LM HSS rolls for hot strip mills, In: MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE, 42 2000, p. 747~780

MEYER, CHRIS; Experimental Fatigue; **Laboratory for Scientific Visual Analysis**. Disponível em < <http://www.sv.vt.edu>>. Last updated: 5/6/97, Virginia Tech Materials Science and Engineering



NOGUEIRA, M.A.S.; Efeito da Microestrutura Prévia e da Microsegregação na Formação da Austenita, nas Temperaturas MS e nas Transformações Isotérmicas do Aço AISI 52100; **Dissertação de Mestrado**, USP-Poli, 1986

OLIVEIRA, M.J.; Efeito da Microestrutura Prévia no Tratamento Térmico Final de um aço Forjado para Utilização em Cilindros de Laminação; **relatório técnico**, Aços Villares AS, 2000

OLIVEIRA, M.J.; Evolução da Deformação de Inclusões em Cilindros de Laminação, **Relatório Preliminar**, 2000

OTT, G. A.; The application metalurgy and maintenance of high hardness, ultra deep hardened forged steel work rolls. In: **MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE**, 38, 1997, p. 97~104

OTT, G. A., The Physical Metallurgy of 4% chromium forged steel cold mill work rolls, In: **MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE**, 43, 2001, p. 747~780

OHNO, A.; **Solidificação dos Metais**, Tradução Paula da Silva Pontes. São Paulo: pg Ciencia e Tecnologia, 1988. p.13~75

PAWELSKI, O.; et al; The influence of different work roll texturing systems on the development of surface structure in the temper rolling process of steel used in the automotive industry; **Journal of materials processing technology**; 215-222 ; EUA; 1994;

REBELLATO, M.A.; MORONE, C.; NOGUEIRA, M.A.S., Cilindros para laminação a frio de aço e de não ferrosos: Fabricação e principais causas de Consumo, **Apostila de Treinamento**, Aços Villares S.A, 1993

ROBERTS, W. L. **Cold rolling of steel**. EUA, 1978. p.1-22; (Manufacturing engineering and materials processing,2);

SASAKI, J.; KIKUCHI, M.; Dimple Fracture Simulation Of Fracture Specimen Under Different Constraint Conditions, **Mechanical Engineering Department, Science University of Tokyo**, Japan, 2003

SILVA, C.H.; Manual para forjamento de lingotes de cilindros para laminação a frio, **Relatório Técnico**; Aços Villares S/A, 1991



SHAHHOSSEINI, A.M.; SHAHHOSSEINI, M.H.; AGDAMOHAMMADI, A.; The effect of ESR process on the forgeability Characteristics of DIN 17350 Tool Steel. In: MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE, 42; 2000, p. 167~174.

STICKELS, C.A.; Carbide refinig heat treatment for 52100 bearing steel. Metallurgical Trasactions, Warridale, v. 5, n. 4, p. 865~874, 1974

SYCHTERZ, J. B.; OTT, G. A. Forged Steel Roll Failures, **Rolls for the Metalworking Industries**, 317~336, 2002.

TANAKA, K AND NAKAI, Y., **Proc. 23rd Japan Cong.Mater. Res.**, p. 106, 1980.

TORO, A.; BATALLHA, G; Aplicações de algumas técnicas estatísticas na caracterização superficial de chapas de aço laminadas a frio. In: II WORKSHOP RECOPE: QUALIFICAÇÃO DE CHAPAS PARA A INDUSTRIA AUTOMOBILÍSTICA: LAMINAÇÃO, CONFORMAÇÃO, PINTURA, 2; 1999, São Paulo: EPUSP, 1999. P. 174~185

YODER, G.R.; COOLEY, L.A.; CROOKER, T.W.; KIMURA, H. AND INZUMI, O., **Eds., Vol 3, AIME**, Warrendale, PA, p.1865, 1980.

YUE, JIREH J. ; Energy concept fot fracture; **Laboratory for scietific Visual Analysis**. Disponível em <<http://www.sv.vt.edu>>. Last updated: 5/4/97, Virginia Tech Materials Science and Engineering

YU, K. O.; DOMINGUE, J. A.; Control of Solidification structure in VAR and ESR Processed Alloy 718 Ingots, **The minerals metals & materials society**, pg. 33~48, 1989

WWW.CIMM.COM.BR, Limpeza do aço e suas influencias nas propriedades mecânicas dos materiais, acesso em julho 2002.

WWW.BRMINDIA.COM, Rolls process manufacture, acesso em dezembro 2002.



